



**HAL**  
open science

# Texture et Anisotropie du comportement mécanique après laminage à chaud d'un alliage léger Aluminium Cuivre Lithium (2050) pour l'aéronautique

Quentin Contrepois

► **To cite this version:**

Quentin Contrepois. Texture et Anisotropie du comportement mécanique après laminage à chaud d'un alliage léger Aluminium Cuivre Lithium (2050) pour l'aéronautique. Sciences de l'ingénieur [physics]. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2010. Français. NNT: . tel-00481142v1

**HAL Id: tel-00481142**

**<https://theses.hal.science/tel-00481142v1>**

Submitted on 6 May 2010 (v1), last revised 1 Jun 2010 (v2)

**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.



N° d'ordre : 2010 EMSE 0561

## THÈSE

présentée par

**Quentin CONTREPOIS**

pour obtenir le grade de  
Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

# **TEXTURE ET ANISOTROPIE DU COMPORTEMENT MECANIQUE APRES LAMINAGE A CHAUD D'UN ALLIAGE LEGER ALUMINIUM CUIVRE LITHIUM POUR L'AERONAUTIQUE**

soutenue à Saint-Étienne, le 12 janvier 2010

Membres du jury

Président :	Francis	WAGNER	Professeur, Université de Metz
Rapporteurs :	Brigitte	BACROIX	Directeur de recherche, Université Paris 13
	Patrick	VILLECHAISE	Chargé de recherche, ENSMA Poitiers
Examinatrice :	Armelle	DANIELOU	Ingénieur de recherche, Rio Tinto Alcan CRV
Directeurs de thèse :	Claire	MAURICE	Chargée de recherche, Mines de St Etienne
	Julian	DRIVER	Directeur de recherche, Mines de St Etienne



**Spécialités doctorales :**

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX  
 MECANIQUE ET INGENIERIE  
 GENIE DES PROCEDES  
 SCIENCES DE LA TERRE  
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT  
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES  
 INFORMATIQUE  
 IMAGE, VISION, SIGNAL  
 GENIE INDUSTRIEL  
 MICROELECTRONIQUE

**Responsables :**

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS  
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS  
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN  
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN  
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE  
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I  
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I  
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS  
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I  
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

**Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)**

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 2	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 2	Informatique	G2I
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	MA	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	DF
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETTS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSÉ	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	CR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURJOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUILHOT	Bernard	DR	Génie des Procédés	CIS
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	MR	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	DF
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia	(Alès)		CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

**Glossaire :**

PR 0 Professeur classe exceptionnelle  
 PR 1 Professeur 1<sup>ère</sup> catégorie  
 PR 2 Professeur 2<sup>ème</sup> catégorie  
 MA(MDC) Maître assistant  
 DR (DR1) Directeur de recherche  
 Ing. Ingénieur  
 MR(DR2) Maître de recherche  
 CR Chargé de recherche  
 EC Enseignant-chercheur  
 IGM Ingénieur général des mines

**Centres :**

SMS Sciences des Matériaux et des Structures  
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels  
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement  
 G2I Génie Industriel et Informatique  
 CMP Centre de Microélectronique de Provence  
 CIS Centre Ingénierie et Santé

# Remerciements

Je remercie les personnes qui ont encadré cette étude : Claire Maurice et Julian Driver pour la partie académique et Armelle Danielou pour la partie industrielle. Je leur suis reconnaissant pour m'avoir transmis une partie de leur savoir et je suis reconnaissant envers le centre de recherche ALCAN CRV pour avoir soutenu ces travaux.

Je remercie toutes les personnes du centre SMS qui ont collaboré dans la réalisation des expérimentations. Je les remercie pour la qualité de leur travail, leur rigueur et pour les bonnes relations que j'ai pu avoir avec eux. Je remercie ainsi Prisca Lévêque et Gilles Blanc pour la partie métallographique et les observations optiques ; Paul Jouffrey et Sergio Sao-Joao pour les observations aux microscopes électroniques ; Séverine Girard pour les compressions planes à chaud ; Delphine Juhem et Annie Reynaud pour les préparations chimiques ; Claire Lettori pour les essais de traction ; Huguette Bruyas et Maud Schembri pour les analyses RX ; et Gilles Chauve de l'atelier qui aura su découper des dizaines de petits cubes d'aluminium et plus de 160 éprouvettes dans les délais !

Sur le plan professionnel, je remercie également mes collègues doctorants du groupe "texture" avec qui j'ai discuté science et grâce à qui j'ai beaucoup progressé dans mes recherches : Romain Quey, Alban Guillotin, Adeline Albou et Fabrice Barou. Je les remercie pour avoir partagé leurs connaissances et leurs travaux (voir notamment la librairie d'orientation Orilib mise en partage sur le web : Quey (WEB)). J'en profite également pour remercier les anonymes qui développent les logiciels libres.

Je remercie également tous les membres du personnel qui font tourner ce laboratoire et les chercheurs avec qui j'ai pu échanger.

Ces années stéphanoises resteront une période heureuse sur le plan personnel, notamment grâce au groupe d'amis avec qui j'ai partagé de très bons moments à mon arrivée : Rébecca, Prisca, Dimitri, Jimmy, Olivier, Jérôme, Sylvain, Fabrice ... auxquels se sont joints au fur et à mesure des années Adeline, Alban, Anouar, Rémi, Sergio, Laurent, Christophe, Chrystelle, Emmanuel, Adrien, Matthieu, Marc, Baroudi, Elodie, Adish, Frédéric, André... et tous les autres. Toutes ces personnes m'ont enrichi, et l'une d'elle m'a apporté encore bien plus, je lui témoigne ici ma profonde gratitude.



# Table des matières

<b>Préambule de lecture</b>	<b>vii</b>
<b>Introduction</b>	<b>ix</b>
<b>I Bibliographie</b>	<b>1</b>
<b>I Etude bibliographique</b>	<b>3</b>
1 Les alliages d'aluminium cuivre lithium . . . . .	4
1.1 Historique des alliages d'aluminium contenant du lithium . . . . .	4
1.2 Précipitation durcissante des alliages d'aluminium trempants . . . . .	5
1.3 Précipitation dans les alliages Al-Cu-Li-Mg-Mn-Ag-Zr . . . . .	6
1.4 Les précipités $T_1$ $Al_2CuLi$ . . . . .	8
1.4.1 Structure des précipités $T_1$ $Al_2CuLi$ . . . . .	8
1.4.2 Mécanisme de durcissement des précipités $T_1$ . . . . .	8
1.4.3 Rôle de l'écrouissage sur la précipitation des $T_1$ . . . . .	9
1.4.4 Rôle de Ag et Mg sur la précipitation des $T_1$ . . . . .	10
2 Evolution de la texture cristallographique lors du laminage à chaud d'al- liages d'aluminium . . . . .	11
2.1 Etudes expérimentales de l'évolution de la texture cristallographique lors du laminage à chaud d'alliages d'aluminium, principes physiques	11
2.2 Modélisations de l'évolution de la texture cristallographique . . . . .	17
2.2.1 Mécanique du cristal . . . . .	17
2.2.1.1 Cinématique du cristal . . . . .	17
2.2.1.2 Cission résolue . . . . .	19
2.2.1.3 Lois de comportement . . . . .	19
2.2.2 Le facteur de Taylor . . . . .	20
2.2.3 Modèles d'évolution de la texture cristallographique à chaud	21
3 Anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-(Cu)-Li . . . . .	24
3.1 Études expérimentales de l'anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-(Cu)-Li . . . . .	24
3.1.1 Synthèse du §3.1 . . . . .	38
3.2 Modélisations de l'anisotropie du comportement mécanique . . . . .	42

3.2.1	Modélisations de l'anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-(Cu)-Li . . . . .	42
<b>II Etudes Expérimentales et modélisations</b>		<b>47</b>
<b>II Textures de laminage à chaud d'alliages légers Al-Cu-Li et d'alliages Al-Zn-Mg-Cu</b>		<b>49</b>
1	Protocole expérimental d'étude de l'évolution de la texture cristallographique	50
1.1	Essai de compression en déformation plane à chaud . . . . .	50
1.1.1	Analyse mécanique dans le cas du monocristal . . . . .	50
1.1.2	Analyse mécanique dans le cas du polycristal . . . . .	51
1.1.3	Frottements . . . . .	52
1.2	Analyse EBSD, "Electron Back Scattered diffraction" . . . . .	54
1.2.1	Principe théorique de l'analyse EBSD . . . . .	54
1.2.2	Application de l'analyse EBSD aux mesures de macrotex- tures . . . . .	54
1.2.3	Préparation des échantillons . . . . .	58
1.3	Analyse Rayon X et dépouillement des mesures avec MTM-FHM . . . . .	59
1.4	Mesure de fractions volumiques des composantes de texture . . . . .	59
2	Résultats expérimentaux . . . . .	61
2.1	Textures après Compression Plane à Chaud des 2050 et 7050 ho- mogénéisés . . . . .	61
2.1.1	Textures initiales . . . . .	61
2.1.2	Evolution de la texture . . . . .	64
2.2	Gradient de texture dans l'épaisseur d'une tôle forte de 2050 issue du laminage à chaud . . . . .	68
2.3	Evolution de la texture à mi-épaisseur de tôles de 2050 après lami- nage industriel . . . . .	70
2.4	Evolution de la texture après compression plane à différentes tem- pératures d'un 2050 laminé à chaud . . . . .	77
3	Simulations des textures de laminage à chaud d'alliages d'aluminium en grandes déformations . . . . .	78
4	Résumé . . . . .	88
5	Conclusion . . . . .	89
<b>III Anisotropie du comportement mécanique de tôles fortes de 2050 et 7050 : caractérisation expérimentale.</b>		<b>91</b>
1	Protocole expérimental . . . . .	94
1.1	Blocs pour détensionnement . . . . .	95

1.2	Détensionnement . . . . .	95
1.3	Eprouvettes de traction . . . . .	96
1.4	Usinage . . . . .	97
1.5	Traitement thermique, état microstructural . . . . .	97
1.6	Essai de traction . . . . .	97
1.7	Dépouillement des mesures . . . . .	97
2	Résultats expérimentaux . . . . .	98
2.1	Nomenclature des essais . . . . .	99
2.2	Anisotropie du comportement mécanique . . . . .	99
2.3	Etat non détensionné mûri naturellement . . . . .	101
2.4	Etat T351, écroui et mûri naturellement . . . . .	101
2.4.1	Limite d'élasticité . . . . .	101
2.4.2	Contrainte maximale atteinte . . . . .	101
2.5	Comparaison 2050 - 7050, état T351 (détensionnement 90°) . . . . .	103
2.6	Etat non détensionné revenu artificiellement . . . . .	104
2.7	Etat T851, écroui et revenu . . . . .	104
2.7.1	Limite d'élasticité . . . . .	104
2.7.2	Contrainte maximale atteinte . . . . .	105
2.8	Comparaison 2050 état T851 - 7050 état T7451 (détensionnement 90°) . . . . .	106
3	Bilan, discussion . . . . .	106
4	Conclusion . . . . .	109

#### **IV Observation des précipités $T_1$ par MEB-FEG couplée à de la mesure d'orientation cristallographique par EBSD** **111**

1	Précipités $T_1$ . . . . .	112
2	Electrons rétrodiffusés dans un microscope électronique à balayage . . . . .	112
2.1	Comportement des électrons rétrodiffusés dans le domaine $5keV \leq E_0 < 50keV$ . . . . .	113
2.2	Comportement des électrons rétrodiffusés dans le domaine $E_0 < 5keV$ . . . . .	113
2.3	Cas de $Al$ et $Al_2CuLi$ . . . . .	113
2.4	Profondeur de pénétration des électrons rétrodiffusés . . . . .	114
3	Méthodes de calcul . . . . .	116
3.1	Définition des données d'entrée . . . . .	116
3.2	Calcul des angles $\theta$ (trace des plans $\{111\}$ ) et $\eta$ (inclinaison des plans $\{111\}$ ) . . . . .	117
3.2.1	Calcul théorique . . . . .	117
3.3	Calcul des facteurs de Schmid . . . . .	118
3.4	Calcul de l'activité des systèmes de glissement . . . . .	118
4	Protocole expérimental . . . . .	119

4.1	Préparation des échantillons . . . . .	119
4.2	Observation . . . . .	120
4.3	Fiche de données d'analyse . . . . .	120
4.4	Micrographies sur le MEB-FEG ZEISS SUPRA 55VP . . . . .	121
4.4.1	Analyse d'une première micrographie : vérification des calculs . . . . .	122
4.4.2	Analyse d'une deuxième micrographie : vérification des prédictions . . . . .	123
4.4.3	Analyse d'une troisième micrographie : rôle de l'inclinaison des $T_1$ par rapport à la surface . . . . .	124
4.4.4	Vérification expérimentale de l'invisibilité de $T_1$ inclinés . . . . .	126
5	Discussion . . . . .	129
6	Conclusion . . . . .	130
<b>V</b>	<b>Modélisation de l'anisotropie du comportement mécanique</b>	<b>131</b>
1	Influence du modèle de plasticité cristalline . . . . .	132
2	Comportement des composantes idéales de laminage d'après le modèle de Taylor relâché pancake . . . . .	134
3	Influence du détensionnement : auto-écrouissage ou écrouissage latent ? . . . . .	135
4	Influence du mode de déformation . . . . .	137
5	Influence de la texture cristallographique couplé à l'auto-écrouissage . . . . .	137
6	Discussion . . . . .	139
7	Conclusion . . . . .	141
	<b>Discussion et conclusion</b>	<b>145</b>
<b>III</b>	<b>Annexes</b>	<b>149</b>
<b>A</b>	<b>Courbes Contrainte (corrigée <math>\bar{m} = 0.05</math>) Vs Déformation logarithmique</b>	<b>151</b>
<b>B</b>	<b>Rotations dans l'espace, opérateurs mathématiques</b>	<b>159</b>
1	Rotations dans l'espace . . . . .	159
1.1	Axe et angle de rotation $(\vec{r}, \theta)$ . . . . .	159
1.2	Matrices de rotation . . . . .	159
1.2.1	Matrice orthogonale directe de rotation . . . . .	159
1.2.2	Matrice équivalente de la rotation $\mathcal{R}[\theta, \vec{r}]$ . . . . .	160
1.3	Angles d'Euler $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ . . . . .	161
1.4	Quaternions, définitions et propriétés . . . . .	162
1.4.1	Définitions . . . . .	162

1.4.2	Propriétés . . . . .	162
1.5	Correspondance entre quaternions et rotation dans l'espace . . . . .	163
1.5.1	Le quaternion unitaire . . . . .	163
1.5.2	Quelques propriétés des quaternions unitaires . . . . .	164
1.5.3	Produits de rotations . . . . .	164
1.5.4	Conversions Quaternions - Matrices de rotation . . . . .	165
1.5.5	Conversions Quaternions - Angles d'Euler . . . . .	166
2	Symétries cubiques . . . . .	167
2.1	Matrices de rotation de la symétrie cubique . . . . .	167
2.2	Quaternions unitaires de la symétrie cubique . . . . .	168
<b>C</b>	<b>Calcul des fractions volumiques des composantes idéales de texture</b>	<b>171</b>
1	Indices de Miller $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ . . . . .	171
2	Calcul d'une désorientation . . . . .	171
2.1	Matrice de rotation . . . . .	171
2.2	Quaternion unitaire . . . . .	172
3	Application aux cas des fichiers EBSD . . . . .	172
<b>D</b>	<b>Résultats des simulations de textures de laminage à chaud du modèle de Taylor en mode relâché "lath"</b>	<b>175</b>
<b>E</b>	<b>Résultats des essais de traction du chapitre III et variation de l'écroutissage</b>	<b>179</b>
<b>F</b>	<b>Cartographies EBSD des tôles 2050 brut de laminage à chaud</b>	<b>187</b>





# Préambule de lecture

## Conventions et notations utilisées pour les tôles laminées

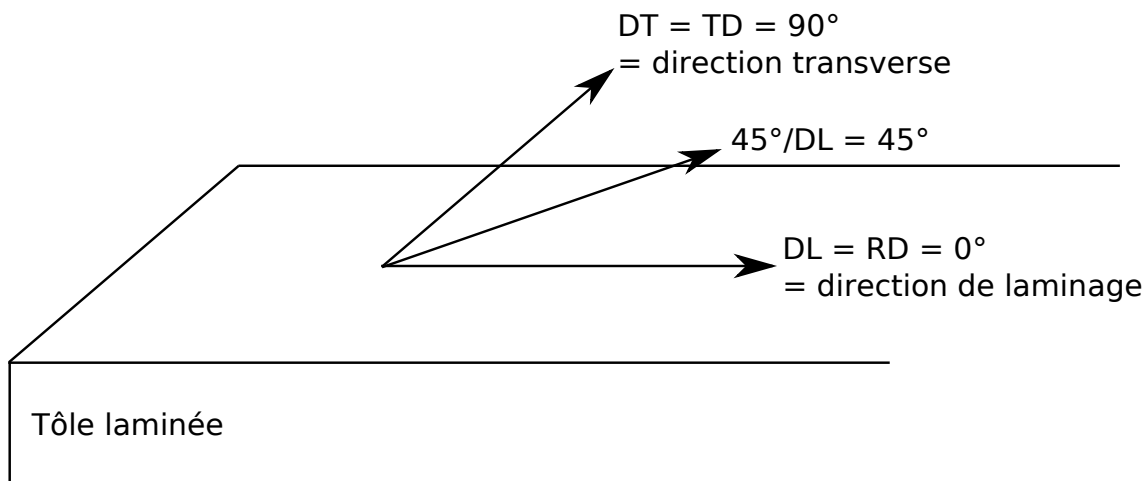


FIG. .1: Notations utilisées dans cette étude.

- $TYS$  = "Tensile Yield Stress" = Limite d'élasticité (elle est calculée dans cette étude à 0.2% d'allongement).
- $UTS$  = "Ultimate Tensile Stress" = Contrainte maximale atteinte
- $M(g)$  = facteur de Taylor de l'orientation cristalline  $g$
- $\langle M \rangle$  = facteur de Taylor moyen
- $\varepsilon = \ln(h_0/h)$  = quantité de déformation

## Notations utilisées en plasticité cristalline

- $\dot{\underline{d}}$  = tenseur gradient des vitesses de déplacement
- $\dot{\underline{\varepsilon}}$  = tenseur des vitesses de déformation
- $\underline{M}^s$  = tenseur de Schmid symétrique du système de glissement  $s$
- $\underline{S}$  = tenseur déviateur des contraintes
- $\dot{\gamma}^s$  = vitesse de cisaillement du système de glissement  $s$
- $\tau^s$  = RSS = cission résolue du système de glissement  $s$
- $\tau_c^s$  = CRSS = cission résolue critique du système de glissement  $s$

## Cartographies EBSD

Nous avons représenté dans ce document plusieurs cartographies d'analyses EBSD telle que sur la FIG..2. Sur toutes ces cartographies :

- le fond gris = contraste de bande ("band contrast")
- les traits noirs = joints de grains (désorientation de 15° et plus)
- bleu ciel = orientations Laiton {110}<112>
- jaune = orientations S {123}<634>
- rouge = orientations Cuivre {112}<111>
- bleu = orientation Cube {100}<001>
- rose = orientation Goss {110}<001>
- vert = points non indexés



FIG. .2: Exemple type de représentation des cartographies EBSD dans ce document.

# Introduction

Dans le domaine des matériaux et du transport, l'un des enjeux du 21<sup>ème</sup> siècle est un allègement et/ou une amélioration des propriétés des matériaux de structure. Les raisons sont d'ordre :

- écologique : une diminution du rejet des gaz à effet de serre, et
- économique : une diminution de la consommation énergétique ;

ces deux buts étant atteints conjointement en diminuant la consommation de pétrole.

L'industrie aéronautique est un acteur majeur dans cette problématique. Les constructeurs d'avions vont utiliser dans leurs prochains modèles des matériaux composites, mais ces derniers ne pourront jamais remplacer toutes les parties métalliques de structure actuellement en alliages d'aluminium. Afin de répondre à ces enjeux, les industriels de l'aluminium développent de nouveaux alliages, plus légers : les Al-Cu-Li.

Le lithium est le troisième élément le plus léger de la classification périodique, son utilisation comme élément d'addition dans l'aluminium n'est pas nouveau mais les précédents alliages n'étaient pas assez attractifs. Rio Tinto Alcan développe une nouvelle génération d'alliages Al-Cu-Li pour l'aéronautique qui possède des propriétés mécaniques similaires aux Al-Zn-Mg-Cu mais une densité environ 5% inférieure ; sans changement de design des pièces, ils permettent d'alléger de 500kg une structure de 10000kg.

Les alliages Al-Cu-Li et les Al-Zn-Mg-Cu aéronautiques sont produits sous forme de tôles par laminage à chaud. Il est noté par différents auteurs que les Al-Cu-Li sont connus pour présenter une anisotropie du comportement mécanique importante (Vasudevan *et al.* (1996), Jata *et al.* (1998), Williams et Starke (2003)) ou plus importante que celle observée dans les Al-Zn-Mg-Cu pour la même gamme de propriétés (Peters *et al.* (1986), Rioja (1998), Choi et Barlat (1999), Lee *et al.* (1999)). La résistance mécanique est maximale dans la direction de laminage (DL) et minimale à environ 45° par rapport à DL. Cet écart de résistance mécanique est nuisible à la valeur commerciale de ces tôles. Comprendre l'origine de l'anisotropie et la diminuer est donc d'un intérêt majeur pour la gamme d'alliages Al-Cu-Li.

L'anisotropie du comportement mécanique des Al-Cu-Li est généralement attribuée à une texture cristallographique très intense développée lors du procédé de laminage à chaud. Nous cherchons au cours de cette étude à mieux comprendre la formation de cette

texture très intense. Nous disposons pour cela de deux alliages commerciaux dans différents états microstructuraux : un 2050 Al-Cu-Li et un 7050 Al-Zn-Mg-Cu. Nous disposons également d'un appareil de compression plane encastrée (un "*channel die*") permettant de simuler la déformation du laminage tout en contrôlant précisément la température, la déformation et la vitesse de déformation. A partir de compressions encastrées réalisées dans des conditions identiques sur les deux alliages homogénéisés, nous suivrons l'évolution de leurs textures cristallographiques en la mesurant grâce à la technique EBSD ("*Electron Back Scattered Diffraction*").

Nous pensons que la température de laminage joue un rôle très important dans la formation des textures en grandes déformations ( $\varepsilon > 3$ ). Il est très rare de caractériser expérimentalement les textures après des déformations supérieures à 3, nous l'avons fait en réalisant des essais de compression encastrée sur des échantillons d'Al-Cu-Li préalablement déformés par laminage à chaud présentant une microstructure fibrée et une texture déjà importante. Nous avons observé l'effet de la température entre 350°C et 500°C sur l'évolution de la texture cristallographique.

On pense que la texture cristallographique ne peut être tenue pour seule responsable de l'anisotropie des Al-Cu-Li. La précipitation durcissante des Al-Cu-Li est particulière. Elle se compose principalement de fines plaquettes de précipités  $T_1$   $Al_2CuLi$  ayant pour plans d'habitat les plans  $\{111\}_{Al}$ , qui sont aussi les plans de glissement des dislocations lors d'une déformation plastique à froid. La germination des  $T_1$  est liée à la présence de dislocations. Ces dislocations sont créées lors de l'opération de détensionnement réalisée par traction entre la trempe et le revenu. Il est possible que la précipitation des  $T_1$  soit anisotrope et qu'elle soit liée aux paramètres de l'opération de détensionnement : la direction de traction et son intensité. Si une précipitation anisotrope des  $T_1$  existe, elle peut être responsable d'une aggravation de l'anisotropie.

Nous cherchons dans cette étude à caractériser l'influence du détensionnement par traction sur l'anisotropie des propriétés mécaniques des tôles d'Al-Cu-Li et sur une possible anisotropie de la précipitation des  $T_1$ . Nous souhaitons également comprendre l'influence de la précipitation (anisotrope ou pas) sur l'anisotropie des propriétés mécaniques des tôles laminées d'Al-Cu-Li.

Nous consacrons un chapitre à étudier l'influence de la direction de traction de détensionnement au moyen d'un plan d'essais mécaniques systématique et rigoureux (162 essais de traction).

Nous consacrons un autre chapitre à tenter d'observer la distribution des précipités  $T_1$  et de la corrélérer à la direction de détensionnement au moyen d'une expérience originale alliant observation en contraste de phase au MEB-FEG, mesure d'orientation cristalline par EBSD et calculs de plasticité cristalline.

---

La modélisation de la plasticité cristalline est une thématique de recherche forte et historique du laboratoire SMS de l'école des Mines de Saint-Etienne. Dans la continuité des travaux de recherches de Maurice (1994), Perocheau (1999), Robert (2005) et Quey (2009) sur la simulation numérique de la plasticité cristalline, nous tenterons de comprendre et/ou de valider nos observations physiques au travers de simulations de l'évolution de la texture cristallographique et de simulations de l'anisotropie dans le plan via le calcul du facteur de Taylor.

Ce travail s'est inscrit dans une collaboration puis un contrat avec le centre de recherche ALCAN CRV. Plus généralement, il fait parti d'un grand nombre de recherches visant à l'amélioration des propriétés des Al-Cu-Li.



**Première partie**

**Bibliographie**





# I Etude bibliographique

Les textures cristallographiques des alliages Al-Cu-Li laminés à chaud sont marquées par une forte présence de la composante Laiton  $\{110\}\langle 112\rangle$  (Jata *et al.*, 1996), qui est dans l'esprit général plus importante que dans les autres alliages d'aluminium non recristallisant. Ils présentent également d'après plusieurs auteurs une grande anisotropie de la limite d'élasticité (Vasudevan *et al.* (1996), Jata *et al.* (1998), Rioja (1998), Williams et Starke (2003), Peters *et al.* (1986), Choi et Barlat (1999), Lee *et al.* (1999)). Une texture cristallographique prononcée est une cause d'anisotropie des propriétés mécaniques. Alors si les Al-Cu-Li présentent conjointement une texture plus marquée et une anisotropie plus grande, il est logique que l'anisotropie du comportement mécanique soit attribuée à la texture cristallographique, mais ceci ne peut être considéré comme une certitude.

Les alliages Al-Cu-Li présentent une autre particularité : une précipitation complexe avec notamment la formation des précipités  $T_1$   $Al_2CuLi$  (cf. §1.3, p.6). Les précipités  $T_1$  ont une structure cristallographique hexagonale et se développent sous forme de plaquettes sur les plans  $\{111\}$  de la matrice aluminium qui sont aussi les plans de glissement actifs à froid lors d'une déformation plastique. L'anisotropie dans le plan des alliages à base Al-Cu-Li laminés trouverait alors son origine dans une combinaison entre la texture cristallographique et la précipitation développée durant le revenu.

Au vu de cette problématique, il convient d'étudier au cours de cette partie bibliographique :

- la précipitation dans les alliages d'Al-Cu-Li,
- le développement et la modélisation des textures de laminage à chaud dans les alliages d'aluminium en se focalisant un peu plus sur les alliages contenant du lithium et sur le développement de la composante Laiton à chaud,
- l'anisotropie des propriétés mécaniques des tôles Al-Cu-Li, les raisons évoquées et les modélisations existantes.

# 1 Les alliages d'aluminium cuivre lithium

## 1.1 Historique des alliages d'aluminium contenant du lithium

Les alliages Al-Cu-Li ou plus généralement les alliages d'aluminium contenant du lithium, sont attractifs pour les applications aéronautiques parce qu'ils présentent des densités plus faibles et des modules d'élasticité supérieurs ou égaux aux alliages d'aluminium haute résistance conventionnels tels que les Al-Cu et les Al-Zn-Mg-Cu des séries 2000 et 7000. Chaque 1% massique de lithium diminue la densité de l'alliage d'environ 3% et augmente le module de Young d'environ 6% (Rioja, 1998) (Williams et Starke, 2003) (Gupta *et al.*, 2006).

Actuellement (les années 2000), nous développons la troisième génération d'alliages Al-Li. La première a été développée aux USA (AA2020 en 1958) puis en URSS (VAD23 en 1961) aux cours des années 50 et 60. La seconde génération développée durant les années 70, 80 était une réponse aux chocs pétroliers : nous avons pris conscience de la nécessité d'une limitation de la consommation de pétrole à cause de son prix. Les principaux alliages de cette seconde génération ont été le Al-Mg-Li 1420 soviétique et les Al-Li-Cu AA2090, AA2091 et AA8090. Ils furent principalement utilisés pour des applications militaires et ne franchirent pas le cap pour passer dans le domaine des applications commerciales à "grande" diffusion car ils présentaient une anisotropie des propriétés mécaniques excessive ainsi qu'une ténacité et une résistance à la corrosion sous contrainte trop faibles. Ces alliages de l'ancienne génération contenaient plus de 2% massique de lithium.

Aujourd'hui, les fluctuations du prix du pétrole restent un sujet d'inquiétude et il s'est ajouté l'impérieuse nécessité de limiter le rejet de gaz à effet de serre. L'industrie aéronautique et ses fournisseurs s'orientent pour ces deux raisons vers l'utilisation de matériaux plus légers et développent une troisième génération d'alliages Al-Cu-Li. A titre d'exemple, une nouvelle version du AA2195 est utilisée dans la navette spatiale américaine (U.S. Space Shuttle Super-Light Weight Tank), il remplace le AA2219, et associé à un nouveau design a permis une réduction de 3400kg sur les 27000kg de la navette (Williams et Starke, 2003). Les alliages de la nouvelle génération contiennent seulement 1% à 1.5% massique de lithium et ne semblent pas souffrir des mêmes limitations techniques que leurs prédécesseurs.

Le premier alliage de la nouvelle génération est le Weldalite 049 (AA2094). Trois autres alliages de la troisième génération sont les AA2096, AA2097 et AA2197. Les AA2097 et AA2197 contiennent une petite quantité de magnésium (Mg) pour améliorer la résistance à la corrosion sous contrainte et du manganèse (Mn) pour prévenir la déformation localisée (Williams et Starke, 2003).

Les nouveaux alliages Al-Cu-Li ont également des propriétés en fatigue améliorées, ainsi, bien que plus chers que les alliages conventionnels, ils s'avèrent sur la durée plus économiques. Le AA2098 a par exemple démontré une durée de vie six fois supérieure au

AA2024 utilisé pour le fuselage des avions militaires US F16 (Williams et Starke, 2003).

Si par le passé les alliages d'aluminium contenant du lithium ont été peu développés à l'échelle commerciale puis abandonnés, c'est que, outre l'anisotropie des propriétés mécaniques, l'élaboration présentait des difficultés : l'homogénéité de Li dans le lingot étant difficile à assurer. A noter également qu'en conséquence des difficultés d'élaboration, ces alliages sont plus chers. Les baisses du prix du pétrole furent aussi une des raisons de leur abandon. Aujourd'hui, une nouvelle technique d'addition de Li, plus performante, donne une nouvel essor au développement des Al-Li (Gupta *et al.*, 2006).

## 1.2 Précipitation durcissante des alliages d'aluminium trempants

Lorsqu'ils sont maintenus à des températures inférieures à 250°C, après passage à haute température (450°C ou plus), les alliages d'aluminium contenant du cuivre et du lithium voient croître leur résistance mécanique. L'opération de maintien à une température supérieure à la température de solvus des différentes phases potentielles (>450°C) se nomme mise en solution. Elle consiste à mettre en solution solide tous les éléments d'addition et à créer des lacunes.

Si l'alliage est refroidi très lentement, la solution solide tend à se décomposer sous forme de particules plus ou moins grossières du composé intermétallique stable : c'est la précipitation d'équilibre. Elle conduit à une structure proche de celle d'un recuit, et est généralement sans intérêt du point de vue du durcissement de l'alliage du fait de la taille grossière des précipités (de l'ordre du micromètre) et de leur trop faible densité.

L'opération de trempe consiste à refroidir l'alliage suffisamment rapidement après la mise en solution pour empêcher la décomposition de la solution solide et la formation de ces précipités d'équilibre grossiers. La trempe permet en outre de piéger les très nombreuses lacunes stables à haute température. Immédiatement après la trempe, on obtient une solution solide sursaturée en solutés et en lacunes. Les atomes de soluté sont positionnés de manière aléatoire aux noeuds du réseau cubique à faces centrées de l'aluminium et forment une solution solide de substitution.

Au cours du maintien de l'alliage à température ambiante ou à basse température après la trempe, la solution solide sursaturée est donc métastable. Au cours de cette phase, appelée maturation ou encore vieillissement naturel, l'alliage durcit progressivement et spontanément et la solution solide se décompose (parfois par décomposition spinodale) pour donner naissance à la formation de petits amas d'atomes de soluté (les zones de Guinier-Preston ou zone GP) en très grande quantité (de l'ordre de  $10^{17}$  à  $10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ) : c'est la précipitation. Ces amas ou essais d'atomes sont constitués de petites portions de plans cristallographiques du réseau d'aluminium enrichis en atomes de soluté. Ces zones GP introduisent des distorsions élastiques dans le réseau de la matrice. L'enrichissement

chimique local en soluté et les déformations élastiques qui en résultent expliquent que dans certains cas cette précipitation soit facilitée par la présence de défauts de structure - tels que les dislocations - qui favorisent une diffusion plus élevée des atomes de solutés et/ou accommodent des champs de déformation élastique.

Un traitement thermique ultérieur à température modérée (100°C à 200°C), appelé revenu, accentue la décomposition de la solution solide par la dissolution des zones GP préalablement formées (réversion) et par la précipitation de particules très nombreuses ( $10^{16}$  à  $10^{17} \text{ cm}^{-3}$ ) et très fines (taille moyenne comprise entre 2 et 50 nm) qui durcissent l'alliage jusqu'à son maximum de résistance mécanique. Ces précipités sont des composés intermétalliques métastables (précipités de transition), qui possèdent un réseau cristallin et une composition chimique propres, le plus souvent différents de ceux du composé intermétallique d'équilibre stable donné par les diagrammes d'équilibre de phases.

Dans le cas d'un système ternaire Al-M-N, la formation d'une grande densité d'amas et/ou de précipités métastables est respectée d'après Ryum (1986) si les éléments d'addition principaux M et N ont des écarts relatifs de leur rayon atomique par rapport à celui de l'aluminium de signes opposés. Cela tendrait à minimiser l'énergie élastique de distorsion du réseau introduite par la formation des amas et favoriserait la germination des précipités. Les systèmes ternaires a priori les plus intéressants sont alors les systèmes constitués à la fois d'un élément d'addition à gros rayon atomique (Mg, Li) et d'un élément à faible rayon atomique (Zn, Cu, Si). Le système ternaire Al-Cu-Li rentre dans ce schéma et nous le décrivons plus en détail dans la suite.

### 1.3 Précipitation dans les alliages Al-Cu-Li-Mg-Mn-Ag-Zr

Une liste non exhaustive des précipités que l'on peut rencontrer dans les alliages Al-Cu-Li-Mg-Mn-Ag-Zr est donnée dans le TAB.I.1. Il inclue également les caractéristiques et la morphologie de ceux-ci.

Les précipités cohérents  $T_1$  de phase  $Al_2CuLi$  forment les précipités les plus durcissants, ils ont une structure hexagonale et reposent sur les plans  $\{111\}_{Al}$  de la matrice d'aluminium.

Précipités	Paramètres cristallographiques des précipités	Epitaxie	Réseau du précipité
Zones GP		Amas cohérents d'atomes	
$\delta' - Al_3Li$	a=0.404nm	Sphères cohérentes avec la matrice	cfc
$S' - Al_2CuMg$	a=0.404nm b=0.924nm c=0.720nm	Aiguilles parallèles à $\langle 100 \rangle_{Al}$	orthorhombique
$\theta'$ ou $T'$ ou $T'_B$ $Al_2Cu(Li)$	a= 0,575nm c= 0,608nm	Plaquettes $\{001\}_{T'} // (001)_{Al}$ $\langle 100 \rangle_{T'} // \langle 100 \rangle_{Al}$	quadratique
$T_1 - Al_2CuLi$	a=0.497nm c= 0,935nm	Plaquettes $(00.1)_{T_1} // (111)_{Al}$ $[10.0]_{T_1} // [2\bar{2}0]_{Al}$	hexagonale
$S - Al_2CuMg$		Aiguilles parallèles à $\langle 100 \rangle_{Al}$	orthorhombique
$T_2 - Al_6Cu(LiMg)_3$		Cuboïdes ou batonnets	quasi cristallin
$T_B - Al_{7,5}Cu_4Li$		Plan d'accrolement $\{100\}$	
$Al_3Zr$		Sphères	

TAB. I.1: Précipités possibles et leurs caractéristiques connues dans les alliages d'aluminium  $AlCuLiMgMnAgZr$  (Dubost et Sainfort, M240)

## 1.4 Les précipités $T_1$ $Al_2CuLi$

### 1.4.1 Structure des précipités $T_1$ $Al_2CuLi$

Les précipités  $T_1$  de phase  $Al_2CuLi$ , initialement découverts par Hardy et Silcock (1955), précipitent essentiellement de manière hétérogène sur les dislocations, les joints de sous-grains, ou même aux joints de grains (à l'état sous-revenu) sous forme de fines plaquettes de structure hexagonale sur les plans  $\{111\}_{Al}$ . Leur germination est fortement favorisée par un écrouissage entre la trempe et le revenu. La phase a, selon Hardy et Silcock (1955), des paramètres de maille  $a = 0.497nm$  et  $c = 0.935nm$ , valeurs confirmées depuis, par exemple par Yoshimura *et al.* (2003).

Noble et Thomson (1971) ont déterminé que le plan basal  $(0001)_{T_1}$  est parallèle au plan  $(111)_{Al}$  et que la direction  $[1000]_{T_1}$  est parallèle à la direction  $[1-10]_{Al}$ .

La structure chimique exacte de la phase  $Al_2CuLi$  a été étudiée par Huang et Ardell (1987) qui suggèrent qu'elle consiste en un empilement de quatre couches de compositions distinctes  $ABCB\dots$ , où  $A$  et  $C$  sont des arrangements compacts de  $Al$  et  $Li$  dans les proportions 1 : 2 et 2 : 1, et les couches  $B$  des arrangements non compacts de  $Al$  et  $Cu$  dans la proportion 1 : 1. Howe *et al.* (1988) suggèrent que tous les plans sont compacts, pour une structure du type  $A_1BA_2C\dots$  où  $A_1$  est principalement composé de  $Al$  et  $A_2$  de  $Li$ . La structure chimique exacte n'est pas déterminée avec certitude, mais tous les auteurs s'accordent à dire qu'une maille élémentaire de la phase  $Al_2CuLi$  est constituée de quatre couches atomiques.

### 1.4.2 Mécanisme de durcissement des précipités $T_1$

La résistance maximale atteinte durant un traitement de revenu dans les alliages d'aluminium à durcissement structural correspond généralement à l'obtention d'une taille moyenne critique des précipités durcissants. Au dessus de cette taille critique, une transition entre cisaillement des précipités par les dislocations et contournement des précipités se produit et on parle alors de sur-revenu. Cette théorie s'applique parfaitement aux précipités durcissants de forme sphérique mais pas à ceux en forme de plaquettes. Nie et Muddle (2001) ont étudié les mécanismes de durcissement des précipités en forme de plaquettes types  $T_1$   $Al_2CuLi$  et  $\theta'$   $Al_2Cu$ . Leur étude révèle que les précipités  $T_1$  sont cisailés par les dislocations quelle que soit la durée de revenu. Il est peu probable qu'il existe une transition entre cisaillement et contournement des  $T_1$  par les dislocations. Li *et al.* (2008) constatent que pour un Al-3.7Cu-1.5Li-0.50Zn-0.37Mg-0.30Mn-0.14Zr, il faut attendre 50h de revenu à 165°C pour atteindre le pic de durcissement de l'alliage. Selon ces auteurs, la décroissance de la résistance observée après 50h est due à la coalescence des précipités durcissants et ils n'envisagent pas de transition cisaillement - contournement. Ainsi, plus qu'une épaisseur critique des  $T_1$ , c'est leur nombre et leur distribution qui,

évoluant au cours du revenu, définissent la résistance des Al-Cu-Li.

### 1.4.3 Rôle de l'écroutissage sur la précipitation des $T_1$

Cassada *et al.* (1991) expliquent le rôle de l'écroutissage sur la précipitation par un mécanisme de nucléation des  $T_1$  lié à la présence de dislocations partielles types  $1/6\{112\}$  sur les plans  $\{111\}$  au voisinage d'un cran de dislocation (voir FIG.I.1). La modification du réseau engendrée par les dislocations partielles de chaque côté du cran procure le déplacement nécessaire à la formation d'une plaquette hexagonale qui croît ensuite dans le plan  $\{111\}$ . L'augmentation d'épaisseur des  $T_1$  nécessite la nucléation d'une nouvelle maille élémentaire hexagonale (quatre couches atomiques) sur l'une des grandes faces de la plaquette  $T_1$ , lié là encore à la présence de partielles sur la face de la plaquette. Cette nouvelle maille grandit ensuite dans le plan  $\{111\}$  par croissance de ses rebords. Ce mécanisme explique la forme de plaquettes fines des  $T_1$  et leur localisation sur les plans  $\{111\}$ . C'est une déformation plastique qui permet la formation des crans de dislocations et par conséquent une densité importante de  $T_1$ .

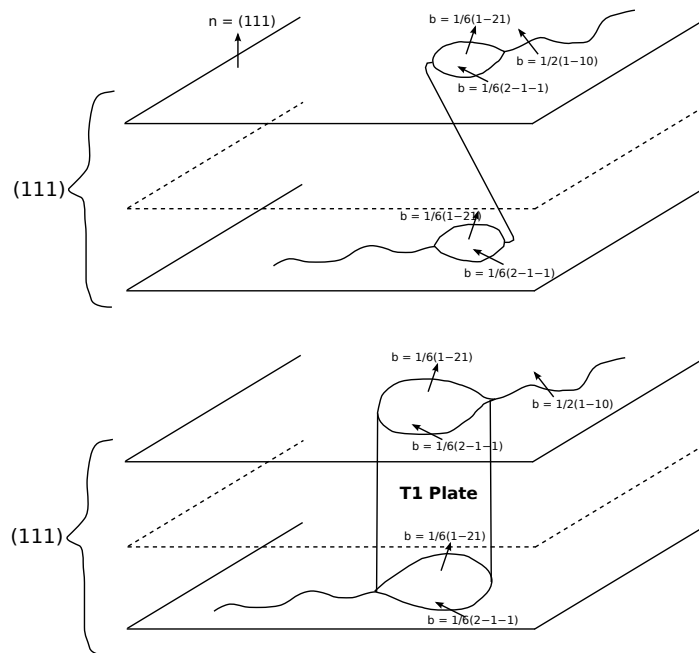


FIG. I.1: Diagramme schématique du mécanisme de nucléation des  $T_1$  sur un cran de dislocation d'après Cassada *et al.* (1991) (*reproduction*)



#### **1.4.4 Rôle de Ag et Mg sur la précipitation des $T_1$**

La phase  $T_1$  est connue pour précipiter de façon hétérogène sur les dislocations dans les Al-Cu-Li (Murayama et Hono, 2001). L'addition de Mg et Ag conduirait à une dispersion plus uniforme des plaquettes de la phase  $T_1$ . Le mécanisme par lequel l'addition de Ag et Mg permettrait d'améliorer la germination de la phase  $T_1$  n'est pas encore bien expliqué. Itoh *et al.* (1996) suggèrent trois types de site de germination hétérogène, les boucles de dislocation, les lacunes octaédriques et les zones GP monocouche  $\{111\}_{Al}$  enrichies en Mg. C'est la présence de Mg qui permettrait la germination des précipités  $T_1$  sur les lacunes octaédriques et les zone GP sur les plans  $\{111\}$  de la matrice d'aluminium. Ag seul ne permet pas la germination sur ces deux nouveaux sites, en revanche il permet d'augmenter la densité des zones GP et ainsi d'augmenter la densité des précipités  $T_1$ .

## 2 Evolution de la texture cristallographique lors du laminage à chaud d'alliages d'aluminium

### 2.1 Etudes expérimentales de l'évolution de la texture cristallographique lors du laminage à chaud d'alliages d'aluminium, principes physiques

Les textures de laminage à froid, ou plus globalement les textures de compression en déformation plane, des matériaux cfc ont été largement étudiées. Les orientations cristallographiques se concentrent suivant l'une ou les deux familles d'orientations que sont la fibre- $\alpha$  et la fibre- $\beta$ . La fibre- $\alpha$  se compose d'orientations ayant une direction  $\langle 110 \rangle$  parallèle à la normale du plan de laminage, elle débute à l'orientation Goss G :  $\{011\}\langle 100 \rangle$  et termine à l'orientation Laiton B :  $\{011\}\langle 211 \rangle$ . La fibre- $\beta$  débute à l'orientation Laiton B :  $\{011\}\langle 211 \rangle$ , passe par l'orientation S :  $\{123\}\langle 634 \rangle$  et termine à l'orientation Cuivre C :  $\{112\}\langle 111 \rangle$ . La proportion de ces composantes évolue avec la quantité de déformation. La fibre- $\alpha$  se développe dans les matériaux à faible énergie de faute d'empilement tel que le laiton (Cu-30%Zn  $\gamma_{SFE} = 20.10^{-3} Jm^{-2}$ ) dans lesquels se produit du maclage (Wassermann (1963)) ou des microbandes de cisaillement (El-Danaf *et al.* (2000), Miraglia *et al.* (2007)), on parle alors de textures type "Laiton". La fibre- $\beta$  se développe dans les matériaux à moyenne et haute énergie de faute d'empilement tel que le cuivre ( $\gamma_{SFE} = 78.10^{-3} Jm^{-2}$ ) dans lesquels le glissement dévié est possible, on parle alors de textures type "Cuivre". L'aluminium possède une énergie de défaut d'empilement  $\gamma_{SFE} = 166.10^{-3} Jm^{-2}$ , c'est un matériau à haute énergie de défaut d'empilement dans lequel on observe pas ou peu de maclage et dans lequel une déformation plastique est accommodée par des glissements de dislocations. Pour plus de détails sur les textures de laminage à froid des matériaux cfc, le lecteur pourra se reporter aux articles : Hirsch et Lucke (1988a), Hirsch et Lucke (1988b) et Hirsch *et al.* (1988).

Bacroix et Jonas (1988) rappellent que l'énergie de faute d'empilement et la température ont un effet comparable sur la formation des textures dans les matériaux cfc. Ils constatent une transition de textures type "Laiton" à type "Cuivre" entre les matériaux à haute énergie de faute d'empilement laminés à très faible température et ceux laminés à l'ambiante. Dans les deux cas : augmentation de  $\gamma_{SFE}$  et augmentation de la température de déformation, le dénominateur commun probable est la possibilité ou non des glissements déviés. Une haute température et une haute énergie de défaut d'empilement sont tous deux des facteurs favorables aux glissements déviés.

L'étude de la formation des textures développées pendant le laminage à chaud des alliages d'aluminium est nécessairement plus compliquée à étudier que les textures de laminage à froid, non seulement à cause de la difficulté des techniques expérimentales mises

en oeuvre pour les simuler, mais aussi à cause de la difficulté du contrôle des paramètres (température, vitesse de déformation) utilisés dans les process industriels. Leur étude reste néanmoins accessible car il n'y a pas de changement de phase dans l'aluminium entre la température de laminage et l'ambiante à laquelle est réalisée la mesure de texture. Il faut néanmoins noter que des études de textures de déformation à chaud ne sont possibles que si l'on veille à empêcher la recristallisation : elle est bloquée par addition d'éléments tel que le zirconium qui forme des dispersoïdes  $Al_3Zr$  qui limitent la mobilité des joints de grains. Un dernier détail concerne le mode de déformation qui n'est pas constant dans l'épaisseur d'une tôle laminée. A mi-épaisseur de la tôle se produit de la déformation plane alors qu'à quart-épaisseur se produit du cisaillement (voir Robert *et al.* (2004) ou §.2.2 page 68 pour plus de détails). Les textures issues de ces deux modes de déformation sont différentes.

Bacroix *et al.* (1991) sont parmi les premiers à avoir voulu clarifier l'effet de la température de laminage sur le développement des textures cristallographiques des alliages d'aluminium. Deux alliages d'aluminium (1200 et 8979) ont été laminés à froid et à chaud. En l'absence de recristallisation, les grains s'orientent dans les deux cas suivant la fibre- $\beta$  et l'augmentation de température a pour effet d'augmenter la texture globale et l'intensité de la composante Laiton. Hirsch (1991) confirme la forte augmentation de la composante Laiton avec la température de déformation par l'analyse d'un alliage 7050 laminé à trois températures différentes (260, 350 et 440°C). Engler *et al.* (1993) dans un alliage 8090 et Chen *et al.* (2008) dans un alliage 7055 observent également une forte composante Laiton à mi-épaisseur de plaques laminées industriellement à chaud. Daaland et Nes (1996) constatent eux aussi des fortes composantes Laiton et S à mi-épaisseur d'un alliage Al-1%Mn-1%Mg laminé chaud aux dépens de la composante Cuivre, de même que Liu et Morris (2005) dans un 5052.

Panchanadeeswaran et Field (1995) ont réalisé des essais de compression en déformation plane dans un "channel die" sur un aluminium de pureté commerciale (traces de Fe et Si) à température ambiante et à 375°C jusqu'à des déformations d'environ  $\varepsilon = 2$ . Les textures obtenues sont dans les deux cas des fibres- $\beta$  et la différence notable à chaud est le renforcement de l'intensité globale de la texture. Ils n'observent pas à 375°C une augmentation notable de la composante Laiton par rapport aux autres composantes de la fibre- $\beta$ .

Maurice et Driver (1997a) se sont ensuite proposés d'étudier très précisément les textures de laminage à chaud des matériaux cfc. Des essais de compression en déformation plane ont été réalisés sur un alliage Al-1%Mn-1%Mg à 200 et 400°C et à  $10^{-1}$  et  $10^{-3}s^{-1}$  jusqu'à des déformations  $\varepsilon = 1.5$ . Dans tous les cas, les grains s'orientent vers la fibre- $\beta$ , l'augmentation de température a pour effet de renforcer la composante Laiton et la diminution de la vitesse de déformation a le même effet. Notons qu'entre  $\dot{\varepsilon} = 10^{-1}s^{-1}$  et  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}s^{-1}$ , la durée de la compression passe de 15s à 25min.

Toutes ces études ont été réalisées sur des gammes d'alliages d'aluminium différentes, à des températures différentes, des quantités et des vitesses de déformation différentes; elles ont en commun un mode déformation : de la compression en déformation plane et un résultat (si l'on excepte Panchanadeeswaran et Field (1995)) : le développement de la fibre- $\beta$  avec une forte intensité de la composante Laiton en comparaison des textures développées à froid (*ie.* à l'ambiante).

Des études ont été menées plus particulièrement sur des alliages d'aluminium contenant du lithium. Vasudevan *et al.* (1995) se sont penchés sur le cas des Al-Li binaires. Ils ont laminés à chaud cinq Al-Li aux taux de Li respectifs de 1.4, 1.9, 2.9, 3.4 et 4.6 %massique, soit de 5.4 à 17.6 %atomique. La température de début de laminage est de 550°C et la température de fin 425°C, la quantité de déformation atteinte est  $\varepsilon = 3$ . Le laminage est suivi d'une mise en solution de 1h à 550°C. Malgré la présence de zirconium, les deux alliages contenant 1.4 et 1.9 %m de Li recristallisent. Les trois autres alliages développent des fibres- $\beta$  classiques avec un maximum d'intensité à proximité de la composante Laiton. L'intensité globale de la texture diminue avec l'augmentation de la teneur en Li. L'augmentation de la teneur en Li dans les binaires Al-Li a selon les auteurs deux conséquences : il limite la recristallisation et il diminue la vitesse à laquelle les grains s'orientent vers la fibre- $\beta$ . Ces phénomènes coïncident selon les auteurs avec la présence des précipités  $\delta$  *AlLi* qui seraient responsables de la diminution de l'intensité de la texture. Ces mêmes auteurs (Vasudevan *et al.* (1996)) récidivent avec l'étude d'alliages ternaires Al-Cu-Li. Six ratios Li/Cu sont testés : 0 (0/4.7%m), 2.2 (1.1/4.6%m), 6.5 (2.1/2.9%m), 12.7 (2.6/2.0%m), 25.2 (2.9/1.1%m), et  $\infty$  (2.9/0%m) (Note : les ratios sont calculés à partir des %atomiques). Les résultats des mesures de texture sont présentés sur la FIG.I.2. Les textures développées par ces alliages consistent en une fibre- $\beta$  et une fibre- $\alpha$  avec un maximum d'intensité de la composante Laiton. Néanmoins, un alliage se distingue du lot, l'alliage Li/Cu = 6.5 qui présente une intensité Laiton beaucoup plus importante. Selon les auteurs, à 516°C, c'est le ratio Li/Cu pour lequel la présence des précipités  $T_1$  est la plus importante, il y aurait un lien de cause à effet.

Jata *et al.* (1998) ont aussi étudié un Al-Cu-Li (2.06%Li et 2.7%Cu) auquel ils ont fait subir une déformation plane par extrusion à 6 températures différentes entre 260 et 538°C. Le matériau de départ est homogénéisé (après coulée) et chacune des éprouvettes est maintenue 1h à leur température de déformation ( $\varepsilon \simeq 2$ ). Cette procédure permet une légère précipitation aux 4 températures les plus faibles de  $T_2$  ( $Al_6CuLi_3$ ),  $T_B$  et  $T_1$  alors que pour les 2 plus hautes températures (483 et 538°C), la précipitation est absente ou en quantité insuffisante pour être détectée. Les textures ont été mesurées à l'état immédiatement trempé après déformation. Les résultats sont présentés FIG.I.3. Ils montrent la présence des composantes classiques de laminage (Laiton, S, Cuivre, Goss et Cube)

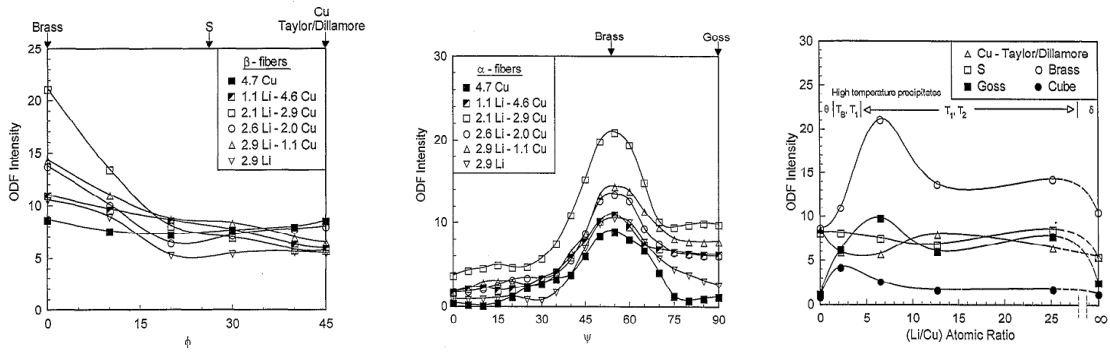


FIG. I.2: Intensités de FDOC (notations Roe) obtenues sur des alliages ternaires de Al-Cu-Li après laminage à chaud ( $\epsilon=3$ ) par Vasudevan *et al.* (1996)  
 (a) fibre- $\beta$ . (b) fibre- $\alpha$ . (c) principales composantes de texture vs Li/Cu.

à toutes les températures et une forte augmentation de la composante Laiton à 483°C. Remarquons qu'aux températures de 483°C et 538°C, qui coïncident avec l'augmentation de la composante Laiton, les auteurs ne détectent pas de précipitation, ce qui est en contradiction avec l'hypothèse de Vasudevan *et al.* (1996). Il est suggéré par Jata *et al.* (1998) que l'augmentation de la composante Laiton avec la température pourrait être attribuée à la formation de bandes de cisaillement, mais les auteurs n'apportent aucune preuve expérimentale.

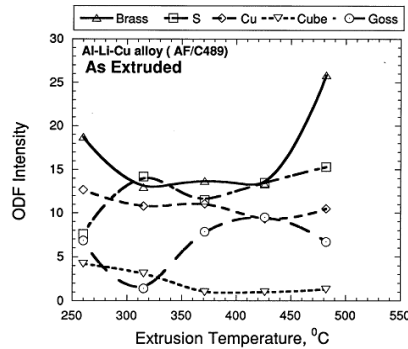


FIG. I.3: Variation des principales composantes de texture vs. température d'extrusion d'après Jata *et al.* (1998)

Les trois articles décrits précédemment (Vasudevan *et al.* (1995), Vasudevan *et al.* (1996) et Jata *et al.* (1998)) traitent tous de l'évolution des textures avec la température d'alliages d'aluminium contenant du lithium et tous émettent l'hypothèse que la présence ou l'absence de précipités à chaud ( $\delta$   $AlLi$  ou  $T_1$   $Al_2CuLi$ ) auraient une influence sur le développement des textures. L'influence de l'état de précipitation sur le développement

des textures de laminage à froid a été clairement démontré par Engler et Luecke (1991) sur un Al-Li-Cu-Mg 8090, Engler *et al.* (1989) sur un Al-Cu ou encore Liu et Morris (2005) sur un Al-Mn-Mg 3105. Le développement des textures étant directement lié au mouvement des dislocations dans un métal à haute énergie de défaut d'empilement et, personne ne pouvant nier que l'état de précipitation modifie le mouvement des dislocations, l'état de précipitation pourrait effectivement jouer un rôle majeur sur le développement des textures cristallographiques, mais cette hypothèse pose un problème pour expliquer le développement de la composante Laiton à chaud. Schématiquement, les textures de laminage à chaud sont de type "Cuivre" avec une forte intensité de la composante Laiton et les textures de laminage à froid sont de type "Cuivre" avec une forte intensité de la composante Cuivre. Cette transition a été observée dans une grande variété d'alliages d'aluminium ; or l'état de précipitation est différent dans chacun de ces alliages et ne peut justifier dans tous les cas cette transition. Il convenait donc de trouver un mécanisme thermiquement activé permettant de justifier l'augmentation de la composante Laiton (ou Laiton et S) aux dépens de Cuivre valable pour tous les alliages d'aluminium.

Bacroix et Jonas (1988) ont proposé l'introduction de glissements à chaud sur des plans autres que les plans  $\{111\}_{Al}$  (appelés glissements octaédriques) : des glissements sur les plans  $\{100\}_{Al}$ ,  $\{110\}_{Al}$  et  $\{112\}_{Al}$ , les glissements non octaédriques. Les plans  $\{100\}_{Al}$  sont les plus densément peuplés après  $\{111\}_{Al}$  et des glissements à chaud ont été observés par Hirth et Lothe (1968). Des glissements à chaud sur les plans  $\{110\}_{Al}$  ont été observés par Le Hazif *et al.* (1973) et Le Hazif et Poirer (1975) durant des expériences de fluage sur des monocristaux. Depuis, des glissements à chaud sur les plans  $\{110\}_{Al}$  ont été clairement observés par Maurice et Driver (1993) à des vitesses de déformation de  $10^{-1} s^{-1}$  sur un monocristal orienté Cube. Des traces de glissement parallèles aux plans  $\{112\}$  sont également présentes sur un monocristal orienté Laiton après déformation à chaud (Maurice *et al.*, 1994). Perocheau et Driver (2002) observent des traces de glissement sur les plans  $\{110\}_{Al}$  et  $\{100\}_{Al}$  à des très grandes vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon} = 10 s^{-1}$ ) typiques des déformations industrielles.

Bacroix et Jonas (1988) proposent que l'activation de ces plans soit rendue possible : (i) par la diminution de la contrainte résolue critique avec la température ou (ii) par une évolution des contraintes résolues critiques due à l'écroutissage latent.

Bate et Oscarsson (1990) n'évoquent pas la possibilité de glissements non-octaédriques. Ils constatent sur une tôle d'Al-1.0Mn-Mg laminée à chaud (température de départ : 470°C) qu'une fibre- $\beta$  homogène se forme dans les premiers stades de la déformation et que Laiton augmente aux dépens de Cuivre au cours de la déformation. Ils associent cette évolution à l'apparition de bandes de cisaillements dans la microstructure. Duckham *et al.* (2001) montrent pourtant que la température a plutôt tendance à diminuer la formation de bandes de cisaillement lors d'une compression plane d'alliages d'aluminium.

Pour prendre en compte l'effet de la température, il convient d'utiliser une loi d'écou-

lement l'intégrant puisque la résistance des matériaux métalliques évolue avec la température. Peirce *et al.* (1983) ont proposé une loi puissance de type viscoplastique où la contrainte résolue ( $\tau^s$ ) sur chaque système de glissement dépend de la vitesse de glissement ( $\dot{\gamma}^s$ ) et de la température par l'intermédiaire du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation ( $m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}$ ) (voir Equation I.11 p.20). Cette loi d'écoulement a été développée pour la modélisation des textures par Toth *et al.* (1988).

Depuis, une seule autre théorie physique est proposée pour expliquer l'augmentation de la composante Laiton à chaud, Bate *et al.* (2004) mesurent la migration de joints de grains lors d'un essai de compression en déformation plane à  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$  et  $T = 375^\circ C$  sur un alliage super plastique. En raison d'une plus faible énergie stockée dans la sous-structure des grains orientés Laiton, ceux-ci grossissent aux grandes déformations par migration dynamique de leurs joints de grains aux dépens des autres composantes. Cette migration-croissance explique l'augmentation de la composante Laiton. Cette théorie, si elle semble pouvoir s'appliquer aux très faibles vitesses de déformation dont le maintien en température est long, ne paraît pas adaptée aux déformations rapides des alliages contenant du zirconium qui inhibe le mouvement des joints de grains.

Au terme de ces lectures, il apparaît que la très grande majorité des alliages d'aluminium non recristallisés développent au cours du laminage à chaud une texture type "cuivre" avec une composante Laiton plus marquée que la composante Cuivre. Nous n'avons en revanche trouvé aucune étude systématique permettant de dire qu'un alliage d'aluminium contenant du lithium développait une texture plus intense que les autres alliages d'aluminium avec notamment une composante Laiton plus importante. La forte intensité de la composante Laiton est plutôt associée dans ses études à une haute température de laminage. Il est important de clarifier si un alliage d'aluminium contenant du lithium déformé en compression plane à chaud dans des conditions identiques à un alliage témoin développe réellement une texture plus intense, c'est ce que nous allons tenter de déterminer dans le chapitre II.

## 2.2 Modélisations de l'évolution de la texture cristallographique

### 2.2.1 Mécanique du cristal

La déformation plastique d'une structure cristalline est le plus souvent possible grâce au mouvement irréversible de défauts linéaires, les dislocations. Celles-ci propagent des cisaillements selon des plans (généralement les plus denses) et des directions particulières, qui forment les systèmes de glissement.

La mécanique du cristal est la traduction mathématique des mouvements des dislocations dans un réseau cristallin, elle est à la base de toute modélisation d'évolution des textures cristallographiques. Nous en rappelons dans la suite les principes de base qui sont utilisés dans le laboratoire de l'école des Mines de Saint-Etienne.

**2.2.1.1 Cinématique du cristal** Un système de glissement  $s$  est repéré par :

- un plan de normale :  $\underline{n}^s$
  - une direction :  $\underline{b}^s$
- ( $\underline{n}^s$  et  $\underline{b}^s$  sont deux vecteurs unitaires et normaux.)

A chaque système de glissement sont associées :

- une vitesse de glissement  $\dot{\gamma}^s$
- une cission résolue  $\tau^s$ .

Dans un repère quelconque  $\mathfrak{R}$ , les glissements cristallographiques produisent un *tenseur gradient des vitesses*  $\dot{\underline{g}}$  (*velocity gradient tensor*) qui s'exprime comme une combinaison linéaire de ces glissements sur les différents systèmes :

$$\begin{aligned}\dot{\underline{g}} &= \sum_s \underline{b}^s \otimes \underline{n}^s \cdot \dot{\gamma}^s \\ &= \sum_s \underline{\mathcal{T}}^s \cdot \dot{\gamma}^s\end{aligned}\tag{I.1}$$

$\underline{\mathcal{T}}^s$  est défini comme le tenseur de Schmid.

$$\begin{aligned}\underline{\mathcal{T}}^s &= \underline{b}^s \otimes \underline{n}^s \\ \text{ou } (T_{ij}^s) &= (b_i^s \cdot n_j^s)\end{aligned}\tag{I.2}$$

On extrait du tenseur de Schmid :

$\underline{\mathcal{M}}^s$ , le tenseur de Schmid symétrique,  
 $\underline{\mathcal{A}}^s$ , le tenseur de Schmid anti-symétrique.

$$\begin{aligned}\underline{\mathcal{M}}^s &= (1/2)(\underline{\mathcal{T}}^s + \underline{\mathcal{T}}^{st}) \\ \text{ou } (M_{ij}^s) &= (1/2)(b_i^s \cdot n_j^s + n_i^s \cdot b_j^s)\end{aligned}\tag{I.3}$$



$$\begin{aligned} \underline{\underline{\mathbf{A}}}^s &= (1/2)(\underline{\underline{\mathbf{T}}}^s - \underline{\underline{\mathbf{T}}}^{st}) \\ \text{ou } (A_{ij}^s) &= (1/2)(b_i^s \cdot n_j^s - n_i^s \cdot b_j^s) \end{aligned} \quad (\text{I.4})$$

(On notera que par définition les composantes  $(A_{ii}^s)$  sont nulles.)

$\underline{\underline{\mathbf{g}}}$  contient l'évolution géométrique du monocristal dans sa partie symétrique :  $\underline{\underline{\xi}}$ , le tenseur des vitesses de déformation (*deformation rate tensor*) et contient les vitesses de rotation plastique dans sa partie anti-symétrique :  $\underline{\underline{\omega}}_p$ , le tenseur des vitesses de rotation plastique.

Tenseur gradient des vitesses exprimé dans  $\mathfrak{R}$  :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\mathbf{g}}} &= \sum_s \underline{\underline{\mathbf{T}}}^s \cdot \dot{\gamma}^s \\ &= \sum_s \underline{\underline{\mathbf{M}}}^s \cdot \dot{\gamma}^s + \sum_s \underline{\underline{\mathbf{A}}}^s \cdot \dot{\gamma}^s \\ &= \underline{\underline{\xi}} + \underline{\underline{\omega}}_p \end{aligned} \quad (\text{I.5})$$

Toutes les équations précédentes sont définies à partir de relations microscopiques : les glissements cristallographiques. Or l'élément de matière considéré subit une déformation globale contrôlée par les conditions limites imposées par la machine. On parlera de contraintes macroscopiques. Ces conditions limites génèrent le tenseur gradient des vitesses de déplacement (*velocity gradient tensor*)  $\underline{\underline{\mathbf{d}}}$ . Bien qu'exprimés dans le même repère, le tenseur gradient des vitesses  $\underline{\underline{\mathbf{g}}}$  et le tenseur gradient des vitesses de déplacement  $\underline{\underline{\mathbf{d}}}$  ne sont pas forcément égaux (bien que les éléments de la diagonale soient égaux).  $\underline{\underline{\mathbf{d}}}$  se décompose de la même manière que  $\underline{\underline{\mathbf{g}}}$ , en une partie symétrique des vitesses de déformation  $\underline{\underline{\xi}}$  (égale à celle de  $\underline{\underline{\mathbf{g}}}$ ) et une partie anti-symétrique des vitesses de rotation de corps solide (*rigid body rotation*)  $\underline{\underline{\omega}}_{cs}$  :

$$\underline{\underline{\mathbf{d}}} = \underline{\underline{\xi}} + \underline{\underline{\omega}}_{cs} \quad (\text{I.6})$$

$\underline{\underline{\omega}}_{cs}$  contient les composantes des vitesses de rotation dues :

- à la déformation plastique  $\underline{\underline{\omega}}_p$ ,
- à la rotation du monocristal (ou grain) par rapport à l'outil (ou échantillon..)  $\underline{\underline{\omega}}_c$ .

On nomme  $\underline{\underline{\omega}}_c$  le tenseur des vitesses de rotation du cristal (ou tenseur des vitesses de rotation cristalline) (*rotation rate of the crystal lattice*).

On obtient finalement l'expression du tenseur gradient des vitesses de déplacement :

$$\underline{\underline{\mathbf{d}}} = \underline{\underline{\xi}} + \underline{\underline{\omega}}_p + \underline{\underline{\omega}}_c \quad (\text{I.7})$$

Le changement d'orientation cristalline du monocristal dans le référentiel  $\mathfrak{R}$  est contenu dans le terme  $\dot{\underline{\omega}}_c$ , tenseur des vitesses de rotation cristalline. On accède à ce terme par la relation simple :

$$\dot{\underline{\omega}}_c = \dot{\underline{d}} - \dot{\underline{g}} \quad (\text{I.8})$$

Pour obtenir cette donnée, il faut au préalable déterminer et calculer quels sont les systèmes de glissement activés dans le monocristal, les cissions résolues appliquées ainsi que les vitesses de glissement.

**2.2.1.2 Cission résolue** La cission résolue est la projection de la contrainte globale appliquée sur un système de glissement défini par son plan  $\vec{n}$  et sa direction  $\vec{b}$ . Le tenseur de Schmid symétrique  $\underline{M}^s$  et le tenseur déviateur des contraintes  $\underline{S}$  permettent de calculer la cission résolue appliquée au système  $s$ .

$$\tau^s = \underline{M}^s : \underline{S} \quad (\text{I.9})$$

**2.2.1.3 Lois de comportement** Deux critères d'écoulement sont distingués selon la température de déformation, les comportements rigide-plastique et viscoplastique.

(i) Le comportement rigide-plastique s'applique aux basses et moyennes températures et utilise la loi de Schmid (1924) comme critère d'activité des systèmes de glissement :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau_c^s - \tau^s \geq 0 \\ \dot{\gamma}^s \geq 0 \\ (\tau_c^s - \tau^s)\dot{\gamma}^s = 0 \end{array} \right. \quad (\text{I.10})$$

Ce critère établit que la cission  $\tau^s$  imposée sur un système de glissement  $s$  ne peut être supérieure à la cission résolue critique  $\tau_c^s$  de ce système. Si le glissement a lieu sur  $s$  (ie  $\dot{\gamma}^s > 0$ ), alors  $\tau^s$  ne peut être que égale à  $\tau_c^s$ .

Cette loi seule ne permet pas la détermination du comportement du monocristal car tous les systèmes de glissement soumis à une cission égale à leur valeur critique ne glissent pas nécessairement. On utilise un principe énergétique afin de déterminer lesquels glissent et lesquels ne glissent pas. Taylor (1938) a déterminé que parmi les systèmes de glissement cinématiquement admissibles, les actifs sont ceux qui minimisent la puissance interne dissipée par glissement  $\sum_s \tau_c^s |\dot{\gamma}^s|$  (ie. la puissance utilisée par le cristal pour se déformer). Bishop et Hill (1951) ont eux montré que parmi tous les champs de contrainte admissibles, la puissance de déformation externe  $\sigma : \dot{\epsilon} = \sum_s \tau^s |\dot{\gamma}^s|$  doit être maximale (ie. la puissance fournie au cristal pour qu'il se déforme).

(ii) Le comportement viscoplastique des hautes températures est différent. Un système de glissement ne présente plus un seuil critique d'activité, on considère qu'il peut être actif dès lors que la cission résolue appliquée à ce système est non nulle. Dans la pratique, le nombre de glissements réellement significatifs reste limité de 3 à 5. L'expression mathématique de ce comportement, proposée en premier par Hutchinson (1976) et adaptée par Peirce *et al.* (1983), est une loi puissance liant la vitesse de glissement à la contrainte résolue de chaque système de glissement :

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0^s \left| \frac{\tau^s}{\tau_0^s} \right|^{\frac{1}{m}} \text{sgn}(\tau^s) \quad (\text{I.11})$$

$m$  est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, il augmente avec la température :  $m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}$ ,  $0 \leq m \leq 1$ ;  $\dot{\gamma}_0$  et  $\tau_0$  sont des grandeurs de référence de la dimension d'une vitesse de glissement et d'une cission résolue.

Cette expression de la vitesse de glissement associée aux précédentes équations de projection permet d'obtenir le système d'équations suivant :

$$\begin{cases} \tau^s &= \underline{M}^s : \underline{S} \\ \dot{\gamma}^s &= \dot{\gamma}_0^s \left| \frac{\tau^s}{\tau_0^s} \right|^{\frac{1}{m}} \text{sgn}(\tau^s) \\ \dot{\underline{\epsilon}} &= \sum_s \underline{M}^s \cdot \dot{\gamma}^s \end{cases} \quad (\text{I.12})$$

qui donne le système d'équations à résoudre :

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \sum_s M_{ij}^s \cdot \dot{\gamma}_0^s \cdot \left( \frac{M_{\alpha\beta}^s \cdot S_{\alpha\beta}}{\tau_0^s} \right)^{\frac{1}{m}} \quad (\text{I.13})$$

Ce système d'équations non linéaires peut être résolu par une approche itérative (algorithme de Newton-Raphson).

L'utilisation de valeurs faibles de  $m$ , caractéristiques des basses températures, permet d'utiliser les équations viscoplastiques pour simuler les déformation à froid et s'affranchir du critère de Schmid.

### 2.2.2 Le facteur de Taylor

Les lois de la plasticité cristalline permettent d'établir des relations entre les contraintes d'écoulement microscopiques et les contraintes d'écoulement macroscopiques. On définit le facteur de Taylor  $M(g)$  d'un grain  $g$  comme la somme des vitesses de glissement  $\sum \dot{\gamma}^s$  des dislocations à l'intérieur du grain normalisée par la vitesse de déformation macroscopique équivalente imposée au grain. Il est directement issu des calculs de plasticité cristalline.

$$M(g) = \frac{\sum_s \dot{\gamma}^s}{\dot{\epsilon}} \quad (\text{I.14})$$

Il rend compte de la difficulté qu'a un grain à accommoder la déformation macroscopique. Plus  $M(g)$  est grand, plus le grain demande de l'énergie pour se déformer. Considérant la puissance de déformation interne (=puissance dissipée par les glissements) comme étant :

$$\dot{W}(g) = \sum_s \dot{\gamma}^s \tau_c^s = \sigma(g) \dot{\epsilon} \quad (\text{I.15})$$

Si on suppose que les contraintes résolues critiques (CRSS) des différents systèmes de glissement sont identiques, qu'elles évoluent de façon isotrope avec la déformation (écrouissage latent isotrope) et que l'on applique la loi de Schmid (cf. équation I.10) alors :

$$M(g) = \frac{\dot{W}(g)}{\tau_c \dot{\epsilon}} = \frac{\sigma(g)}{\tau_c} \quad (\text{I.16})$$

et l'on retrouve le lien entre le facteur de Taylor et l'énergie ou contrainte nécessaire pour la déformation du grain.

Dans un polycristal de volume  $V$  composé de  $n$  grains de volumes  $V(g)$ , le facteur de Taylor moyen  $\langle M \rangle$  se calcule simplement par :

$$\langle M \rangle = \frac{\sum_g M(g) V(g)}{V} \quad (\text{I.17})$$

Dans le cas des matériaux cfc isotropes (ie. non texturé) où les glissements s'effectuent sur les systèmes  $\{111\}\langle 110 \rangle$ , pour une traction uniaxiale, le modèle de Taylor FC donne  $\langle M \rangle = 3.067$ , le modèle de Taylor RC lath donne  $\langle M \rangle = 2.905$  et le modèle de Taylor RC pancake donne  $\langle M \rangle = 2.623$ . Comme le facteur de Taylor  $M(g)$  au niveau du grain, le facteur de Taylor moyen  $\langle M \rangle$  donne une indication de la résistance du polycristal en relation avec la texture cristallographique et la distribution des CRSS. C'est pourquoi il est souvent utilisé dans les modélisations de l'anisotropie de la résistance mécanique.

### 2.2.3 Modèles d'évolution de la texture cristallographique à chaud

Les modèles de prédiction de textures cristallographiques des alliages d'aluminium ont été l'objet de nombreux travaux ces vingt dernières années. Ils utilisent tous les équations de base de la plasticité cristalline établies dans le paragraphe 2.2.1. Nous classons les modèles en deux catégories : les modèles qui traitent les grains indépendamment les uns des autres et les modèles avec interaction intergranulaire. Quey (2009) fait une description détaillée des principaux modèles actuels, nous en faisons un bref résumé.

Le modèle de Taylor, basé sur les travaux de Taylor (1938), est un modèle sans interaction. La déformation macroscopique imposée au matériau est imposée de manière identique à chacun des grains. Les vitesses de déformation sont donc les mêmes pour

chaque grain mais leurs vitesses de rotation sont différentes car elles dépendent de leur orientation. Ce modèle est nommé modèle de Taylor FC pour "Full Constraints". Honneff et Mecking (1978) ont proposé une modification : les modèles de Taylor à contraintes relâchées ("Taylor Relaxed Constraints models"). Dans le cas de grains très aplatis lors du laminage, un cisaillement  $\dot{\epsilon}_{\vec{RD},\vec{ND}}$  (modèle "RC lath") ou des cisaillements  $\dot{\epsilon}_{\vec{RD},\vec{ND}}$  et  $\dot{\epsilon}_{\vec{TD},\vec{ND}}$  (modèle "RC pancake") sont tolérés bien qu'ils ne soient pas imposés par la déformation macroscopique. Le modèle de Taylor (relâché ou non) fournit des prédictions de textures correctes d'un point de vue qualitatif.

Le modèle statique, basé sur les travaux de Sachs (1928), impose quant à lui une contrainte uniforme pour tous les grains, égale à la contrainte macroscopique imposée au matériau. Il ne fournit pas de résultats de prédiction de textures satisfaisants.

Les modèles autocohérents considèrent chaque grain comme une inclusion ellipsoïdale dans un milieu homogène dont le comportement est équivalent au comportement moyen du polycristal. L'inclusion et le milieu homogène ont tous deux des propriétés anisotropes. Ils sont basés sur les travaux de l'inclusion d'Eshelby. Molinari *et al.* (1987) et Lebensohn et Tome (1993) ont proposé des modèles adaptés aux grandes déformations, et Tome (2002) et Tome et Lebensohn (2003) ont développé les logiciels EPSC et VPSC qui fournissent de bons résultats.

Les modèles Éléments Finis sont utilisés pour calculer les interactions intergranulaires ou les hétérogénéités de déformation intragranulaire en discrétisant finement les grains, mais cela nécessite des temps de calcul importants.

Les modèles appelés "modèles de type Taylor" consistent à intégrer des interactions intergranulaires calculées de manière simplifiée au modèle de Taylor. Les principaux sont le modèle de Sarma et Dawson (1996), les modèles Lamel (Van Houtte *et al.* (1998)) et ALamel (Van Houtte *et al.* (2005)), le modèle GIA (Crumbach *et al.* (2001)) et le modèle RSI ("Reduced Stress Induced") développé dans le laboratoire SMS de l'école des Mines de Saint-Etienne par Robert (2005), Ringeval (2006) et Quey (2009).

Assez peu d'auteurs ont simulé les textures de laminage à chaud d'alliages d'aluminium. Les premiers sont Bacroix et Jonas (1988), ils ont utilisé le modèle de Taylor rigide-plastique (avec une transition Taylor FC - Taylor RC au cours de la déformation) en intégrant les systèmes de glissement non-octaédriques  $\{110\}$ ,  $\{100\}$  et  $\{112\}\langle 110 \rangle$ . L'hypothèse est que les contraintes résolues critiques (CRSS) de ces systèmes évoluent avec la température et se rapprochent de la CRSS du système de glissement  $\{111\}\langle 110 \rangle$ , auto-risant leur activation. Ils ont considéré un par un les plans de glissement non-octaédriques additionnés aux plans  $\{111\}_{Al}$  dans des simulations numériques : les glissements sur les plans  $\{100\}_{Al}$  favorisent une forte composante Laiton, les glissements sur les plans  $\{110\}_{Al}$  forment principalement la composante Cuivre et les glissements sur  $\{112\}_{Al}$  amènent à une texture type "Laiton". Lorsque tous les glissements sont actifs en même temps, les

trois composantes de la fibre- $\beta$  sont formées. L'introduction de ces systèmes supplémentaires permet la prédiction de textures plus en accord avec les textures expérimentales observées. Le problème de ces simulations reste la détermination des CRSS.

L'utilisation des seuls glissements octaédriques ( $\{111\}\langle 110\rangle$ ) pose un problème pour la prédiction de la formation de la composante Laiton en compression plane avec le modèle de Taylor. L'orientation Laiton est stabilisée par des glissements octaédriques mais subit alors un fort cisaillement (DL-DT). Ce cisaillement a été observée par Maurice *et al.* (1994) lors de la compression d'un monocristal orienté Laiton déformé à froid dans un "channel die". Ce cisaillement (DL-DT) important est peu probable dans un polycristal car il est empêché par les grains voisins. Un même essai à chaud (400°C) sur un monocristal Laiton génère en revanche un cisaillement (DL-DT) beaucoup plus faible. Cette problématique de la formation de la composante Laiton avait amené l'hypothèse que le cisaillement (DL-DT) était accommodé plus facilement à chaud et Maurice *et al.* (1992) proposait alors un modèle de Taylor à contraintes partiellement relâchées ( $\dot{\epsilon}_{\vec{D}L, \vec{D}T}$  partiellement contraint) utilisant la loi d'écoulement viscoplastique avec différentes valeurs de  $m$ . Engler *et al.* (1993) ont perfectionné ce principe en proposant des relaxations partielles de tous les cisaillements, les textures simulées sont en bon accord avec l'expérience mais il manque à ce modèle une théorie physique expliquant l'accommodation du cisaillement (DL-DT) de l'orientation Laiton.

Maurice *et al.* (1994) constatent que lorsque les glissements ont lieu sur les systèmes  $\{112\}\langle 110\rangle$ , l'orientation Laiton est stable et le cisaillement (DL-DT) est nul, ce qui amène deux des auteurs à proposer (Maurice et Driver, 1997b) des modélisations combinant la loi de comportement viscoplastique ( $0.1 < m < 0.3$ ) et l'utilisation des glissements non-octaédriques ( $\{100\}$ ,  $\{110\}$  et  $\{112\}$ ) dans les modèles Taylor FC, Taylor RC, autocohérent LT de Lebensohn et Tome (1993) et autocohérent MT de Molinari et Toth (1994). Les résultats sont satisfaisants dans le cas du modèle autocohérent LT et du modèle RC pancake avec une CRSS relative du système  $\{110\}$  faible.

Perocheau et Driver (2002) confirment l'existence de glissements sur les plans  $\{110\}$  et  $\{100\}$  à chaud pour des vitesses de déformation élevées comparables à celles utilisées dans les process industriels. Les conditions expérimentales de Perocheau et Driver (2002) n'ont en revanche pas permis de mettre en évidence des glissements sur le plan  $\{112\}$ .

Les meilleures prédictions de textures d'aluminium laminés à chaud sont celles pratiquées en intégrant la loi viscoplastique et les glissements octaédriques sur les systèmes  $\{111\}\langle 110\rangle$  et non-octaédriques sur les systèmes  $\{110\}$ ,  $\{100\}$  et  $\{112\}\langle 110\rangle$ . Le problème reste l'évaluation ou la mesure des paramètres de chaque système de glissement qui évoluent avec la température et vraisemblablement avec la vitesse de déformation.

## 3 Anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-(Cu)-Li

### 3.1 Études expérimentales de l'anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-(Cu)-Li

Les alliages à base Al-Cu-Li sont développés pour leurs caractéristiques mécaniques améliorées (module d'Young élevé) et leur densité plus faible que les alliages types 2000 Al-Cu ou 7000 Al-Zn-Mg-Cu. Cependant, leur principal défaut est une anisotropie de leur comportement mécanique plus marquée que dans les autres alliages d'aluminium (Rioja, 1998).

Deux types d'anisotropie sont généralement constatés dans les tôles laminées : l'anisotropie dans le plan et l'anisotropie dans l'épaisseur (que l'on qualifie plutôt d'hétérogénéité dans l'épaisseur). L'anisotropie dans le plan est une variation des propriétés mécaniques en fonction de la direction de sollicitation dans le plan ( $DL$ ,  $DT$ ) ; l'hétérogénéité dans l'épaisseur est une variation des propriétés fonction de la profondeur de l'élément de matière sollicité. L'hétérogénéité dans l'épaisseur d'une plaque laminée est due à un gradient de la texture cristallographique causé par des modes de déformation différents durant le laminage, schématiquement : de la déformation plane au centre et du cisaillement à quart épaisseur.

Nous nous intéressons dans cette étude à l'anisotropie dans le plan à mi-épaisseur de tôles d'aluminium Al-Cu-Li laminées à chaud.

Il est difficile de comparer les différents alliages d'aluminium entre eux. Si la raison principale de cette difficulté vient des compositions chimiques différentes, tous ces alliages reçoivent également des traitements thermomécaniques différents. Cela conduit évidemment à des états de précipitation différents mais donc également à des états microstructuraux différents (textures cristallographiques et morphologiques). Ces différences conduisent à une grande variété de réponses du matériau aux sollicitations mécaniques. Une modification dans le procédé de fabrication d'une tôle n'est donc pas sans conséquences sur ses propriétés, c'est pourquoi dans cette étude bibliographique, nous nous attachons autant que possible à décrire les conditions expérimentales dans lesquels ont été réalisés les essais afin de comprendre au mieux les hypothèses proposées par les auteurs quant à l'origine de l'anisotropie des tôles Al-Cu-Li.

Kim et Lee (1993) ont étudié l'effet des précipités  $T_1$  sur l'anisotropie d'un Al-Cu-Li 2090 (Al-2.2Li-2.8Cu-0.12Zr) produit sous forme de plaques de 3.4 mm d'épaisseur. Ils ont découpé des éprouvettes de traction à 0, 30, 45, 60 et 90° par rapport à la direction de laminage DL et ont effectué 4 traitements thermiques développant chacun des précipités

T8E41	$\delta', \theta', T_1$	Réversion	$T_1$
Mis en solution	$\delta'$ (faible)	Sous-revenu	$\delta', \theta'$

TAB. I.2: Phases en présence après les différents traitements thermiques dans l'étude de Kim et Lee (1993).

différents (TAB.I.2). La plaque est reçue dans un état T8E41 (écroui revenu) contenant des précipités  $\delta', \theta'$  et  $T_1$ ; un traitement de réversion (2min à 265°C puis trempe à l'eau) dissout les précipités  $\delta', \theta'$  laissant uniquement des  $T_1$ ; un traitement de mise en solution (2h à 550°C puis trempe à l'eau) dissout la majorité des précipités ne laissant qu'une fine précipitation de  $\delta'$ ; enfin un traitement de sous-revenu (16h à 130°C) sur l'alliage mis en solution développe principalement les phases  $\delta'$  et  $\theta'$ . La tôle présente une composante Laiton très prononcée, les auteurs ne s'intéresseront qu'à cette orientation dans leur étude.

Des analyses MET sur le 2090 T8E41 ont révélé de grandes différences de taille et de densité des précipités  $T_1$  sur les 4 plans  $\{111\}_{Al}$ . Dans les grains orientés Laiton (les plus nombreux), 2 plans  $\{111\}_{Al}$  sont perpendiculaires au plan de laminage et les 2 autres plans  $\{111\}_{Al}$  sont inclinés d'environ 35° par rapport à ce même plan. Les  $T_1$  sont plus denses, plus fins et plus uniformément répartis sur les plans inclinés. Or la précipitation des  $T_1$  est favorisée par la présence des dislocations qui sont introduites durant l'opération de détensionnement. Le détensionnement est effectué avant le traitement de revenu, par traction parallèlement à DL, il sert à réduire les contraintes résiduelles de trempe et dans le cas des Al-Cu-Li, il permet également de "produire" des dislocations. Les calculs des facteurs de Schmid montrent que ce sont les plans  $\{111\}_{Al}$  inclinés à 35° qui subissent la contrainte résolue la plus importante durant une de traction de détensionnement suivant DL et donc sur lesquels la majorité des dislocations glissent. La présence de dislocations plus importante sur ces plans serait la raison, selon les auteurs, expliquant la distribution non uniforme des  $T_1$  sur les quatre plans  $\{111\}_{Al}$ .

Les mesures de limite d'élasticité et d'allongement à rupture sont présentées FIG.I.4. Les 4 états présentent une chute de la limite d'élasticité dans l'intervalle 30° - 60°, de 90 MPa pour l'état T8E41 le plus résistant et de 30 MPa pour l'état mis en solution le plus mou. Cette chute de limite d'élasticité est attribuée, au moyen du calcul du facteur de Taylor, à la texture cristallographique par les auteurs.

Le résultat le plus marquant est une forte anisotropie de l'allongement à rupture à 45-60° dans les états sous-revenu et mis en solution ne contenant pas de précipités  $T_1$ . Selon les auteurs, cette variation est normale et ce sont les microstructures contenant des  $T_1$  qui présentent en réalité une chute de l'allongement à rupture entre 45 et 60°. Ils se sont donc intéressés au rôle des précipités  $T_1$ .

Durant l'essai de traction suivant 0°/DL, dans les grains orientés Laiton, la contrainte résolue est la plus forte sur les plans  $\{111\}_{Al}$  inclinés, ceux là même comportant une forte



précipitation de  $T_1$ . Dans l'essai de traction à  $60^\circ/\text{DL}$ , la contrainte résolue est la plus forte sur les plans perpendiculaires. Dans le premier cas, le mouvement des dislocations est gêné par la forte densité de  $T_1$  présents sur les deux variantes de plans  $\{111\}_{Al}$  inclinés, des glissements déviés sont activés et la déformation est homogène (ie. plus de plans de glissement activés) ; dans le deuxième cas, le glissement sur les plans perpendiculaires est moins gêné par les  $T_1$ , cela engendre du glissement plan ("planar slip") et une localisation de la déformation conduisant à une réduction de l'allongement à rupture. Ainsi, selon les auteurs, le fort allongement à  $60^\circ/\text{DL}$  des états sans  $T_1$  est normal et la répartition anisotrope de ces derniers est responsable d'une chute de l'allongement à  $60^\circ/\text{DL}$  dans les états T8E41 et "Reverted".

En résumé de cet article, Kim et Lee (1993) pensent que l'anisotropie de la limite d'élasticité est principalement due à la texture cristallographique alors que l'allongement à rupture est fortement influencé par une précipitation anisotrope des précipités  $T_1$  sur les plans  $\{111\}_{Al}$ . Ce sont malgré tout les observations de ces auteurs qui nous portent à croire qu'une précipitation anisotrope des  $T_1$  pourrait avoir une influence sur l'anisotropie des propriétés mécaniques des tôles de 2050.

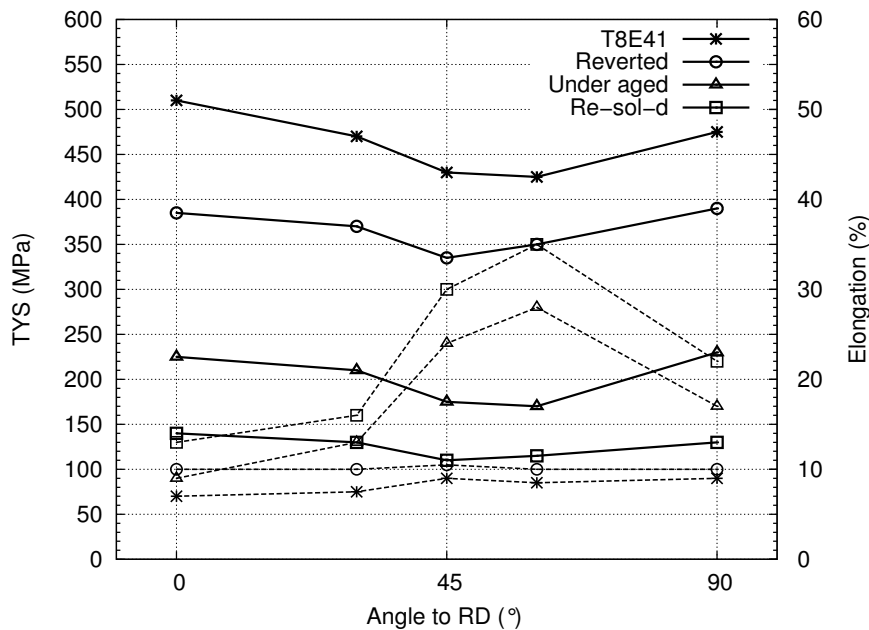


FIG. I.4: Influence de la direction de traction sur les propriétés mécaniques du 2090 dans différents états de précipitation d'après Kim et Lee (1993) (*Reproduction*).  
 Traits pleins = TYS, limite d'élasticité et Pointillés = Elongation

Vasudevan *et al.* (1990) ont également étudié l'influence de la texture cristallographique et de la microstructure sur l'anisotropie de la limite d'élasticité d'un Al-Cu-Li 2090. Ils

ont découpé des éprouvettes de 2mm d'épaisseur dans une plaque laminée à chaud de 3.9mm. Ayant constaté que l'opération de revenu ne modifiait pas la texture (principalement Laiton 25x random et S 13x random), ils ont appliqué différents temps de revenu pour produire différentes précipitations. L'anisotropie est évaluée par  $\frac{\sigma(45^\circ)}{\sigma(0^\circ)}$  et  $\frac{\sigma(45^\circ)}{\sigma(90^\circ)}$  (cf FIG.I.5).

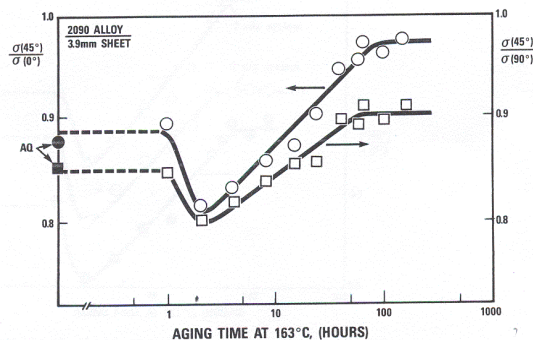


FIG. I.5: Variation de l'anisotropie de la limite d'élasticité en fonction du temps de revenu d'une tôle texturée de 2090 d'après Vasudevan *et al.* (1990)

Entre 1h et 2h de revenu à 163°C, il y a une forte augmentation de l'anisotropie; après 2h de revenu, l'anisotropie diminue. Ces variations de l'anisotropie coïncident avec des changements de l'état de précipitation. Les différents précipités présents dans la matrice ont des influences diverses sur le mouvement des dislocations. Certains favorisent le glissement plan alors que d'autres homogénéisent la déformation par des glissements déviés, ces mécanismes ont une influence sur l'anisotropie. Les auteurs concluent que l'anisotropie de la limite d'élasticité est due à la texture cristallographique et qu'elle est modifiée par l'évolution de la nature et de la densité des précipités dans la matrice au cours du revenu, notamment le développement des  $T_1$  aux dépens des  $\delta'$  entre 1h et 2h. Notons que le pic de durcissement (l'état le plus intéressant industriellement) est atteint après environ 16h de revenu, le coefficient d'anisotropie est compris entre 0.850 et 0.900 et ne correspond pas au maximum d'anisotropie (0.800) constaté après 2h de revenu.

Romhanji *et al.* (2000) ont étudié l'anisotropie de plaques de 8090 (Al-2.45Li-1.3Cu-0.95Mg-0.12Zr) d'une épaisseur de 0.8mm dans un état T3 (trempé et mûri naturellement) et dans un état fraîchement trempé (noté W temper sur les figures) très pauvre en précipités. La texture cristallographique, au centre de la plaque est presque complètement composée de Laiton (35% fraction volumique), S (35% fraction volumique) et Cuivre (26%). Les propriétés mécaniques ont été mesurées dans différentes directions par rapport à DL et sont représentées FIG.I.6. Le minimum de résistance et le maximum d'allongement sont atteints à 55°/DL dans les deux états T3 et W. Le rapport  $\frac{\sigma_{el}(45)}{\sigma_{el}(0)}$  est d'environ

0.875 - 0.900, valeurs comparables à celles observées par Vasudevan *et al.* (1990) dans un état T3. Les auteurs ont calculé les valeurs du facteur de Taylor à partir des modèles de Taylor "Full Constraint" et "Relaxed Constraint" (FIG.I.7) et observent que la chute des propriétés mécaniques entre 45° et 60° est prédite par le modèle de Taylor RC. Des observations de traces de glissement montrent que la traction suivant DL engendre plutôt du glissement dévié ("cross slip") alors que la traction à 55° engendre du glissement plan ("planar slip"). Avec une forte augmentation entre 45° et 60°, l'évolution de l'allongement à rupture est similaire à celle observée par Kim et Lee (1993) dans les états microstructuraux ne contenant pas de précipités  $T_1$ , mais leurs explications divergent. Kim et Lee (1993) attribuait la chute d'allongement dans les microstructures contenant des  $T_1$  à du glissement plan lors de la traction à 45-60° (idem Csontos et Starke (2005)) alors que Romhanji *et al.* (2000) constate du glissement plan combiné à un allongement à rupture très élevé. Ces résultats sont en contradiction. Selon Romhanji *et al.* (2000) l'anisotropie des propriétés mécaniques est due essentiellement à la texture cristallographique, mais rappelons que les états étudiés ne contiennent pas de précipités  $T_1$ .

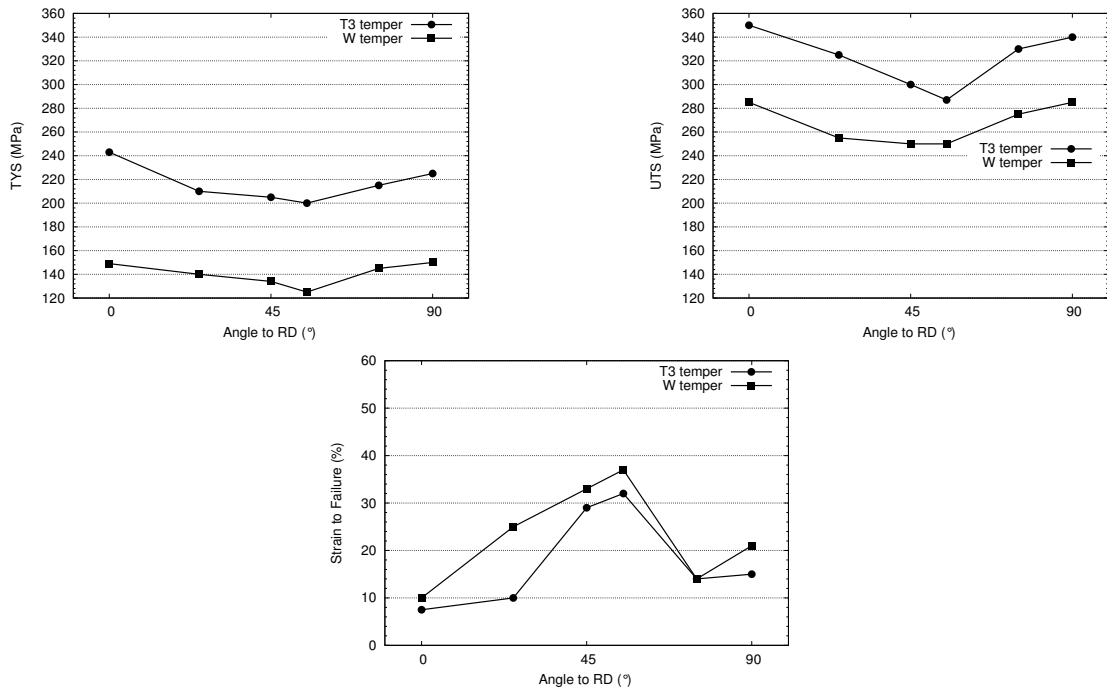


FIG. I.6: Variation des propriétés mécaniques pour différentes directions de traction de détensionnement d'après Romhanji *et al.* (2000). (*reproduction*)

Les trois précédentes études se sont basées sur la texture cristallographique et l'état de précipitation pour expliquer l'anisotropie du comportement mécanique des Al-Cu-

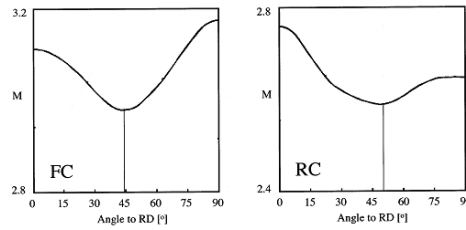


FIG. I.7: Valeurs calculées du facteur de Taylor en employant le modèle "Full Constraint" et le modèle "Relaxed Constraint" d'après Romhanji *et al.* (2000).

Li et seule l'étude de Kim et Lee (1993) introduit l'opération de détensionnement qui est effectuée dans les Al-Cu-Li. Or si cette opération est nécessaire pour éliminer les contraintes résiduelles dues à la trempe dans tous les alliages d'aluminium trempants, elle est surtout primordiale pour la précipitation dans les Al-Cu-Li. Gable *et al.* (2001) ont montré l'importance du détensionnement sur la précipitation durcissante d'un Al-Cu-Li-X (le AF/C-458). Ils ont effectué des détensionnements par traction d'intensités 0%, 2%, 4%, 6% et 8% dans la direction DL sur des éprouvettes préalablement mises en solution. Différents temps de revenu à 150°C ont ensuite été réalisés. Les variations de la limite d'élasticité sont présentées sur la FIG.I.8. La limite d'élasticité augmente fortement avec l'intensité du détensionnement à durée de revenu égale. Des observations MET indiquent que l'augmentation du détensionnement favorise les  $T_1$  aux dépens de  $\theta''/\theta'$  et que la taille, la densité et la fraction volumique des  $T_1$  est favorisée par l'augmentation de l'intensité de celui-ci. Notons qu'il n'est pas fait mention d'une quelconque précipitation anisotrope.

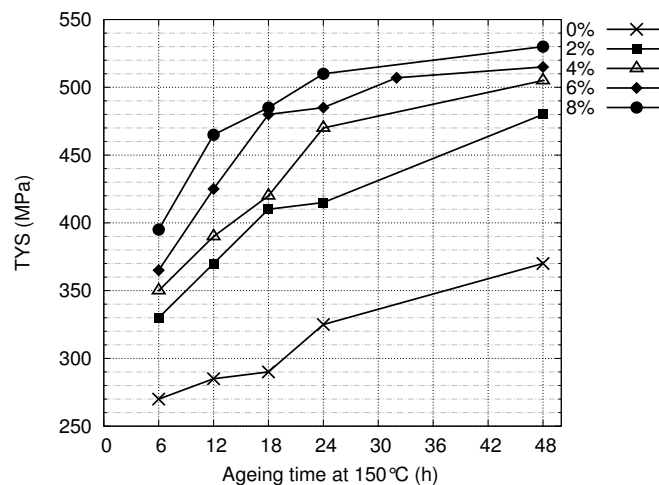


FIG. I.8: Variation de la limite d'élasticité pour différents détensionnements à 0°/DL en fonction du temps de revenu à 150°C d'après Gable *et al.* (2001).(*reproduction*)

Lee *et al.* (1999) ont étudié l'effet de la direction du détensionnement sur l'anisotropie des propriétés mécaniques d'un alliage 2095 texturé. La composition chimique de cet Al-Cu-Li est donnée TAB.I.3. Il a été reçu sous la forme d'une tôle de 1.57mm laminée à chaud, puis a été mis en solution 30min à 510°C, trempé et détensionné par traction de 6% dans 3 directions : 0, 60° et 90° par rapport à DL. Dans chacune de ces morceaux de tôles, les auteurs ont découpé des éprouvettes à 0, 30, 45, 60 et 90° par rapport à DL puis ont effectué un revenu de 24h à 180°C. La texture cristallographique est intense, elle est principalement constituée par les composantes Laiton (40x random), S (10x random) et une composante de cisaillement  $\{111\}\langle 112 \rangle$  (10x random). Les résultats de leurs essais de traction sont présentés FIG.I.9. La chute des propriétés mécaniques à 45°/DL dans la tôle détensionnée à 0°/DL est très spectaculaire, presque 250MPa d'écart entre les valeurs max et min. Un tel écart est étonnant (voire très étonnant). Les tôles détensionnées à 60 et 90°/DL présentent une anisotropie beaucoup moins prononcée et la valeur la plus faible reste toujours à 45°/DL. La texture cristallographique étant similaire dans tous les échantillons, elle ne peut justifier une telle différence de comportement. Les auteurs ont tout de même pris soin de normaliser les résultats par le facteur de Taylor calculé à partir des mesures cristallographiques, et concluent que la texture cristallographique ne contribue que peu à l'anisotropie apparente. Leurs hypothèses portent sur la présence des précipités  $T_1$  mais ils ne peuvent expliquer une telle chute des propriétés à 45° dans la plaque détensionnée à 0°. D'après ces résultats, une "très intense" texture principalement orientée Laiton combinée à un détensionnement à 0°/DL engendre une chute très importante des propriétés mécaniques à 45°, 2,5 fois plus importante qu'à 30° ou 60°. Il est également possible que cette valeur soit erronée et dans ce cas, elle occulte malheureusement l'importance de la direction de détensionnement dans les conclusions de cette étude.

	Cu	Li	Mg	Zr	Ag
2095	3.9-4.6	1.0-1.6	0.25-0.8	0.04-0.18	0.25-0.6

TAB. I.3: Composition chimique du 2095 dans l'étude de Lee *et al.* (1999).

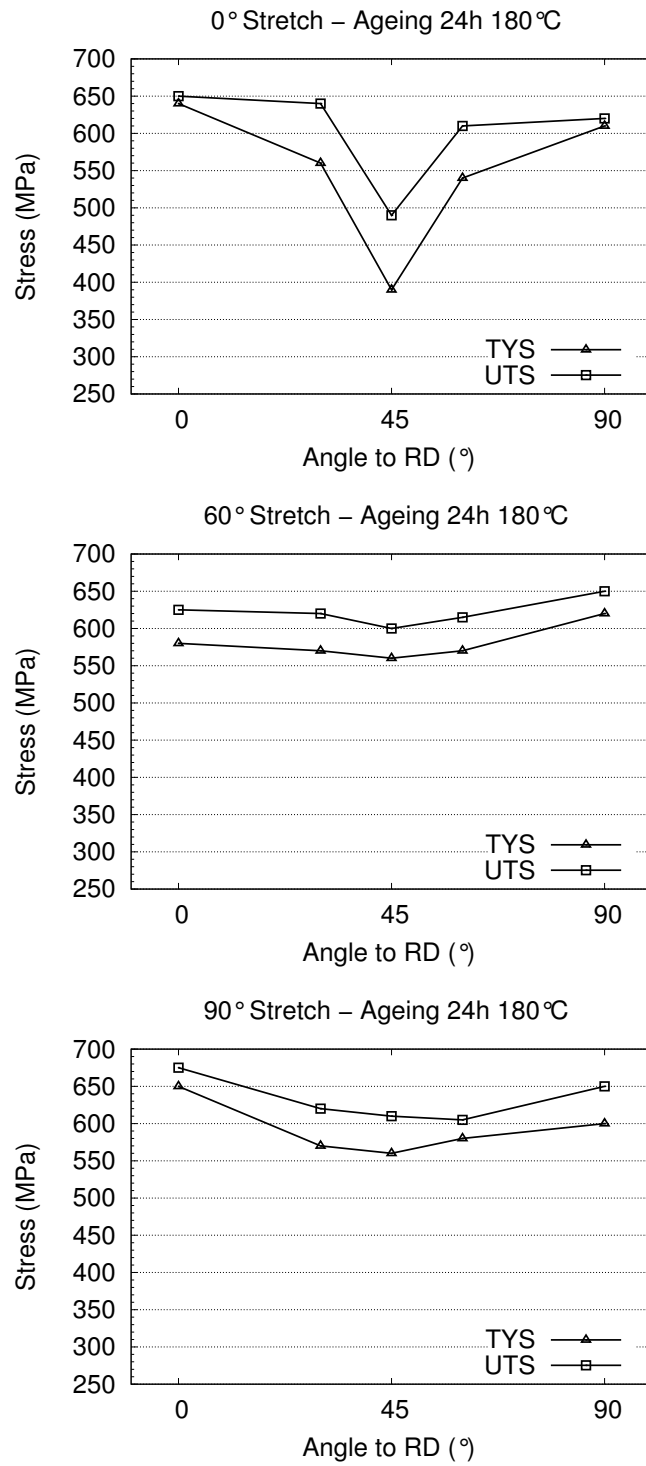


FIG. I.9: Variation des propriétés mécaniques pour différentes directions de détensionnement d'après Lee *et al.* (1999)(reproduction).

Garmestani *et al.* (2002) se sont eux aussi intéressés à l'anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-Cu-Li détensionnées dans différentes directions. Ils ont traité le problème par des expériences et des simulations. Leurs buts étaient (i) de décorréler les rôles respectifs de la texture cristallographique et de la précipitation durcissante sur l'anisotropie du comportement mécanique (ii) déterminer la contribution de la précipitation durcissante à l'activité des glissements plans ("coplanar slip activity") et à l'activité des glissements non plans ("non-coplanar slip activity") durant le détensionnement. Selon ces auteurs, l'anisotropie est principalement due à la texture cristallographique.

Les auteurs ont utilisé une tôle laminée de Al-Cu-Li 2090-T8E41 de 1.57mm d'épais. L'alliage a subi une mise en solution suivi d'une trempe et ils ont prélevé des coupons à 0, 30, 45, 60 et 90° par rapport à DL pour leur faire subir un détensionnement de ~6-10%. Ces coupons ont ensuite reçu un traitement de revenu de 24h à 180°C et ils ont prélevé des éprouvettes de traction à 0, 30, 45, 60 et 90° par rapport à DL. La texture cristallographique de cette plaque, déterminée par diffraction RX, est fortement orientée Laiton (45x random). Les auteurs font remarquer que la texture cristallographique évolue très faiblement durant le détensionnement de 6-10%, ce changement est négligeable. Les résultats de leurs essais sont présentés FIG.I.10. Nous avons reproduit les courbes pour une meilleure lisibilité des résultats. Il est difficile de tirer une conclusion quant à l'influence de la direction du détensionnement mais il est clair qu'elle joue un rôle sur les valeurs de limite d'élasticité. L'anisotropie est importante quelle que soit la direction du détensionnement et les détensionnements à 0° et 90° donnent les limites d'élasticité les plus élevées. Le détensionnement à 45° est le plus défavorable puisqu'il produit une anisotropie importante et des limites d'élasticité beaucoup plus faibles que les autres détensionnements.

Jata *et al.* (1996) livrent une étude très intéressante. Ils ont étudié l'anisotropie du comportement mécanique de différentes tôles aéronautiques (7000 et 2000). Souhaitant corrélérer l'intensité de la composante Laiton et l'anisotropie dans le plan, ils ont diminué l'intensité de la composante Laiton par un traitement de recristallisation intermédiaire sur certains alliages Al-Cu-Li. Les résultats sont répertoriés dans le TAB.I.4 et la FIG.I.11, on voit que les alliages 7000 et les Al-Cu-Li conventionnels ont une forte texture Laiton mais que l'anisotropie est très importante dans les Al-Cu-Li et pas dans les 7000. L'alliage Al-Cu-Li AF/C-489 faiblement texturé présente une anisotropie beaucoup plus faible que dans les alliages commerciaux classiques fortement texturés. Dans les 7000, une forte texture n'engendre pas une anisotropie dans le plan importante. Nous sommes en droit de nous poser une question essentielle : dans quelle gamme d'alliage l'anisotropie est-elle normale, au regard de la texture cristallographique ? Un phénomène supplémentaire à la texture cristallographique agit sur l'anisotropie, soit en l'augmentant dans les Al-Cu-Li, soit en la diminuant dans les 7000, soit les deux.

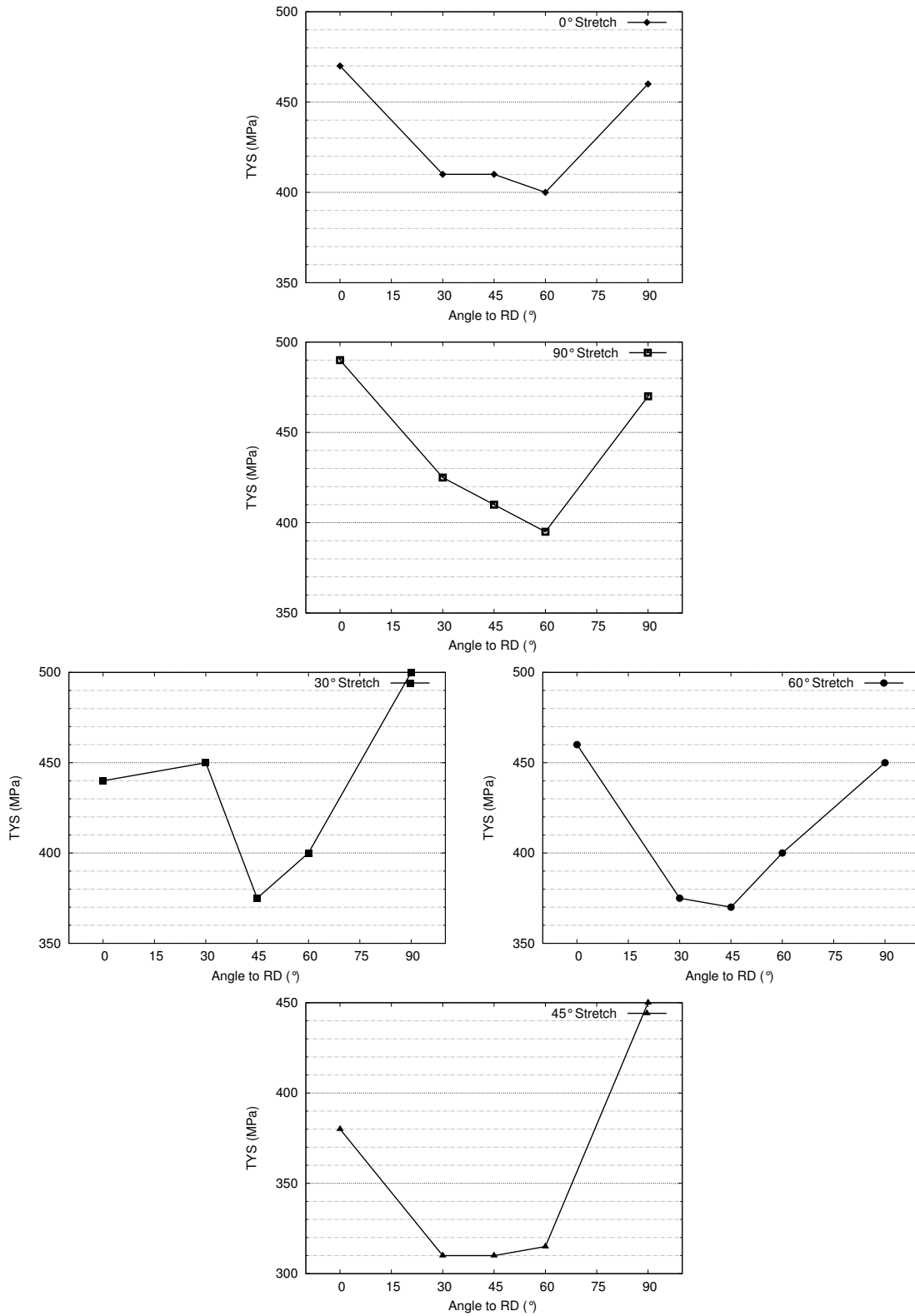


FIG. I.10: Variation de la limite d'élasticité en fonction de la direction de détensionnement et de l'angle de traction dans le 2090-T8E41 de 1.57mm d'épais d'après Garmestani *et al.* (2002).

(reproduction)

(Attention, l'ordonnée de la courbe détensionnement à 45°/DL est différente.)



Alliage	%Détens.	TYS (MPa)			Intensité max. texture			$\frac{TYS_{min}}{TYS_{max}}$
		DL	DT	45°	Laiton	S	Cuivre	
7150-T7751	-	570.2	581.9	525.4	25.8	6.2	4.1	0.903
7055-T7751	-	601.9	612.9	537.8	36.2	5.0	0.9	0.877
AFC-489 Rx	2	445.4	445.3	428.2	5.29	2.3	-	0.961
AFC-489 Rx	6	521.2	524.0	486.8	5.29	2.3	-	0.929
AFC-489 UnRx	2	455.1	430.9	426.1	16.11	8.19	5.68	0.936
AFC-489 UnRx	6	501.2	468.2	474.4	16.11	8.19	5.68	0.934
8090 UnRx	-	422.0	359.9	318.5	23.0	15.0	7.0	0.755
2091 UnRx	-	421.9	386.8	310.9	30.9	21.4	10.9	0.737
2090 UnRx	-	504.0	461.3	387.5	30.2	18.0	7.9	0.769

TAB. I.4: Propriétés mécaniques et textures de tôles aéronautiques d'après l'étude de Jata *et al.* (1996).

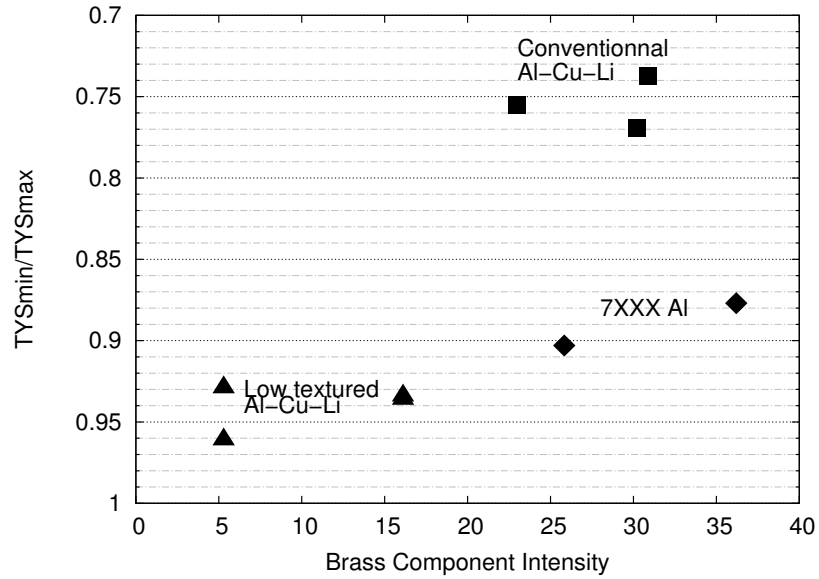


FIG. I.11: Coefficients d'anisotropie en fonction de l'intensité de la composante Laiton pour différents alliages d'après les travaux de Jata *et al.* (1996). (*reproduction*)

Les travaux de Gayle *et al.* (1994) sont intéressants, ils ont étudié l'effet de la teneur en lithium d'un alliage Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr sur l'anisotropie. Six alliages modèles aux concentrations en Li entre 0 et 1.3wt%Li ont été préparés, ils contiennent tous environ 4.15wt%Cu, 0.35wt%Ag, 0.47wt%Mg, 0.13wt%Zr et 0.03wt%Ti. Ils ont subi la même gamme de laminage puis une mise en solution plus trempe suivi d'un détensionnement de 6% suivant DL et pour finir un traitement de revenu de 72h à 143°C. Des essais de tractions ont été réalisés à 0°, 45° et 90° par rapport à DL sur des éprouvettes prélevées à mi-épaisseur. Les résultats sont présentés FIG.I.12. L'augmentation de la teneur en Li améliore significativement la limite d'élasticité et la contrainte à rupture jusqu'à environ 0.9wt% de Li. Elles sont similaires entre 0.9 et 1.3wt%. L'anisotropie est faible dans l'alliage sans Li et elle augmente brusquement jusqu'à un niveau constant dans tous les alliages contenant du Li. Les précipités majoritaires sont les  $T_1$   $Al_2CuLi$  dans les alliages avec Li et  $\theta'$   $Al_2Cu$  dans l'alliage sans Li. La conclusion de cette étude est que la variation de la teneur en Li dans l'intervalle 0.4-1.3wt% n'a pas d'influence sur l'anisotropie. Une interrogation demeure (la même que celle posée après l'étude des résultats de Jata *et al.* (1996)) : la présence de  $T_1$  est-elle responsable d'une augmentation de l'anisotropie dans les Al-Cu-Li ou alors est-ce la présence de  $\theta'$   $Al_2Cu$  qui réduit l'anisotropie dans le Al-Cu ?

Csontos et Starke (2005) ont étudié deux alliages Al-Li-Cu-X développés par l'US Air Force ; le AF/C-489 (2.1 wt.%Li)(le même que Jata *et al.* (1996)) et le AF/C-458 (1.8 wt.%Li), le second ayant été créé pour palier un déficit de ductilité du premier. La problématique traitée dans l'article n'est pas l'anisotropie de la résistance mécanique mais la différence d'allongement à rupture entre les deux alliages. Cette différence d'allongement a d'abord été justifiée par une fraction volumique des précipités cisailables  $\delta'$  ( $Al_3Li$ ) plus importante dans le AF/C-489 que dans le AF/C-458. Cette étude aboutit à une autre hypothèse : cet écart aurait pour origine deux "modes" de glissement des dislocations différents, causés par une plus grande taille des grains dans le AF/C-489. Dans ce dernier se produit du glissement plan ("planar slip") qui concentre l'accommodation de la déformation macroscopique sur quelques systèmes de glissement, alors que dans le AF/C-458, il y a du glissement dévié ("wavy glide") qui active un plus grand nombre de systèmes de glissement simultanément. Le glissement plan est favorisé par la présence de précipités cisailables, car à chaque passage d'une dislocation, la section du précipité sur le plan de glissement est réduite, ce qui conduit à un adoucissement de ce système. Le glissement plan continue jusqu'à ce qu'il soit bloqué par un joint de grain. Cette localisation de la contrainte peut avoir des conséquences désastreuses sur la ductilité et la rupture. Le glissement dévié est favorisé par la présence de précipités non cisailables. La déformation est plus homogène car elle s'opère sur plusieurs systèmes de glissement simultanément. Selon les auteurs, le mode de déformation plan ou dévié est contrôlé par les précipités et la taille des grains. A résistance égale, pour augmenter la ductilité, il faut diminuer la distance entre les obstacles au glissement : c'est à dire soient les précipités non cisailables soient

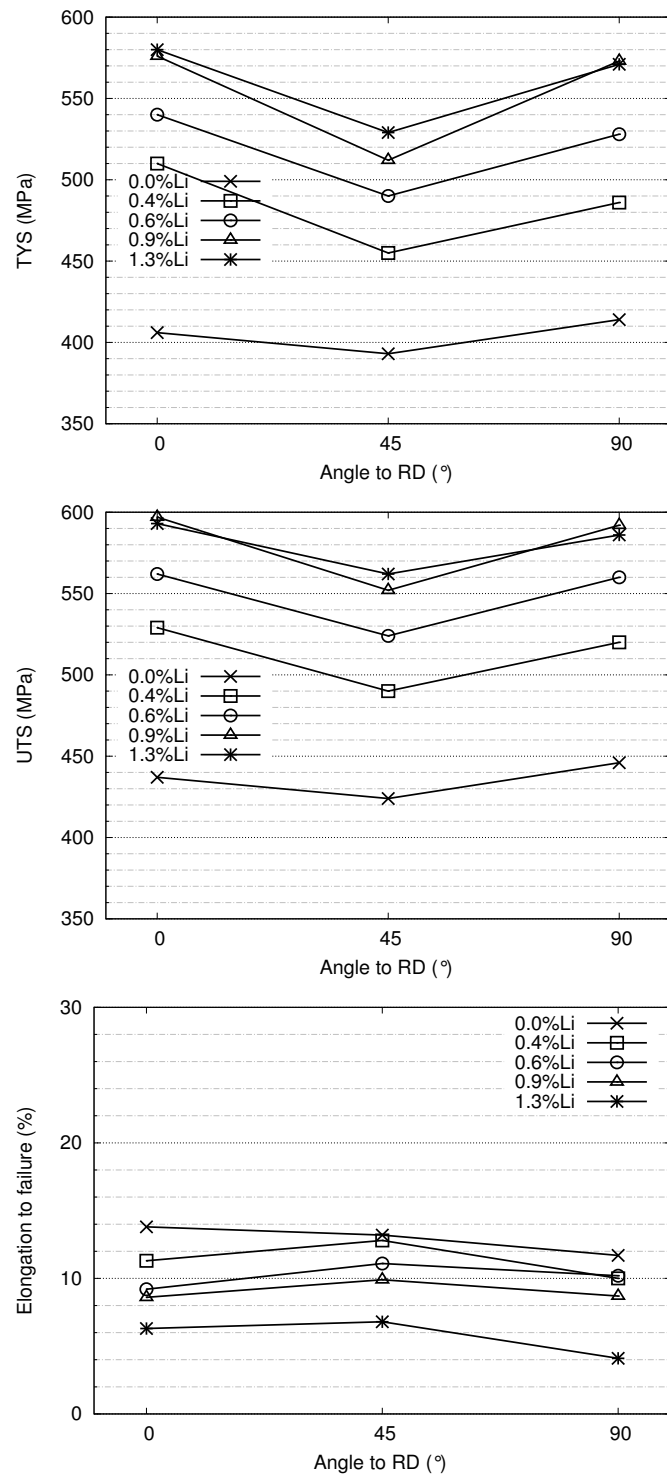


FIG. I.12: Propriétés mécaniques d'alliages Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr en fonction de la teneur en Li dans différentes directions de traction par rapport à DL d'après Gayle *et al.* (1994). (*reproduction*)

les joints de grains. C'est pourquoi les auteurs suggèrent que l'écart de ductilité est causé par une plus grande taille des grains dans le AF/C-489.

Cho *et al.* (1999) proposent une étude permettant de prendre en compte l'influence de la texture cristallographique et de la forme des grains sur l'anisotropie d'un Al-2.2Li-1.0Cu-3.0Mg-0.15Zr-0.3Mn. Deux tôles sont produites : l'une avec des grains longs et aplatis types "pancake" (470/20/106( $\mu\text{m}$ ) suivant DL/DN/DT) et l'autre avec des grains plus petits et équiaxes (20/13/19( $\mu\text{m}$ ) suivant DL/DN/DT). Les textures, mesurées par RX, sont représentées sur les FDOC de la FIG.I.13; elles sont toutes deux de type cuivre et la texture de la tôle à grains "pancake" est légèrement plus intense. Elles subissent toutes deux un traitement de sous-revenu (10h 150°C) et un traitement jusqu'au pic de durcissement (90h 150°C). Leurs précipitations sont principalement composées de  $\delta'$  Al<sub>3</sub>Li, il n'y a pas de T<sub>1</sub> car les tôles ne subissent pas de pré-déformation avant le revenu.

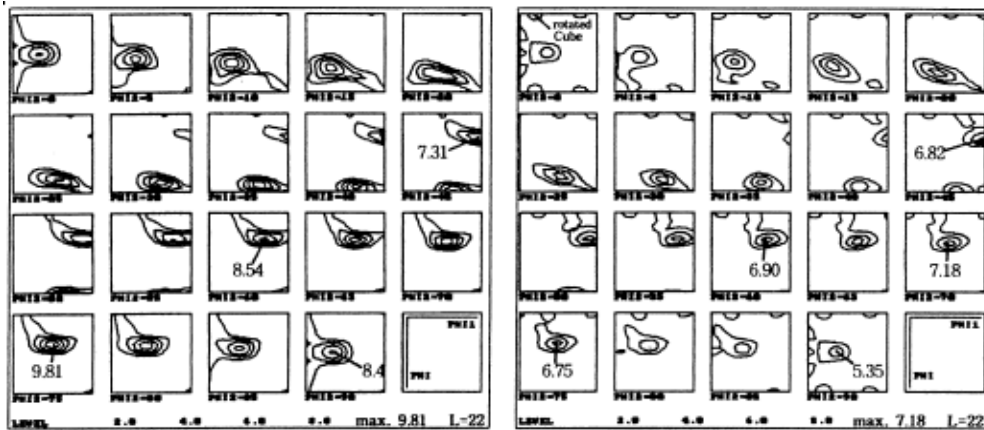


FIG. I.13: FDOC : à gauche la tôle à grains "pancake", et à droite la tôles à grains équiaxes; d'après Cho *et al.* (1999).

Les résultats des essais de traction effectués à 0°, 45° et 90° par rapport à DL sont représentés sur la FIG.I.14. Il est évident d'après ces courbes que l'anisotropie de la limite d'élasticité est plus forte dans le cas de la microstructure à grains "pancake". Les auteurs ont calculé le facteur de Taylor (mode FC) dans les 3 directions pour les deux textures et constatent qu'il est équivalent entre les deux textures. Ainsi, la texture cristallographique ne peut justifier l'écart d'anisotropie entre les deux tôles. C'est donc la forme des grains qui est désignée responsable; en effet, les auteurs expliquent que la propagation des dislocations est plus aisée quand la contrainte de cisaillement maximale dans le grain est appliquée parallèlement aux joints de grains les plus longs. C'est le cas lorsque la contrainte externe est appliquée à 45°, mais pas à 0° ni 90°, et cela a pour résultat une plus faible limite d'élasticité à 45°.

Si l'influence de la morphologie des grains semble indéniable d'après cette étude, nous

n'en tiendrons pas vraiment compte dans la suite de notre étude car l'anisotropie plus forte des Al-Li est comparée à des tôles (types Al-Zn et Al-Cu) présentant des textures morphologiques comparables. Des différences d'anisotropie ne peuvent pas être imputées dans notre cas à la forme des grains.

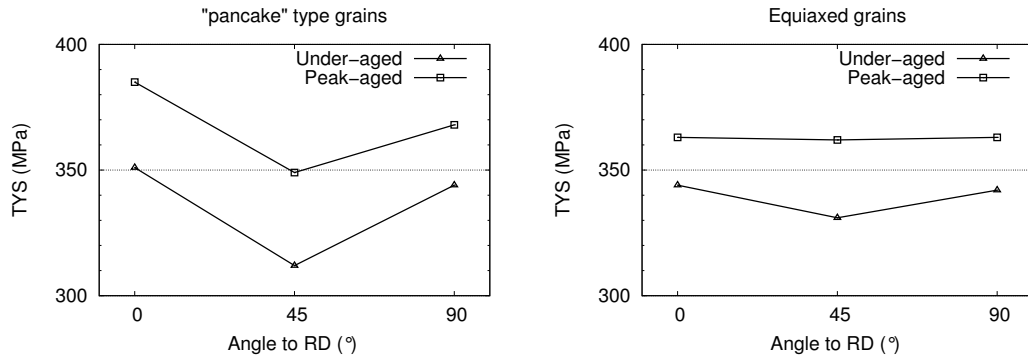


FIG. I.14: Limite d'élasticité en fonction de l'angle de traction : à gauche la tôle à grains "pancake", et à droite la tôles à grains équiaxes ; d'après Cho *et al.* (1999).

### 3.1.1 Synthèse du §3.1

L'anisotropie dans le plan des tôles laminées d'alliages à base Al-Cu-Li n'est pas un sujet simple à étudier à cause de la forte dépendance de l'anisotropie au process de fabrication de la tôle. Les caractéristiques des alliages traités dans les différents travaux que nous avons étudiés ainsi que leurs propriétés mécaniques sont regroupées dans le TAB.E.1. A partir des valeurs du coefficient d'anisotropie  $\frac{TYS_{min}}{TYS_{max}}$ , nous pouvons apprécier la diversité des comportements. Il ressort tout de même un fait : l'anisotropie dans le plan de la limite d'élasticité est importante (*ie.*  $\frac{TYS_{min}}{TYS_{max}} < 0.850$ ) dans les alliages fortement texturés et contenant à la fois du lithium et du cuivre. La majorité des auteurs s'accordent à dire que la texture cristallographique est le facteur principal de l'anisotropie. La présence de précipités  $T_1$  sur les plans  $\{111\}_{Al}$ , peut-être répartis de façon anisotrope sur les quatre variantes de plans  $\{111\}_{Al}$ , est une hypothèse souvent évoquée pour justifier une amplification de l'anisotropie. Le mode préférentiel de glissement des dislocations (glissement plan ou glissement dévié) a une influence sur l'allongement à rupture et pourrait par extension avoir de l'influence sur l'anisotropie de la résistance mécanique. Le glissement plan entraîne une accommodation de la déformation par un nombre limité de systèmes de glissements alors que le glissement dévié active plus de systèmes de glissement et homogénéise la déformation au sein du grain. Le glissement plan est favorisé par la présence de précipités cisailables. Le dernier facteur évoqué est le détensionnement, son intensité joue un rôle primordial sur les propriétés mécaniques et sur la densité des  $T_1$ . La direction de détensionnement semble également avoir une influence non négligeable sur l'anisotropie.

Une étude permettant de décorrélérer l'influence de la direction de traction de détensionnement et la précipitation semble nécessaire.

Alliage	%Detens.	Trait. therm. Microstructure	Texture Cristallo.			TYS (MPa)			Allong.(%)			$\frac{TYS_{min}}{TYS_{max}}$
			B	S	C	DL	45°	90°	DL	45°	90°	
(Kim et Lee, 1993)												
2090	//DL	T8E41, T <sub>1</sub>	+++			510	430	475	7	9	9	0.843
2.2Li-2.8Cu	"	T <sub>1</sub>	"			385	335	390	10	11	10	0.859
"	"	δ'	"			140	110	130	14	31	23	0.786
"	"	δ' θ'	"			225	175	230	9	23	17	0.761
(Vasudevan et al., 1990)												
2090	3% //DL	1h 163°C	25x	13x								0.850
	"	2h 163°C	"	"								0.800
	"	16h 163°C	"	"								0.900
(Lee et al., 1999)												
2095	6% //DL	24h 180°C	40x	10x		640	390	620				0.609
4.2Cu-1.3Li	6% //60°	"	"	"		580	560	620				0.903
	6% //90°	"	"	"		650	560	600				0.862
(Romhanji et al., 2000)												
8090		Trempé	35%	35%	26%	150	130	150	10	35	21	0.866
2.4Li-1.3Cu		T3	"	"	"	245	205	225	7	31	15	0.837
(Garnestani et al., 2002)												
2090	6-10% //DL	24h 180°C	45x	10x	2x	470	410	460				0.872
	6-10% //30°	"	"	"	"	440	375	500				0.750
	6-10% //45°	"	"	"	"	380	310	450				0.689
	6-10% //60°	"	"	"	"	460	370	450				0.804
	6-10% //90°	"	"	"	"	490	410	470				0.837

Alliage	%Detens.	Trait. therm. Microstructure	Texture Cristallo.			TYS (MPa)			Allong. (%)			$\frac{T_{Y_{Smin}}}{T_{Y_{Smax}}}$
			B	S	C	DL	45°	90°	DL	45°	90°	
(Jata <i>et al.</i> , 1996)												
7150	?	T7751	26x	6x	4x	570	525	582				0.903
7055	?	T7751	36x	5x	1x	602	538	613				0.877
AFC-489	2% //DL	ReX T8	5x	2x	-	445	428	445				0.962
2Li-2.7Cu	6% //DL	ReX T8	"	"	-	521	487	524				0.929
AFC-489	2% //DL	nonReX T8	16x	8x	6x	455	426	431				0.936
2Li-2.7Cu	6% //DL	nonReX T8	"	"	"	501	468	474				0.934
8090	?	T8?	23x	15x	7x	422	320	360				0.755
2091	?	T8?	31x	21x	11x	422	311	387				0.737
2090	?	T8?	30x	18x	8x	504	387	461				0.755
(Gayle <i>et al.</i> , 1994)												
4.1Cu-0Li	6% //DL	72h 143°C $\theta'$				406	393	414	13.8	13.2	11.7	0.949
4.0Cu-0.4Li	"	72h 143°C $T_1$				510	455	486	11.3	12.8	10.0	0.892
4.1Cu-0.6Li	"	"				540	490	528	9.2	11.1	10.2	0.907
4.2Cu-0.9Li	"	"				576	512	573	8.6	9.9	8.7	0.888
4.4Cu-1.3Li	"	"				580	529	571	6.3	6.8	4.1	0.912
(Choi et Barlat, 1999)												
2090	oui //DL	T3										0.815
(Sainfort <i>et al.</i> , 1992)												
2091 3.6mm	2% //DL	T84 12h 135°C	+++			425	340	400				0.800

TAB. I.5: Synthèse des résultats expérimentaux d'anisotropie dans le plan d'Al-Cu-Li laminés issus de la littérature.



## 3.2 Modélisations de l'anisotropie du comportement mécanique

### 3.2.1 Modélisations de l'anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-(Cu)-Li

Modéliser l'anisotropie du comportement mécanique de tôles d'Al-Cu-Li fait intervenir un nombre important de variables potentiels qui sont (liste non exhaustive) : la texture cristallographique, la texture morphologique (forme et taille des grains), la précipitation durcissante ( $T_1$  et  $\theta'$  orientés,  $\delta'$  ...), la direction de la pré-déformation précédant le revenu et le mode de glissement privilégié des dislocation (glissement plan ou dévié).

L'influence de la texture cristallographique via le calcul du facteur de Taylor est généralement évoquée. Nous pouvons citer Choi et Barlat (1999) qui utilisent le modèle autocohérent via le logiciel VPSC (Tome et Lebensohn, 2003) et le modèle de Taylor FC pour simuler l'anisotropie macroscopique d'une plaque d'Al-Cu-Li 2095-T3 de 1.6mm d'épais. L'état T3 a été choisi afin de ne pas tenir compte d'une éventuelle précipitation anisotrope. La plaque présente un gradient de texture cristallographique dans l'épaisseur typique d'une tôle d'aluminium laminée. La forme des grains est considérée sphérique. Les résultats sont présentés FIG.I.15. Le modèle de Taylor FC surestime les valeurs expérimentales dans les directions comprises entre 45 et 90°/DL alors que le modèle VPSC est en bon accord avec les données expérimentales quelque soit la direction de traction. L'opération de détensionnement (sa direction et sa quantité) n'est pas prise en compte dans ces simulations.

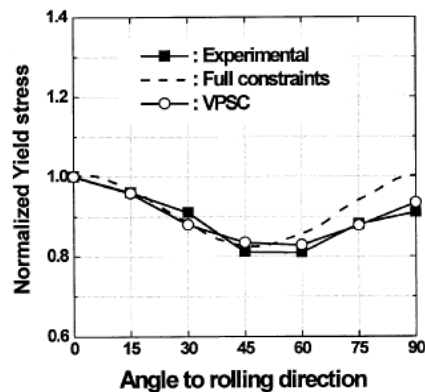


FIG. I.15: Variation de la limite d'élasticité normalisée du AA2090-T3 de 1.6mm d'épais et prédictions d'après Taylor FC et le modèle VPSC d'après Choi et Barlat (1999)

Romhanji *et al.* (2000) calculent également le facteur de Taylor d'une texture expérimentale d'un 8090 (voir FIG.I.7) et constatent que le modèle de Taylor "Relaxed

Constraints" (pancake?) reproduit mieux l'anisotropie de leur tôle que le modèle de Taylor "Full Constraints".

Sainfort *et al.* (1992) ont modélisé l'anisotropie du comportement mécanique d'une plaque de 3.6 mm de 2091 T84, trempée puis détensionnée 2% et suivi d'un revenu de 12h à 135°C. La plaque présente une forte texture orientée Laiton. Des essais de traction ont été réalisés et sont présentés FIG.I.17.a. Pour les simulations, les auteurs ont utilisé le modèle autocohérent qui prend en compte la texture cristallographique et ont ajouté les contributions de la précipitation, de la morphologie des grains et de l'écroissage induit par la trempe et le détensionnement.

L'effet de la précipitation est pris en compte en modifiant les valeurs des CRSS des systèmes de glissement. Deux formules prenant en compte leur taille et leur distribution sont proposées, l'une pour les précipités cisailés et l'autre pour les précipités contournés.

L'écroissage est pris en compte dans le modèle par les matrices d'écroissage du modèle VPSC (nous décrivons leur utilisation dans le modèle VPSC dans le paragraphe suivant).

La morphologie des grains est prise en compte via une loi modifiée de Hall Petch du type  $\tau_{0c} = \tau_0 + \lambda/\sqrt{d}$ . Lorsque qu'un cristal est sollicité dans une direction, les auteurs considèrent que le plan de glissement supposé actif se trouve à 54° par rapport à la direction de sollicitation. En raison de la forme ellipsoïdale des grains, la taille du grain  $d$  à prendre en compte dans la loi de Hall Petch est telle que sur la FIG.I.16.

Les auteurs ont ajouté étape par étape les contributions de chacun des éléments pré-

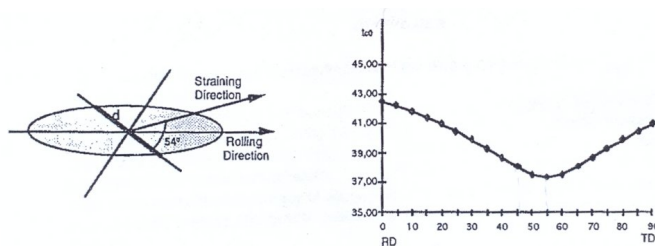


FIG. I.16: Diamètre du grain  $d$  utilisé dans la loi de Hall Petch et son impact sur la CRSS en fonction de la direction de sollicitation d'après Sainfort *et al.* (1992)

cités ; la FIG.I.17.b montre l'influence de la précipitation dans le cas d'une microstructure isotrope à grains équiaxes ; sur la FIG.I.17.c, ils ont ajouté l'effet de la texture cristallographique et la morphologie des grains et enfin sur la FIG.I.17.d, l'effet de l'écroissage induit par le détensionnement ainsi que les contraintes résiduelles dues à la trempe. Le modèle montre le rôle primordial des contraintes résiduelles et du détensionnement sur l'anisotropie du comportement mécanique, plus importants que la texture cristallographique dans ce modèle. Notons que les précipités pris en compte dans cette étude sont les  $\delta'$ -Al<sub>3</sub>Li de forme sphérique, répartis de façon isotrope et apparaissant immédiatement après la trempe.

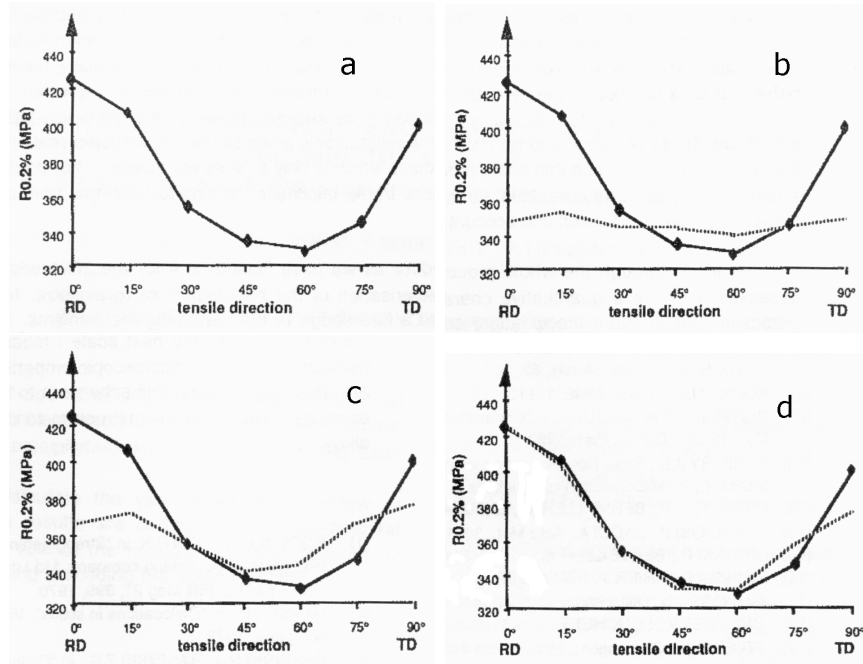


FIG. I.17: a) Limite d'élasticité expérimentale R0.2. b) En pointillés, R0.2 calculée avec prise en compte de la précipitation dans une microstructure isotrope à grains équiaxes. c) En pointillés, R0.2 calculée incluant en plus la forme des grains et la texture. d) En pointillés, R0.2 calculée incluant en plus le détensionnement et les contraintes résiduelles. D'après Sainfort *et al.* (1992).

Dans le modèle autocohérent VPSC de Tome *et al.* (1984), la contrainte résolue critique  $\tau_c^s$  (CRSS) de chaque système de glissement  $s$  est une fonction du cisaillement accumulé dans chaque grain  $\Gamma(g)$  décrite par une loi de Voce (Voce, 1947) modifiée :

$$\tau_c^s(\Gamma) = \tau_{c0}^s + (\tau_1^s + \theta_1^s \Gamma)[1 - \exp(-\Gamma \theta_0^s / \tau_1^s)] \quad (\text{I.18})$$

où  $\tau_{c0}^s$  est la CRSS initiale,  $\theta_0^s$  le taux d'écroissage initiale.  $\tau_1^s$  et  $\theta_1^s$  sont les paramètres de la partie asymptotique de la courbe de durcissement du grain. Ils introduisent également la possibilité de prendre en compte l'auto-écrouissage et l'écrouissage latent des différents systèmes de glissement via le coefficient  $h^{ss'}$ . Dans le cas  $s = s'$  ce coefficient décrit de l'auto-écrouissage et dans le cas  $s \neq s'$  ce coefficient décrit de l'écrouissage latent. La variation de CRSS est alors décrite par la relation :

$$\begin{aligned} \Delta \tau_c^s(\Gamma) &= \frac{d\tau_c^s}{d\Gamma} \sum_{s'} h^{ss'} \Delta \gamma^{s'} \\ &= \theta_1^s + (\theta_0^s - \theta_1^s + \frac{\theta_0^s \theta_1^s}{\tau_1^s \Gamma}) \exp(-\Gamma \frac{\theta_0^s}{\tau_1^s}) \sum_{s'} h^{ss'} \Delta \gamma^{s'} \end{aligned} \quad (\text{I.19})$$

Remarque : lorsque auto-écrouissage et écrouissage latent ne peuvent être distingués, alors  $\forall s, h^{ss} = h^{ss'}$ .

Les paramètres de la loi de Voce modifiée peuvent être mesurés sur une courbe expérimentale contrainte-déformation d'un monocristal tel que sur la FIG.I.18-a si l'on suppose que ceux-ci sont égaux pour tous les systèmes de glissement. Ils peuvent également être estimés sur la courbe contrainte-déformation d'un polycristal tel que sur la FIG.I.18-b.

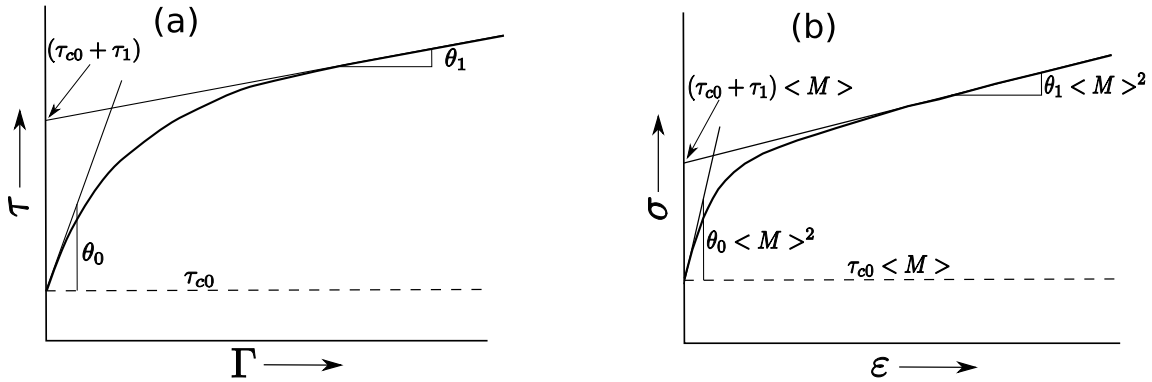


FIG. I.18: Représentation schématique de (a) la dépendance de la CRSS  $\tau$  au cisaillement microscopique accumulé  $\Gamma$ ; (b) la courbe contrainte-déformation macroscopique d'après Tome *et al.* (1984)

Les différentes modélisations qui sont présentées ici ne constituent pas une revue détaillée de toutes les possibilités de modélisation de l'anisotropie. Elles donnent quelques exemples de ce qu'il est possible de faire et des pistes à suivre dans l'objectif de créer un modèle.

L'utilisation du facteur de Taylor pour estimer le rôle de la texture cristallographique est une technique largement utilisée. La variation des CRSS en fonction de la microstructure et de l'historique thermomécanique semble la bonne piste à suivre pour faire évoluer le facteur de Taylor et ainsi estimer des variations de l'anisotropie dans le plan.



## **Deuxième partie**

### **Etudes Expérimentales et modélisations**



## **II Textures de laminage à chaud d'alliages légers Al-Cu-Li et d'alliages Al-Zn-Mg-Cu**

L'anisotropie dans le plan des tôles d'alliages d'aluminium contenant du lithium est réputée plus importante que celle des alliages conventionnels utilisés dans l'aéronautique (2xxx et 7xxx). On l'explique généralement par une plus forte texture cristallographique avec notamment une composante Laiton très intense.

Le but de ce chapitre est d'étudier et comprendre l'évolution de la texture de laminage à chaud des nouveaux Al-Cu-Li. Nous disposons pour cela de l'alliage 2050 Al-Cu-Li dans différents états : homogénéisé (après la coulée) et brut de laminage à chaud.

Au moyen de compressions planes encastrées à chaud permettant de simuler physiquement le laminage, nous allons suivre par EBSD et RX l'évolution des orientations cristallines classiques à des grandes déformations en contrôlant température, quantité de déformation et vitesse de déformation. Les textures obtenues seront comparées à celles d'un alliage 7050 Al-Zn-Mg-Cu.

Nous souhaitons comprendre les mécanismes particuliers (s'ils existent) de déformation à chaud de cette classe d'alliage en vue d'une meilleure prévision des textures et des anisotropies.

Nous décrivons dans un premier temps les techniques d'analyse utilisées durant nos expériences. Nous analysons ensuite les différentes mesures de textures obtenues. Enfin nous utilisons le modèle de simulation de l'évolution de la texture cristallographique développé au sein du laboratoire et nous comparons les simulations aux résultats expérimentaux dont nous disposons, afin d'en tirer des hypothèses physiques.



# 1 Protocole expérimental d'étude de l'évolution de la texture cristallographique

## 1.1 Essai de compression en déformation plane à chaud

Le laminage à chaud de tôles fortes d'aluminium engendre à mi-épaisseur (environ 40% de l'épaisseur, Robert (2005)) un état de déformation plane; la tôle s'allonge suivant DL, s'amincit suivant DN et conserve une longueur constante suivant DT. Sur les parties quart-épaisseur, la tôle subit un important cisaillement. Un dispositif permettant de simuler l'état de déformation plane à mi-épaisseur est l'essai de compression plane bi-encastree ("*channel die*"). Ce montage a été développé par Maurice (1994) et modifié par Morere (1999). Une description détaillée du dispositif est disponible dans Maurice *et al.* (2005).

Le montage consiste en un couloir en acier de 7 mm de large dont l'une des parois est amovible grâce à un vérin hydraulique. Ce dernier assure une introduction de l'échantillon aisée et une ouverture rapide pour une trempe en moins de 3 secondes. L'éprouvette de forme parallélépipédique, placée dans le couloir, est comprimée par un poinçon fixé sur une machine hydraulique Schenck d'une capacité de 100 KN. L'ensemble couloir plus poinçon est chauffé par quatre résistances jusqu'à une température maximale de 600°C. La machine Schenck permet un asservissement de la vitesse de déformation entre  $10^{-4}s^{-1}$  et  $10s^{-1}$  et est équipée d'un capteur à jauges résistives en tête de vérin mesurant la force ainsi que d'un capteur de déplacement.

Le "*channel die*" permet de réaliser des compressions en déformation plane à chaud dans des conditions de laboratoire, c'est-à-dire que nous pouvons contrôler la température ( $\pm 1^\circ C$ ), la vitesse de déformation ( $10^{-4}s^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10s^{-1}$ ) et la déformation totale ( $\epsilon = \ln \frac{h_0}{h}$ ).

Nous avons réalisé nos essais sur des éprouvettes de taille initiale 12x7x15 (DLxDTxDN) mm<sup>3</sup>. La majorité des essais ont été réalisés en deux passes 15mm → 6.2mm et 6.2mm → 2.6mm soient deux déformations de  $\epsilon = 0.9$  et  $\epsilon_{tot} = 1.8$  tel que schématisé sur la FIG.II.1. La déformation maximale testée a été atteinte en deux passes 15mm → 3.9mm et 3.9mm → 1.1mm soit  $\epsilon_{tot} = 2.6$  mais cette déformation engendre un frottement trop important en fin de seconde passe comme nous le verrons dans le §.1.1.3.

### 1.1.1 Analyse mécanique dans le cas du monocristal

Considérons les directions 1=DL, 2=DT et 3=DN (voir FIG.II.2); la vitesse de déplacement  $\underline{\dot{u}}$  de chaque élément est telle que  $\dot{u}_1 \neq 0$ ,  $\dot{u}_3 \neq 0$  et  $\dot{u}_2 = 0$  du fait de la condition d'encastrement. Les composantes  $\dot{d}_{21}$ ,  $\dot{d}_{22}$  et  $\dot{d}_{23}$  du tenseur gradient des vitesses de déplacement  $\dot{d}_{ij} = \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x_j}$  sont donc nulles. De plus, la continuité du contact des faces supérieures

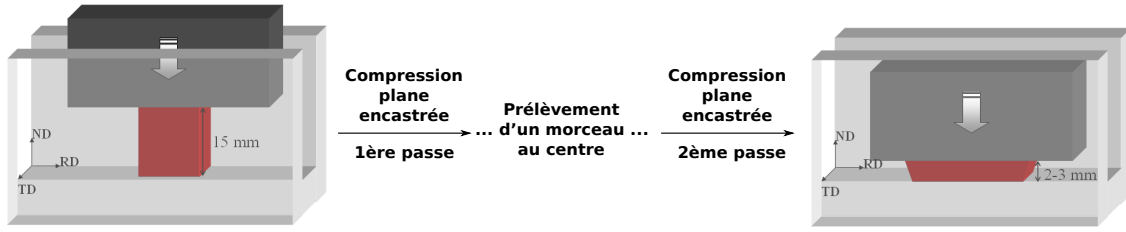


FIG. II.1: Schéma de la compression plane encastrée à chaud dans le "channel die".

et inférieures de l'éprouvette avec le montage impose  $\dot{d}_{32} = \frac{\partial \dot{u}_3}{\partial x_2} = 0$  et  $\dot{d}_{31} = \frac{\partial \dot{u}_3}{\partial x_1} = 0$ . Le tenseur des vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2} (\dot{d}_{ij} + \dot{d}_{ji})$  s'écrit donc :

$$\dot{\epsilon} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon} & \dot{\epsilon}_{12} & \dot{\epsilon}_{13} \\ \dot{\epsilon}_{12} & 0 & 0 \\ \dot{\epsilon}_{13} & 0 & -\dot{\epsilon} \end{pmatrix}$$

Les cisaillements sont nuls dans le cas d'un échantillon isotrope mais ils ne le sont pas nécessairement dans le cas d'un monocristal, libre de cisailer le long du couloir.

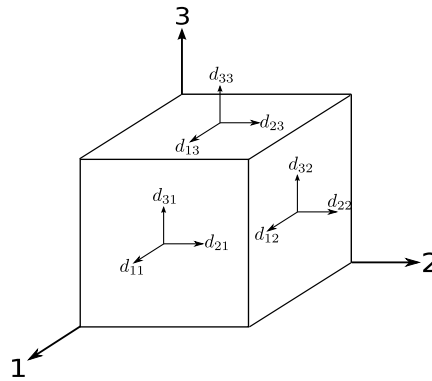


FIG. II.2: Notations pour le tenseur gradient des vitesses de déplacement.

### 1.1.2 Analyse mécanique dans le cas du polycristal

Nous considérons toujours les directions 1=DL, 2=DT et 3=DN. Dans le cas du polycristal, un grain dans le matériau ne possède a priori pas les mêmes degrés de liberté que le monocristal en terme de cisaillement. Le grain est contraint par ces voisins et suit la déformation macroscopique, le tenseur des vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2} (\dot{d}_{ij} + \dot{d}_{ji})$

s'écrit donc :

$$\dot{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon} \end{pmatrix}$$

(Cas "Full Constraint")

### 1.1.3 Frottements

Afin d'assurer l'homogénéité de la déformation, les frottements échantillon / parois doivent être limités au maximum. Chovet *et al.* (2002) ont étudié l'effet du frottement à chaud et la correction à apporter à la contrainte pour éliminer l'effet du frottement dans le dépouillement des mesures (critère de Tresca). Dans les équations suivantes,  $\sigma_a$  est la contrainte apparente mesurée lors de l'essai et  $\sigma$  est la contrainte corrigée après élimination des frottements d'après l'équation II.2 :

$$\sigma_a = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0} \exp(-\varepsilon) \quad (\text{II.1})$$

$$\sigma = \sigma_a \left( 1 + \frac{\bar{m}}{2w_0} \times \left[ \begin{array}{l} \frac{H^3}{3S_0} \ln \left( \frac{\sqrt{S_0^2 + 4H^4} + S_0}{\sqrt{S_0^2 + 4H^4} - S_0} \right) + \frac{S_0^2}{24H^3} \ln \left( \frac{\sqrt{S_0^2 + 4H^4} + 2H^2}{\sqrt{S_0^2 + 4H^4} - 2H^2} \right) \\ + \frac{1}{3H} \sqrt{S_0^2 + 4H^4} + \frac{1}{2} \frac{S_0}{H^2} \omega_0 \end{array} \right] \right)^{-1} \quad (\text{II.2})$$

où  $\bar{m}$  est le coefficient de frottement de Tresca,  $L_0 H_0 w_0$  les longueur, hauteur et largeur initiales de l'éprouvette,  $LH$  longueur et hauteur courantes et  $S = L \times w_0$ .

L'impact de la correction de frottement est visible sur la FIG.II.3, on constate qu'avec  $\bar{m} = 0.05$ , la correction est d'environ  $5MPa$  et avec  $\bar{m} = 0.1$ , la correction est d'environ  $10MPa$ . La valeur du coefficient de frottement de Tresca  $\bar{m}$  pour un contact Téflon / Acier que nous utilisons usuellement dans le laboratoire est  $\bar{m} = 0.05$ .

Il est très important de lubrifier correctement. La lubrification optimale consiste en une série de fines rayures perpendiculaires à la direction d'allongement, ensuite une couche de graphite et pour finir du ruban de Teflon. Le Teflon est très efficace jusqu'à  $440^\circ C$ . Les fines rayures permettent d'emprisonner le graphite et de le libérer tout au long de la déformation. Lors des grandes déformations ( $\varepsilon \geq 1$ ) la couche de Teflon ne s'allonge pas toujours suffisamment et du frottement aluminium / paroi du couloir peut avoir lieu, les frottements ont lieu aux extrémités de l'éprouvette qui s'allonge, la partie centrale reste lubrifiée et on peut raisonnablement penser que l'évolution de sa microstructure n'est pas affectée. Des exemples de courbes contraintes - déformations sont visibles en Annexe.A. Un exemple est donné sur la FIG.II.4 où un alliage 2050 a été déformé en deux passes : lors de la première passe la lubrification est suffisante tout au long de la déformation, mais

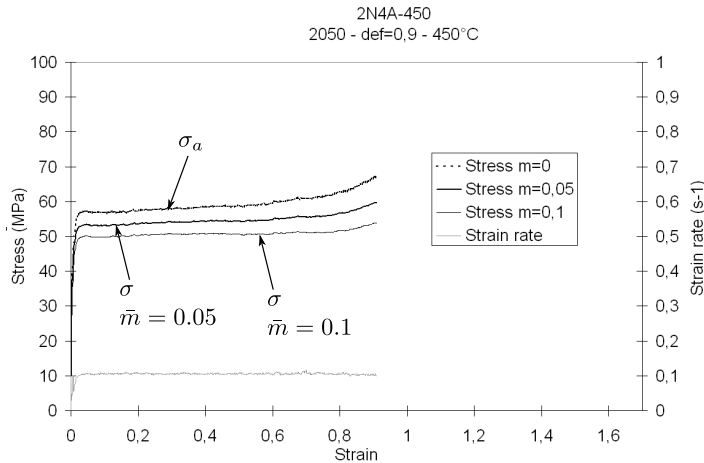


FIG. II.3: Influence du coefficient de frottement de Tresca d'après l'équation II.2 sur une courbe contrainte Vs déformation.

lors de la deuxième passe il y a un contact direct entre l'alliage et les parois métalliques du couloir qui induit un frottement très important. Cet exemple est caractéristique des essais réalisés en deux passes théoriques de  $\varepsilon = 1,3$  chacun, le frottement échantillon - parois s'additionne probablement à un frottement poinçon - parois ; nous avons réalisé quelques essais à cette quantité de déformation mais avons dû renoncer à poursuivre pour ne pas abîmer la machine.

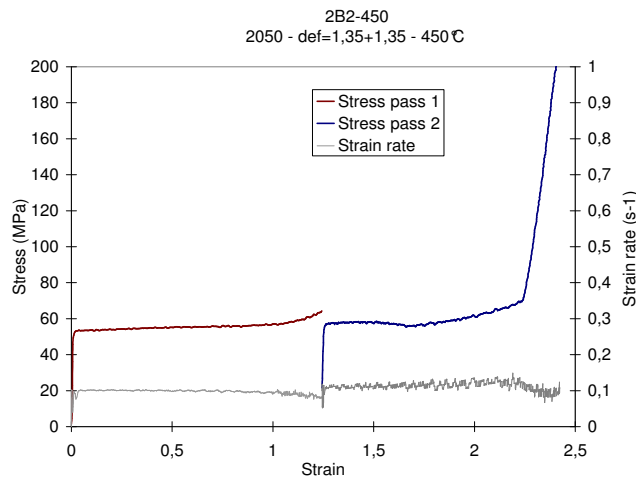


FIG. II.4: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0,05$ ) Vs déformation logarithmique du 2050 brut de coulée homogénéisé déformé dans le "channel die" à  $\dot{\varepsilon} = 0,1s^{-1}$  et  $450^{\circ}C$ . L'essai présente du frottement alliage 2050 - paroi du "channel die" en fin de deuxième passe.

## 1.2 Analyse EBSD, "Electron Back Scattered diffraction"

### 1.2.1 Principe théorique de l'analyse EBSD

Les électrons accélérés dans le canon d'un MEB se comportent comme une onde électromagnétique : ils possèdent une longueur d'onde. Au contact de la matière, une partie des électrons subissent des déviations élastiques et ressortent de la matière avec une énergie proche de celle du faisceau incident, ce sont les électrons retrodiffusés. Du fait de leur propriétés ondulatoires, ils sont diffractés par le réseau cristallin en respectant la loi de Bragg (II.3) :

$$2d_{hkl}\sin\theta_B = n\lambda \quad (\text{II.3})$$

$d_{hkl}$  est la distance interreticulaire des plans (hkl),  $\theta_B$  l'angle de Bragg de la diffraction,  $\lambda$  la longueur d'onde de l'électron et  $n$  l'ordre de la diffraction. L'angle de Bragg des électrons diffractés par un réseau cristallin est typiquement petit, inférieur à deux degrés.

La technique EBSD ("Electron Back Scattered Diffraction") utilise les propriétés de diffraction par le réseau cristallin des électrons retrodiffusés. L'échantillon est typiquement tilté à  $70^\circ$  pour que la quantité d'électrons retrodiffusés soit la plus importante possible. La diffraction des plans (hkl) forme deux cônes de diffraction très plats (voir FIG.II.5, angle des cônes ( $90^\circ - \theta_B$ )) au dessus et en dessous des plans diffractants, ils sont appelés les cônes de Kossel. Leur intersection avec un écran forme approximativement une bande nommée bande de Kikuchi. Toutes les familles de plans forment une bande de Kikuchi dont l'orientation dépend de l'orientation cristalline. Une identification des bandes et de leurs coordonnées d'intersections permet de déterminer l'orientation cristallographique de la matière diffractante.

### 1.2.2 Application de l'analyse EBSD aux mesures de macrotextures

La mesure de macrotextures s'effectue généralement dans un goniomètre par diffraction des rayons X. La technique est maîtrisée, la grande dimension des échantillons analysés et la profondeur de pénétration importante des RX ( $50\mu m$ ) permettent de mesurer l'orientation d'un nombre conséquent de grains et d'obtenir une macrotexture statistiquement fiable. La technique EBSD est plutôt utilisée pour la mesure de microtextures grâce à sa bonne résolution angulaire ( $< 1^\circ$ ) et sa très faible résolution spatiale dans un MEB-FEG ( $< 0.05\mu m$ ). La technique EBSD est surtout un outil de grand intérêt puisqu'il permet la construction de cartographies de la microstructure.

La vitesse de calcul des équipement EBSD actuels permet d'effectuer des analyses sur des grandes surfaces et ainsi de mesurer des macrotextures. Le nombre d'orientations de grains différents nécessaire pour représenter correctement une texture dépend fortement de la symétrie cristalline et surtout de l'intensité de la texture. Engler (2008) a comparé des macrotextures obtenues par diffraction des RX et par EBSD. Pour une structure

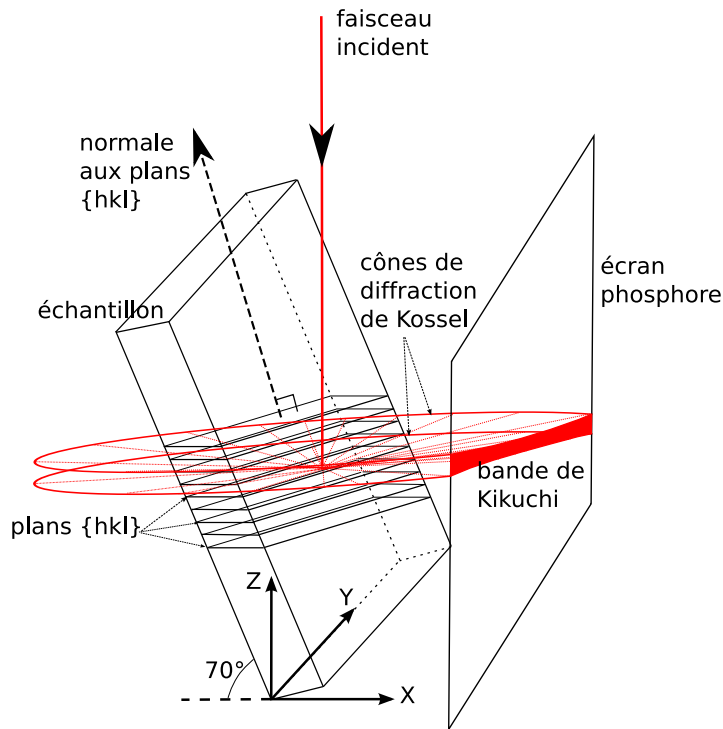


FIG. II.5: Schéma de la diffraction des électrons retrodiffusés par un plan  $\{hkl\}$  et de la formation d'une bande de Kikuchi lors d'une analyse EBSD.

recristallisée qui ne présente en général pas une texture très intense, une macrotexture obtenue sur  $\sim 1000$  grains est statistiquement en très bon accord avec une macrotexture RX. On peut raisonnablement penser que moins de 1000 grains sont nécessaires à l'obtention d'une texture statistiquement fiable sur des matériaux texturés types tôles laminées. Dans le cas des tôles laminées ou déformées en compression plane encadrée, les grains s'allongent dans la direction DL et s'applatissent dans la direction DN. Afin d'avoir un nombre de grains le plus important possible, les mesures de texture seront effectuées dans le plan DN-DT et non le plan DN-DL qui est le plus usuellement observé pour l'étude de l'évolution des microstructures (cf. FIG.II.6). Des exemples de microstructures d'un alliage 7050 déformé en compression plane encadrée sont visibles sur la FIG.II.7 dans le plan DN-DL et la FIG.II.8 dans le plan DN-DT. Dans le premier cas, les grains sont très allongés dans la direction DL et augmenter la plage d'analyse dans la direction DL ne permettrait pas d'obtenir un nombre de grains supplémentaires important. La longueur de l'analyse dans la direction DN est quand à elle limitée par l'épaisseur de l'éprouvette (1mm dans le cas de la FIG.II.7). Effectuer des analyses dans le plan DN-DT permet d'analyser un nombre de grains plus important (voir FIG.II.8) et de prélever plusieurs sections de l'éprouvette. Il faut prendre en compte l'épaisseur de la scie ainsi que l'épaisseur consommée par le polissage dans le prélèvement des morceaux d'éprouvettes pour analyse :

prélever plusieurs sections pour analyse dans une éprouvette de 7mm de large, quelques mm d'épaisseur et environs 20mm de long n'est envisageable que dans la longueur.

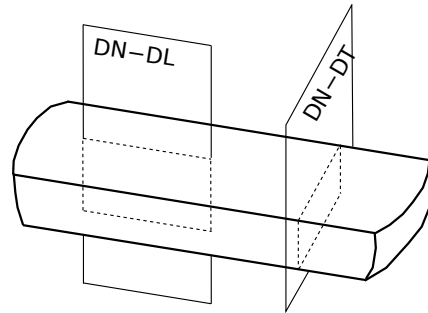


FIG. II.6: Représentation schématique d'une éprouvette déformée en compression plane encadrée et les plans d'observation possibles.



FIG. II.7: Cartographie EBSD dans le plan DN-DL de l'alliage 7050 après déformation dans le channel die :  $\varepsilon = 2.6$ ,  $\dot{\varepsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $T = 420^{\circ}C$ .

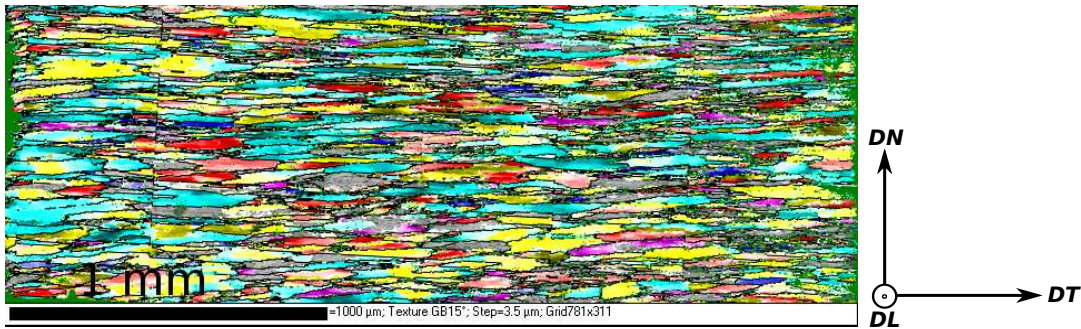


FIG. II.8: Cartographie EBSD dans le plan DN-DT de l'alliage 7050 après déformation dans le channel die :  $\varepsilon = 2.6$ ,  $\dot{\varepsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $T = 420^{\circ}C$ .

Rien ne s'oppose à effectuer une mesure de macrotexture par EBSD pour peu que le nombre de grains différents soit suffisant. Il appartient à l'opérateur de calibrer la pas de mesure de l'analyse EBSD et la dimension de la zone mesurée en fonction de la taille des grains.

Nous avons reporté dans le TAB.II.1 les surfaces théoriques à analyser pour mesurer l'orientation de 1000 grains différents et le pas de mesure correspondant pour avoir 100 mesures d'orientation par grain, ceci pour différents diamètres équivalents de grains. Un nombre de 100 mesures d'orientation par grains est largement surévalué, il n'est pas nécessaire d'avoir autant de mesures pour mesurer une macrotexture. Considérant un temps d'indexation classique de  $75ms$ , la durée totale de l'analyse sera comprise entre 2h et 3h en fonction du nombre de déplacements de la platine motorisée. Cette durée est à comparer avec les 12h disponibles pour une cartographie automatique nocturne. Pour un diamètre équivalent des grains de  $500\mu m$ , la surface théorique à analyser serait de  $1.96cm^2$ , chose tout à fait possible avec les équipements actuels. Les limitations que nous pouvons rencontrer pour la mesure d'une macrotextures par EBSD ne sont liés ni à la technique ni à l'équipement EBSD. Les véritables difficultés que nous pouvons rencontrer se concentrent sur la préparation de l'échantillon et la disponibilité de l'équipement qui est très prisé.

L'intérêt de la technique EBSD par rapport à la diffraction des RX est évident : il permet la construction de cartographies de la microstructure et ainsi voir ce que l'on mesure. L'autre intérêt, non négligeable pour notre étude, est l'obtention d'un fichier résultat sous forme d'orientations cristallines discrètes précises qui, à la différence de la diffraction des RX, n'est pas généré à partir de transformées mathématiques aux paramètres variables. Ce fichier texture "plus" réaliste est utilisé dans des simulations numériques.



Diamètre équivalent $d$ ( $\mu m$ )	Surface pour 1000 grains ( $cm^2$ )	Pas (" <i>step</i> ") d'analyse pour 100 mesures par grain ( $\mu m$ )
10	$7.85 \cdot 10^{-4}$	0.89
20	$3.14 \cdot 10^{-3}$	1.77
50	$1.96 \cdot 10^{-2}$	4.43
70	$3.84 \cdot 10^{-2}$	6.20
100	$7.85 \cdot 10^{-2}$	8.86
200	$3.14 \cdot 10^{-1}$	17.7
300	$7.07 \cdot 10^{-1}$	26.6
500	1.96	44.3

TAB. II.1: Mesure d'une macrotexture : surfaces et pas d'analyse EBSD théoriques pour mesurer 100 orientations par grain de 1000 grains différents en fonction de leur taille moyenne. Pour un temps d'indexation de 75ms, l'analyse dure entre 2 et 3h.

### 1.2.3 Préparation des échantillons

Le facteur limitant des mesures de macrotextures par EBSD se situe au niveau du matériau lui même et de sa préparation, la surface analysée devant être parfaitement polie. La diffraction des électrons retrodiffusés s'effectue sur une très fine épaisseur du matériau (quelques nanomètres) qui doit être cristalline. Si le matériau est trop écroui, sa structure cristalline sera trop déformée et les électrons retrodiffusés ne diffracteront pas. Cet écrouissage pourra être issu de la mise en forme de la pièce (ex : Friction malaxage lors du FSW) mais dans le cas de l'aluminium, qui est un métal mou, c'est le polissage mécanique qui induit de l'écrouissage en surface et il est nécessaire d'effectuer un polissage électrolytique pour l'éliminer.

Dans le cas d'un alliage d'aluminium contenant du cuivre, nous préconisons le protocole de préparation :

- polissage mécanique jusqu'à la pâte diamantée de  $1\mu m$ ,
- polissage électrolytique de 10 à 20s à  $-30^\circ C$  dans une solution d'acide nitrique (15%) méthanol (85%).

L'autre difficulté expérimentale consiste à placer la surface de l'échantillon de façon parfaitement plane dans le microscope. Plus la surface est grande, plus les chances que l'échantillon soit légèrement incliné et que la mise au point se dégrade au cours de l'analyse sont grandes. Résoudre cette difficulté appartient à l'ingéniosité de l'opérateur.

Nous avons réalisé les mesures de macrotextures EBSD sur un MEB-FEG JEOL 6500F équipé du matériel d'acquisition EBSD de la société "*HKL*" rachetée depuis par la société "*Oxford Instrument*". Les données mesurées sont traitées avec le logiciel "*Channel5*" de la

même société.

### 1.3 Analyse Rayon X et dépouillement des mesures avec MTM-FHM

Les macrotextures RX sont réalisées par une technique standard de diffraction des rayons X. Quatre figures de pôles incomplètes :  $\{111\}$ ,  $\{200\}$ ,  $\{220\}$  et  $\{311\}$  sont mesurées. Les intensités de diffraction des RX sont traitées avec le logiciel MTM-FHM de Paul Van Houtte. Le logiciel calcule la fonction de distribution des orientations cristallines (FDOC, ODF en anglais) au moyen d'une décomposition en harmoniques sphériques (Van Houtte, 1984) développée initialement par Bunge et d'une "ghost correction" (Van Houtte, 1991). La FDOC est ensuite discrétisée (Toth et Van Houtte, 1992) en 5000 orientations cristallines pour le calcul des fractions volumiques des composantes idéales.

### 1.4 Mesure de fractions volumiques des composantes de texture

La représentation des textures cristallographiques se fait essentiellement de trois manières différentes :

- le tracé de figures de pôles,
- le calcul et le tracé de la FDOC,
- le calcul de fractions volumiques de composantes idéales de texture.

Les deux premières méthodes permettent une bonne description qualitative des textures et sont très utiles pour déterminer les principales composantes d'une texture indéterminée. Lorsque les principales composantes d'une texture sont connues (ex : texture de laminage de l'aluminium à mi-épaisseur de la tôle) et que l'on souhaite la comparer à une autre texture du même type, le calcul des fractions volumiques de texture est la solution la plus simple, bien que ce soit possible à partir des FDOC.

Les fichiers de données issus d'une macrotexture EBSD représentent souvent plusieurs centaines de milliers d'orientations. Chaque orientation étant traitée individuellement, nous avons développé un algorithme minimisant le temps de calcul nommé "VolFrac" et dont le fonctionnement est décrit en annexe C. VolFrac attribue une orientation à une et une seule orientation idéale si et seulement si leur désorientation est inférieure à une valeur seuil classiquement égale à  $15^\circ$  (qui correspond à la désorientation minimale d'un joint de grains).

Les composantes dites classiques de laminage des alliages d'aluminium développées à mi-épaisseur des tôles laminées (ou en compression plane) sont répertoriées dans le TAB.II.2. Les deux variantes de la composante Laiton sont formées dans des proportions équivalentes au cours du laminage. Il en est de même des deux variantes Cuivre et des quatre S. Ces égalités sont liées aux symétries existant dans le procédé de laminage. On nomme ces symétries les symétries d'échantillon. A mi-épaisseur d'une tôle laminée, les

Composantes idéales de texture	Indices de Miller
Laiton1	(0-11)[211]
Laiton2	(-101)[121]
S1	(123)[63-4]
S2	(123)[-6-34]
S3	(213)[36-4]
S4	(213)[-3-64]
Cuivre1	(211)[-111]
Cuivre2	(211)[1-1-1]
Cube	(001)[100]
Goss	(0-11)[100]

TAB. II.2: Composantes idéales de texture développées en compression plane des matériaux cfc.

plans (DL-DT), (DN-DL) et (DN-DT) sont plans de symétrie de la déformation. Ainsi on assimile Laiton1 et Laiton2 à une même composante Laiton pour les calculs de fraction volumique (idem S et Cuivre).

## 2 Résultats expérimentaux

### 2.1 Textures après Compression Plane à Chaud des 2050 et 7050 homogénéisés

#### 2.1.1 Textures initiales

Les alliages 2050 et 7050 ont été reçus dans un état homogénéisé, c'est à dire qu'après avoir été coulés, ils ont reçu un traitement d'homogénéisation. Leurs spécifications massiques sont données dans le TAB.II.3. Des éprouvettes de dimensions 7x12x15 mm<sup>3</sup> (DLxDTxDN) sont prélevées dans la masse.

<b>2050</b>	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Ag
Min			3.20	0.20	0.20				0.06	0.70	0.20
Max	0.08	0.10	3.90	0.50	0.50	0.05	0.25	0.10	0.14	1.30	0.70

<b>7050</b>	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Ag
Min			2.00		1.90		5.70		0.08		
Max	0.12	0.15	2.60	0.10	2.60	0.04	6.70	0.06	0.15	0.05	0.05

TAB. II.3: Spécifications des alliages AA2050 et AA7050 (%massique)

Différentes microstructures (joints de grains), des alliages homogénéisés, obtenues par EBSD sont représentées FIG.II.9, on note une différence de taille de grains entre les coulées de 2050 et 7050 qui ont servi à l'étude. Notre échantillon de 2050 présente une microstructure assez hétérogène en taille de grains, de gros grains millimétriques sont divisés par des joints dont la désorientation est inférieure à 15°. La microstructure de notre 7050 est plus homogène et présente une taille de grain plus faible. La valeur moyenne de la taille des grains a été mesurée sur chaque cartographie EBSD par interception de lignes ("intercept line method"), en considérant les désorientations  $\geq 15^\circ$ ,  $\geq 11^\circ$ ,  $\geq 5^\circ$  et  $\geq 3^\circ$ . Les résultats sont contenus dans le TAB.II.4, ils montrent une différence notable entre le 2050 et le 7050 ainsi que la présence de nombreuses désorientations inférieures à 15° dans le 2050.

À partir de ces mêmes cartographies EBSD, nous avons mesuré la texture cristallographique des 2050 et 7050 homogénéisés. Nous avons tracé les FDOC et mesuré les fractions volumiques des principales composantes de laminage à mi-épaisseur pour les comparer avec une texture parfaitement isotrope générée aléatoirement. Les mesures de fractions volumiques sont contenues dans le TAB.II.5 et les FDOC sont tracées FIG.II.10.

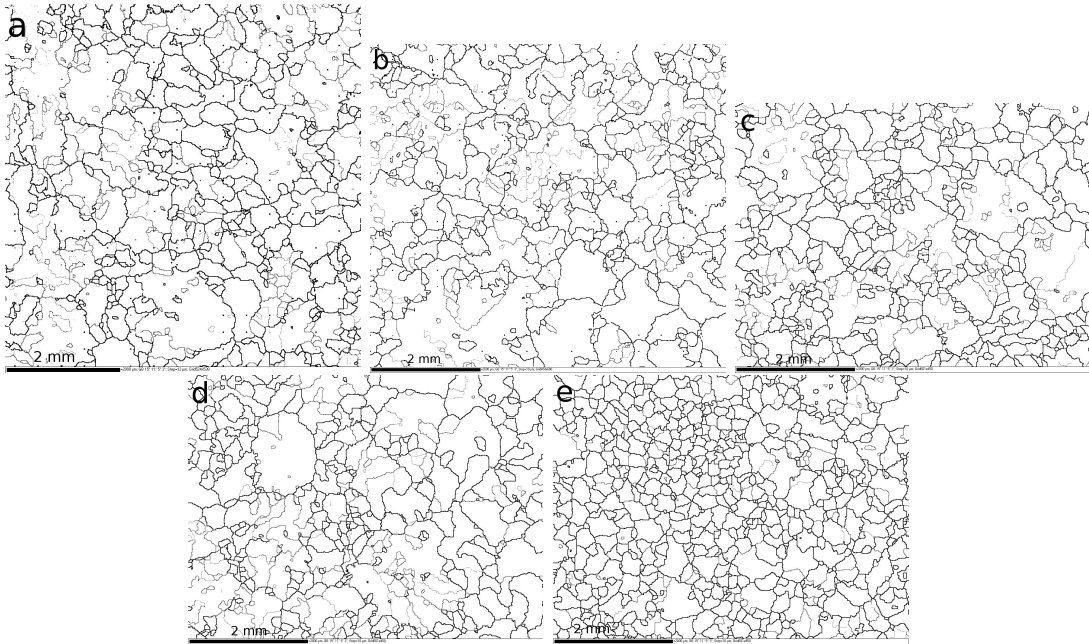


FIG. II.9: Microstructures (EBSD) de coulée après homogénéisation, a-d) 2050, e) 7050.  
Désorientations des joints : traits gras noirs =  $15^\circ$ , gras gris =  $11^\circ$ , fins noirs =  $5^\circ$ , fins gris =  $3^\circ$

Le 7050 présente une texture de coulée isotrope ; le 2050 présente des textures différentes entre chaque carte, ce qui nous amène à dire que le 2050 présente lui-aussi une texture de coulée isotrope.

*Les coulées des alliages 2050 et 7050 sur lesquelles ont été réalisés les essais de compression présentent des microstructures à texture isotrope ; pour le 2050, la taille de grains est hétérogène, comprise entre 250 et 300  $\mu\text{m}$  ; pour le 7050 la taille de grain est homogène autour 175  $\mu\text{m}$ .*

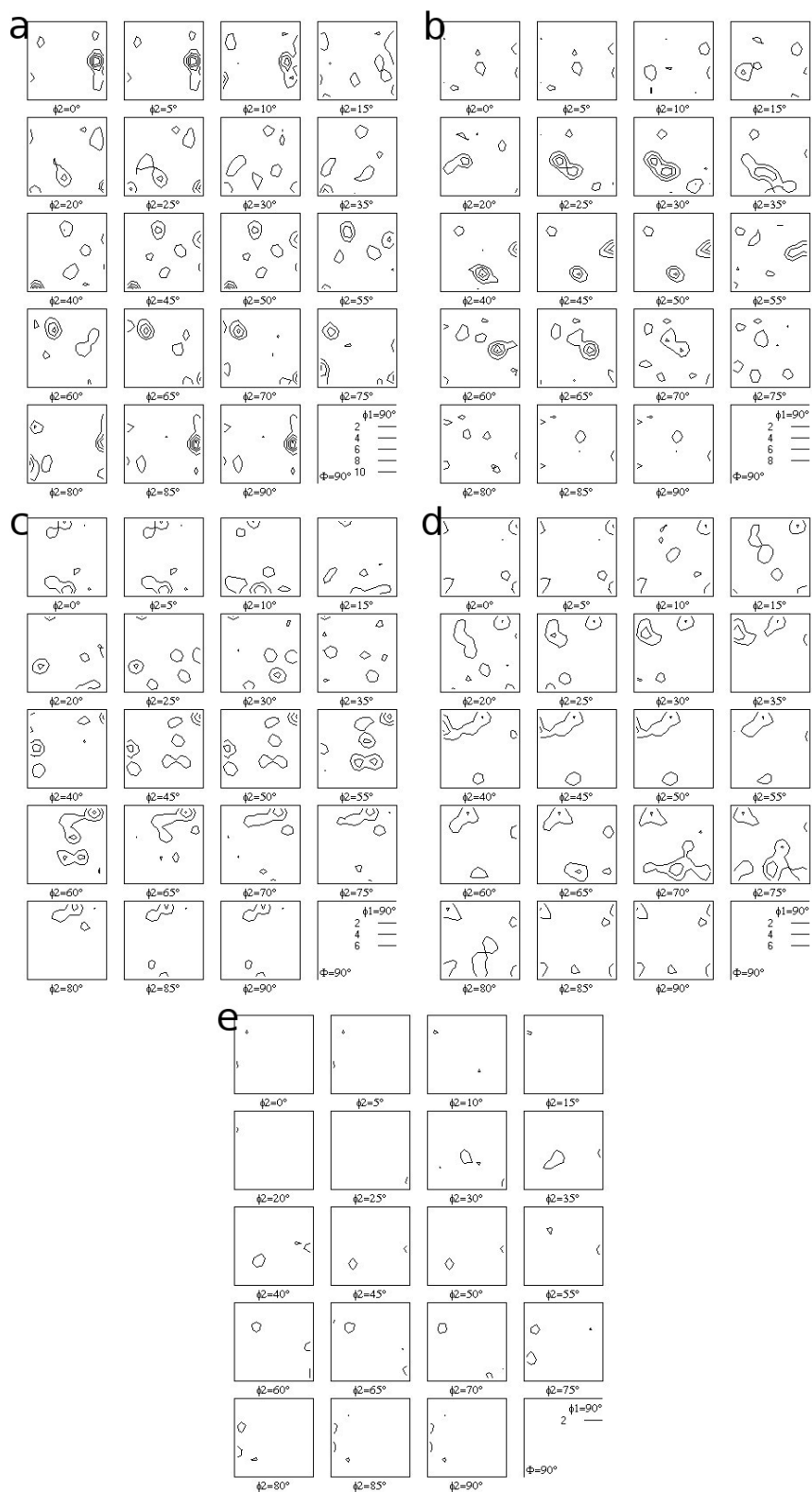


FIG. II.10: FDOC (EBSD) de coulée après homogénéisation, a-d) 2050, e) 7050.  
Logiciel Channel5,  $L_{max}=22$

Désorientation	$\geq 15^\circ$	$\geq 11^\circ$	$\geq 5^\circ$	$\geq 3^\circ$
2050.a	308	277	226	
2050.b	301	278	237	220
2050.c	247	227	198	188
2050.d	267	239	204	193
7050.e	174	166	157	155

TAB. II.4: Tailles de grains en  $\mu m$  des 2050 et 7050 bruts de coulée, mesurées sur les cartographies EBSD de la FIG.II.9 par "line intercept" (200 lignes horizontales). Quatre désorientations minimales de frontière de grains sont considérées.

	Laiton	S	Cuivre	Cube	Goss	Other
Isotrope	3.81	7.59	3.79	2.27	2.28	80.27
2050.a	3.46	10.20	5.38	0.90	0.48	79.57
2050.b	4.57	14.08	9.10	0.89	1.41	69.96
2050.c	1.98	11.45	7.44	0.55	5.51	73.07
2050.d	4.65	2.89	5.36	7.90	1.27	77.92
7050.e	4.23	6.97	5.06	3.22	2.77	77.75

TAB. II.5: Fractions volumiques des composantes de textures, mesurées sur les analyses EBSD de la FIG.II.9

### 2.1.2 Evolution de la texture

Plusieurs essais de compression dans le "Channel Die" ont été réalisés afin de comparer l'évolution de la texture entre les deux alliages. La FIG.II.11 présente l'évolution de la texture cristallographique des 2050 et 7050 à deux quantités de déformation ( $\varepsilon = 1.8$  et  $\varepsilon = 2.25$ ) après des compressions planes réalisées à  $450^\circ C$  et  $\dot{\varepsilon} = 1s^{-1}$  (voir cartographies EBSD FIG.II.12 et FIG.II.13). Nous avons ajouté les résultats obtenus à  $\varepsilon = 2.6$  et réalisés à  $\dot{\varepsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $450^\circ C$  pour le 2050 et  $\dot{\varepsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $420^\circ C$  pour le 7050. Ces derniers essais n'ont pas été refaits dans les mêmes conditions que les précédents pour des raisons techniques liées à un frottement probable entre le poinçon et les parois qui ont été évoquées dans la section précédente.

Les textures des deux alliages s'orientent principalement autour de S et Laiton et ces deux composantes augmentent avec la quantité de déformation. La composante Cuivre décroît entre  $\varepsilon = 1.8$  et  $\varepsilon = 2.25$ . Nous sommes en présence d'un comportement dit classique de laminage à chaud. L'évolution générale de la texture des deux alliages est la même. On ne peut pas parler d'une texture orientée Laiton "très" prononcée à ces deux quantités de déformation.

Si une différence de texture existe vraiment entre ces deux alliages, elle est trop faible par

rapport à la qualité statistique de nos mesures pour être détectée.

A la vitesse de déformation ( $0.1s^{-1}$ ) pour la compression  $\varepsilon = 2.6$ , les textures développées à  $420^{\circ}C$  dans le 7050 et  $450^{\circ}C$  dans le 2050 sont également très proches.

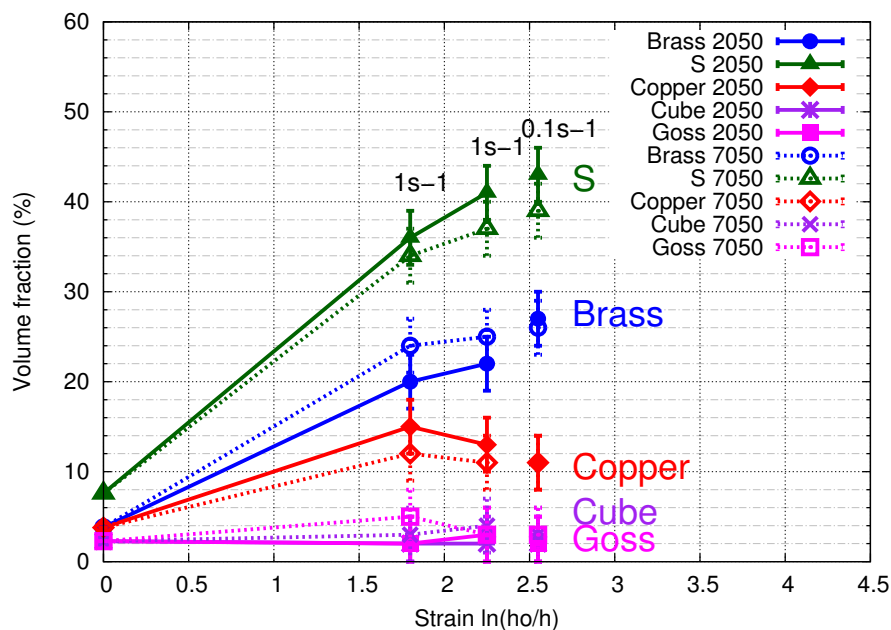


FIG. II.11: Evolution de la texture après compression plane encastrée à  $450^{\circ}C$  et une vitesse de déformation de  $1s^{-1}$ .

(+ les résultats des essais  $\varepsilon = 2.6$  réalisés à  $\dot{\varepsilon} = 0.1s^{-1}$ ,  $420^{\circ}C$  pour le 7050 et  $450^{\circ}C$  pour le 2050)

Après des compressions planes effectuées dans des conditions identiques à chaud, les textures cristallographiques des alliages 2050 et 7050 évoluent de façon similaire avec la quantité de déformation. Les grains s'orientent autour de la fibre  $\beta$  principalement autour de S et Laiton. Ces mesures ne nous permettent pas de déceler une différence de développement de texture cristallographique entre un alliage contenant du lithium et un alliage n'en contenant pas lorsqu'ils sont déformés dans des conditions identiques ou très proches.

Ce résultat nous a amené à nous questionner sur les conditions industrielles de laminage de ces deux alliages (notamment le rôle de la température), c'est pourquoi nous avons mesuré l'évolution de la texture cristallographique au cours du laminage à chaud industriel d'une tôle de 2050. Mesurer la texture sur des tôles laminées permet également d'effectuer des analyses sur des surfaces beaucoup plus grandes et d'avoir une meilleure statistique.



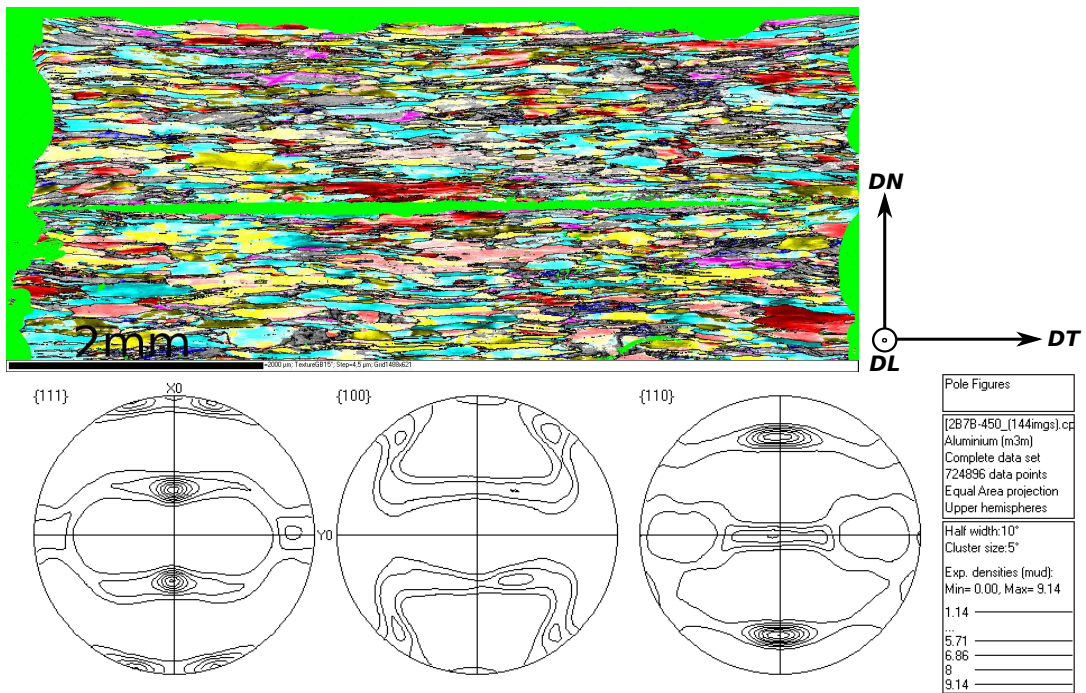


FIG. II.12: Cartographie EBSD de deux sections dans le plan DN-DT de l'alliage 2050 après compression plane encastree :  $\epsilon = 2.25$ ,  $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$ ,  $T = 450^{\circ}C$ . Et les figures de pôle.

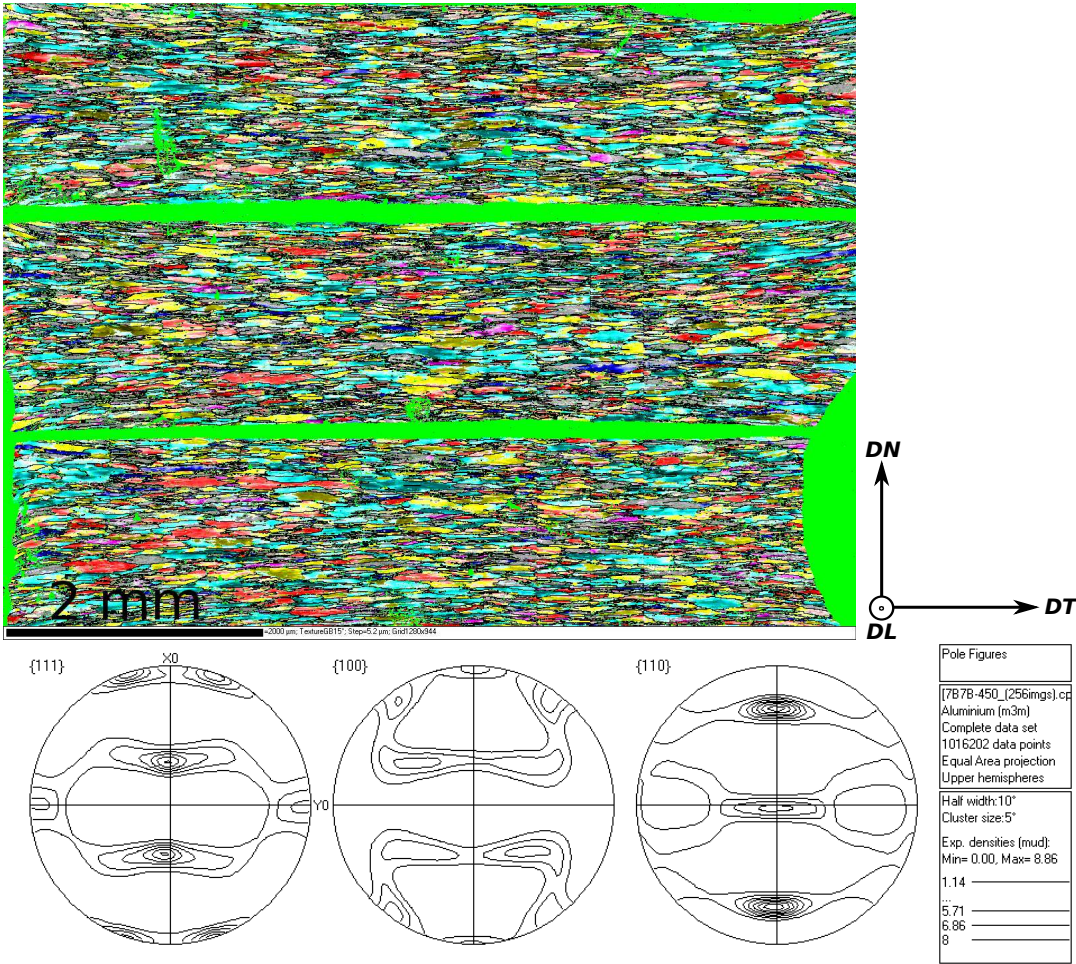


FIG. II.13: Cartographie EBSD de trois sections dans le plan DN-DT de l'alliage 7050 après compression plane encastree :  $\epsilon = 2.25, \dot{\epsilon} = 1s^{-1}, T = 450^{\circ}C$ . Et les figures de pôle.

## 2.2 Gradient de texture dans l'épaisseur d'une tôle forte de 2050 issue du laminage à chaud

Une tôle forte issue du laminage à chaud présente un gradient de texture dans l'épaisseur. Robert (2005) a mesuré le gradient de texture dans l'épaisseur d'une tôle forte de 7010 de 60mm laminée à chaud : il constate une zone de compression plane au centre de la tôle (côte réduite  $s=0-s=0.4$ ), et une zone de cisaillement à quart épaisseur ( $s=0.5-s=0.8$ ). A mi-épaisseur se développe une texture type fibre- $\beta$  tandis qu'à quart-épaisseur les grains s'orientent autour des composantes  $\{001\}\langle 110\rangle$  (Cube tourné à  $45^\circ$  autour de DN : CT45DN) et  $\{225\}\langle 110\rangle$ . Nous avons également observé ce gradient de texture sur une tôle de 2050 de 20mm d'épaisseur brute de laminage à chaud : FIG.II.14 par analyse RX et FIG.II.15 par analyse EBSD. Nous avons choisi dans notre étude de nous focaliser sur la partie mi-épaisseur de la tôle car elle est la partie qui se déforme en compression plane lors d'un laminage et qui donc est comparable à nos essais de compression plane en laboratoire. Elle est également, nous semble-t'il, la partie la plus importante de la tôle. Les tôles fortes sont généralement usinées en grande partie jusqu'à la mi-épaisseur.

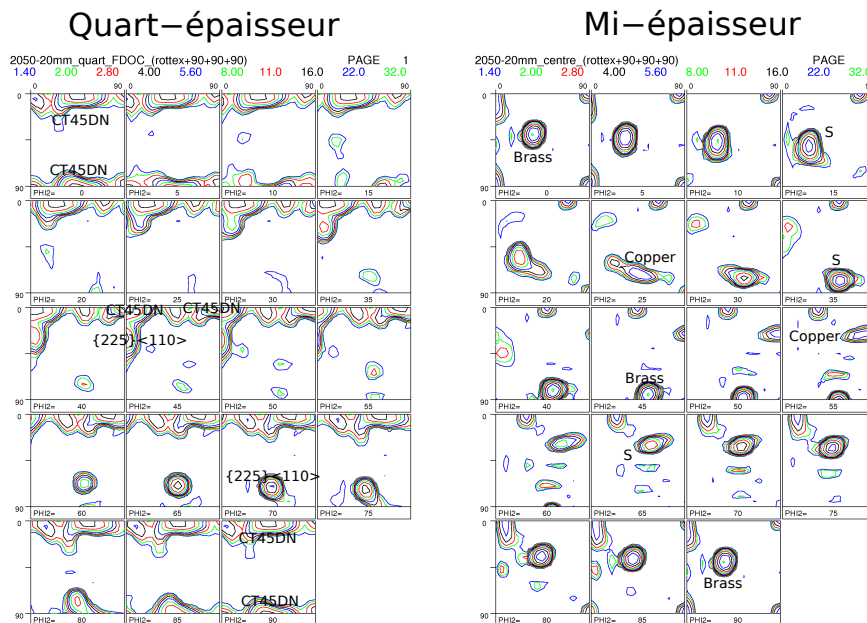


FIG. II.14: Fonction de distribution des orientations cristallines mesurée par RX à quart-épaisseur et mi-épaisseur d'une tôle de 20mm de 2050 laminé à chaud.

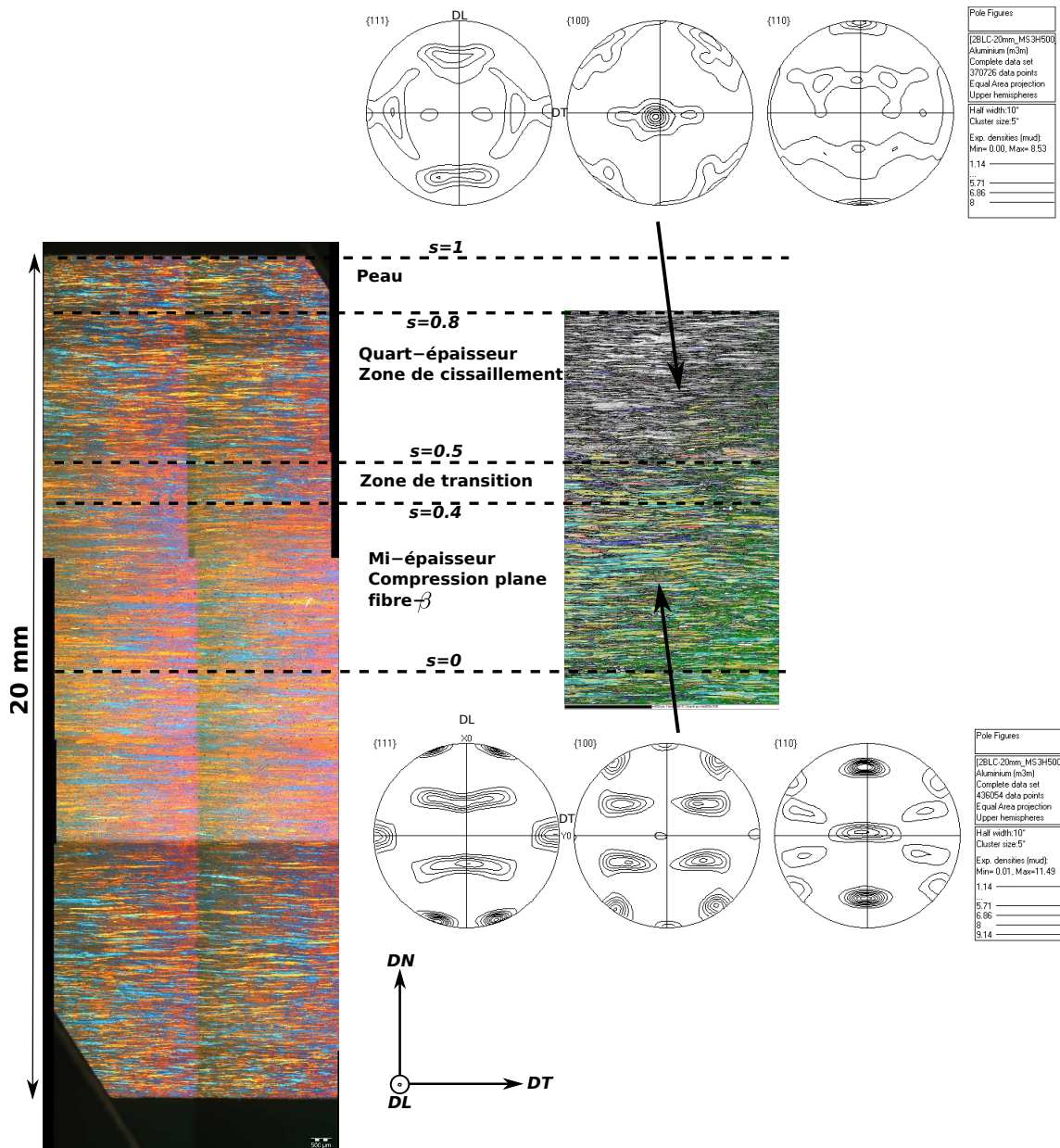


FIG. II.15: Section d'une tôle forte de 2050 de 20mm d'épaisseur brut de laminage à chaud observée dans sa totalité sous lumière polarisée après oxydation anodique et cartographie EBSD d'une moitié de l'épaisseur avec les figures de pôle mesurées à mi-épaisseur et quart-épaisseur.



### 2.3 Evolution de la texture à mi-épaisseur de tôles de 2050 après laminage industriel

Plusieurs tôles industrielles de 2050 laminées à différentes épaisseurs ont été fournies par le centre de recherche de Voreppe (cf. TAB.II.6). Des mesures de texture cristallographique via EBSD et RX à mi-épaisseur ont été effectuées dans le but d'observer si oui ou non une forte texture Laiton se développe (plus importantes que lors des compressions planes à 450°C). Les fractions volumiques des principales composantes sont présentées FIG.II.16 et FIG.II.17 et les figures de pôle sur la FIG.II.18.

Alliage	Epaisseur	Déformation	Gamme de mise en forme
2050	150mm	0.9	laminage à chaud
2050	100mm	1.25	laminage à chaud
2050	45mm	2.1	laminage à chaud
2050	20mm	2.9	laminage à chaud
7050	110mm	1.45	laminage à chaud
2198	5mm	4.2	laminage à chaud puis à froid

TAB. II.6: Gammes de tôles industrielles fournies pour l'étude.

Bien que les mesures EBSD et RX n'aient pas été effectuées sur les mêmes échantillons, les fractions volumiques de Laiton et de Cuivre sont égales à 2% près entre EBSD et RX. Les fractions volumiques de la composante S sont en revanche légèrement supérieures de 4-5% dans les mesures EBSD. Nous n'avons pas d'explication concernant cet écart, mais il semble lié à la technique de mesure, soit l'EBSD surévalue légèrement la fraction volumique de S, soit la diffraction RX la sousévalue légèrement.

*Exceptée la valeur de S 4-5% supérieure en EBSD, les mesures de texture cristallographique effectuées par EBSD et RX donnent des résultats similaires.*

L'évolution de la texture cristallographique en fonction de la déformation est typique du laminage à chaud d'aluminium non recristallisé. S et Laiton sont les composantes majoritaires et leurs fractions volumiques augmentent jusqu'à la déformation maximale testée sur le 2050 de 2.9. La composante Cuivre est produite en début de laminage puis elle diminue progressivement. La composante Cube se maintient au cours du laminage aux environs de 4% alors que Goss diminue avec la déformation. La mesure effectuée sur du 2198 déformé  $\varepsilon = 4.2$  est donnée à titre indicatif, car la gamme de laminage est différente, il subit un laminage à froid en fin de gamme. On observe une proportion de S et Laiton

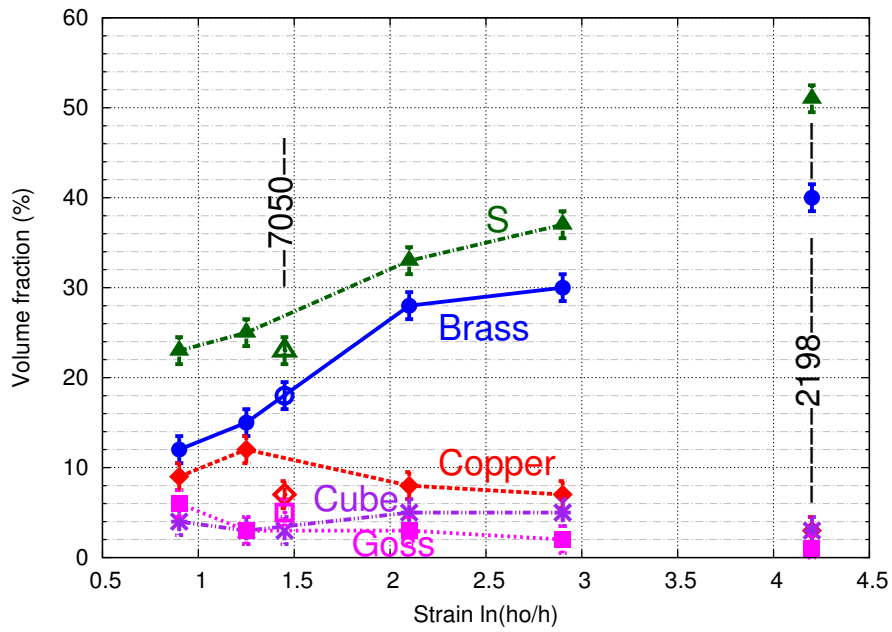


FIG. II.16: Evolution de la texture à mi-épaisseur mesurée par EBSD de tôles fortes de 2050 après laminage industriel à chaud + un résultat pour une tôle de 2198 (LAC + LAF).

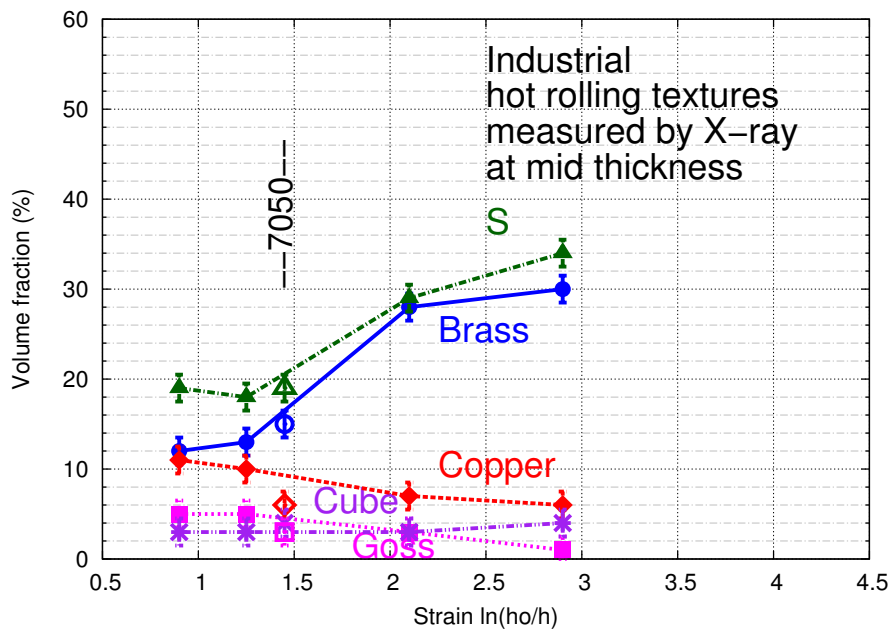


FIG. II.17: Evolution de la texture à mi-épaisseur mesurée par RX de tôles fortes de 2050 après laminage industriel à chaud.

supérieure à 90% à mi-épaisseur de cette tôle.

En comparaison des résultats obtenus après compression plane dans le "channel die" à 450°C, S et Cuivre sont moins importantes après le laminage industriel alors que Laiton est plus importante. Pour les déformations  $\varepsilon = 2.1$  et  $\varepsilon = 2.9$  (voir aussi FDOC sur la FIG.II.20), nous sommes en présence de ce que nous pouvons qualifier d'une texture type cuivre avec une orientation Laiton prononcée. Nous verrons par la suite qu'une explication plausible à cette différence peut être la différence de température de la déformation, plus importante durant le laminage.

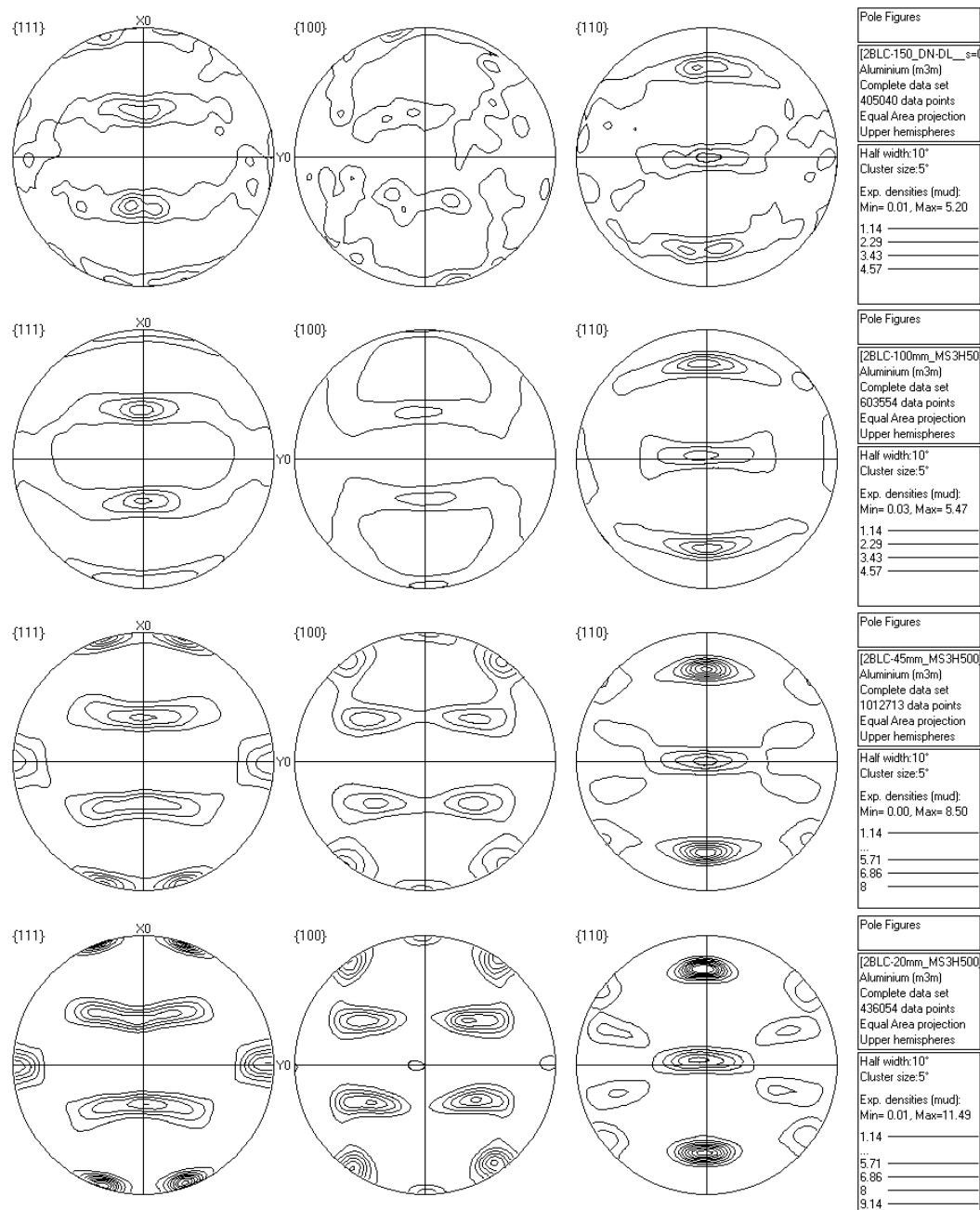


FIG. II.18: Figures de pôle issues des analyses EBSD à mi-épaisseur des tôles fortes industrielles de 2050.

Dans l'ordre :  $\varepsilon = 0.9$ ,  $\varepsilon = 1.25$ ,  $\varepsilon = 2.1$ ,  $\varepsilon = 2.9$ .

X0=DL, Y0=DT.



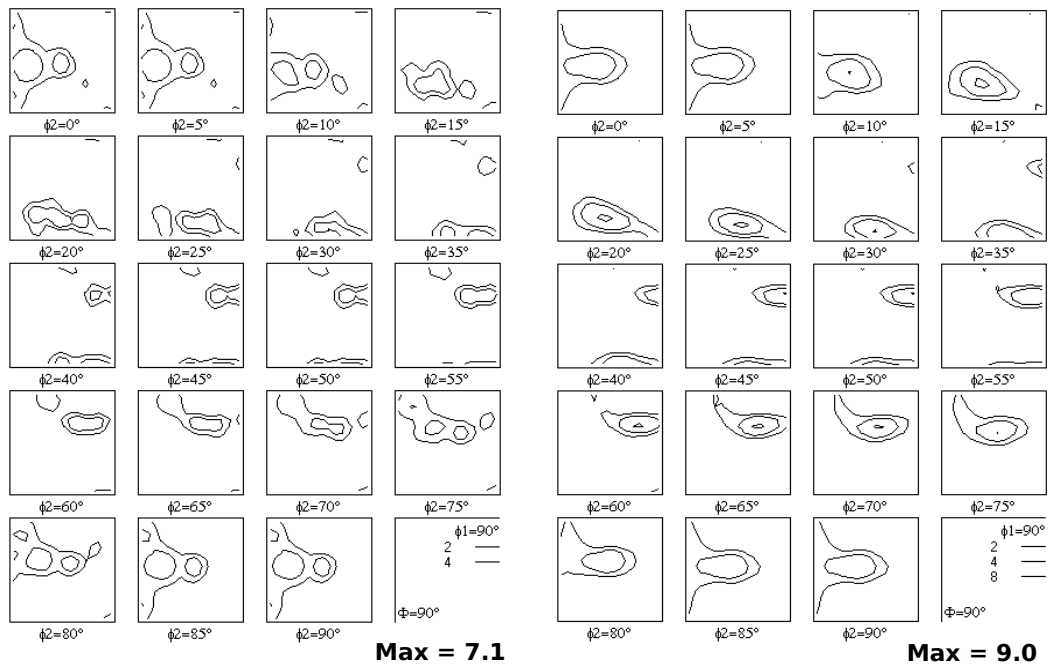


FIG. II.19: FDOC (EBSD) de tôles brut de laminage à mi-épaisseur,  $2050 \varepsilon = 0.9$  et  $2050 \varepsilon = 1.3$ .  
Logiciel Channel5,  $L_{max}=22$

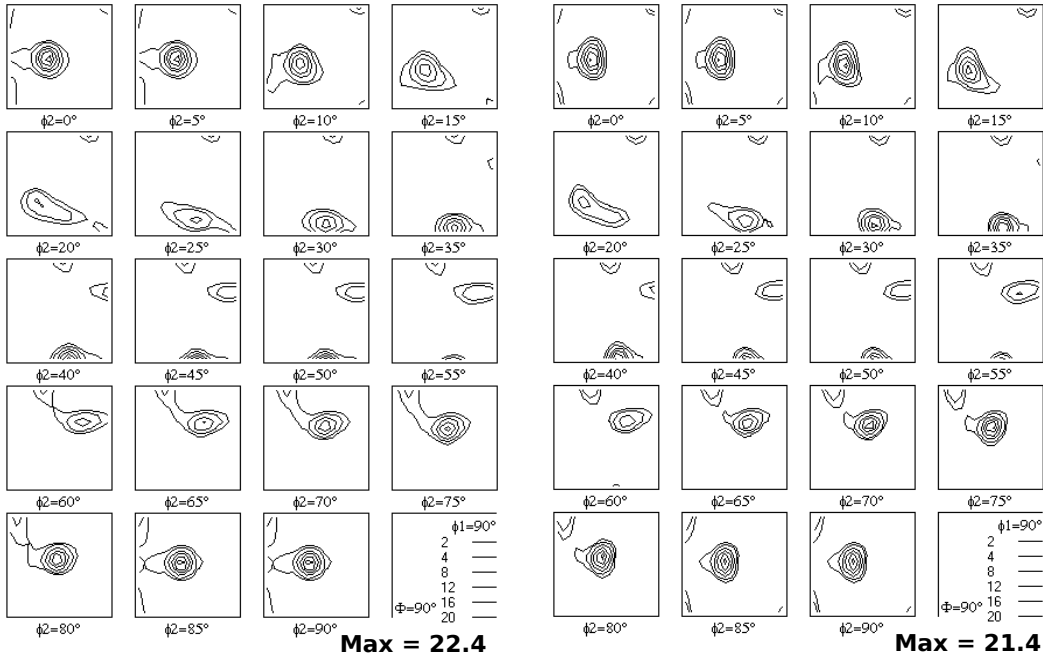


FIG. II.20: FDOC (EBSD) de tôles brut de laminage à mi-épaisseur,  
 2050  $\varepsilon = 2.1$  et 2050  $\varepsilon = 2.9$ .  
 Logiciel Channel5, Lmax=22

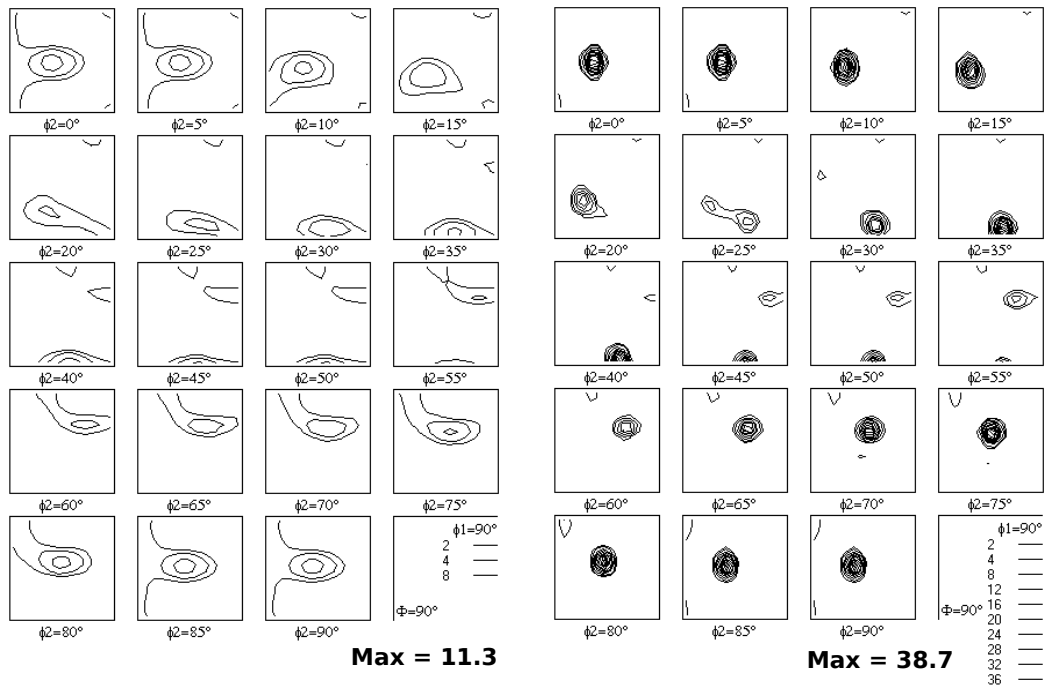


FIG. II.21: FDOC (EBSD) de tôles brut de laminage à mi-épaisseur,  
 7050  $\varepsilon = 1.45$  et 2198  $\varepsilon = 4.2$ .  
 Logiciel Channel5, Lmax=22

## 2.4 Evolution de la texture après compression plane à différentes températures d'un 2050 laminé à chaud

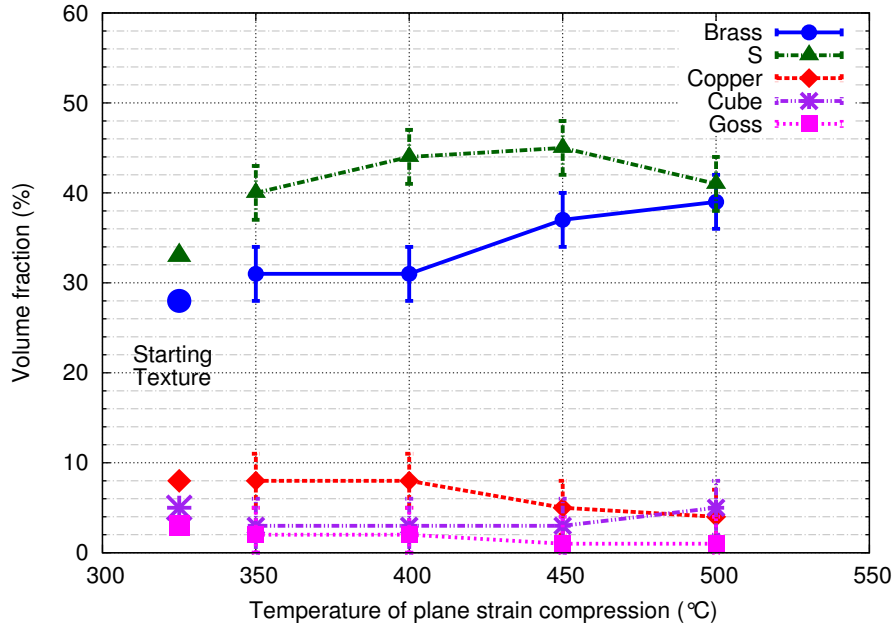


FIG. II.22: Evolution de la texture d'une tôle 2050 issue du laminage à chaud déformée dans le "channel die" à  $\dot{\varepsilon} = 10s^{-1}$  et à différentes températures ( $\varepsilon = (2.1) + 1.8 = 3.9$ ).

Afin d'étudier l'influence de la température à plus grandes déformations, nous avons prélevé des échantillons à mi-épaisseur des tôles de 45mm pour les déformer dans le "channel die" à différentes températures. Nous souhaitons observer la stabilité des principales composantes de texture en grandes déformations et à différentes températures de déformation.

Des éprouvettes ont été prélevées à mi-épaisseur de la tôle industrielle de 2050 laminée  $\varepsilon = 2.1$ , le matériau possède une texture initiale majoritairement orientée S et Laiton. Les éprouvettes ont été déformées par compression plane dans le "channel die" à une vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon} = 10s^{-1}$  et à différentes températures comprises entre 350°C et 500°C. La déformation obtenue dans le "channel die" en deux passes est de  $\varepsilon = 1.8$ , soit une déformation totale  $\varepsilon = 3.9$ .

Les résultats sont présentés FIG.II.22; ils reflètent l'influence de la température sur le développement de la texture en compression plane en grandes déformations. Le développement de la composante S est favorisé par une augmentation de température jusqu'à 450°C, puis à 500°C elle se forme en moins grande quantité. Laiton est favorisé par l'augmentation de température jusqu'à 500°C. Cuivre diminue lorsque la température augmente de même que Goss qui disparaît presque complètement à 500°C. Cube reste relativement

constant.

Ces résultats sont classiques du laminage à chaud, c'est à dire une augmentation de Laiton et S aux dépens de Cuivre. Ce ralentissement de la formation de la composante S nous amène à penser que celle-ci n'est peut-être stable à haute température ( $\sim 500^\circ\text{C}$ ) et très grande déformation ( $\varepsilon \geq 3$ ). Si tel était le cas, lors d'un laminage à  $500^\circ\text{C}$ , la composante S se formerait en grande quantité dans les premiers stades de la déformation puis diminuerait à partir d'un certain seuil de déformation au profit de Laiton, devenant ainsi la composante majoritaire et expliquant pourquoi on observe des textures Laiton intenses après laminage à chaud de certains alliages. Ce point sera discuté dans le paragraphe simulation.

*Lors d'une compression plane à chaud d'un aluminium non recristallisant, les composantes S et Laiton sont les composantes majoritairement formées. La composante Cuivre est formée en début de déformation puis disparaît progressivement. Il est possible que la composante S soit instable à très haute température ( $\sim 500^\circ\text{C}$ ) et grande déformation au profit de la composante Laiton.*

### 3 Simulations des textures de laminage à chaud d'alliages d'aluminium en grandes déformations

Nous n'avons pas mis en évidence de différences notables dans l'évolution de la texture cristallographique entre un alliage Al-Cu-Li et un Al-Zn-Mg-Cu déformés dans des conditions identiques. Il est dès lors difficile d'imputer une variation de l'intensité des composantes de la fibre- $\beta$ , développées durant le laminage à chaud, à la présence d'éléments d'addition différents. En revanche, le process industriel de laminage est différent entre les différents alliages et peut être responsable de formations de textures différentes. Lorsque la température augmente rapidement, les alliages 7xxx sont susceptibles de brûler à plus basse température que les alliages Al-Cu-Li. La brûlure est une fusion locale de l'alliage qui détériore les propriétés de celui-ci. Les 7xxx présentent approximativement une tolérance de  $50^\circ\text{C}$  inférieure aux Al-Cu-Li. La température de laminage est typiquement supérieure dans les Al-Cu-Li et un écart de  $50^\circ\text{C}$  n'est peut-être pas négligeable pour le développement des textures en grandes déformations.

Les résultats expérimentaux du §2.4 p.77 montrent que la composante S se forme en grande quantité lors du laminage à chaud de l'aluminium mais à une grande déformation  $\varepsilon = 3.9$ , le taux de croissance de S diminue entre une déformation à  $450$  et une à  $500^\circ\text{C}$  alors que celui de Laiton augmente. Aucune simulation n'a jamais été réalisée aux très grandes déformations  $\varepsilon = 4$  ou  $\varepsilon = 5$  pour observer ce phénomène.

Ces simulations de la texture cristallographique ont deux buts :

- observer l'évolution de la texture cristallographique avec la température et comparer les résultats avec des textures expérimentales de tôles laminées,
- observer l'évolution de la texture aux très grandes déformations ( $\varepsilon \geq 3$ ).

Nous utilisons le modèle de plasticité cristalline développé au sein du laboratoire SMS de l'école des Mines de Saint-Etienne, qui fournit des résultats en bon accord avec l'expérience (voir Maurice et Driver (1997b)). Toutes les simulations sont réalisées à partir d'une texture isotrope (plus de 5500 orientations différentes).

Le modèle est basé sur le modèle de Taylor (détaillé dans le partie bibliographique page 17) et nous avons testé les modes "Full constraints" (FC) et relâché "pancake" (RC pancake) (les résultats du mode relâché "lath" sont donnés à titre indicatif en annexe.D). Le modèle utilise une loi de comportement microscopique viscoplastique décrite dans le §2.2 p.17 :

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0^s \left| \frac{\tau^s}{\tau_0^s} \right|^{\frac{1}{m}} \text{sgn}(\tau^s) \quad (\text{II.4})$$

Cette loi permet, via le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation  $m$ , de prendre en compte la température. Nous ferons varier ce paramètre entre 0.10 et 0.30. Une valeur  $m = 0.10$  équivaut à une température d'environ 400°C dans un alliage d'aluminium,  $m = 0.20$  équivaut à une température un peu supérieure à 500°C et  $m = 0.30$  n'est testée que pour observer l'évolution des résultats car il ne correspond pas à des températures réelles pour le laminage d'alliages d'aluminium.

Les résultats sont donnés sous la forme de fraction volumique des principales composantes de texture de laminage des matériaux cfc. Nous avons testé trois combinaisons de systèmes de glissement que nous justifions par des observations relevées dans des publications.

Dans la première série de simulations, seuls les glissements sur les systèmes octaédriques  $\{111\}\langle 110 \rangle$  sont activés.

Perocheau et Driver (2002) ont clairement mis en évidence l'activation de glissements supplémentaires sur les systèmes  $\{100\}\langle 110 \rangle$  et  $\{110\}\langle 110 \rangle$  à chaud et à des vitesses de déformation proches de celles du laminage ( $\dot{\varepsilon} = 10s^{-1}$ ). Les auteurs ont estimé le coefficient qu'ils nomment paramètre d'écoulement :  $\frac{\tau_0^s}{(\dot{\gamma}_0^s)^m}$  pour les trois systèmes de glissement. Ce paramètre est utilisé dans la loi d'écoulement microscopique. Les résultats sont retranscrits sur la FIG.II.23, ils montrent clairement que les trois systèmes de glissement tendent à converger avec la température qui augmente.

Ainsi, dans la deuxième série de simulations, les glissements sont autorisés sur les systèmes  $\{111\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{100\}\langle 110 \rangle$  et  $\{110\}\langle 110 \rangle$ .

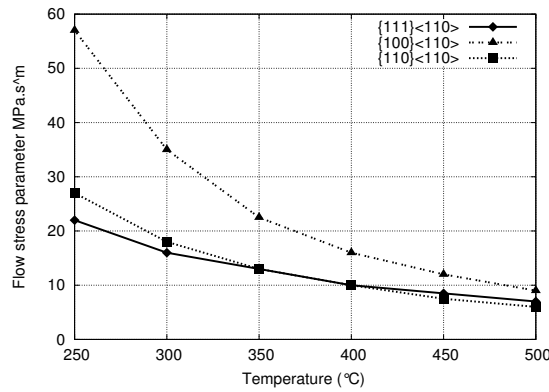


FIG. II.23: Evolution du paramètre d'écoulement  $\frac{\tau_0^s}{(\dot{\gamma}_0^s)^m}$  pour les systèmes de glissement  $\{111\}, \{100\}, \{110\} \langle 110 \rangle$  dans un Al-1%Mn. Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation est identique pour les trois familles. D'après Perocheau et Driver (2002)

Dans une troisième série de simulations, nous avons testé l'ajout du système de glissement  $\{112\} \langle 110 \rangle$ . Ce système de glissement n'a pas été clairement mis en évidence aux vitesses de déformation typiques du laminage ( $\dot{\epsilon} > 10s^{-1}$ ) mais il a été observé par Maurice *et al.* (1994) sur un monocristal Laiton déformé dans un "channel die", ces mêmes auteurs ont également montré que l'activation des glissements sur les systèmes  $\{112\} \langle 110 \rangle$  permettait de stabiliser l'orientation Laiton sans induire un cisaillement (DL-DT) important. Ce résultat nous porte à croire que ce système de glissement est activé durant le laminage à chaud d'alliages d'aluminium.

Résumé des simulations :

- glissements autorisés sur  $\{111\} \langle 110 \rangle$ , mode FC : FIG.II.24 et mode RC pancake FIG.II.25.
- glissements autorisés sur  $\{111\}, \{100\}$  et  $\{110\} \langle 110 \rangle$ , mode FC : FIG.II.26 et mode RC pancake FIG.II.27.
- glissements autorisés sur  $\{111\}, \{100\}, \{110\}$  et  $\{112\} \langle 110 \rangle$ , mode FC : FIG.II.28 et mode RC pancake FIG.II.29.

Les valeurs de fractions volumiques mesurées sur les tôles laminées à chaud de 2050 qui sont reportées sur les courbes, sont à comparer avec les simulations effectuées pour  $m$  compris entre 0.15 et 0.20 (entre les courbes bleues et vertes).

Avec les seuls glissements octaédriques (FIG.II.24 et FIG.II.25), les résultats ne sont pas en accords avec les mesures expérimentales. La composante Cuivre est formée en trop grande quantité alors que Laiton est trop faible.

Dans le cas des glissements sur  $\{111\}, \{100\}$  et  $\{110\} \langle 110 \rangle$  (FIG.II.26 et FIG.II.27), la concordance avec les résultats expérimentaux est meilleure, mais Laiton est toujours

faible alors que Cuivre est trop importante.

Enfin, les glissements combinés sur les quatre systèmes  $\{111\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{110\}$  et  $\{112\}\langle 110\rangle$  (FIG.II.28 et FIG.II.29) procurent des résultats bien plus en accord avec les valeurs expérimentales dans le cas du mode RC pancake. Les composantes Laiton et Cuivre sont assez bien estimées tandis que la composante S est légèrement sur-évaluée.

Le bon résultat des simulations (FIG.II.29) utilisant le modèle de Taylor RC pancake, une loi d'écoulement viscoplastique et des glissements sur les quatre systèmes de glissement  $\{111\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{110\}$  et  $\{112\}\langle 110\rangle$  avait déjà été observé par Maurice *et al.* (1994) ou Maurice et Driver (1997b). Nous n'apportons pas de preuves expérimentales supplémentaires de l'existence des glissements non octaédriques dans notre étude mais nous constatons seulement un assez bon accord avec des résultats expérimentaux.

En supposant que ces simulations sont justes (FIG.II.29), il est intéressant d'observer l'évolution des textures en très grandes déformations ( $\varepsilon > 3$ ) avec la température. La composante Cuivre est formée en faible quantité durant les premiers stades de la déformation puis (pour  $m \geq 0.15$ ) diminue progressivement. La composante Laiton est formée en quantité équivalente quelle que soit la valeur de  $m$  dans les premiers stades de la déformation et augmente ensuite d'autant plus que la valeur de  $m$  (*ie* la température) est grande. L'écart est très marqué aux très grandes déformations, ainsi Laiton est favorisé par l'augmentation de la température de laminage. La composante S est très intéressante, pour  $m \leq 0.15$  sa fraction volumique augmente jusqu'à  $\varepsilon = 5$  tandis que pour  $m \geq 0.20$  sa valeur atteint un maximum avant de décroître. Cette observation laisse supposer que la composante S est instable à haute température en très grande déformation. La transition entre S stable et S instable pourrait se situer entre 450°C et 500°C ; ce phénomène est consistant avec nos mesures expérimentales (§.2.4 page 77) qui montraient un ralentissement du développement de S entre 450°C et 500°C à une déformation  $\varepsilon = 3.9$ .

Toutes ces simulations ont été faites avec des CRSS relatives équivalentes pour tous les systèmes de glissement, quelle que soit la valeur de  $m$  : nous avons agi ainsi pour ne pas introduire de variables supplémentaires. Bien entendu, les valeurs des CRSS relatives doivent évoluer avec les paramètres de la déformation (notamment la température) et l'évaluation de ces derniers reste le point critique de toutes simulations de ce type.



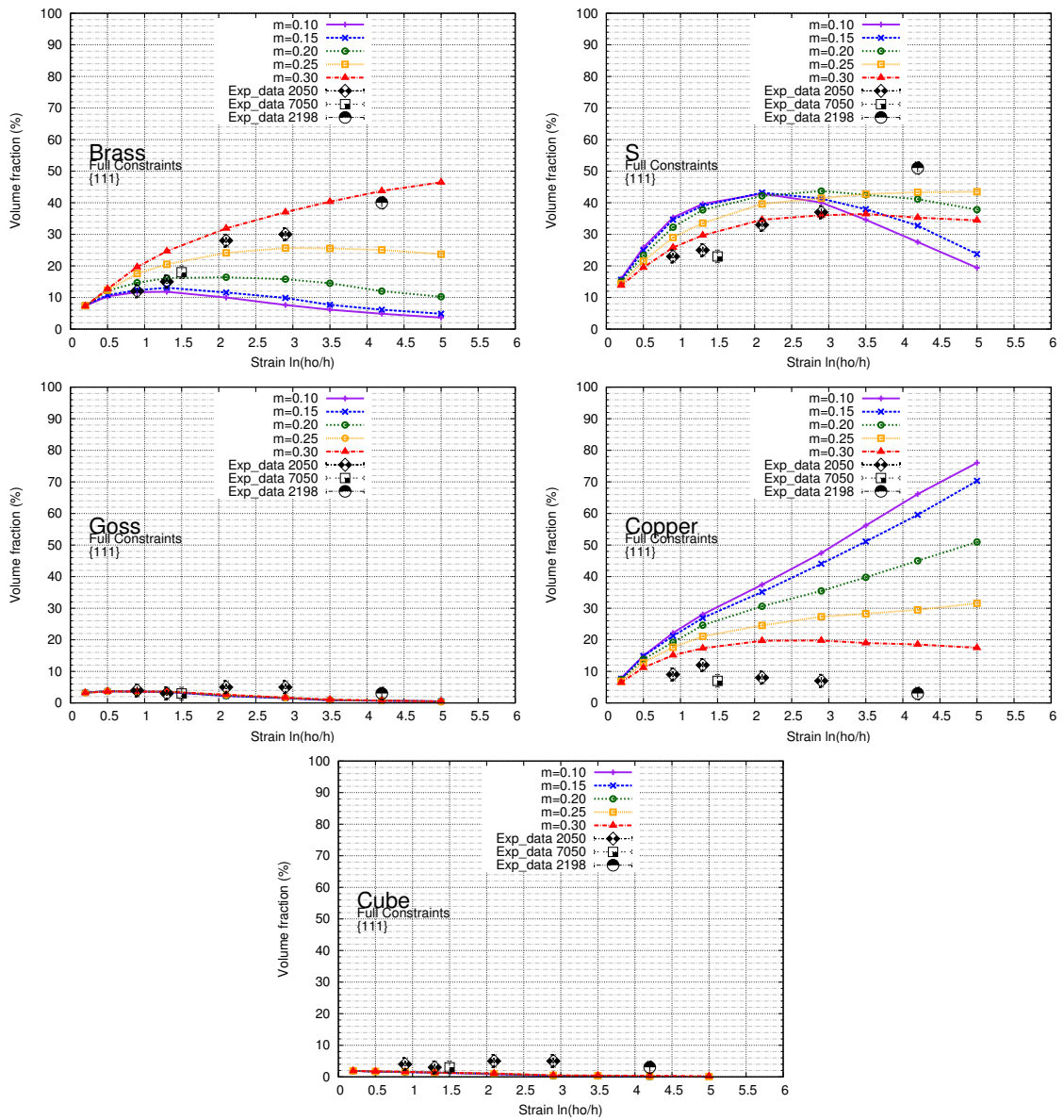


FIG. II.24: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor "Full Constraints" avec glissement uniquement sur les plans octaédriques {111} pour différentes valeurs de  $m$  :

(a) Laiton (b) S  
(c) Goss (d) Cuivre  
(e) Cube.

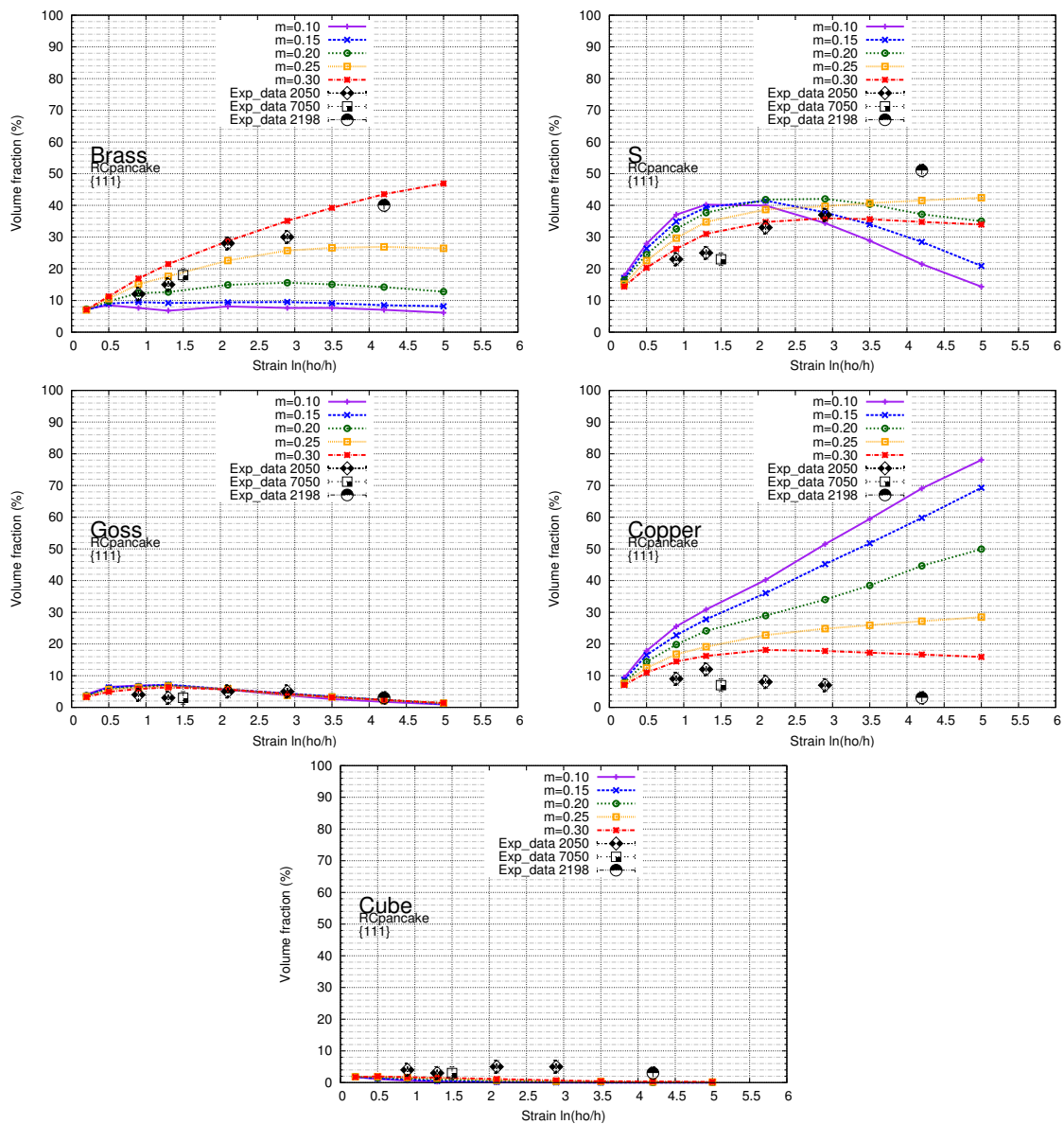


FIG. II.25: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor relâché "pancake" avec glissement uniquement sur les plans octaédriques {111} pour différentes valeurs de  $m$  :  
 (a) Laiton (b) S  
 (c) Goss (d) Cuivre  
 (e) Cube.

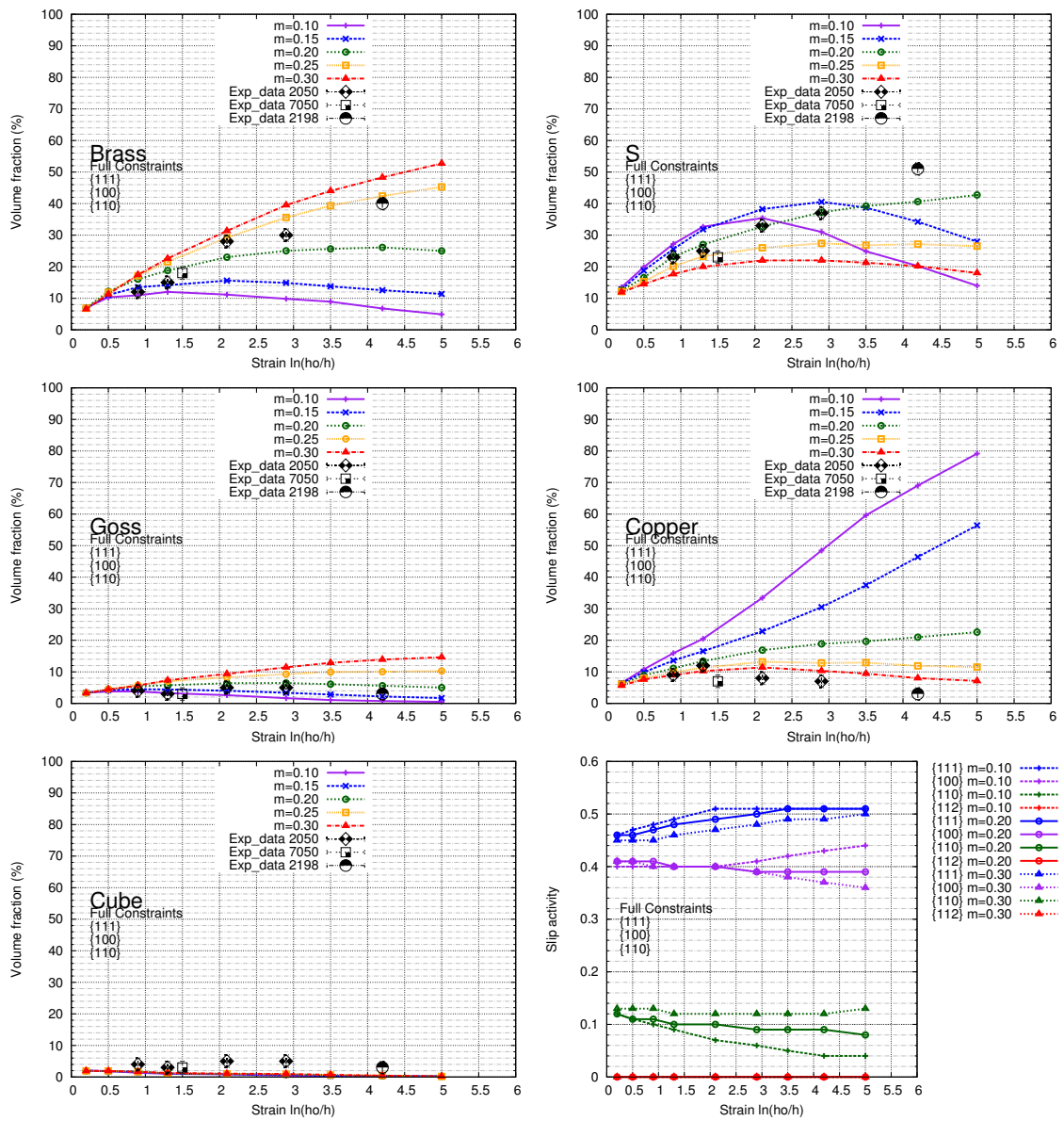


FIG. II.26: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor "Full Constraints" incluant les plans de glissement  $\{111\}$ ,  $\{100\}$  et  $\{110\}$ , pour différentes valeurs de  $m$  :

- (a) Laiton (b) S
- (c) Goss (d) Cuivre
- (e) Cube (f) Pourcentage de glissement pour chaque famille de plan.

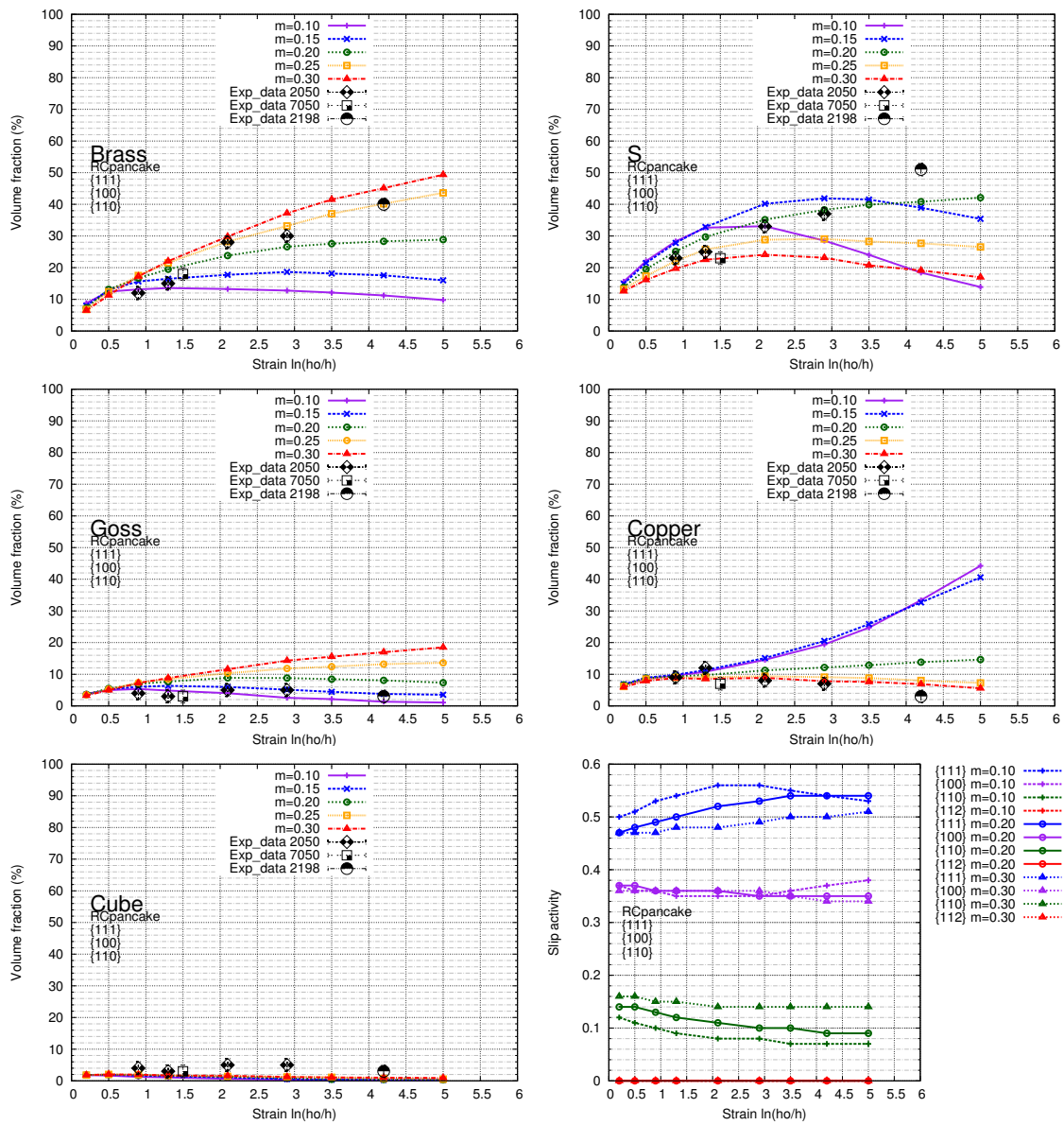


FIG. II.27: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor relâché "pancake" incluant les plans de glissement {111}, {100} et {110}, pour différentes valeurs de m :

- (a) Laiton (b) S
- (c) Goss (d) Cuivre
- (e) Cube (f) Pourcentage de glissement pour chaque famille de plan.

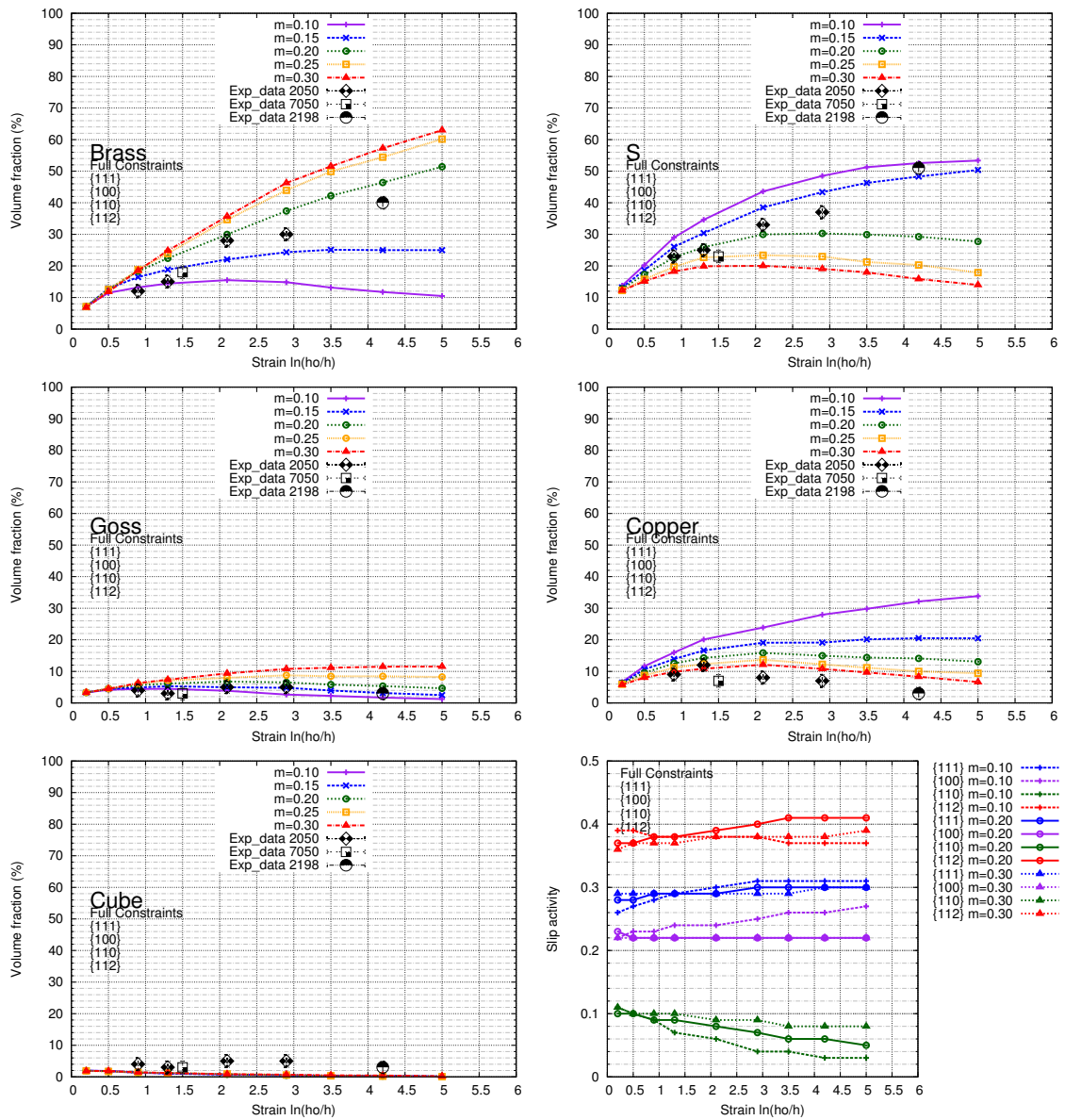


FIG. II.28: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor "Full Constraints" incluant les plans de glissement {111}, {100}, {110} et {112}, pour différentes valeurs de  $m$  :

- (a) Laiton (b) S
- (c) Goss (d) Cuivre
- (e) Cube (f) Pourcentage de glissement pour chaque famille de plan.

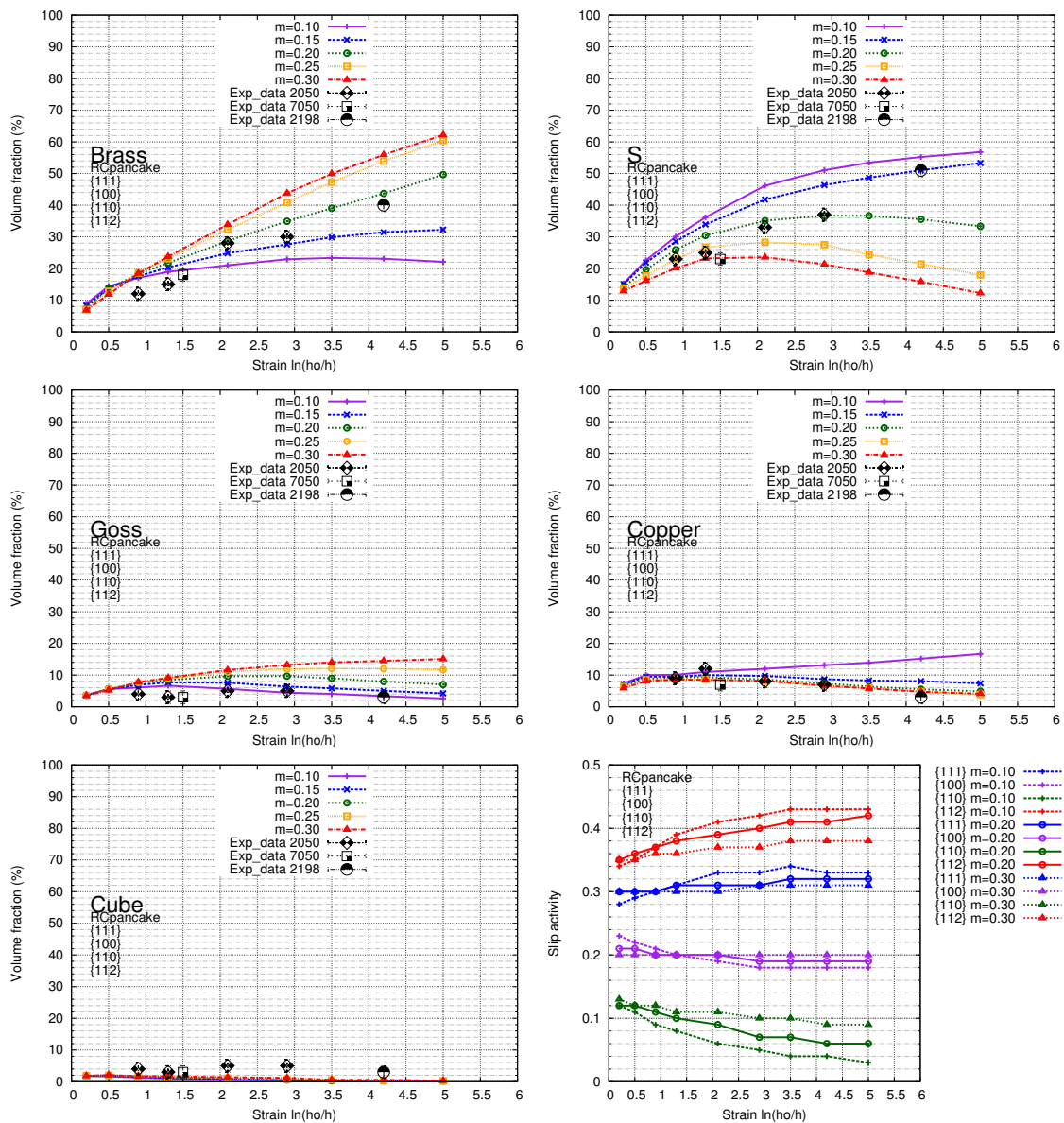


FIG. II.29: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor relâché "pancake" incluant les plans de glissement {111}, {100}, {110} et {112}, pour différentes valeurs de m :

- (a) Laiton (b) S
- (c) Goss (d) Cuivre
- (e) Cube (f) Pourcentage de glissement pour chaque famille de plan.

## 4 Résumé

Les essais de compression dans le "channel die", réalisés dans des conditions identiques sur un 2050 Al-Cu-Li et un 7050 Al-Zn-Mg-Cu, génèrent des textures équivalentes avec la formation des composantes S et Laiton. Ces deux alliages réagissent de façon similaire à la déformation, 1%<sub>m</sub> de Li ne semble pas produire une modification significative de la texture cristallographique.

Notons que les vitesses de déformation typiques du laminage ( $\geq 10s^{-1}$ ) ne permettent pas la migration des joints de grains et nos observations EBSD ne nous l'indiquent pas non plus. Il est très peu probable que le développement de la composante Laiton durant le laminage à chaud s'explique par de la migration de joints de grains.

Nous avons mis en évidence l'influence de la température à grande déformation sur la formation de la texture. A  $\varepsilon \geq 3.9$ , le taux de formation de la composante S diminue à 500°C au profit de la composante Laiton. L'influence de la température est prise en compte dans les simulations par l'utilisation d'une loi de comportement viscoplastique où le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation  $m$  dépend de la température et par l'ajout de systèmes de glissement supplémentaires. Une valeur de  $m$  égale à 0.20 et l'utilisation des systèmes de glissement  $\{111\}, \{100\}, \{110\}$  et  $\{112\}\langle 110 \rangle$  forment une composante S instable à grande déformation alors que Laiton continue d'augmenter. Cette simulation est en accord avec nos observations expérimentales. L'ajout des systèmes de glissement non octaédriques à chaud permet d'obtenir une texture type "cuivre" orientée Laiton typique du laminage à chaud alors que l'utilisation unique de glissements octaédriques donne une texture type "cuivre" orientée Cuivre, observée après laminage à froid.

Les différences entre textures de tôles industrielles de 2050 et de 7050 viennent probablement des différences dans leurs gammes de fabrication. La température de brûlure du 7050 est environ 460°C et le 2050 environ 510°C. Si le 2050 est laminé à des températures proches de 500°C, la composante S est peut-être instable à grande déformation et se transforme progressivement en Laiton pour donner des textures très fortement orientées Laiton. Au contraire, le 7050 est laminé à des températures proches de 450°C et la composante S semble plus stable.



## 5 Conclusion

*Nous n'avons pas mis en évidence de différences notables dans l'évolution de la texture cristallographique à chaud d'un 2050 Al-Cu-Li et d'un 7050 Al-Zn-Mg-Cu au cours de grandes déformations identiques.*

*Nous mettons en évidence l'importance de la température, particulièrement aux grandes déformations. Les alliages Al-Cu-Li et les Al-Zn-Mg-Cu n'étant pas laminés industriellement à la même température, cette différence peut expliquer l'obtention de textures différentes. Les hautes températures favorisent la composante Laiton aux dépens de la composante S à grande déformation.*

*Physiquement, la différence entre texture à froid et à chaud peut s'expliquer par des lois de comportement différentes : rigide-plastique à froid et viscoplastique à chaud et par l'activation à chaud de systèmes de glissement supplémentaires sur les plans  $\{100\}$ ,  $\{110\}$  et  $\{112\}$ .*





# III Anisotropie du comportement mécanique de tôles fortes de 2050 et 7050 : caractérisation expérimentale.

Les alliages d'aluminium à base lithium laminés sont connus pour présenter une diminution de la résistance mécanique à  $45^\circ$  plus importante que celle observée dans les alliages conventionnels types 7XXX Al-Zn-Mg-Cu. A l'heure actuelle, les raisons de cet écart ne sont pas clairement identifiées. L'une des raisons la plus souvent évoquée est une texture cristallographique plus prononcée dans les Al-Cu-Li que dans les 7XXX, or si une texture cristallographique concentrée autour de la fibre- $\beta$  est bien un facteur d'anisotropie, il semble qu'elle ne puisse à elle seule justifier les écarts. Les véritables différences entre Al-Cu-Li et 7XXX doivent alors se trouver soit dans la gamme de fabrication, soit dans la précipitation durcissante développée au cours du revenu.

Nous cherchons dans ce chapitre à progresser dans la compréhension du rôle du processus de fabrication et de la précipitation sur l'anisotropie. Nous avons réalisé un plan d'essais mécaniques en faisant varier divers paramètres décrits ci-après.

Les alliages étudiés sont un 2050 Al-Cu-Li et un 7050 Al-Zn-Mg-Cu. Industriellement, ils sont produits sous la forme de tôles fortes par laminage à chaud. Ils subissent, après un traitement d'homogénéisation, une mise en solution suivie d'une trempe. Un traitement de détensionnement actuellement réalisé par traction dans la direction DL succède à la trempe. Le détensionnement permet la relaxation des contraintes internes induites par la trempe mais pour les Al-Cu-Li, il permet également une amélioration de la précipitation des  $T_1$  par une augmentation de la densité de dislocations. Le détensionnement joue un rôle primordiale dans le processus de fabrication des tôles d'Al-Cu-Li.

Dans les alliages Al-Cu-Li, les précipités durcissants  $T_1$  ( $Al_2CuLi$ ) se développent sur les plans  $\{111\}_{Al}$ , qui sont aussi les plans de glissement actifs à froid dans les aluminiums lors d'une déformation plastique. La précipitation des  $T_1$  étant liée à la présence de dislocations, si à cause d'une texture prononcée, les plans activés durant le détensionnement par traction suivant DL ne sont pas les mêmes que ceux activés durant une traction à

45°/DL, la précipitation sur ces derniers pourrait être moindre et pourrait expliquer un déficit de durcissement de la direction 45°/DL.

Une hypothèse pour expliquer la plus forte anisotropie des Al-Cu-Li serait une conjonction entre texture cristallographique, détensionnement et précipitation.

Nous avons réalisé un plan d'essai systématique permettant de mettre en évidence les rôles de la direction de détensionnement et de la précipitation durcissante sur l'anisotropie du comportement mécanique. Trois directions de traction de détensionnement : 0°, 45°, 90° ; deux intensités de détensionnement : 2% et 4% ; deux états microstructuraux : non revenu et revenu ; et trois directions de traction : 0°, 45°, 90° sont testées.

Nous présentons dans ce chapitre les résultats des essais de traction effectués sur des éprouvettes prélevées dans des blocs non détensionnés et détensionnés 2% et 4%, eux-mêmes prélevés à mi-épaisseur (cote réduite  $s \sim [0; 0.3]$  ou  $s \sim [0; -0.3]$ ) d'une tôle forte de 2050 de 100mm ( $\varepsilon = 1.25$ ) et d'une tôle forte de 7050 de 110mm ( $\varepsilon = 1.45$ ). Les textures cristallographiques de ces tôles à mi-épaisseur ont été évaluées par EBSD, les fractions volumiques des principales composantes de laminage, dans une limite de désorientation de 15° sont données TAB.III.1. Des cartographies EBSD des tôles 2050 et 7050 à mi-épaisseur dans le plan DN-DT sont présentées FIG.III.1 avec les figures de pôle correspondantes. Les textures de ces deux tôles ne sont pas rigoureusement identiques mais elles sont toutes deux principalement orientées autour de la fibre- $\beta$  et présentent des intensités comparables. Ces deux textures cristallographiques nous semblent assez proches pour que l'effet produit sur l'anisotropie du comportement mécanique soit similaire entre les deux tôles.

	Laiton	S	Cuivre	Cube	Goss	Other
2050 100mm	15%	25%	12%	3%	5%	40%
7050 110mm	18%	23%	7%	3%	5%	44%

TAB. III.1: Fractions volumiques des principales composantes de laminage à chaud des tôles fortes de 2050 et 7050 mesurées par EBSD à mi-épaisseur.

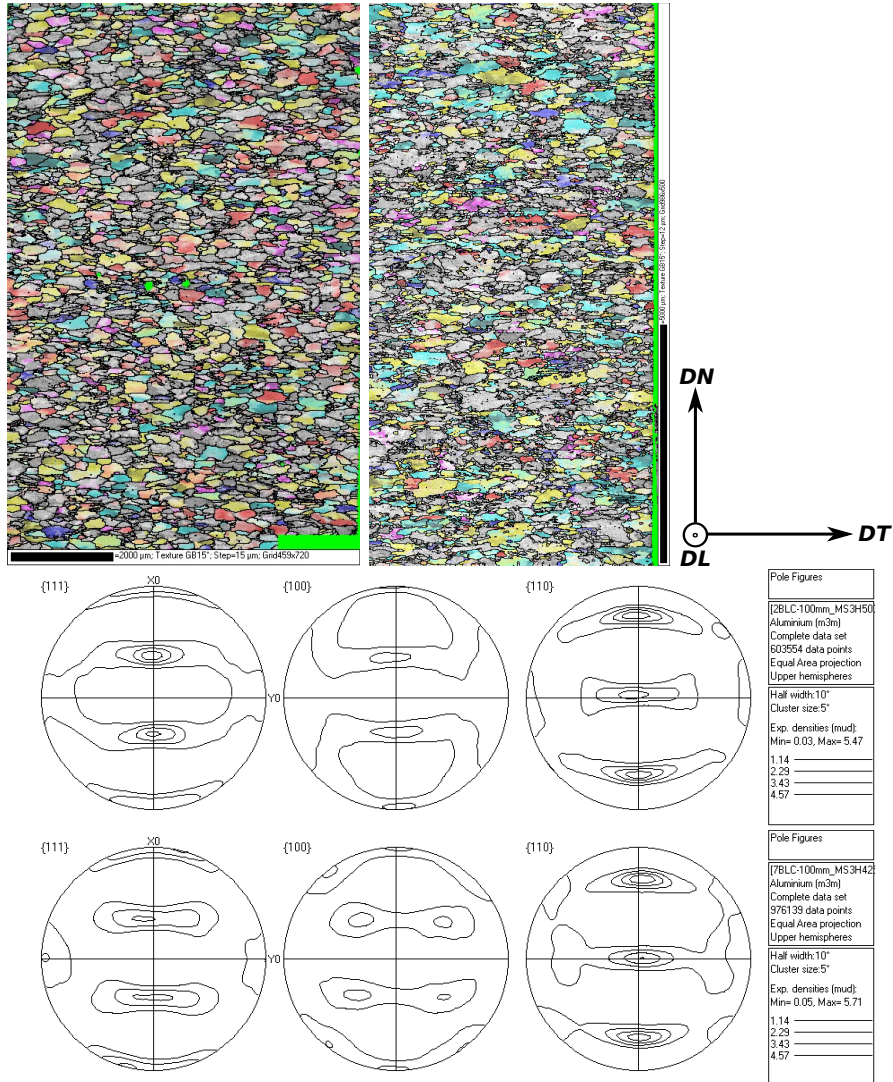


FIG. III.1: Cartographie EBSD du 2050 laminé à chaud 100mm (gauche) et du 7050 laminé à chaud 110mm, plan DN-DT, mi-épaisseur, joints de grains 15°, Bleu ciel= Laiton - Jaune= S - Rouge= Cuivre - Bleu= Cube - Rose= Goss  
 Et les figures de pôle associées, 2050 en haut et 7050 en bas.

## 1 Protocole expérimental

Dans le 2050, deux blocs de dimensions  $460 \times 68 \times 18 \text{mm}^3$  ont été prélevés dans chacune des trois directions DL ( $0^\circ$ ),  $45^\circ$ /DL et DT ( $90^\circ$ ) et ont subi un détensionnement de 2% ou 4%. Dans le 7050, deux blocs de dimensions  $460 \times 68 \times 18 \text{mm}^3$  ont été prélevés dans la direction DT ( $90^\circ$ ) pour des détensionnements 2% et 4%. Dans chacun des blocs ont été prélevées 6 éprouvettes de traction dans chacune des directions précitées. La moitié des éprouvettes a reçu un traitement de revenu T8 proche du pic de durcissement en limite d'élasticité pour le 2050 et 6h à  $120^\circ\text{C}$  puis 10h à  $160^\circ\text{C}$  pour le 7050 (état sur-revenu T74), les autres restent dans un état T3. Nous avons également prélevé des éprouvettes dans du 2050 non détensionné. Le TAB.III.2 récapitule les différents essais sachant que pour chaque condition, nous effectuons trois essais de traction.

Alliage	Direction du détensionnement	Intensité du détensionnement	Etat microstructural	Directions de traction
2050	aucun		Mûri T3	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	aucun		Revenu T4	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$0^\circ$	2%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$45^\circ$	2%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$90^\circ$	2%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$0^\circ$	2%	Revenu T851	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$45^\circ$	2%	Revenu T851	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$90^\circ$	2%	Revenu T851	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$0^\circ$	4%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$45^\circ$	4%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$90^\circ$	4%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$0^\circ$	4%	Revenu T851	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$45^\circ$	4%	Revenu T851	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
2050	$90^\circ$	4%	Revenu T851	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
7050	$90^\circ$	2%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
7050	$90^\circ$	2%	Revenu T7451	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
7050	$90^\circ$	4%	Mûri T351	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$
7050	$90^\circ$	4%	Revenu T7451	$0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$

TAB. III.2: Tableau récapitulatif des variables du plan d'essais mécaniques.

## 1.1 Blocs pour détensionnement

La dimension des blocs pour détensionnement ( $460 \times 68 \times 18 \text{mm}^3$ ) (FIG.III.2) a été imposée par la dimension de la tôle de 2050 issue du laminage à chaud et la puissance des bancs de traction utilisés pour détensionner le métal jusqu'à 4%.

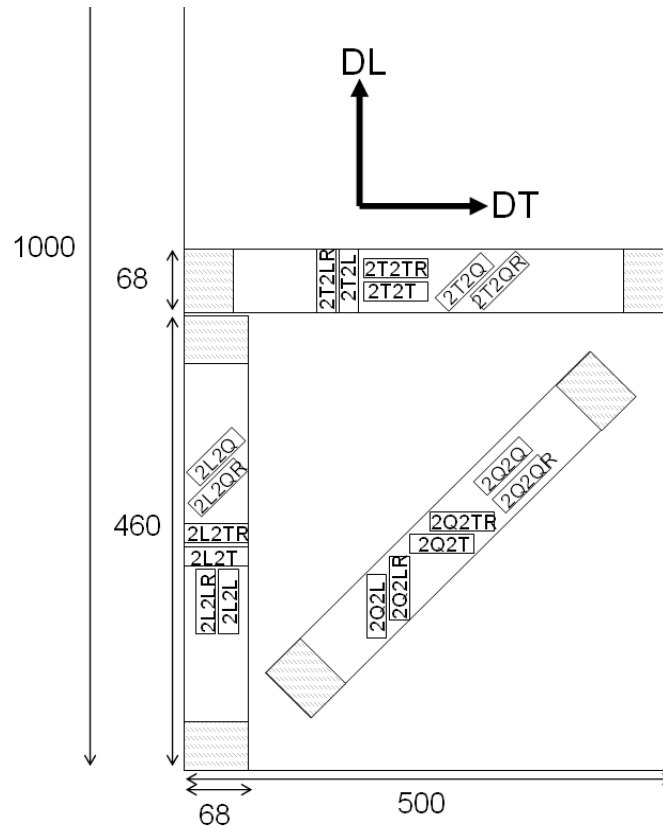


FIG. III.2: Prélèvement des blocs pour détensionnement et des coupons pour usinage des éprouvettes de traction.

## 1.2 Détensionnement

Le détensionnement de blocs a été effectué dans les ateliers du centre de recherche de Voreppe Rio Tinto Alcan. Les blocs, conservés au congélateur après la trempe ont été amenés à température ambiante et des repères ont été tracés sur sa surface sur une longueur de 300mm. Le détensionnement a été stoppé lorsque l'écartement entre les deux marques extrêmes a atteint 306mm pour 2% et 312mm pour 4%. Les forces atteintes ont été de l'ordre de 25t à 2% et 30t à 4% (pour le 2050), soit proches des capacités limites de la machine.

### 1.3 Eprouvettes de traction

La forme et la dimension des épreuves de traction (FIG.III.3) ont été choisies afin d'optimiser la facilité et la rapidité d'usinage. La partie utile de l'éprouvette mesure 27mm et a une section  $3 \times 4 \text{mm}^2$  (4mm suivant DN). Elles respectent la norme NF EN 10002-1 : essais de traction à température ambiante. Nous avons représentés trois cartographies EBSD aux dimensions d'une section d'éprouvette sur la FIG.III.4. La première cartographie comporte 335 grains au diamètre équivalent supérieur à  $100 \mu\text{m}$ , la deuxième 303 et la troisième 340 ; nous estimons que le nombre de grains est suffisant quelque soit la direction de prélèvement de l'éprouvette ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  ou  $90^\circ$ ) pour que l'effet texture cristallographique soit reproductible entre les différentes éprouvettes.

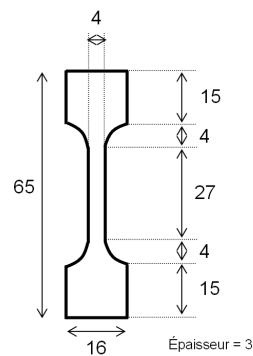


FIG. III.3: Schéma des éprouvettes de traction de l'étude

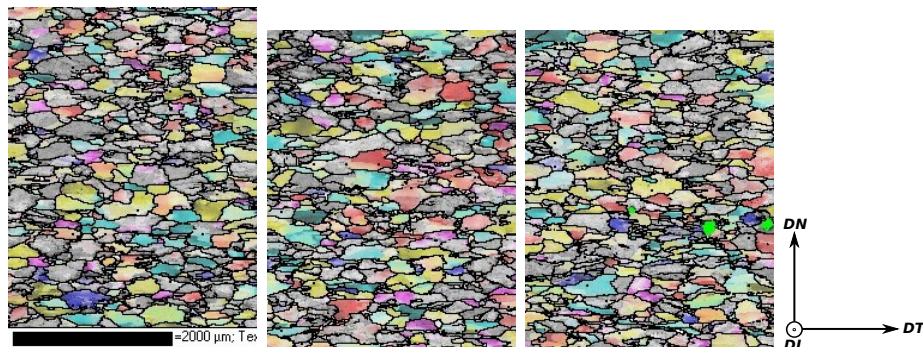


FIG. III.4: Cartographies EBSD de la tôle 2050 aux dimensions d'une section d'éprouvette : 4mm suivant DN et 3mm suivant DT.

## 1.4 Usinage

L'usinage a été effectué dans l'atelier de l'école des mines de Saint-Etienne. Des coupons de dimensions  $68 \times 20 \times 18 \text{mm}^3$  ont été découpés à la scie dans chacune des plaques dans les directions appropriées (FIG.III.2). Dans chaque coupon ont été usinées trois éprouvettes.

## 1.5 Traitement thermique, état microstructural

L'état microstructural est l'un des paramètres majeurs de l'étude. Les blocs ont premièrement subi un traitement de mise en solution / trempe et ont été conservés dans un congélateur jusqu'au détensionnement. Les éprouvettes sont conservées au froid lorsqu'elles ne sont pas utilisées afin de limiter la précipitation. Le temps de préparation des éprouvettes est d'environ 1 semaine. Elles seront tractionnées dans un délai moyen de 7 à 10 jours après la sortie du congélateur. La moitié des éprouvettes a subi un traitement de revenu T851 (après usinage) proche du pic de durcissement en limite d'élasticité pour le 2050 et 6h à  $120^\circ\text{C}$  puis 10h à  $160^\circ\text{C}$  pour le 7050 (état sur-revenu T7451). Les éprouvettes non revenues sont dans un état T351 (Trempe + écrouissage par traction + mûrissement). Les éprouvettes issues des blocs non détensionnés sont dans un état T4 après revenu et T3 sans revenu.

## 1.6 Essai de traction

Les essais de traction sont réalisés sur une machine Instron à température ambiante et à la vitesse de  $0.025 \text{mm.s}^{-1}$ . On mesure la résistance et l'allongement grâce à un extensomètre d'une longueur initiale de 25mm. La sensibilité de l'extensomètre est de 0.006mm.

## 1.7 Dépouillement des mesures

Nous traçons les courbes contrainte en fonction de la déformation vraie  $\ln(l/l_0)$  (FIG.III.5). La diminution de section au cours de la traction est négligée. La nature de l'essai ne permet pas une mesure précise des propriétés élastiques du matériaux, néanmoins les paramètres de la partie élastique (pente et ordonnée à l'origine) sont mesurés sur la courbe pour déterminer la limite d'élasticité. Le module d'élasticité est noté "*YM*". La limite d'élasticité est mesurée à 0.2% d'allongement plastique ( $\varepsilon = 0.002$ ) et est notée "*TYS0.2*". Enfin sont aussi mesurés la contrainte maximale atteinte "*UTS*", l'allongement à contrainte maximale "*A%.max*" et l'allongement à rupture "*A%.crack*".



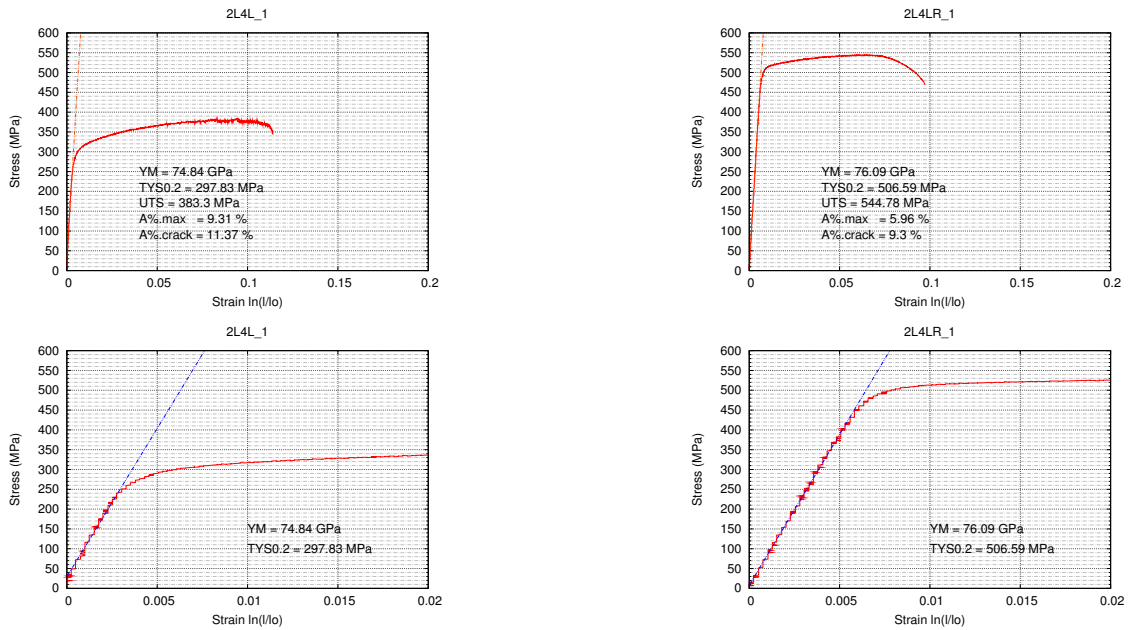


FIG. III.5: Exemples de : (a) courbe de traction état T351 du 2050.  
 (b) courbe de traction état T851 du 2050.  
 (c) et (d) Zoom des parties élastiques respectives des 2 courbes.

## 2 Résultats expérimentaux

Les résultats expérimentaux des essais de traction sont disponibles en annexe E (page 179) sur 18 graphiques : FIG.E.3 - E.11. Ils contiennent les mesures expérimentales de limite d'élasticité à 0.2%, de contrainte maximale atteinte et d'allongement à la contrainte maximale. Les droites relient les valeurs moyennes. On notera la bonne reproductibilité générale des mesures qui nous permet d'affirmer que le nombre de grains différents dans la section de l'éprouvette est statistiquement suffisant pour quantifier l'effet texture cristallographique.

Les résultats des essais de traction effectués sur les blocs de 2050 détensionnés 2% et revenus sont faussés à cause d'un problème survenu durant le traitement de revenu. La température n'était pas homogène dans le four, de fait nous n'utiliserons pas ces résultats dans la suite de ce document.

Les anisotropies de la limite d'élasticité (TYS) et de la contrainte maximale atteinte (UTS) sont représentées sur les courbes des FIG.III.6-III.11 et également regroupées en annexe E sur les FIG.E.1 et FIG.E.2.

## 2.1 Nomenclature des essais

Exemple : 2L2TR (voir FIG.III.2 pour autres exemples)

- chiffre 1 : 2 = alliage 2050, 7 = alliage 7050
- lettre 1 : (direction du détensionnement) L = DL, Q = 45°/DL, T = DT
- chiffre 2 : (intensité du détensionnement) 2 = 2%, 4 = 4%
- lettre 2 : (direction de l'essai de traction) L = DL, Q = 45°/DL, T = DT
- lettre 3 : (facultative) R = traitement thermique de revenu

## 2.2 Anisotropie du comportement mécanique

Caractériser l'anisotropie, c'est à dire pouvoir comparer des résultats issus d'expériences différentes ou d'échelles de données différentes, n'est pas aisé. Disposant des valeurs de résistance suivant DL, 45°/DL et DT, le plus commun consiste à calculer l'écart par rapport à la valeur à 45°/DL (TAB.III.3), cette dernière étant classiquement la plus faible dans une tôle laminée. Ce paramètre est limité, il apparait discutable de comparer des écarts absolus lorsque l'ordre de grandeur des données numériques est trop différent et nous pouvons voir dans le TAB.III.3 que la valeur minimale n'est pas toujours atteinte à 45°/DL (2Q2\_, 2Q4\_ et 2Q2\_R).

On préférera utiliser les valeurs maximales et minimales et afin de pouvoir comparer des données de grandeurs différentes, on privilégiera les rapports valeur minimale sur valeur maximale du TAB.III.4.

*Dans la suite de ce document, lorsque nous comparerons des anisotropies, nous utilisons les rapports "MIN/MAX" qui sont visibles dans le TAB.III.4.*

En regardant le coefficient d'anisotropie de la limite d'élasticité du TAB.III.4, nous constatons que les anisotropies du 2050 détensionné à 0° (2L2\_ : 0.873, 2L4\_ : 0.874 et 2L4\_R : 0.883) sont relativement proches, de même que pour le 2050 détensionné à 90° (2Q2\_ : 0.914, 2Q4\_ : 0.909 et 2Q4\_R : 0.911) auquel on peut rajouter le 7050 détensionné à 90° état T351 (7T2\_ : 0.906, 7T4\_ : 0.925). Dans le cas du détensionnement à 45°, 2Q2\_ et 2Q4\_ (0.940 et 0.938) sont proches mais 2Q4\_R est supérieur (0.962). Si l'on considère que ce dernier point est due aux erreurs inéluctables à toutes mesures expérimentales, il semble que la direction de détensionnement joue un rôle majeur sur l'anisotropie de nos tôles. En revanche, le 7050 après revenu présente un écart (7T2\_R : 0.948 et 7T4\_R : 0.956) par rapport à l'état T351 qui ne peut être imputé à une approximation expérimentale : la précipitation dans le 7050 joue également un rôle important pour l'anisotropie.

	TYS00°-TYS45°	UTS00°-UTS45°	TYS90°-TYS45°	UTS90°-UTS45°
2050 no stretched	23	37	9	16
2L2_	35	31	7	12
2Q2_	9	35	-6	19
2T2_	22	29	21	13
2L4_	37	28	7	14
2Q4_	15	31	-2	14
2T4_	25	28	19	10
7T2_	37	35	29	9
7T4_	18	21	27	4
2050 no stretched-R	19	26	1	3
2L4_R	59	45	16	15
2Q4_R	18	32	-1	11
2T4_R	43	39	40	25
7T2_R	26	33	20	17
7T4_R	21	28	15	11

TAB. III.3: Ecart absolu de limites d'élasticité et de contraintes maximales atteintes en MPa pour les différents détensionnements.

	TYSmax-TYSmin	UTSmax-UTSmin	$\frac{TY_{Smin}}{TY_{Smax}}$	$\frac{UTS_{min}}{UTS_{max}}$
2050 no stretched	23	37	<b>0.909</b>	0.910
2L2_	35	31	<b>0.873</b>	0.918
2Q2_	15	35	<b>0.940</b>	0.908
2T2_	22	29	<b>0.914</b>	0.923
7T2_	35	35	<b>0.906</b>	0.931
2L4_	37	28	<b>0.874</b>	0.927
2Q4_	17	31	<b>0.938</b>	0.918
2T4_	25	28	<b>0.909</b>	0.927
7T4_	27	21	<b>0.925</b>	0.957
2050 no stretched-R	20	26	<b>0.940</b>	0.939
2L4_R	59	45	<b>0.883</b>	0.917
2Q4_R	19	32	<b>0.962</b>	0.939
2T4_R	42	41	<b>0.911</b>	0.924
7T2_R	26	31	<b>0.948</b>	0.942
7T4_R	21	28	<b>0.956</b>	0.949

TAB. III.4: Coefficients d'anisotropie utilisant les valeurs max et min atteintes (écarts en MPa) pour les différents détensionnements.

Nous analysons dans la suite l'anisotropie à partir des courbes dans chacun des différents états microstructuraux.

## 2.3 Etat non détensionné mûri naturellement

Les propriétés mécaniques de la plaque de 2050 non détensionnée sont censées caractériser uniquement l'anisotropie induite par la texture cristallographique. La direction la plus dure est DL, et la moins dure est  $45^\circ$ /DL (FIG.III.6.a ou .b et FIG.III.7.a ou .b).

## 2.4 Etat T351, écroui et mûri naturellement

### 2.4.1 Limite d'élasticité

L'analyse des courbes FIG.III.6.a et .b (respectivement détensionnées 2% et 4%) et du TAB.III.4 révèle que le détensionnement suivant DL engendre le comportement mécanique le plus anisotrope, il est dû à une valeur suivant DL élevée. Le détensionnement à  $45^\circ$ /DL homogénéise les valeurs. Le détensionnement suivant DT donne des valeurs très proches suivant DL et DT alors que  $45^\circ$ /DL reste plus faible. Si la texture cristallographique était le seul facteur responsable de l'anisotropie, l'évolution des valeurs de limite d'élasticité serait la même sur les six courbes, la direction du détensionnement a donc une influence sur le comportement anisotrope de la tôle de 2050.

Les détensionnements 2% et 4% engendrent une anisotropie de la limite d'élasticité identique (cf TAB. III.4). La différence entre ces deux séries est la valeur de la limite d'élasticité, entre 15 et 30 MPa plus importante après détensionnement de 4%. L'intensité du détensionnement n'a d'influence que sur la grandeur de la limite d'élasticité. On peut expliquer cette différence par du durcissement par écrouissage plus important après une déformation plastique de 4%.

*Dans un état T351, la direction du détensionnement influence le comportement mécanique des tôles fortes de 2050. En terme d'anisotropie, 2% et 4% donnent des valeurs identiques. Les détensionnements à  $45^\circ$ /DL donnent les anisotropies les plus faibles.*

### 2.4.2 Contrainte maximale atteinte

Au regard des courbes FIG.III.7.a et .b, la direction de détensionnement n'a pas d'influence sur la valeur de contrainte maximale atteinte. De même, 2% et 4% de détensionnement n'engendrent pas de différence notable sur les valeurs atteintes. L'influence de l'écrouissage induit dans la direction tractionnée, observé pour la limite d'élasticité, dispa-

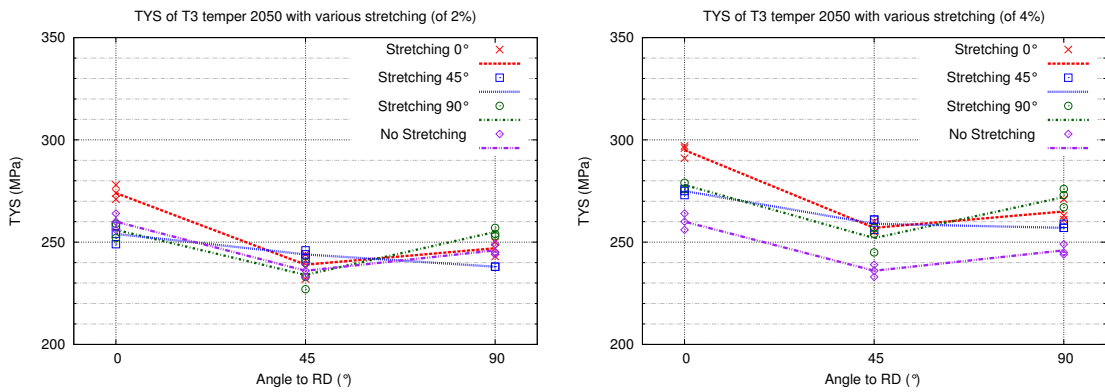


FIG. III.6: Variation de la limite d'élasticité (TYS) du 2050 dans l'état T351 en fonction de la direction de traction :  
 (a) 2050 détensionné 2% état T351. (b) 2050 détensionné 4% état T351.

rait pour la contrainte maximale. Cette valeur étant mesurée au maximum d'écrouissage, il est logique que le "retard" d'écrouissage des directions non tractionnées soit compensé au cours de la traction. Ce dernier point peut également expliquer que les valeurs atteintes après 2% et 4% de détensionnement soient égales. En revanche nous n'expliquons pas les valeurs plus importantes de la plaque non détensionnée.

*Dans un état T351, la direction de détensionnement n'influence pas l'anisotropie dans le plan de la contrainte maximale atteinte (UTS).*

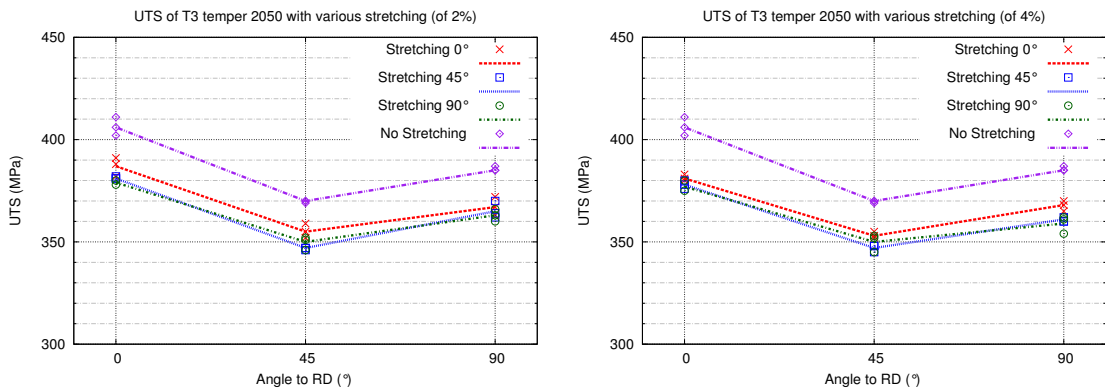


FIG. III.7: Variation de la contrainte maximale (UTS) du 2050 dans l'état T351 en fonction de la direction de traction :  
 (a) 2050 détensionné 2% état T351. (b) 2050 détensionné 4% état T351.

## 2.5 Comparaison 2050 - 7050, état T351 (détensionnement 90°)

Les valeurs de limite d'élasticité du 7050 (FIG.III.8) sont très proches après détensionnement 2% et 4% mais l'anisotropie est un peu plus faible après 4%, idem pour la contrainte maximale.

En comparaison du 2050 T351, la résistance mécanique du 7050 T351 est d'environ 90MPa supérieure. L'anisotropie est similaire entre les deux alliages après 2%, elle est inférieure dans le 7050 après 4%. De manière générale, on peut considérer que ces deux alliages aux textures cristallographiques proches ont une anisotropie dans le plan équivalente dans l'état T3.

*Si l'intensité du détensionnement semble avoir de l'influence sur la limite d'élasticité du 2050 T351, ce n'est pas le cas du 7050 T351 qui conserve les mêmes valeurs. L'anisotropie dans le plan est comparable entre les deux alliages même si l'on observe une baisse entre 2% et 4%.*

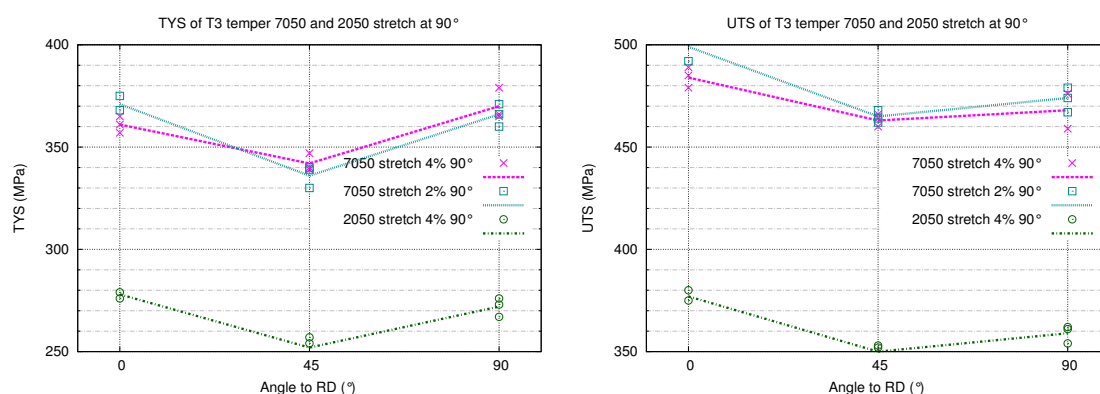


FIG. III.8: Variation de la limite d'élasticité (TYS) et de la contrainte maximale (UTS) en fonction de la direction de traction des 7050 et 2050 détensionnés à 90° dans l'état T351.

## 2.6 Etat non détensionné revenu artificiellement

En comparaison des états détensionnés, les propriétés mécaniques du 2050 non détensionné (FIG.III.9 et III.11) sont environ 100 à 150MPa inférieures et rappellent l'importance d'un écrouissage pour la précipitation de la phase durcissante du 2050. Par rapport à l'état mûri naturellement, l'anisotropie diminue (cf TAB.III.4).

## 2.7 Etat T851, écroui et revenu

### 2.7.1 Limite d'élasticité

Après analyse visuelle des courbes en annexe E (page 179) : FIG.E.3.b, E.4.b, E.5.b, E.6.b, E.7.b, E.8.b, on note des différences de comportement entre détensionnements 2% et 4%. Il est apparu, après analyse, que le traitement thermique des éprouvettes détensionnées 2% n'a pas été réalisé de façon homogène, avec pour conséquence l'impossibilité d'interpréter les résultats.

Le TAB.III.4 montre que les écarts absolus entre valeurs max et min ont augmenté par rapport à T351 pour les détensionnements DL et DT, et très peu pour 45°/DL. Le coefficient d'anisotropie n'indique pas de modification forte de l'anisotropie entre les états T351 et T851 après détensionnement à 4%, le traitement de précipitation durcissante de l'alliage n'a pas à première vue un effet néfaste sur l'anisotropie dans le plan. Au regard des courbes FIG.III.6 et FIG.III.9, l'évolution de la limite d'élasticité par rapport aux différents détensionnements est la même.

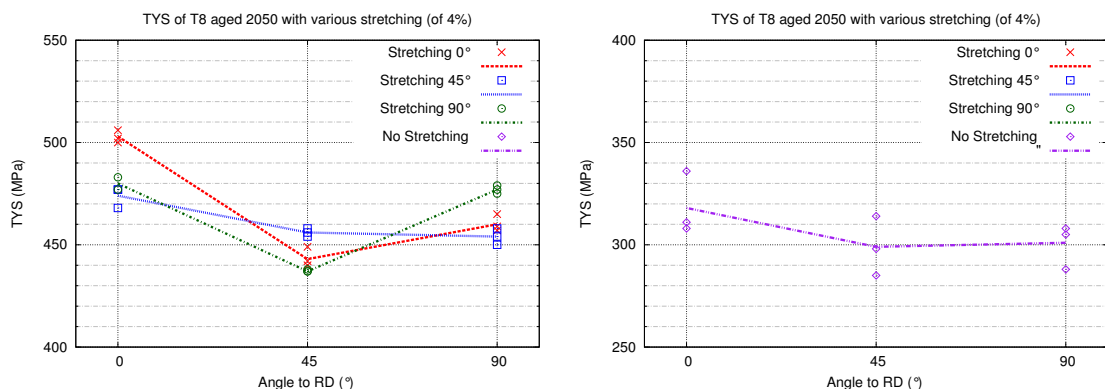


FIG. III.9: Variation de la limite d'élasticité (TYS) du 2050 dans l'état T851 en fonction de la direction de traction :  
 (a) 2050 détensionné 4% état T851 (b) 2050 non détensionné état T8.

Afin de quantifier si réellement la direction détensionnée est plus durcie par la précipitation, il convient d'étudier précisément l'écart de limite d'élasticité entre état T851 et état T351. Par ce moyen, nous mesurons l'augmentation de durcissement imputable au traitement de revenu. Cet écart est tracé sur la courbe FIG.III.10.a, la direction préalablement détensionnée est dans tous les cas plus durcie après le traitement de revenu que les deux autres. Cet écart est d'environ 10Mpa et sur la FIG.III.10.b, 10Mpa sont ôtés dans chaque direction tractionnée, nous observons alors trois courbes confondues. Ces courbes montrent que la précipitation durcit plus la direction détensionnée, d'environ 10Mpa dans notre cas.

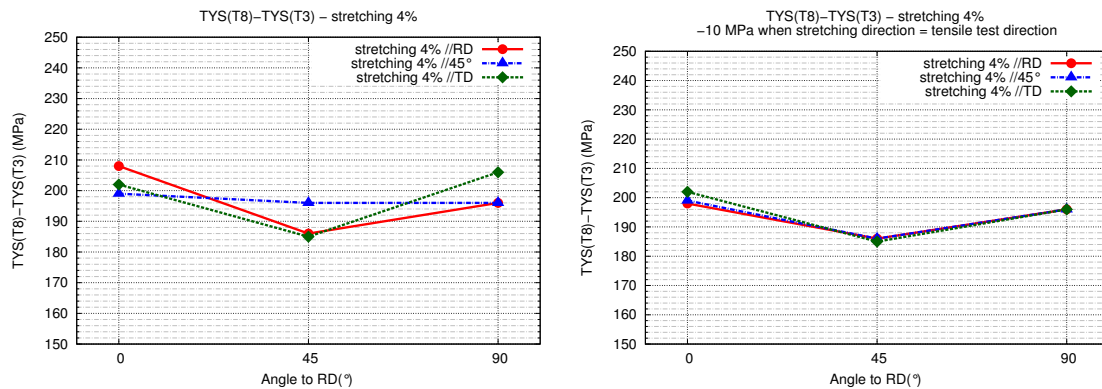


FIG. III.10: Ecart de la limite d'élasticité (TYS)  
 (a) entre l'état revenu (T8) et l'état mûri naturellement (T3).  
 (b) idem mais en ôtant 10MPa à la direction détensionnée.

*A l'état T851, l'anisotropie des propriétés mécaniques est très proche de l'état T351. La traitement le plus favorable au niveau anisotropie est le détensionnement à 45°/DL, le moins bon est le détensionnement suivant DL. Le traitement de précipitation engendre un durcissement supplémentaire à celui de l'écroutissage dans la direction détensionnée. Il est d'environ +10Mpa dans nos conditions opératoires.*

## 2.7.2 Contrainte maximale atteinte

Après détensionnement 4%, la courbe FIG.III.11 montre une variation de la contrainte maximale proche de celle obtenue dans l'état T351 mais on note une légère augmentation dans la direction détensionnée.



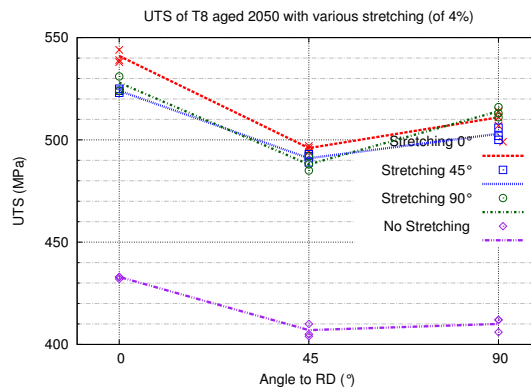


FIG. III.11: Variation de la contrainte maximale atteinte (UTS) du 2050 dans l'état T851 en fonction de la direction de traction :  
2050 détensionné 4% et non détensionné état T851.

## 2.8 Comparaison 2050 état T851 - 7050 état T7451 (détensionnement 90°)

D'après les courbes FIG.III.12, la résistance mécanique du 7050 T851 est plus importante après 2% de détensionnement que 4% ; un détensionnement ne semble pas bénéfique au 7050 au niveau résistance mécanique. L'anisotropie est stable entre 2% et 4%. Par rapport à l'état T351, l'anisotropie diminue après ce traitement de revenu. La comparaison 2T4XR et 7T4XR est largement favorable au 7050 en terme d'anisotropie.

*Pour le 7050, le traitement de précipitation diminue l'anisotropie par rapport à l'état mûri. A la différence du 2050, l'augmentation de l'intensité du détensionnement diminue la résistance mécanique*

## 3 Bilan, discussion

- la bonne reproductibilité des essais permet de dire que le nombre de grains contenus dans la partie utile de l'éprouvette ( $27 \times 4 \times 3 \text{ mm}^3$ ) est statistiquement suffisant pour quantifier l'effet de la texture cristallographique.
- les essais de tractions réalisés sur le 2050 non détensionné permettent de confirmer que la texture cristallographique développée lors du laminage à chaud durcit dans l'ordre décroissant : la direction DL, la direction DT et 45°/DL.
- dans les états T351 et T851, la variation de la limite d'élasticité en fonction de l'angle

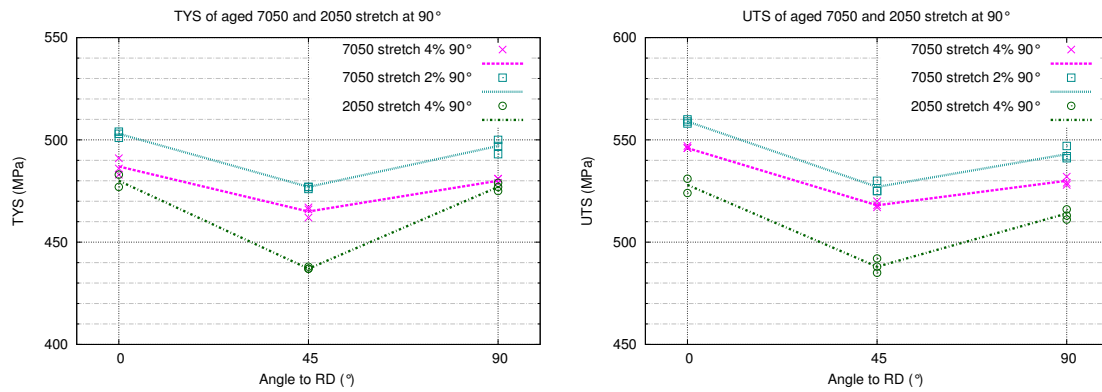


FIG. III.12: Variation de la limite d'élasticité (TYS) et de la contrainte maximale (UTS) en fonction de la direction de traction des 7050 et 2050 détensionnés à 90° dans l'état T851.

de traction est modifiée par la direction de détensionnement. Les textures cristallographiques étant similaires, le détensionnement joue un rôle sur l'anisotropie de la limite d'élasticité du 2050.

⇒ Le détensionnement suivant DL durcit plus la direction DL. Le détensionnement suivant 45°/DL durcit plus la direction 45°/DL. Le détensionnement suivant DT durcit plus la direction DT.

- dans l'état T351 du 2050, un détensionnement de 4% donne des limites d'élasticité environ 20 MPa plus grande qu'après un détensionnement de 2%.
- dans l'état T351 du 2050, détensionnements 2% et 4% engendrent une anisotropie du comportement mécanique identique.
- dans l'état T351 du 2050, les valeurs et la variation de la contrainte maximale atteinte ne sont modifiées ni par la direction du détensionnement, ni par son intensité.

⇒ Ces trois points laissent penser que l'augmentation de limite d'élasticité dans la direction détensionnée est le résultat d'un écrouissage plus important dans la direction détensionnée. Les valeurs de limite d'élasticité supérieures à 4% s'expliquent par un écrouissage plus important et les contraintes maximales sont égales à 2 et 4% car le "retard" d'écrouissage est rattrapé au cours de l'essai de traction.

- dans l'état T851 du 2050, nous ne tiendrons pas compte des résultats après détensionnement de 2% (2X2XR), le traitement thermique ayant vraisemblablement été réalisé à une température trop basse pour certaines des éprouvettes.
- dans l'état T851 du 2050, les écarts entre valeurs max et min augmentent par rapport à l'état T351. Le coefficient d'anisotropie évolue peu, il ne permet pas de mettre en

évidence un effet de la précipitation.

- l'écart entre TYS des états T851 et T351 montre un durcissement d'environ 10MPa dans la direction détensionnée qui peut être attribué à la seule précipitation et sa distribution dans la microstructure.

⇒ Le traitement de précipitation augmente d'environ 10MPa la limite d'élasticité dans la direction détensionnée. Cette augmentation peut être attribuée à de la précipitation anisotrope des  $T_1$  qui durcit plus la direction détensionnée.

- au regard des résultats de coefficients d'anisotropie, dans les états T351 et T851 du 2050, un détensionnement à  $45^\circ$  permet de réduire l'anisotropie de la limite d'élasticité par rapport à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  et un détensionnement  $90^\circ$  permet de réduire l'anisotropie par rapport à  $0^\circ$ .

- le 7050, détensionné suivant DT, évolue différemment du 2050. Les valeurs de limite d'élasticité diminuent avec l'intensité du détensionnement. Nous obtenons de meilleures propriétés après un détensionnement de 2%. Ce résultat a déjà été décrit par Deschamps *et al.* (1998) qui ont observé que l'amplitude du détensionnement diminuait les propriétés mécaniques d'un Al-Zn-Mg dans l'état sur-revenu. Notre alliage 7050 est également dans un état sur-revenu. Deschamps *et al.* (1998) expliquent ce phénomène par une diminution de la densité de précipités durcissants qui coalescent sur les dislocations.

⇒ Le détensionnement tend à diminuer le durcissement du 7050 induit par la précipitation au contraire du 2050 qui voit ses propriétés mécaniques améliorées.

- dans l'état T351, 7050 et 2050 présentent une anisotropie dans le plan comparable.
- dans les états T7451 et T851, 7050 et 2050 présentent une anisotropie dans le plan différente : l'anisotropie du 7050 diminue après le traitement de revenu, au contraire du 2050. La précipitation du 7050 n'a pas le même effet que celle du 2050 sur l'anisotropie.

⇒ La précipitation du 7050 a pour effet de diminuer l'anisotropie dans le plan, au contraire de la précipitation du 2050.

## 4 Conclusion

Nous mettons en évidence l'importance de la direction de détensionnement sur l'anisotropie dans le plan du comportement mécanique des tôles fortes de 2050. Les essais de traction dans l'état T3 montrent que la limite d'élasticité est augmentée dans la direction détensionnée alors que la contrainte maximale ne l'est pas. Cette augmentation est due à l'écrouissage dans la direction détensionnée. L'écart entre limite d'élasticité des états T851 et T351 montre une augmentation supplémentaire de la résistance dans la direction détensionnée (environ 10MPa). Cette seconde augmentation peut être attribuée à une précipitation anisotrope de la phase  $T_1$  qui durcit plus la direction détensionnée.

Afin de réduire l'anisotropie des tôles fortes de 2050, le détensionnement à  $45^\circ/DL$  est préconisé, car il a pour effet d'augmenter la valeur la plus basse : à  $45^\circ/DL$ . Si cette opération n'est pas possible, le détensionnement suivant DT procure une anisotropie inférieure au détensionnement suivant DL (en n'augmentant pas la résistance suivant DL), mais dans les deux cas, la valeur minimale de résistance sera identique (à  $45^\circ/DL$ ). Malheureusement, réaliser industriellement des tractions à  $45^\circ$  sur des tôles fortes est une opération trop compliquée à mettre en oeuvre.

Les deux alliages 2050 et 7050 présentent des textures cristallographiques proches, ils ont été détensionnés dans les mêmes conditions mais les résultats obtenus sont différents. Dans l'état T351, le 7050 est plus résistant que le 2050 mais leurs anisotropies sont comparables. Après traitement de précipitation, dans les états T851 (2050) et T7451 (7050), leurs valeurs de résistance mécanique sont comparables mais l'anisotropie du 2050 est plus importante. Alors que l'anisotropie du 2050 T851 est comparable à celle de l'état T351, malgré l'effet de la précipitation anisotrope, celle du 7050 T7451 a plutôt tendance à diminuer par rapport à T351. Dès lors, nous pouvons penser que la précipitation de l'alliage Al-Zn-Mg-Cu tend à diminuer l'anisotropie générale au contraire de celle de l'Al-Cu-Li. Cette disparité de l'effet de la précipitation explique les différences notables d'anisotropie dans le plan des tôles laminées des Al-Cu-Li comparées à celles des Al-Zn-Mg-Cu.



# IV Observation des précipités $T_1$ par MEB-FEG couplée à de la mesure d'orientation cristallographique par EBSD

Les conclusions précédentes nous conduisent à déterminer si le détensionnement suivi d'un revenu engendre une précipitation plus importante des  $T_1$  sur les plans activés pendant le détensionnement. Pour ce faire, nous devons observer la microstructure des tôles détensionnées et revenues.

Nous proposons dans cette partie de l'étude d'observer la microstructure des tôles fortes de 2050 de 100mm d'épaisseur issues du laminage à chaud et ayant été détensionnées dans 3 directions : 2L4\_R à  $0^\circ$ , 2Q4\_R à  $45^\circ$  et 2T4\_R à  $90^\circ$ . Leurs propriétés mécaniques ont été caractérisées dans différentes directions et sont présentées dans le chapitre III. Les morceaux ont été prélevés à mi-épaisseur de la tôle de 2050 (côte réduite  $s=0.0-0.3$ ) et ont subi un détensionnement de 4% respectivement suivant DL ( $0^\circ$ ), 45°/DL ( $45^\circ$ ) et DT ( $90^\circ$ ). Les propriétés mécaniques mesurées montrent que la direction de détensionnement a une forte influence sur l'anisotropie dans le plan du matériau. L'influence d'une précipitation anisotrope n'apparaît pas clairement via le calcul du coefficient d'anisotropie ( $\frac{TY_{Smin}}{TY_{Smax}}$ ) mais l'augmentation de limite d'élasticité entre état mûri naturellement et état revenu montre une augmentation d'environ 10MPa de la limite d'élasticité dans la direction détensionnée liée à la précipitation.

Principe de l'analyse :

L'orientation des grains observés est mesurée par la technique EBSD. A partir de cette mesure nous pouvons calculer l'angle  $\theta$  entre les traces des plans  $\{111\}_{Al}$  et l'horizontale de la micrographie, et l'angle  $\eta$  de l'inclinaison de ces mêmes plans par rapport à la surface d'acquisition de la micrographie. Toujours avec cette même orientation, nous calculons les facteurs de Schmid de tous les systèmes de glissement  $\{111\}\langle 110 \rangle$  en fonction de la direction de détensionnement (angle  $\alpha$  par rapport à DL) ainsi que les plans activés ( $\dot{\gamma} \neq 0$ ) lors du détensionnement d'après le modèle de Taylor rigide-plastique relâché ou non (nous considérons une traction uniaxiale).

Dans ce même grain, nous effectuons des clichés au MEB-FEG de la microstructure révélant les précipités  $T_1$  présents sur les plans  $\{111\}_{Al}$ . La comparaison entre la localisation des précipités  $T_1$  et le calcul de l'activité des systèmes de glissement doit nous permettre de corrélérer ou non la présence des  $T_1$  avec l'opération de détensionnement par traction.

## 1 Précipités $T_1$

Pour rappel (voir chapitre I), les  $T_1$  sont des précipités de phase  $Al_2CuLi$  et de structure hexagonale, ils ont la forme de fines plaquettes et leur grande face repose sur les plans  $\{111\}_{Al}$ . Leur germination est favorisée par la présence de dislocations. Nous souhaitons les observer dans un MEB-FEG au moyen des électrons rétrodiffusés.

## 2 Electrons rétrodiffusés dans un microscope électronique à balayage

Afin de mieux comprendre et analyser nos images MEB des précipités  $T_1$ , nous devons nous pencher sur quelques notions de base sur la rétrodiffusion des électrons dans un MEB.

Les électrons rétrodiffusés sont des électrons issus du faisceau incident dont les trajectoires interceptent une surface de l'échantillon et ainsi quittent la matière. D'une manière générale, ces électrons ont subi de nombreuses diffusions élastiques qui ont généré suffisamment de déviation pour que l'électron retourne en surface.

La rétrodiffusion est quantifiée par le coefficient de rétrodiffusion  $\eta$ , qui est défini par :

$$\eta = \frac{n_{BSE}}{n_B} = \frac{i_{BSE}}{i_B}$$

où  $n_B$  est le nombre d'électrons du faisceau incident (B pour *beam*) et  $n_{BSE}$  le nombre d'électrons rétrodiffusés (BSE pour *backscattered electrons*). Les termes  $i$  sont les courants correspondant.

On pourrait penser que le coefficient de rétrodiffusion  $\eta$  est une variable dépendant de l'énergie  $E_0$  des électrons du faisceau électronique incident (ou primaire), c'est effectivement le cas pour les faibles énergies  $E_0 < 5keV$  ; mais pour  $5keV \leq E_0 < 50keV$ , le coefficient de rétrodiffusion se trouve assez stable pour chaque élément.

## 2.1 Comportement des électrons rétrodiffusés dans le domaine

$$5keV \leq E_0 < 50keV$$

Dans l'intervalle [5keV,50keV], le coefficient de rétrodiffusion est une fonction du numéro atomique  $Z$  de l'élément constituant le matériau, c'est à dire du poids des atomes. Reuter (1972) propose l'expression :

$$\eta = -0.0254 + 0.016Z - 1.86 \cdot 10^{-4}Z^2 + 8.3 \cdot 10^{-7}Z^3$$

pour estimer  $\eta$  en fonction de  $Z$ .

Lorsque le matériau est un mélange d'éléments répartis de façon homogène (en solution solide par exemple), le coefficient de rétrodiffusion suit une loi simple de mélange basée sur la concentration massique  $C_i$  de chaque constituant (Heinrich (1966)) :

$$\eta = \sum_i C_i \eta_i$$

où  $i$  correspond à chaque constituant et  $\eta_i$  au coefficient de rétrodiffusion de l'élément pur.

## 2.2 Comportement des électrons rétrodiffusés dans le domaine

$$E_0 < 5keV$$

Pour les faibles énergies de faisceau incident,  $E_0 < 5keV$ , le coefficient de rétrodiffusion est dépendant de  $E_0$  et du numéro atomique  $Z$ . Il augmente pour les éléments légers alors qu'il décroît pour les éléments les plus lourds. Hunger et Kuchler (1979) et ensuite Joy (1991) proposent une expression qui fonctionne correctement aux faibles énergies :

$$\eta(Z, E) = E^m C$$

$$\text{avec} \quad m = 0.1382 - 0.9211Z^{-\frac{1}{2}}$$

$$\text{et} \quad C = 0.1904 - 0.2235(\ln Z) + 0.1292(\ln Z)^2 - 0.01491(\ln Z)^3$$

## 2.3 Cas de Al et $Al_2CuLi$

Traisons le cas concret qui concerne notre étude, le métal aluminium  $Al$  et la phase  $Al_2CuLi$  à des énergies de faisceau incident de 10keV et 4keV :

$$Z_{Al}=13, Z_{Cu}=29 \text{ et } Z_{Li}=3.$$

$$M_{Al}=27g.mole^{-1}, M_{Cu}=63.5g.mole^{-1} \text{ et } M_{Li}=7g.mole^{-1}.$$



Dans la phase  $Al_2CuLi$ ,  $C_{Al}=0.438$ ,  $C_{Cu}=0.510$ ,  $C_{Li}=0.056$ .

À 10keV, nous appliquons l'expression de Reuter (1972) et la loi des mélanges :  
 $\eta_{Al}=0.153$  ( $\eta_{Cu}=0.302$ ,  $\eta_{Li}=0.021$ )  
 $\eta_{Al_2CuLi}=0.222$ .

À 4keV, nous appliquons l'expression de Hunger et Kuchler (1979) et la loi des mélanges :  
 $\eta_{Al}=0.183$  ( $\eta_{Cu}=0.319$ ,  $\eta_{Li}=0.0469$ )  
 $\eta_{Al_2CuLi}=0.245$ .

Nous obtenons dans les deux conditions des coefficients de rétrodiffusion supérieurs pour la phase  $Al_2CuLi$  (soient les précipités  $T_1$ ) que pour  $Al$  que nous pouvons assimiler à la matrice de notre alliage 2050. Les  $T_1$  apparaîtront plus clairs sur les micrographies obtenues à partir des électrons rétrodiffusés.

## 2.4 Profondeur de pénétration des électrons rétrodiffusés

La profondeur de pénétration des électrons primaires est importante à la compréhension et l'analyse des micrographies. Trop facilement, on considère le MEB comme un instrument d'imagerie de surface, or souvent les électrons primaires pénètrent la matière à des profondeurs non négligeables. Ces électrons peuvent interagir avec des éléments de la microstructure de sous-surface (inclusions de composition différente, porosités etc...) et transporter les informations correspondantes jusqu'à la surface.

Dans le 2050 Al-Cu-Li après un traitement de précipitation type T851, nous avons une matrice que l'on peut assimiler à de l'aluminium pur et un grand nombre de précipités de la phase  $T_1$   $Al_2CuLi$  ayant la forme de fines plaquettes (diamètre  $\sim 100-200$ nm, épaisseur  $\sim 10$ nm) reposant sur les quatre plans  $\{111\}$  de la matrice cubique face centrée de l'aluminium. Nous avons vu dans le paragraphe précédent que la phase  $Al_2CuLi$  a un coefficient de rétrodiffusion plus important que la matrice d'aluminium, la phase  $Al_2CuLi$  apparaîtra donc plus claire sur les micrographies en contraste de phase. Considérant la petite taille des précipités  $T_1$ , leur géométrie particulière et leur lieu d'habitat, il apparaît primordial d'étudier l'influence de la profondeur de pénétration des électrons rétrodiffusés sur l'obtention du signal.

Pour estimer la profondeur de pénétration des électrons rétrodiffusés, nous estimons dans un premier lieu le volume d'interaction des électrons primaires dans la matière. Ce n'est pas le volume d'interaction lui-même qui est estimé mais un paramètre en unité de longueur dont la dimension est caractéristique du volume d'interaction et qui se nomme

l' "electron range" en anglais, que l'on peut traduire par portée de l'électron. L' "electron range" permet de donner une approximation de la profondeur de pénétration des électrons primaires et d'effectuer des comparaisons qualitatives entre matériaux et/ou paramètres expérimentaux. A l'intérieur de l' "electron range", la densité de diffusions élastiques évolue rapidement avec la distance d'impact du faisceau.

Kanaya et Okayama (1972) donnent une expression de l' "electron range" :

$$R_{KO} (\mu m) = \frac{0.0276A}{Z^{0.89}\rho} E_0^{1.67}$$

où  $A$  est le poids atomique en  $gmole^{-1}$ ,  $Z$  le numéro atomique,  $\rho$  la masse volumique en  $gcm^{-3}$ ,  $E_0$  l'énergie du faisceau incident en  $keV$  et  $R_{KO}$  est exprimé en  $\mu m$ . L'échantillon est plat, de dimension suffisante pour qu'il n'y ait pas d'électrons quittant la matière ailleurs qu'en surface et cette dernière est perpendiculaire au faisceau incident.

Cas de l'aluminium : (cette expression est valable à partir de 1.1keV pour l'aluminium (Joy et Luo (1989)))

$$A = 27gmole^{-1}, Z = 13, \rho = 2.7gcm^{-3}$$

$$E_0 = 10keV \quad R_{KO} \cong 1.32\mu m$$

$$E_0 = 5keV \quad R_{KO} \cong 0.434\mu m$$

$$E_0 = 4keV \quad R_{KO} \cong 0.279\mu m$$

$$E_0 = 1.5keV \quad R_{KO} \cong 0.0554\mu m$$

Newbury et Myklebust (1978) ont, à partir de simulations Monte Carlo pour  $E_0 = 20keV$ , estimé la profondeur maximale atteinte par chaque électron rétrodiffusé en surface. Ils ont exprimé leurs résultats en pourcentage d'électrons rétrodiffusés en surface en fonction de la profondeur atteinte normalisée par  $R_{KO}$ . Pour l'aluminium, la quasi-totalité des électrons rétrodiffusés provient de 0-0.3 $R_{KO}$ . Si nous considérons cette estimation valable pour des énergies inférieures à  $E_0 = 20keV$ , nous obtenons pour l'aluminium :

$$E_0 = 10keV \quad R_{BSE} \cong 0.396\mu m$$

$$E_0 = 5keV \quad R_{BSE} \cong 0.130\mu m$$

$$E_0 = 4keV \quad R_{BSE} \cong 0.0837\mu m$$

$$E_0 = 1.5keV \quad R_{BSE} \cong 0.0166\mu m$$

Théoriquement, une image en contraste de phase la plus représentative possible de la surface s'obtiendra aux tensions d'accélération du faisceau les plus faibles. Après, tout dépend de la dimension des éléments que l'on souhaite observer. Dans notre cas, où nous voulons observer des précipités  $T_1$  d'environ 100 à 200nm pour quelques dizaines de nm d'épaisseur, nous constatons qu'une tension de 10kV implique des profondeurs de pénétration des électrons rétrodiffusés de l'ordre de 400nm dans l'aluminium, nous risquons donc de mélanger des informations provenant de phases différentes.

Dans la pratique, l'obtention d'une image "nette" et "contrastée" nécessite des compromis qui contraignent l'expérimentateur dans ces choix de réglages.

### 3 Méthodes de calcul

Nous décrivons dans ce paragraphe les méthodes utilisées pour le calcul des angles des traces des précipités  $T_1$  à partir des mesures EBSD, des facteurs de Schmid et des activités des systèmes de glissement.

#### 3.1 Définition des données d'entrée

Les matrices de rotation et les angles que nous utilisons dans cette étude sont décrits sur la FIG.IV.1. Le lecteur peut se reporter à l'annexe B pour les définitions des opérateurs de rotation dans l'espace.

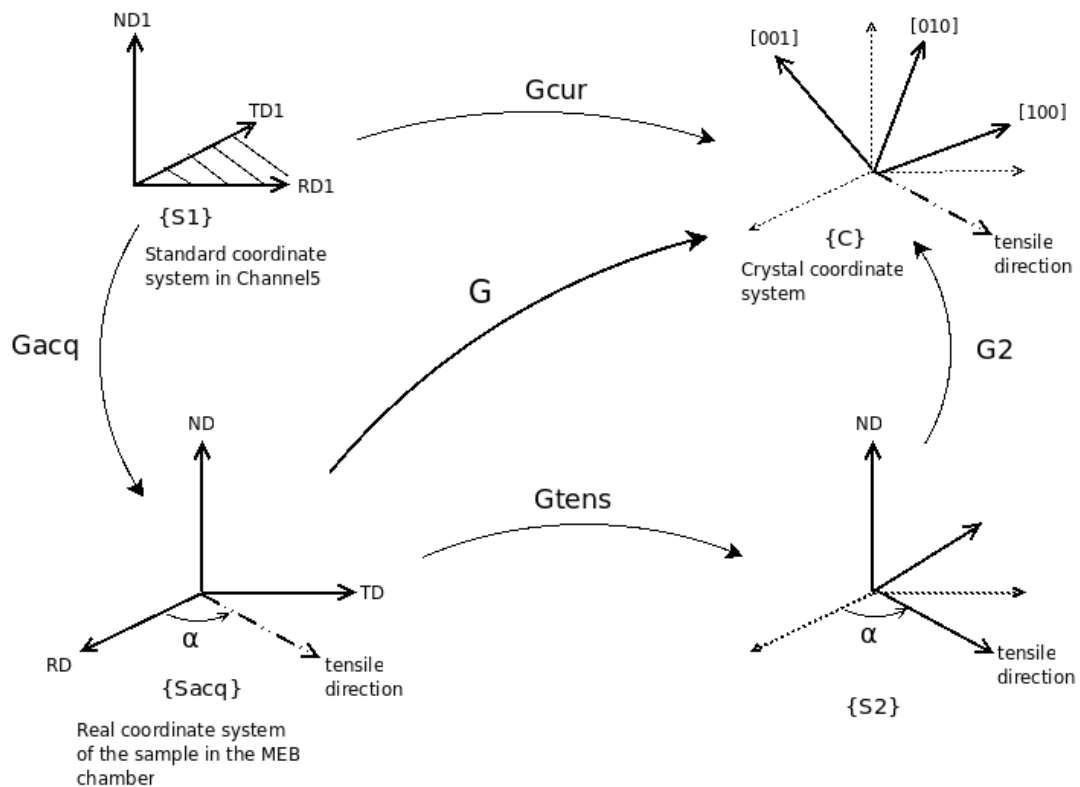


FIG. IV.1: Schéma des notations utilisées dans la suite du paragraphe.

$G_{cur}$  est la matrice de rotation obtenue par la mesure EBSD.

$G_{acq}$  est la rotation entre le repère de référence du logiciel d'acquisition EBSD et le repère réel lié à l'échantillon. Il se calcule à la main (sous forme d'angle d'Euler) si l'on a bien pris soin d'orienter les axes de référence de notre échantillon avec l'horizontale et la verticale dans la chambre du MEB.

$\alpha$  est l'angle de la direction de traction par rapport à la direction de laminage.

$G_{tens}$  est la matrice de rotation obtenue à partir du triplet d'angles d'Euler  $(\alpha, 0, 0)$  (convention de Bunge).

$G$  et  $G_2$  s'obtiennent par le calcul :

$$G = G_{cur}G_{acq}^{-1}$$

$$G_2 = GG_{tens}^{-1}$$

## 3.2 Calcul des angles $\theta$ (trace des plans $\{111\}$ ) et $\eta$ (inclinaison des plans $\{111\}$ )

### 3.2.1 Calcul théorique

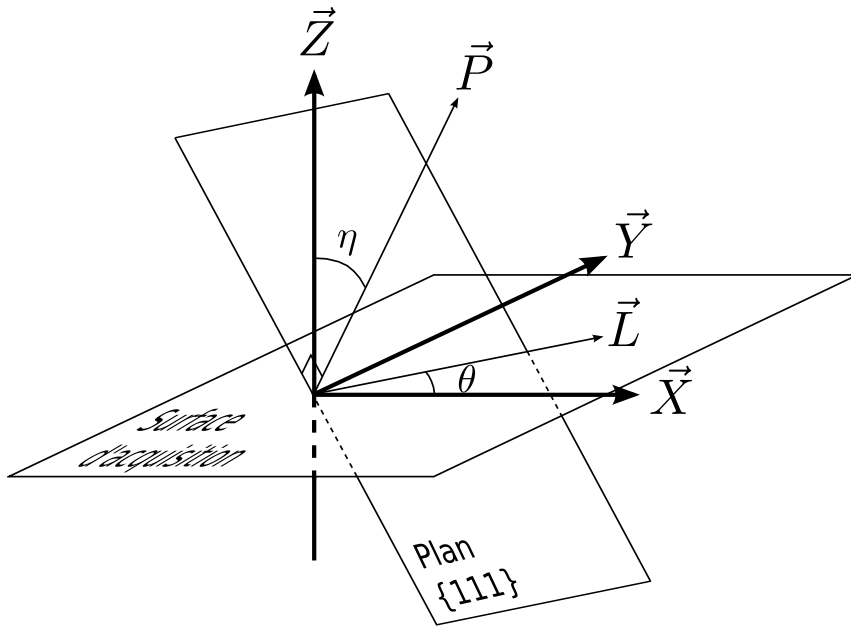


FIG. IV.2: Trace des plans  $\{111\}$  sur la surface d'acquisition.

Sur la FIG.IV.2,  $\theta$  est l'angle entre l'intersection  $\vec{L}$  d'un plan  $\{111\}$  avec la surface d'acquisition et l'horizontale de la micrographie  $\vec{X}$ ;  $\eta$  est l'angle entre le plan  $\{111\}$  et la surface d'acquisition, il est donc aussi l'angle entre la normale au plan  $\{111\}$   $\vec{P}$  et la

normale de la surface d'acquisition  $\vec{Z}$ .

Nous exprimons tous ces vecteurs dans le repère du cristal  $\{C\}$ , sachant que  $\vec{X}$  est contenu dans la première colonne de la matrice de rotation  $G_{cur}$ ,  $\vec{Y}$  dans la deuxième et  $\vec{Z}$  dans la dernière colonne de cette même matrice.

$$\theta = \tan^{-1} \left( \frac{\vec{P} \wedge \vec{Z} \cdot \vec{Y}}{\vec{P} \wedge \vec{Z} \cdot \vec{X}} \right)$$

$$\eta = \cos^{-1} \left( \frac{\vec{P}}{\sqrt{3}} \cdot \vec{Z} \right)$$

### 3.3 Calcul des facteurs de Schmid

Le facteur de Schmid, tel que nous le calculons ici, est la projection de la contrainte uniaxiale sur un système de glissement.

Soient  $\vec{n}_0$  la direction de la contrainte,  $\vec{n}$  la normale au plan de glissement et  $\vec{b}$  la direction du glissement ; ces trois vecteurs étant normés, on calcule le facteur de Schmid comme étant :

$$\text{Facteur de Schmid} = (\vec{n}_0 \cdot \vec{n}) (\vec{n}_0 \cdot \vec{b})$$

$\vec{n}_0$  est contenu dans la première colonne de  $G_2$ .

### 3.4 Calcul de l'activité des systèmes de glissement

Dans l'aluminium à froid, nous considérons que les dislocations se déplacent uniquement sur les systèmes de glissement  $\{111\}\langle 110 \rangle$ , soient 12 systèmes et pour cette étude nous imposons une traction uniaxiale définie par son tenseur des vitesses de déformation  $\dot{\xi}$ .

Nous considérons le comportement rigide-plastique (généralement observé à basse température) qui utilise le critère de Schmid d'activité des systèmes de glissement : un système de glissement ne peut être actif que si la contrainte résolue  $\tau^s$  (ou facteur de Schmid) est égale à la cission résolue critique  $\tau_c^s$ , laquelle est indépendante de la vitesse de déformation :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau_c^s - \tau^s \geq 0 \\ \dot{\gamma}^s \geq 0 \\ (\tau_c^s - \tau^s) \dot{\gamma}^s = 0 \end{array} \right.$$

A ce critère s'ajoute un principe énergétique fournissant une relation supplémentaire nécessaire à la détermination de l'état de contrainte  $\underline{S}$  et du comportement du monocristal. Taylor a montré que parmi toutes les combinaisons de glissement cinématiquement

admissibles, la puissance de déformation interne  $P$  (i.e. la puissance dissipée par la déformation) doit être minimale :

$$P = \sum_s \tau_c^s | \dot{\gamma}^s | \text{ minimale}$$

A tout cela s'ajoute trois types de mode de déformation possibles, le mode "Full Constraints" où tous les coefficients du tenseur des vitesses de déformation sont imposés, et deux modes relâchés : le mode "Lath" où  $\dot{\epsilon}_{13}$  est non imposé et le mode "Pancake" où  $\dot{\epsilon}_{13}$  et  $\dot{\epsilon}_{23}$  sont non imposés. Communément, pour une tôle laminée, le mode "Pancake" est celui qui donne les meilleurs résultats.

Dans le cas d'une traction uniaxiale suivant  $\vec{RD}$  et en considérant le mode relâché pancake, le tenseur des vitesses de déformation s'écrit dans le repère (RD=1,TD=2,ND=3) comme suit :

$$\dot{\tilde{\epsilon}} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon} & 0 & ? \\ 0 & -\dot{\epsilon}/2 & ? \\ ? & ? & -\dot{\epsilon}/2 \end{pmatrix}$$

$E$  est l'amplitude de la déformation.

Dans le cas d'une traction uniaxiale suivant une direction différente de  $\vec{RD}$ , le tenseur des vitesses de déformation subit un changement de base tel que :

$$\dot{\tilde{\epsilon}}'_{ij} = \sum_k \sum_l (G_{tens}^{-1})_{ik} (G_{tens}^{-1})_{jl} \dot{\tilde{\epsilon}}_{ij}$$

Il est possible d'éviter un tel changement de base en travaillant dans le repère  $\{S_2\}$ . Dans ce repère, l'orientation cristallographique est simplement définie par  $G_2$  (au lieu de  $G$  dans  $\{S_{acq}\}$ ).

## 4 Protocole expérimental

### 4.1 Préparation des échantillons

Des échantillons sont prélevés dans les blocs détensionnés 2L4\_R, 2Q4\_R et 2T4\_R en veillant bien à aligner les directions particulières du laminage sur les arêtes de chaque face. Ce sont les mêmes blocs que ceux dans lesquels ont été prélevées les éprouvettes de traction, ils ont respectivement été tractionnés 4% à 0°, 45° et 90°. Les échantillons sont des parallélépipèdes de dimensions 7x12x15 mm<sup>3</sup> (DLxDTxDN). Chaque parallélépipède subit un traitement de revenu T8 proche du pic de durcissement.

Un polissage mécanique est effectué jusqu'au polissage diamant 1μm, suivi d'un polissage électrolytique à 25V et -30°C dans une solution d'acide nitrique et méthanol.

## 4.2 Observation

La microstructure est observée dans un MEB-FEG ZEISS SUPRA 55VP. L'orientation cristallographique est déterminée grâce à un système EBSD de la société Oxford Instrument.

Les angles sur les micrographies sont mesurés grâce au logiciel ImageJ à  $\pm 1^\circ$ .

## 4.3 Fiche de données d'analyse

Le programme *GTES.exe* développé pour cette étude permet, à partir des angles d'Euler mesurés par EBSD, d'obtenir le fichier suivant :

```

Angles d'Euler de l'orientation brute d acquisition
54.7 90.0 45.0
Angle d'Euler de l orientation traitee
54.7 90.0 45.0
Mode pancake
Gamma   taux%   theta'  eta'    Schmid
Traction à 0°
Facteur de Taylor = 3.062
111     1-10    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.272
111     0-11    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.408
111     -101    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.136
11-1    1-10    0.0735  60.00   54.7   35.3   0.272
11-1    011     0.0000  0.00   54.7   35.3   0.136
11-1    101     0.0490  40.00   54.7   35.3   0.408
1-11    110     0.0000  0.00   109.5  90.0   0.000
1-11    011     0.0000  0.00   109.5  90.0   0.272
1-11    -101    0.0000  0.00   109.5  90.0   0.272
-111    110     0.0000  0.00   180.0  90.0   0.000
-111    0-11    0.0000  0.00   180.0  90.0   0.000
-111    101     0.0000  0.00   180.0  90.0   0.000

Traction à 45°
Facteur de Taylor = 3.569
111     1-10    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.096
111     0-11    0.0490  34.31   54.7   35.3   0.060
111     -101    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.036
11-1    1-10    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.096
11-1    011     0.0000  0.00   54.7   35.3   0.036
11-1    101     0.0000  0.00   54.7   35.3   0.060
1-11    110     0.0000  0.00   109.5  90.0   0.000
1-11    011     0.0368  25.75   109.5  90.0   0.337
1-11    -101    0.0000  0.00   109.5  90.0   0.337
-111    110     0.0000  0.00   180.0  90.0   0.000
-111    0-11    0.0570  39.94   180.0  90.0   0.433
-111    101     0.0000  0.00   180.0  90.0   0.433

Traction à 135°
Facteur de Taylor = 2.345
111     1-10    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.096
111     0-11    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.349
111     -101    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.445
11-1    1-10    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.096
11-1    011     0.0367  39.16   54.7   35.3   0.445
11-1    101     0.0123  13.08   54.7   35.3   0.349
1-11    110     0.0000  0.00   109.5  90.0   0.000
1-11    011     0.0000  0.00   109.5  90.0   0.337
1-11    -101    0.0000  0.00   109.5  90.0   0.337
-111    110     0.0000  0.00   180.0  90.0   0.000
-111    0-11    0.0000  0.00   180.0  90.0   0.433
-111    101     0.0448  47.76   180.0  90.0   0.433

Traction à 90°
Facteur de Taylor = 3.674
111     1-10    0.0490  33.34   54.7   35.3   0.272
111     0-11    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.000
111     -101    0.0000  0.00   54.7   35.3   0.272

```

11-1	1-10	0.0000	0.00	54.7	35.3	0.272
11-1	011	0.0490	33.33	54.7	35.3	0.272
11-1	101	0.0000	0.00	54.7	35.3	0.000
1-11	110	0.0000	0.00	109.5	90.0	0.000
1-11	011	0.0490	33.32	109.5	90.0	0.272
1-11	-101	0.0000	0.00	109.5	90.0	0.272
-111	110	0.0000	0.00	180.0	90.0	0.000
-111	0-11	0.0000	0.00	180.0	90.0	0.000
-111	101	0.0000	0.00	180.0	90.0	0.000

Dans cet exemple, nous avons traité l'orientation (54.7, 90, 45) qui correspond à l'orientation Laiton (110)[1-12]. Chaque bloc de données correspond aux résultats pour une traction uniaxiale d'un angle  $\alpha$  par rapport à DL. Les deux premières colonnes contiennent les plans et directions de glissement, la troisième la vitesse de glissement  $\dot{\gamma}$  de chaque système calculée en mode "Pancake", la quatrième le pourcentage du glissement total, la cinquième l'angle  $\theta$  entre la trace du plan  $\{111\}$  considéré et l'horizontale de l'image, la sixième l'angle  $\eta^1$  entre le plan  $\{111\}$  considéré et la surface d'acquisition et enfin la septième colonne la facteur de Schmid.

En considérant que le modèle de Taylor rigide-plastique donne une information crédible sur l'activation des systèmes de glissement durant une traction uniaxiale et connaissant leur orientation sur la micrographie étudiée, nous disposons de tous les outils pour contrôler si une précipitation anisotrope des  $T_1$  a pour origine l'activité des plans  $\{111\}$  durant le détensionnement.

#### 4.4 Micrographies sur le MEB-FEG ZEISS SUPRA 55VP

L'utilisation du MEB-FEG ZEISS permet la prise de clichés de bonne qualité. Nous avons constaté par hasard que le détecteur des électrons secondaires captent, sous conditions particulières, un nombre suffisant d'électrons rétrodiffusés pour former des images en contraste de phase. L'utilisation de ce détecteur nous permet un réglage assez aisé en comparaison de l'utilisation d'un détecteur spécifique à électrons rétrodiffusés. Il est tout à fait normal de collecter des électrons secondaires et des électrons rétrodiffusés sur un même écran, à partir du moment où l'on utilise une tension positive sur le collecteur ; avec une tension négative seuls les électrons rétrodiffusés sont captés.

Nous voyons des précipités avec les réglages suivants :

- détecteur des électrons secondaires
- tension d'accélération = 4kV
- WD  $\simeq$  5mm
- mode "High Current".

---

<sup>1</sup>Il subsiste une indétermination sur le signe de l'angle  $\eta$ , dans cet exemple, les plans (111) et (11-1) ne sont pas confondus, l'un est orienté à 35.5° et l'autre -35.5°.



Dans la suite de ce chapitre, nous traitons plusieurs micrographies obtenues dans des grains différents d'une plaque détensionnée 4% à 0° par rapport à DL.

#### 4.4.1 Analyse d'une première micrographie : vérification des calculs

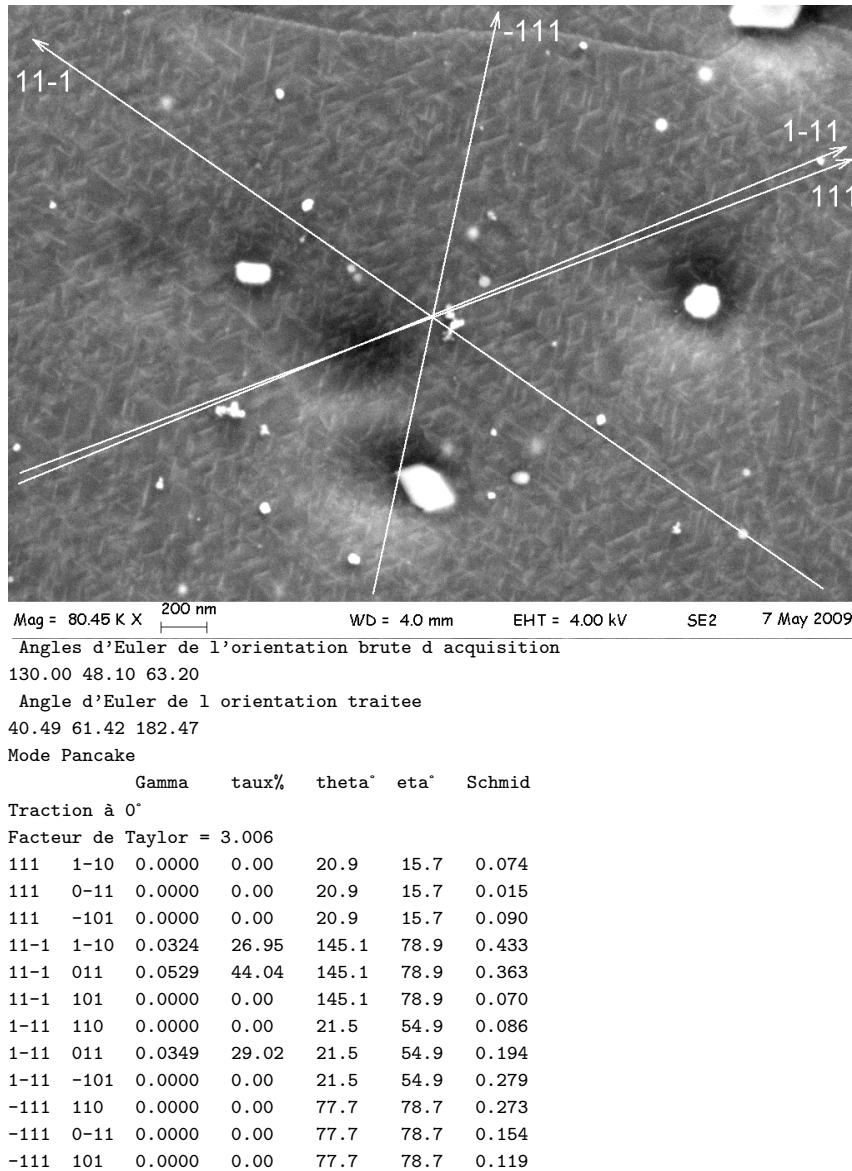


FIG. IV.3: Micrographie 25 de la plaque détensionnée 4% à 0° obtenue en collectant électrons secondaires et rétrodiffusés sur le ZEISS SUPRA 55VP.

Sur la micrographie de la FIG.IV.3, nous observons sur un fond gris la présence de fin batonnets blancs. Les précipités  $T_1$  ont la forme de fines plaquettes et sont plus lourds que la matrice, ils remplissent exactement les conditions pour apparaître comme des batonnets

blancs sur une micrographie d'électrons rétrodiffusés. Ces "batonnets" correspondent aux précipités  $T_1$  de phase  $Al_2CuLi$ .

Sur la micrographie, les précipités  $T_1$  ne sont pas orientés aléatoirement, ils sont orientés suivant trois directions. Les orientations des quatre plans  $\{111\}_{Al}$  sont représentées par les flèches blanches. Les trois orientations des  $T_1$  correspondent aux orientations définies par les plans  $\{111\}_{Al}$ , cela nous permet de conclure deux choses, la première est que les précipités  $T_1$  ont bien pour plan d'habitat les plans  $\{111\}_{Al}$ , la deuxième est que nos calculs d'orientations sont justes.

Le modèle de Taylor pancake prédit le glissement de dislocations sur les plans (11-1) et (1-11), or nous voyons des  $T_1$  sur les quatre plans (en notant que les traces des plans (111) et (1-11) sont confondues). Il nous est impossible de conclure un quelconque lien entre activité des plans de glissement et présence de  $T_1$ .

#### 4.4.2 Analyse d'une deuxième micrographie : vérification des prédictions

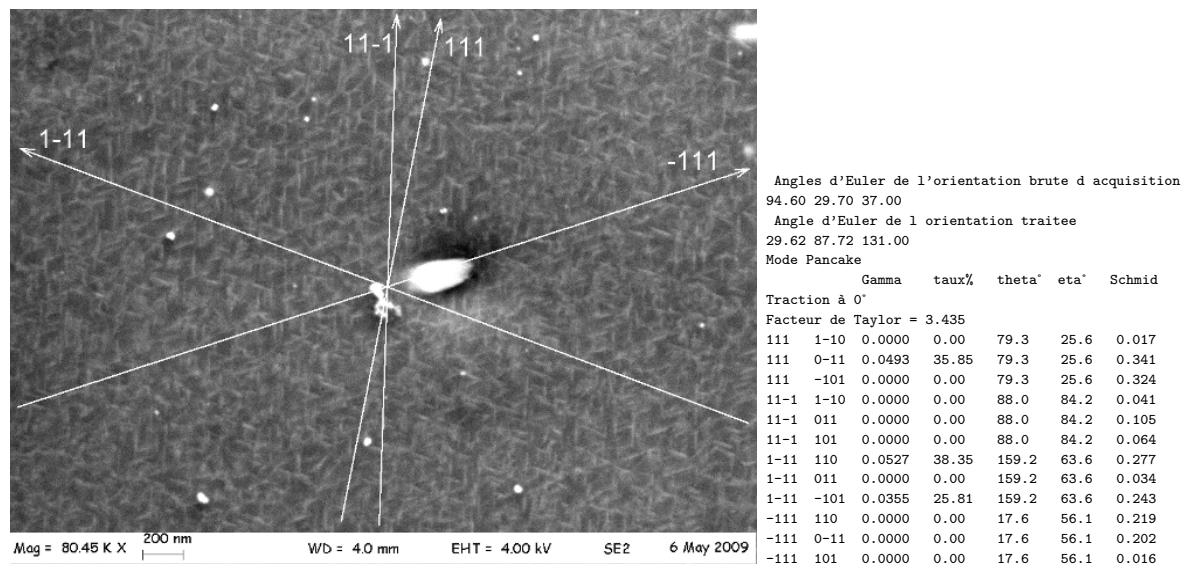


FIG. IV.4: Micrographie 17 de la plaque détensionnée 4% à 0° obtenue en collectant électrons secondaires et rétrodiffusés sur le ZEISS SUPRA 55VP.

Sur la micrographie de la FIG.IV.4, des précipités  $T_1$  sont présents sur les plans (1-11), (11-1) et (-111). Les précipités sont répartis de façon assez homogène sur ces trois plans. Nous ne voyons pas de précipités sur le plan (111) et pourtant, le modèle prédit l'activité des plans (111) et (1-11). Deux solutions s'offrent à nous, soit le modèle ne donne pas de bons résultats quant à l'activité des principaux systèmes de glissement, soit l'hypothèse d'une précipitation anisotrope n'est pas vraie.

#### 4.4.3 Analyse d'une troisième micrographie : rôle de l'inclinaison des $T_1$ par rapport à la surface

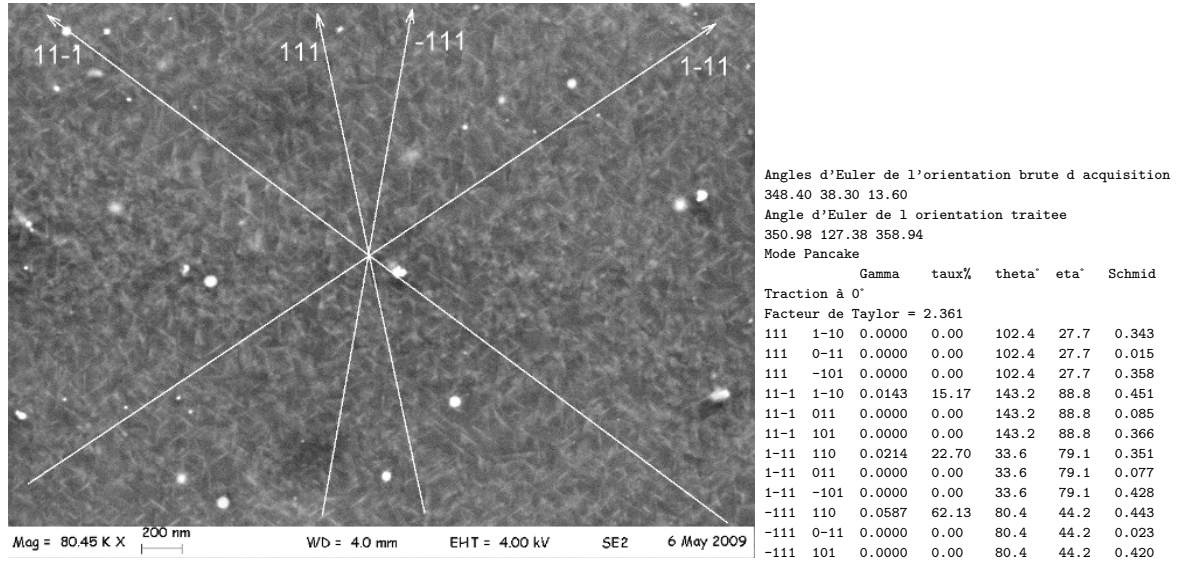


FIG. IV.5: Micrographie 18 de la plaque détensionnée 4% à 0° obtenue en collectant électrons secondaires et rétrodiffusés sur le ZEISS SUPRA 55VP.

La micrographie de la FIG.IV.5 présente au centre une "bande" dans laquelle les traces des précipités forment des amas difformes. Cette zone n'a pas d'intérêt particulier sinon de rappeler la difficulté d'obtenir des micrographies nettes sur lesquelles on voit clairement les précipités. Sur les parties inférieure et supérieure, on distingue des précipités  $T_1$  alignés sur les plans (11-1) et (1-11) mais aucun sur les plans (111) et (-111). Le modèle prévoit pourtant principalement du glissement sur le plan (-111).

Après l'étude de nombreuses micrographies, nous n'avons jamais réussi à corréliser la présence des traces de précipités  $T_1$  avec les simulations d'activités des systèmes de glissement. La seule corrélation que nous avons constatée est liée à l'inclinaison des précipités  $T_1$  avec la surface d'observation. Sur la FIG.IV.6, nous avons tracé l'activité des plans {111} en fonction de l'angle  $\eta$ , c'est à dire leur inclinaison avec la surface d'acquisition. Lorsque des précipités sont visibles sur le plan, ils est noté d'une croix rouge et dans le cas contraire un rond bleu. Il apparait clairement que lorsque l'angle d'inclinaison du précipité est faible (typiquement inférieur à 45°), il ne laisse pas de trace sur une micrographie en contraste de phase dans nos conditions d'observation.

Cette propriété est liée à la forme de fines plaquettes des précipités  $T_1$ . Nous avons schématisé sur la FIG.IV.7 une explication. Lorsque le précipité est perpendiculaire à la surface, il est dans une condition de rétrodiffusion maximale, l'ensemble des électrons rétrodiffusés par la phase  $Al_2CuLi$  se concentre sur une faible surface permettant d'obtenir une trace plus claire que le reste de la matrice. Plus le précipité est incliné, plus les

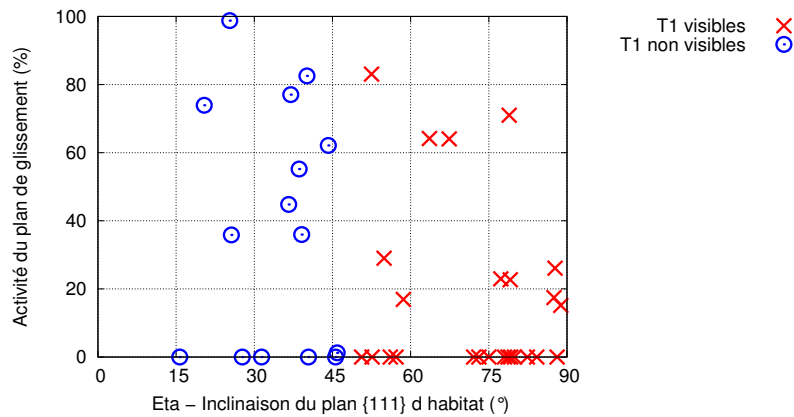


FIG. IV.6: Graphique "activité du plan de glissement d'après Taylor pancake en fonction de son inclinaison par rapport à la surface". Chaque point représente un plan {111}. Ils sont notés d'une croix lorsque l'on y observe des  $T_1$  et d'un rond dans le cas contraire.

électrons rétrodiffusés par la phase  $Al_2CuLi$  se répartissent sur une grande surface, au point qu'à partir d'une certaine inclinaison leur concentration n'est plus suffisante pour différencier la phase  $Al_2CuLi$  de la matrice aluminium, ils deviennent invisibles.

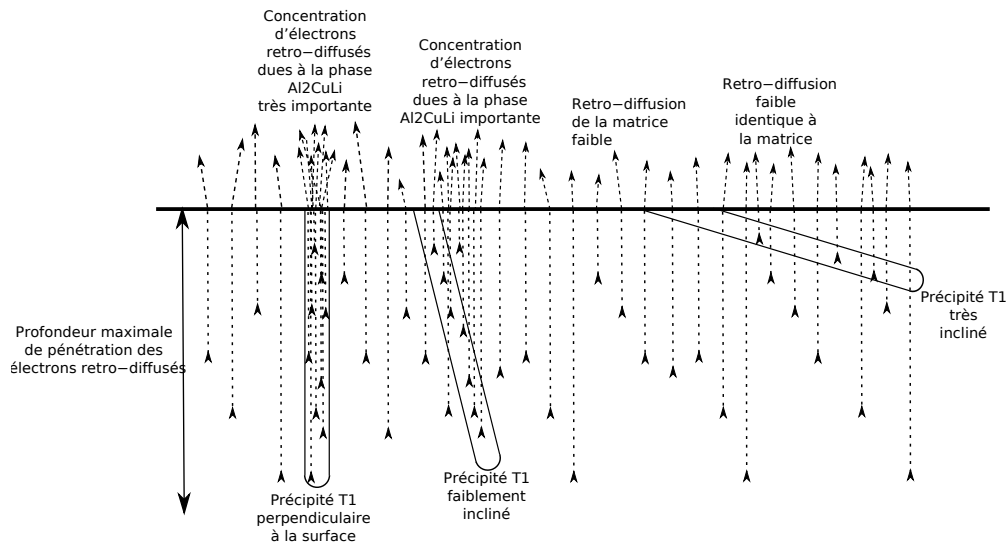


FIG. IV.7: Diagramme schématisant les électrons rétrodiffusés dans de l'aluminium en présence de précipités  $T_1$ . La rétrodiffusion est homogène dans la matrice, la phase  $Al_2CuLi$  rétrodiffuse beaucoup d'électrons sur une faible surface lorsque le précipité est peu incliné. Dans le cas d'un précipité très incliné, la rétrodiffusion est trop diffuse pour la différencier de celle de la matrice.

#### 4.4.4 Vérification expérimentale de l'invisibilité de $T_1$ inclinés

Afin de vérifier expérimentalement si l'invisibilité des précités  $T_1$  est liée à leur inclinaison, nous avons observé la microstructure en tiltant l'échantillon de sorte que les  $T_1$  invisibles à plat soient dans les conditions géométriques optimales de rétrodiffusion. Nous pensons que si des  $T_1$  apparaissent en contraste de phase en tiltant l'échantillon, alors les limitations liées à l'inclinaison des  $T_1$  seront validées.

Nous avons sélectionné un grain dont l'orientation cristallographique donne les angles suivants :

```
Angles d'Euler de l'orientation brute d acquisition
145.00 34.00 63.00
Angle d'Euler de l orientation traitee
21.15 62.74 202.82
Mode Pancake
      Gamma   taux%   theta°   eta°   Schmid
Traction à 90°
Facteur de Taylor = 2.385
111  1-10  0.0000  0.00  3.2    24.1  0.158
111  0-11  0.0258  27.02  3.2    24.1  0.371
111  -101  0.0100  10.45  3.2    24.1  0.214
11-1  1-10  0.0000  0.00  159.6  87.5  0.008
11-1  011  0.0000  0.00  159.6  87.5  0.034
11-1  101  0.0000  0.00  159.6  87.5  0.042
1-11  110  0.0000  0.00  46.7   51.7  0.330
1-11  011  0.0596  62.53  46.7   51.7  0.475
1-11  -101  0.0000  0.00  46.7   51.7  0.145
-111  110  0.0000  0.00  89.4   70.3  0.180
-111  0-11  0.0000  0.00  89.4   70.3  0.137
-111  101  0.0000  0.00  89.4   70.3  0.317
```

Le plan (111) est parallèle à l'horizontale et est incliné de seulement  $24^\circ$ ; nous ne devrions pas voir de précipités sur ce plan lorsque l'échantillon est plat. Les plans (11-1) et (-111) sont inclinés de  $88^\circ$  et  $70^\circ$ , nous devrions voir des précipités. Le plan (1-11) est incliné de  $52^\circ$ , il est dans une position intermédiaire.

En tiltant l'échantillon autour de l'horizontale, l'inclinaison du plan (111) diminue par rapport à la direction du faisceau permettant aux électrons rétrodiffusés par la phase  $Al_2CuLi$  d'être concentrés sur une faible surface et ainsi être visibles en contraste de phase. Nous avons schématisé cette explication sur la FIG.IV.8

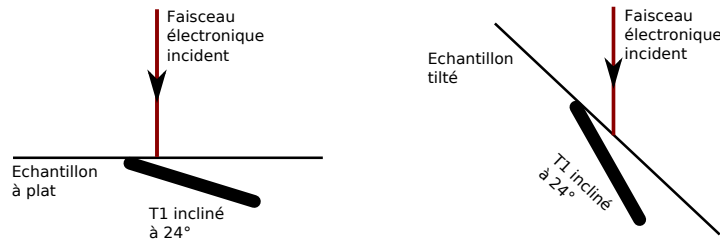


FIG. IV.8: A gauche, l'échantillon est plat, à droite tilté autour de l'horizontale. Le précipité incliné se retrouve dans de bonnes conditions de rétrodiffusion après le tilt.

Deux micrographies en contraste de phase ont été réalisées au même endroit dans le grain et sont visibles sur la FIG.IV.9. Sur la première image, l'échantillon est plat et sur la deuxième, l'échantillon est tilté à  $40^\circ$  autour de l'horizontale. Sur la micrographie à plat, on distingue principalement des précipités sur les plans  $(-111)$ ,  $(11-1)$  et un peu sur  $(1-11)$ . Sur l'image tiltée, nous voyons principalement des  $T_1$  alignés sur les plans  $(-111)$  et  $(111)$ . Après tilt, les traces des  $T_1$  sur les plans  $(11-1)$  et  $(1-11)$  disparaissent alors que de nouveaux sont visibles sur les plans  $(111)$ , les précipités sont marqués sur la FIG.IV.10 pour une meilleure lisibilité. Cette observation est conforme aux prédictions et confirme l'importance de l'inclinaison des  $T_1$  par rapport au faisceau électronique incident pour l'obtention d'une image en contraste de phase.

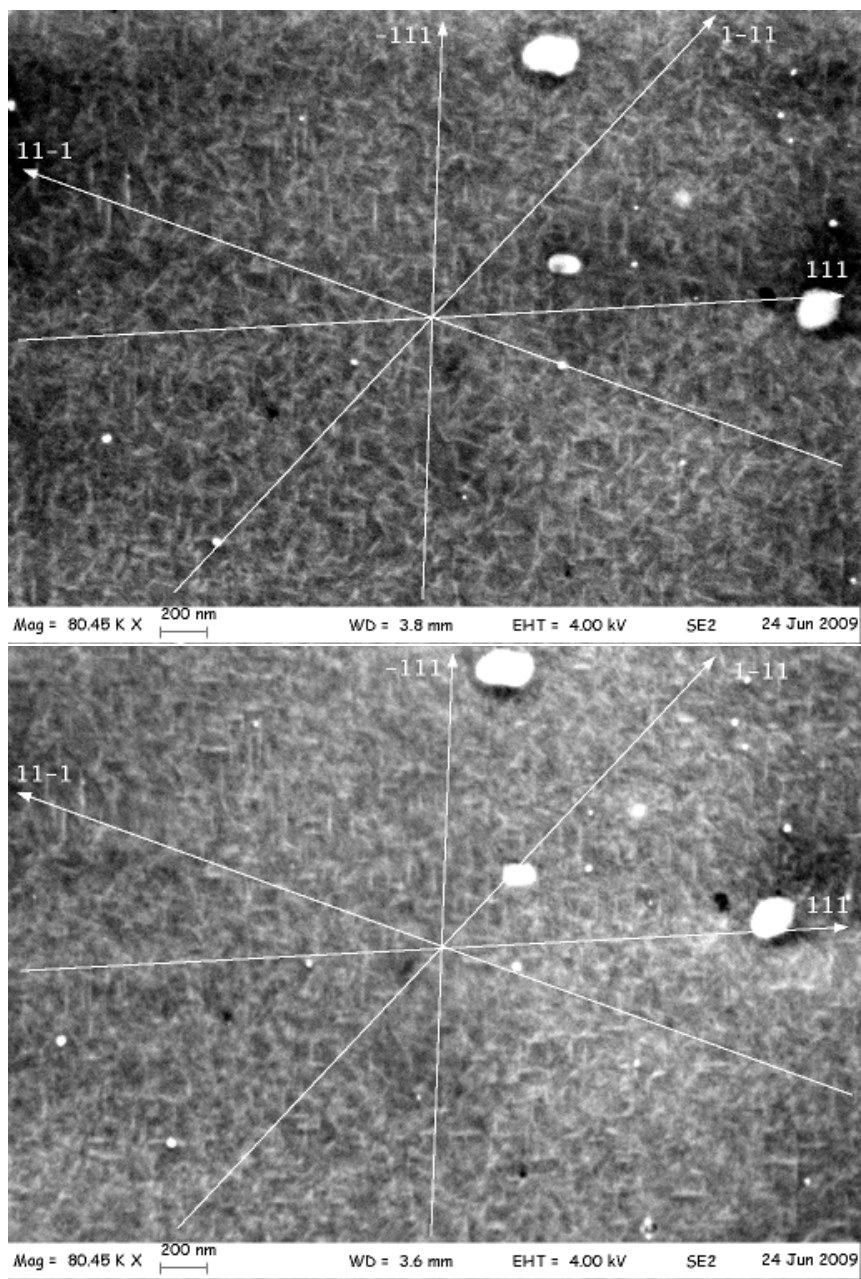


FIG. IV.9: En haut, l'échantillon est plat, en bas tilté à  $40^\circ$  autour de l'horizontale.

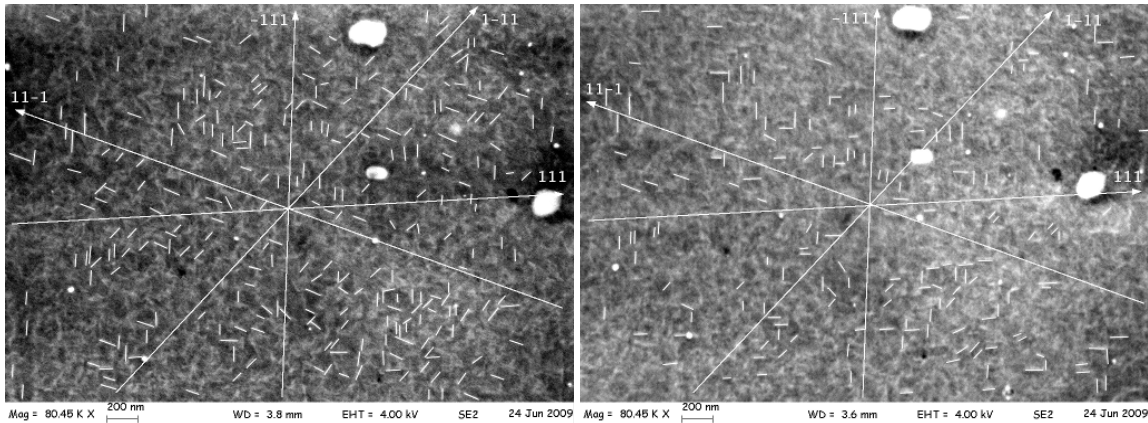


FIG. IV.10: A gauche, l'échantillon est plat, à droite tilté à  $40^\circ$  autour de l'horizontale.

## 5 Discussion

L'observation des précipités  $T_1$   $Al_2CuLi$  en contraste de phase dans un MEB-FEG est difficile, mais la différence de coefficient de rétrodiffusion entre l'aluminium et la phase  $Al_2CuLi$  est suffisante pour les distinguer sous certaines conditions.

Plus la tension d'accélération du faisceau est faible, plus la profondeur de pénétration des électrons rétrodiffusés est petite. Il s'est avéré qu'à une tension de 4kV, un détecteur d'électrons secondaires performant est capable de capter une part suffisante d'électrons rétrodiffusés pour former une micrographie révélant le contraste de phase sur laquelle on distingue les  $T_1$ .

Toutes les observations ont été couplées à une mesure de l'orientation cristallographique du grain par EBSD. Cette mesure permet de calculer l'orientation des plans  $\{111\}$  sur la face observée ainsi que leur inclinaison par rapport à la surface d'acquisition. La quasi totalité des précipités visibles sur les micrographies sont alignés sur des plans  $\{111\}$  de la matrice d'aluminium, ceci prouve, s'il en était besoin, que les précipités  $T_1$  ont pour plan d'habitat principal les plans  $\{111\}$ . Mais le but de cette étude expérimentale n'était pas là, il était de déterminer si l'histoire thermomécanique de la tôle favorisait un ou plusieurs plans  $\{111\}$  par rapport aux autres en terme de densité de précipités  $T_1$ . Sur les micrographies présentées dans ce document, on peut clairement déterminer des plans  $\{111\}$  sur lesquels on voit des  $T_1$  et d'autres non. Les tentatives de corrélation entre activité des systèmes de glissement supposés par le modèle de Taylor Pancake et les observations des  $T_1$  se sont montrées infructueuses. En revanche, nous avons relevé une corrélation entre observations des  $T_1$  et leur inclinaison par rapport à la surface d'observation (ou plus précisément le faisceau incident). En considérant que la quantité d'électrons primaires est la même en tout point de la surface, un précipité peu incliné présente une épaisseur de  $Al_2CuLi$  (plus émettrice d'électrons rétrodiffusés que la matrice) plus importante qu'un précipité incliné. De plus, les rétrodiffusés se concentrent sur une petite surface permettant d'obtenir



une trace en contraste de phase. Le précipité incliné ne renvoie pas assez d'électrons rétrodiffusés pour le différencier de la matrice.

Notons que l'inclinaison des plans  $\{111\}$  sur la face (DN-DL) observée n'a aucun lien avec le facteur de Schmid, un plan faiblement incliné n'aura ni un petit facteur de Schmid ni un grand sous prétexte qu'il est faiblement incliné.

Bilan de ces observations : nous voyons des précipités  $T_1$  sur les plans  $\{111\}$  qui sont dans des conditions géométriques optimales pour leur observation ; nous ne voyons pas de précipités  $T_1$  sur les plans  $\{111\}$  qui sont dans de mauvaises conditions géométriques pour leur observation. Nous ne pouvons pas établir de corrélation entre plans  $\{111\}$  activés durant une déformation plastique préalable au revenu et présence de  $T_1$ .

Ces résultats laissent penser qu'il y a des précipités  $T_1$  sur les quatre plans  $\{111\}$  quelle que soit la direction du détensionnement. La différence qui pourrait exister entre eux serait plutôt une question de densité. Pour pouvoir effectuer des comparaisons de densité, il faut pouvoir obtenir des micrographies où toutes les familles à comparer sont observables sur une même image et non soumises à des considérations expérimentales.

L'utilisation des images en contraste de phase dans un MEB-FEG n'est pas adaptée à l'observation des précipités  $T_1$  existant simultanément sur les quatre plans  $\{111\}$  dans un polycristal d'Al-Cu-Li.

## 6 Conclusion

*La différence de coefficient de rétrodiffusion entre la phase  $Al_2CuLi$  des précipités  $T_1$  et Al est suffisante pour les distinguer dans un MEB-FEG sur une micrographie révélant le contraste de phase. En raison de la forme (fines plaquettes de quelques dizaines de nm d'épaisseur) et du plan d'habitat (les plans  $\{111\}_{Al}$ ) des précipités  $T_1$ , il est apparu que nous ne pouvions pas observer simultanément les  $T_1$  reposant sur les quatre familles de plans  $\{111\}$  de la matrice d'aluminium. Les précipités  $T_1$  qui sont schématiquement "parallèles" à la surface d'observation sont "invisibles" en contraste de phase, contrairement aux précipités schématiquement "perpendiculaires" qui laissent une trace en forme de fine baguette blanche sur la micrographie.*

*Les considérations géométriques rendent difficile, voire impossible, une étude comparative de la densité des  $T_1$  sur tel ou tel plan  $\{111\}$  et telle ou telle orientation cristallographique. Nous n'avons pu établir de corrélation entre les plans activés (ou non) durant une déformation plastique préalable au revenu et la densité des précipités  $T_1$ .*

*A priori, les  $T_1$  se développent sur les quatre plans  $\{111\}$ .*

# V Modélisation de l'anisotropie du comportement mécanique

Nous avons mis en évidence par des essais de traction dans le chapitre III les rôles fondamentaux de la texture cristallographique et de la direction de traction du détensionnement sur l'anisotropie dans le plan de tôles fortes de 2050 Al-Cu-Li. La précipitation durcissante procure un durcissement supplémentaire de la direction tractionnée, mais son influence paraît secondaire dans nos conditions d'analyse.

Nous proposons dans cette étude de modéliser simplement l'anisotropie par le calcul du facteur de Taylor moyen tel qu'il est décrit dans le §2.2.2 (page 20). Dans le continuité de l'étude, nous utilisons le modèle de Taylor pour le calculer. Le facteur de Taylor rend compte de la difficulté d'un polycristal à accommoder la déformation macroscopique imposée. Plus ce dernier est élevé et plus le polycristal est résistant. Sa valeur dépend du modèle de calcul choisi, de la texture cristallographique et de la distribution des contraintes résolues critiques (CRSS) sur les différents systèmes de glissement. Nous utilisons les textures mesurées par EBSD des tôles issues du laminage industriel à chaud (voir FIG.II.16 page 71), les fichiers textures se composent de plusieurs centaines de milliers d'orientations cristallographiques.

Pour simuler l'influence de la direction de détensionnement sur l'anisotropie, nous avons choisi de faire évoluer les CRSS, assimilant ainsi son effet à de l'écroutissage. Au niveau microscopique, l'écroutissage est attribué à la multiplication des dislocations et leurs interactions. Le taux d'écroutissage varie avec la quantité de déformation, il est très important dans les premiers stades de la déformation lorsque la multiplication des dislocations est la plus importante. Il diminue ensuite progressivement par annihilation partielle des dislocations (par restauration dynamique) conduisant à un régime non linéaire. A plus grande déformation (à froid) s'établit un régime stationnaire où le taux d'écroutissage est faible et constant, l'annihilation des dislocations ne parvient pas à complètement équilibrer le taux de création.

Deux types d'écroutissage sont envisagés : l'écroutissage latent et l'auto-écroutissage. Physiquement, l'écroutissage latent correspond à un durcissement des systèmes de glissement non activés durant une déformation plastique préalable ; on parle d'effet forêt, les lignes de dislocations présentes sur les systèmes de glissement initialement activés forment une sorte de forêt qui gêne le glissement des nouvelles dislocations. L'auto-écroutissage consiste

au contraire en un durcissement des systèmes de glissement activés et est dû à l'interaction répulsive de deux dislocations glissant sur un même système. Ces deux types d'écrouissage sont présents simultanément mais il s'agit de déterminer lequel est prédominant et correspond au durcissement que nous avons observé.

Dans un premier temps, nous déterminerons quel modèle (FC, RC lath ou RC pancake) procure les simulations d'anisotropie les plus proches de nos valeurs expérimentales. Nous proposerons ensuite un critère permettant de simuler l'influence du détensionnement sur l'anisotropie et nous le testerons sur différentes textures afin d'observer ses effets.

## 1 Influence du modèle de plasticité cristalline

Nous avons utilisé, pour nos calculs, les textures expérimentales que nous avons mesurées sur les tôles industrielles et qui sont présentées dans le chapitre 2.3 : 7050-110mm, 2050-100mm, 2050-45mm, 2050-20mm et 2198-5mm. Les fractions volumiques des principales composantes de laminage sont données sur la FIG.II.16 et les FDOC FIG.II.19, II.20 et II.21. Notons que nous avons utilisé la librairie d'orientation Orilib Quey (WEB). Nous avons calculé les facteurs de Taylor des textures mesurées par EBSD sur les différentes tôles industrielles en utilisant le modèle de Taylor FC et les modes relâchés lath et pancake. Les résultats sont présentés FIG.V.1. Avec les trois modèles, la direction la moins dure se situe entre 30 et 60° par rapport à DL. La direction la plus dure est à 90° dans le cas des modèles FC et lath alors qu'elle est à 0° dans le cas du modèle pancake. Les mesures expérimentales effectuées sur la tôle de 2050-100mm sans détensionnement montre que la direction la plus dure est DL.

Le modèle relâché pancake est celui qui reproduit le mieux l'anisotropie de notre tôle, nous l'utiliserons donc dans la suite de notre étude.

Nous pouvons observer sur la FIG.V.1.d l'influence de la texture cristallographique sur la variation du facteur de Taylor. Les textures 2050-100mm et 7050-110mm, dont les intensités de texture sont assez proches, présentent des évolutions du facteur de Taylor comparables, avec toutefois des valeurs plus élevées entre 30° et 90° pour la texture 7050-110mm. Cette différence peut s'expliquer par une répartition légèrement différente des principales composantes de texture (voir §.2.3 page 2.3). Les textures 2050-20mm et 2050-45mm sont également assez proches et l'évolution du facteur de Taylor y est comparable. Par rapport aux deux textures précédentes, on note une augmentation de l'anisotropie. L'anisotropie est vraiment très prononcée dans le cas de l'intense texture 2198-5mm, composée à plus de 90% de S et Laiton.

Ces résultats sont représentatifs de l'influence de la texture de laminage sur l'évolution de l'anisotropie, qui augmente au fur et à mesure que l'épaisseur de la tôle diminue et donc que l'intensité de la texture cristallographique augmente.

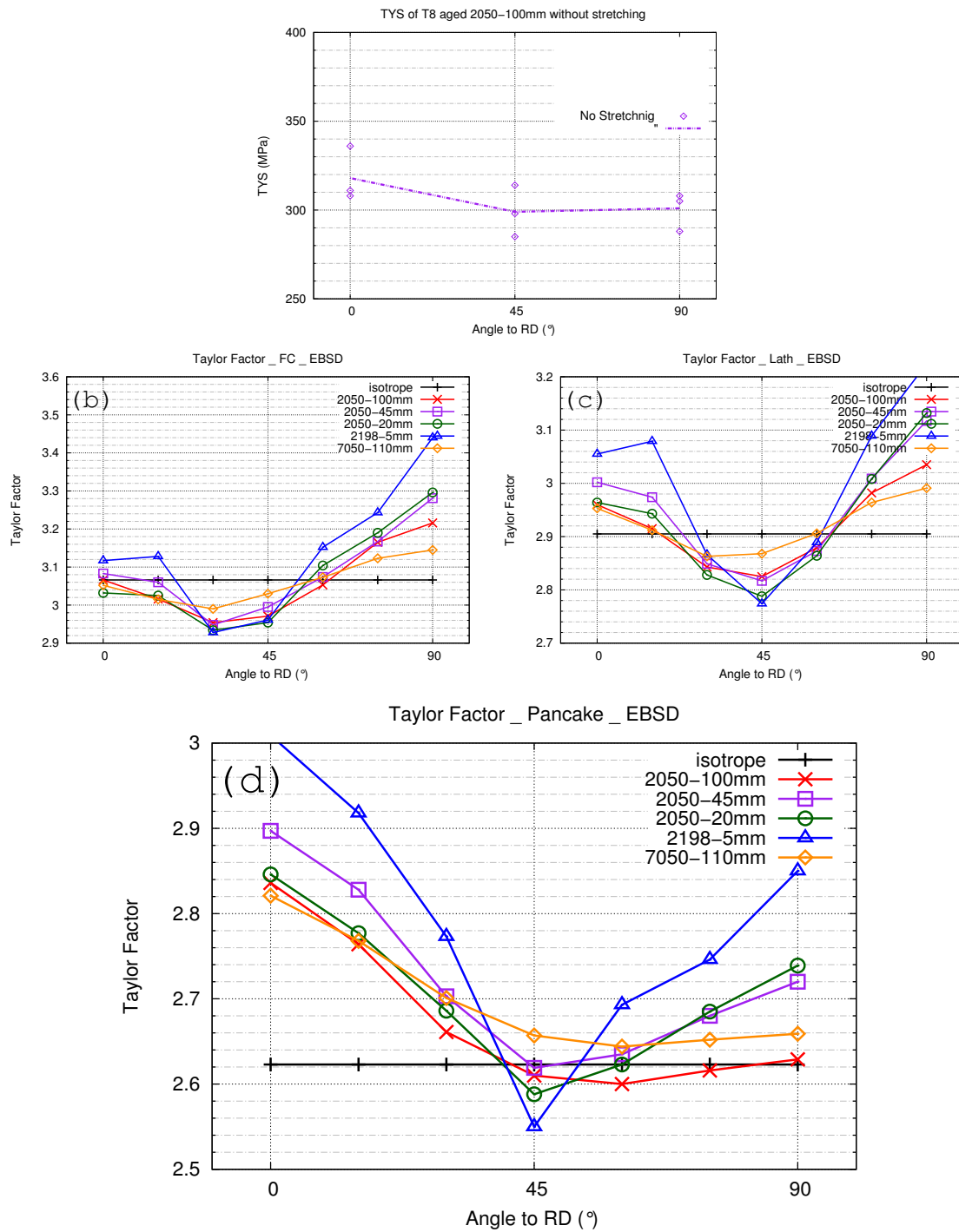


FIG. V.1: (a) Limite d'élasticité du 2050-100mm revenu non détensionné  
 (b) Facteurs de Taylor mesurés en mode FC (c) Facteurs de Taylor mesurés en mode lath  
 (d) Facteurs de Taylor mesurés en mode pancake.

## 2 Comportement des composantes idéales de laminage d'après le modèle de Taylor relâché pancake

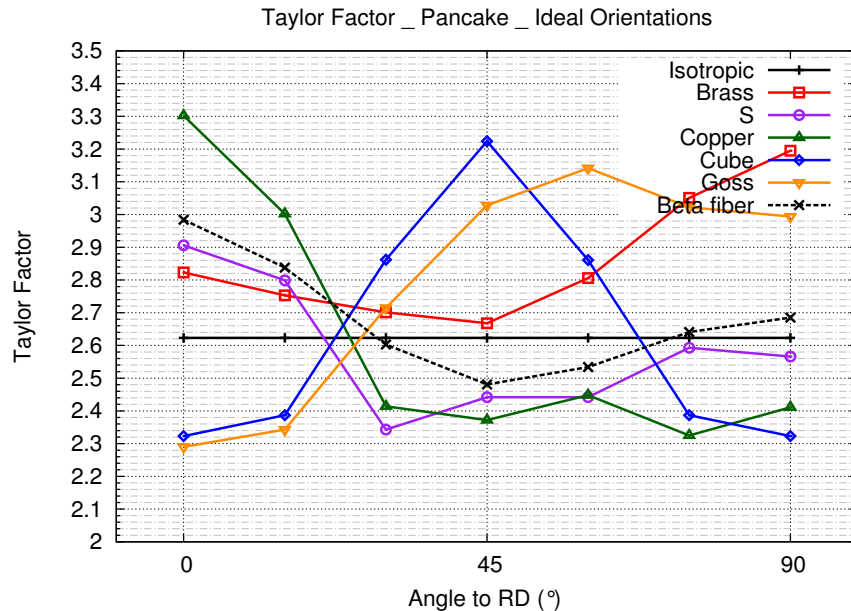


FIG. V.2: Facteurs de Taylor des composantes idéales de laminage d'après le modèle de Taylor Pancake.

Sur la FIG.V.2 sont présentés le comportement des différentes composantes idéales de laminage, ceci afin de voir leurs influences respectives sur l'anisotropie. Chaque composante idéale consiste en plusieurs dizaines de milliers d'orientations discrètes distribuées aléatoirement autour de l'orientation idéale (définie par son indice de Miller) et désorientée de moins de  $15^\circ$ . D'après le modèle Taylor Pancake, la composante Laiton a plutôt tendance à durcir la direction  $90^\circ$  et non la direction DL ( $0^\circ$ ). Les composantes Cuivre et S durcissent la direction DL ( $0^\circ$ ) et très peu les directions  $45^\circ$  et  $90^\circ$ ; elles sont, selon ces calculs, les responsables de l'anisotropie importante des tôles laminées qui présentent un écart significatif entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$ . Les composantes Cube et Goss quand à elles durcissent la direction  $45^\circ$ . Les trois composantes de la fibre- $\beta$  (Laiton, S, Cuivre) additionnées dans des proportions identiques (25% Laiton1 et Laiton2, 50% S1 S2 S3 et S4, 25% Cuivre1 et Cuivre2) engendrent une anisotropie typique du laminage avec une résistance maximale à  $0^\circ$ , minimale à  $45^\circ$  et intermédiaire à  $90^\circ$ .

### 3 Influence du détensionnement : auto-écrouissage ou écrouissage latent ?

L'écrouissage induit par le détensionnement est pris en compte dans notre modélisation par une variation des CRSS. La simulation s'effectue en deux étapes. La première consiste à simuler l'opération de détensionnement et noter l'amplitude du cisaillement  $\gamma$  de chacun des systèmes de glissement activés. La deuxième étape consiste à modifier les CRSS et recalculer les nouveaux facteurs de Taylor. Il se pose alors la question de savoir quels sont les plans durcis par le détensionnement. A priori, la multiplication des dislocations durcit tous les plans de glissement, la vraie question est alors quels sont les plans les plus durcis ? A cette question, nous proposons deux solutions : auto-écrouissage = durcissement des plans activés et écrouissage latent = durcissement des plans non activés. Afin de tester l'auto-écrouissage, nous proposons un critère simple d'évolution des valeurs relatives de CRSS :

$$\tau_c^s = \tau_{c_0}^s + 4 * \gamma^s / \gamma_1$$

Et pour tester l'écrouissage latent, nous proposons un autre critère simple :

$$\tau_c^s = \tau_{c_0}^s - 4 * \gamma^s / \gamma_1$$

$\tau_c^s$  est la CRSS relative du système de glissement  $s$  et  $\tau_{c_0}^s$  sa valeur initiale,  $\gamma^s$  est l'amplitude du cisaillement du système  $s$  et  $\gamma_1$  un cisaillement égal à l'unité. Ces deux critères sont testés sur la texture 2050-100mm (FIG.V.3) pour des détensionnements en traction de 4% à 0°, 45° et 90°. Ils sont comparés avec les résultats expérimentaux et l'on constate que l'auto-écrouissage reproduit assez bien l'impact de la direction de détensionnement sur l'anisotropie du comportement mécanique de la tôle.

Le coefficient 4 du critère d'évolution  $\tau_c^s(\gamma^s)$  que nous utilisons n'a pas été déterminé physiquement et n'est certainement correct que pour la quantité de déformation testée. Nous avons envisagé de définir un critère d'évolution de  $\tau_c^s(\gamma^s)$  applicable sur une plus large gamme de déformation, par exemple une loi de type Voce :  $\tau_c^s(\gamma^s) = \tau_f^s - (\tau_f^s - \tau_0^s) \exp(-\alpha \gamma^s)$ , mais le manque de résultats expérimentaux ne nous permet pas de déterminer les coefficients de manière satisfaisante. Nous nous limiterons à observer les tendances.

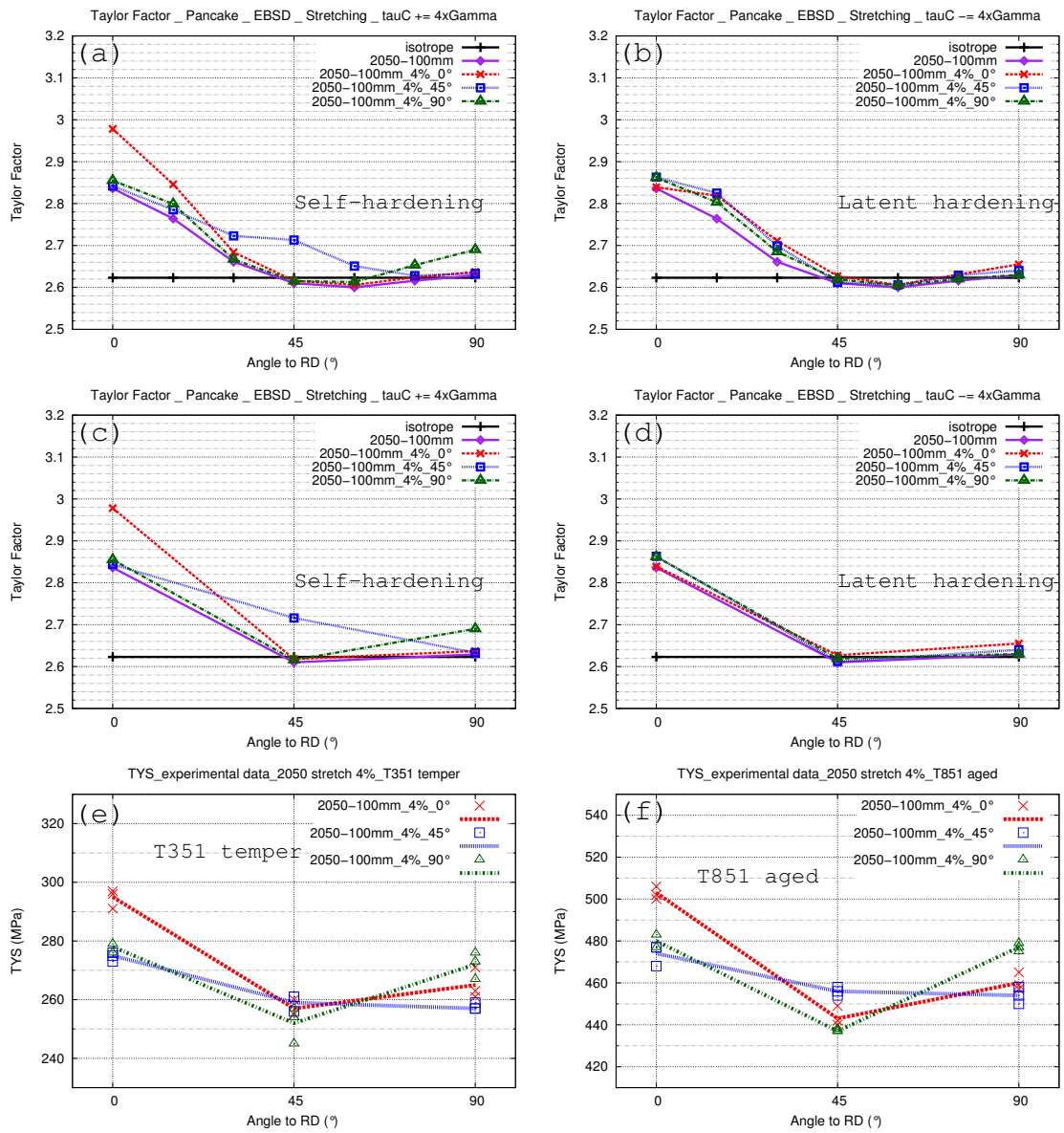


FIG. V.3: Modélisation de l'anisotropie par le calcul du facteur de Taylor après des détensionnements en traction à 0°, 45° et 90° d'après le modèle Taylor Pancake :

- (a) Durcissement des systèmes activés durant le détensionnement
- (b) Durcissement des systèmes non activés durant le détensionnement
- (c) idem a
- (d) idem b
- (e) Résultats expérimentaux 2050 100mm état T351
- (f) Résultats expérimentaux 2050 100mm état T851.

## 4 Influence du mode de déformation

Nous avons jusqu'à maintenant considéré un détensionnement par traction en imposant un tenseur vitesse de déformation de type (en mode pancake) :

$$\dot{\underline{\epsilon}} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon} & 0 & ? \\ 0 & -\dot{\epsilon}/2 & ? \\ ? & ? & -\dot{\epsilon}/2 \end{pmatrix}$$

L'autre procédé de détensionnement envisageable sur des tôles fortes est un laminage. Le tenseur des vitesses de déformation est alors de type (en mode pancake) :

$$\dot{\underline{\epsilon}} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon} & 0 & ? \\ 0 & 0 & ? \\ ? & ? & -\dot{\epsilon} \end{pmatrix}$$

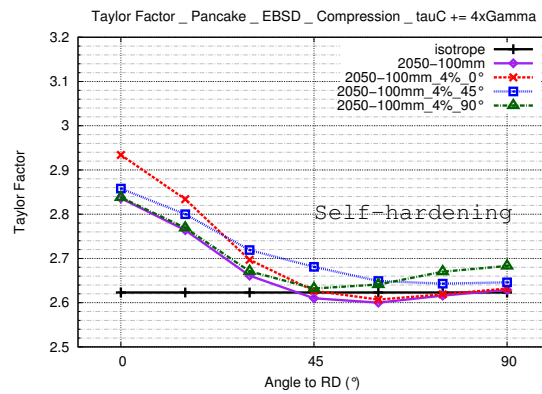


FIG. V.4: Modélisation de l'anisotropie par le calcul du facteur de Taylor après des détensionnements par laminage à 0°, 45° et 90° d'après le modèle Taylor pancake.

Les résultats de trois laminages à 0°, 45° et 90° pour des déformations de 4% sont donnés FIG.V.4. L'évolution de l'anisotropie est la même que pour une traction uniaxiale, la direction la plus durcie est la direction d'élongation.

## 5 Influence de la texture cristallographique couplé à l'auto-écrouissage

L'influence de l'intensité de la texture de laminage sur le modèle d'auto-écrouissage est testée via la simulation de détensionnement par traction sur différentes tôles : 2050-150mm, 2050-100mm, 2050-45mm, 2198-5mm et une texture parfaitement isotrope. Les



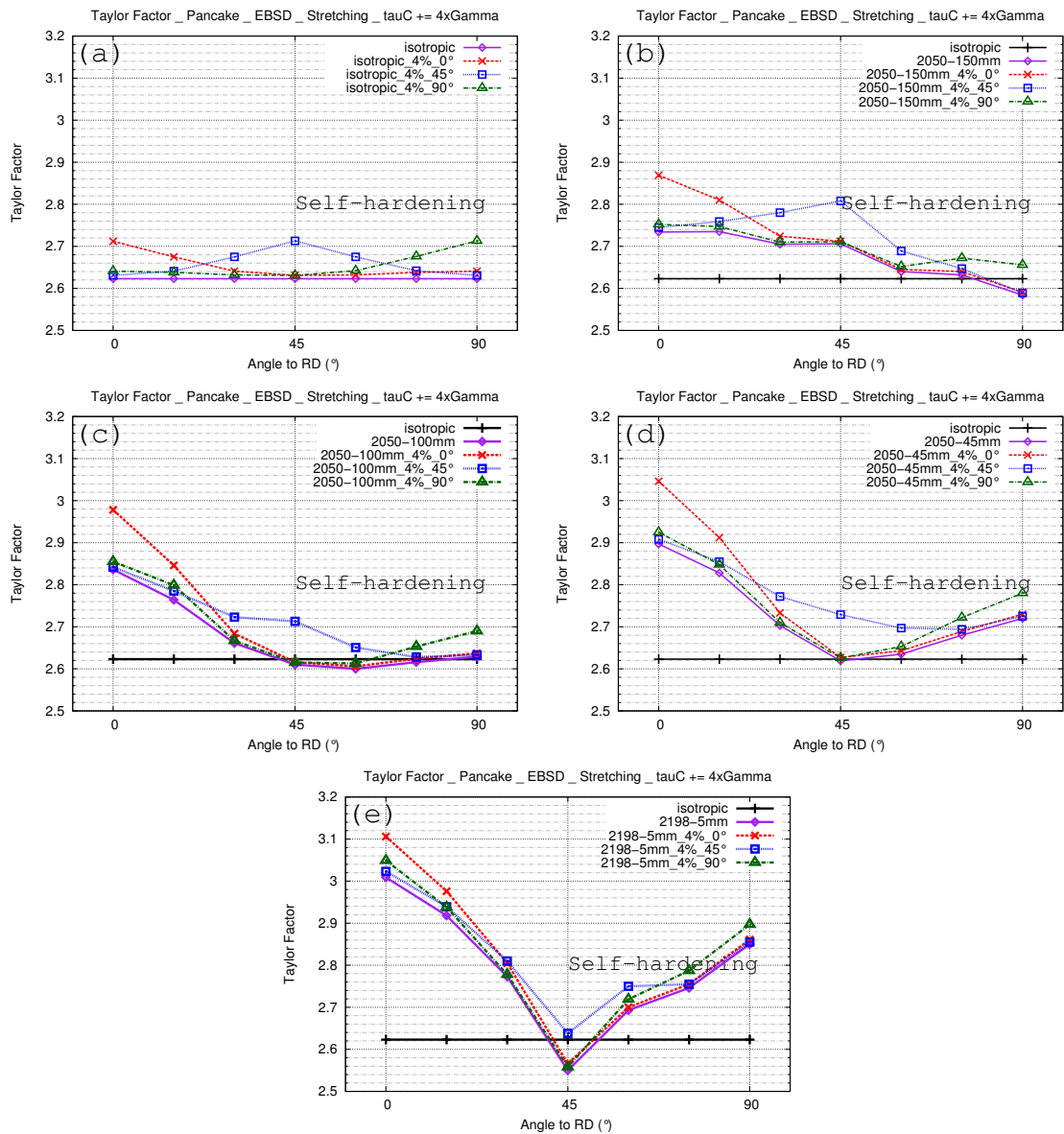


FIG. V.5: Modélisation de l'anisotropie par le calcul du facteur de Taylor après des détensionnements en traction à 0°, 45° et 90° d'après le modèle Taylor pancake :

- (a) Texture parfaitement isotrope (b) Tôle 150mm
- (c) Tôle 100mm (d) Tôle 45mm
- (e) Tôle 5mm.

résultats sont présentés sur la FIG.V.5.

Dans toutes les textures testées, la direction tractionnée durant le détensionnement est la direction la plus durcie. Nous n'observons pas d'évolution particulière en rapport avec

l'intensité de la texture. Dans les quatre textures de tôles laminées, l'augmentation du facteur de Taylor dans la direction détensionnée est similaire : environ 3-5% à 0°/DL, environ 3-4% à 45°/DL et environ 1-3% à 90°/DL. Donc, d'après le modèle, l'opération de détensionnement génère des variations de l'anisotropie assez proche quelle que soit l'intensité de la texture cristallographique.

## 6 Discussion

Le calcul du facteur de Taylor permet une évaluation efficace de l'anisotropie dans le plan. Nous avons testé trois modèles de Taylor différents : "Full Constraint", "relâché lath" et "relâché pancake". Le modèle pancake donne les résultats les plus proches de nos valeurs expérimentales. Ce résultat est en accord avec nos simulations d'évolution de la texture cristallographique effectuées chapitre II, nous avons également obtenu les meilleures simulations avec le modèle de Taylor relâché pancake. De plus, la microstructure de grands grains aplatis s'y prête.

Les orientations idéales de laminage ont été testées séparément. Nous avons construit les fichiers composantes idéales comme une distribution aléatoire d'orientations désorientées de moins de 15° autour de la composante idéale (définie par ses indices de Miller). Le modèle Taylor pancake indique que S et Cuivre sont les moins dures à 45° et présentent un écart substantiel de résistance entre 0° et 45°. La composante Laiton est un peu plus dure à 45° que S et Cuivre et elle présente un écart assez faible entre 0° et 45°. La composante Laiton a plutôt tendance à durcir la direction 90°. Goss et Cube sont très dures à 45°. La composante Laiton n'est a priori pas la composante responsable de la forte anisotropie (entre 0° et 45°) des tôles laminées à chaud d'Al-Li, ce serait la composante S (qui est également présente en grande quantité à mi-épaisseur des tôles laminées à chaud).

L'écroissage introduit durant le détensionnement a été modélisé par une variation des contraintes résolues critiques (CRSS) des systèmes de glissement. Les observations expérimentales nous ont enseigné que la direction préalablement tractionnée est plus durcie que les deux autres directions par l'opération de détensionnement. Nous avons testé deux modèles de variation des CRSS. Le premier consiste en une augmentation des CRSS des systèmes activés durant la traction, ce modèle donne des résultats en accord avec l'expérience et nous l'assimilons à de l'auto-écrouissage. Le second est un durcissement des systèmes non activés, il n'engendre pas une modification d'anisotropie ; nous l'assimilons à de l'écrouissage latent. Avec différentes textures ou avec différents chemins de déformation, l'hypothèse d'auto-écrouissage donne le même résultat : un durcissement de la direction sollicitée durant le détensionnement. Ce durcissement n'est donc pas lié à la présence d'une texture cristallographique intense.

Ce chapitre de simulations n'aboutit pas sur un modèle prédictif des propriétés mé-

caniques d'une tôle forte de 2050. Néanmoins, au moyen d'un modèle bien connu : le modèle de Taylor relâché pancake, et en modifiant les CRSS des systèmes activés durant l'opération de détensionnement, nous aboutissons à une évaluation de l'anisotropie proche de celle observée dans une tôle forte de 2050 avec et sans revenu. Or l'influence de la précipitation n'a pas été traitée directement et donc l'effet d'une probable précipitation anisotrope des  $T_1$  non plus. Cela indique que dans nos conditions expérimentales, l'influence des  $T_1$  sur l'anisotropie est secondaire par rapport à la texture cristallographique et la direction de détensionnement. Néanmoins, si l'hypothèse de départ reste valable (*ie* une précipitation plus importante des  $T_1$  sur les plans de glissement activés pendant l'opération de détensionnement), la précipitation anisotrope aura pour effet une modification anisotrope des CRSS. Là encore, la question reste la même, à savoir quels sont les systèmes de glissement les plus durcis. L'hypothèse la plus logique est un durcissement des plans sur lesquels ils reposent et dans ce cas, l'effet sur l'anisotropie serait le même que celui que nous avons proposé pour simuler l'effet de la direction de détensionnement : en quelque sorte un durcissement similaire à celui de l'auto-écrouissage. Cette idée reste à l'état d'hypothèse car, premièrement nous n'avons pas réussi à mettre en évidence une précipitation anisotrope des  $T_1$  et deuxièmement il faudrait des résultats expérimentaux sur une tôle présentant une texture différente (plus intense).

Notons que le modèle fonctionne avec des valeurs relatives de CRSS, la valeur par défaut est égale à 1.0. Une augmentation généralisée de toutes les CRSS d'une même valeur n'engendrera pas de modification des facteurs de Taylor, c'est pourquoi ce modèle n'est dédié qu'à une évaluation de la modification de l'anisotropie.

Si il se confirmait qu'une modification des CRSS suffise pour simuler l'anisotropie d'une tôle laminée d'Al-Cu-Li, l'idéal serait d'établir un critère de durcissement des CRSS prenant en compte l'intensité du détensionnement. On peut supposer qu'il est similaire à l'écrouissage mesuré sur une courbe contrainte - déformation classique : un taux d'écrouissage élevé en début de déformation puis une diminution progressive. Il n'a pas été réalisé par manque de données expérimentales, nous nous limitons juste à des tendances.

## 7 Conclusion

*Le facteur de Taylor calculé d'après le modèle de Taylor relâché pancake modélise assez bien l'influence de la texture cristallographique sur l'anisotropie du comportement mécanique de tôles fortes laminées à chaud d'Al-Cu-Li. La direction la plus dure est à  $0^\circ$ , la moins dure à  $45^\circ$  et l'écart augmente au fur et à mesure que l'intensité de la texture augmente. Seul le facteur de Taylor à  $90^\circ$  semble sous-estimé par le modèle.*

*On attribue volontiers la forte anisotropie des tôles d'Al-Li à la présence d'une forte texture Laiton (type fibre- $\beta$ ), or si une forte texture de laminage est bien responsable d'une forte anisotropie, il semble que ce sont les composantes S et Cuivre qui sont les causes d'un fort écart entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  et non la composante Laiton.*

*L'influence d'un détensionnement par traction est correctement modélisée par une augmentation des contraintes résolues critiques (CRSS) des systèmes de glissement activés pendant le détensionnement. Ce modèle correspond physiquement à de l'auto-écrouissage : l'interaction répulsive entre dislocations sur un même système de glissement freine leur propagation et/ou leur création.*

*Les simulations n'ont pas pris en compte l'effet d'une précipitation durcissante des  $T_1$ , il est suggéré que leur influence sur l'anisotropie est soit trop faible dans nos conditions expérimentales, soit similaire à celui de l'auto-écrouissage tel que nous l'avons modélisé.*



## **Discussion et conclusion**



## Discussion et conclusion

La problématique de notre étude consistait à comprendre et expliquer l'anisotropie du comportement mécanique plus prononcée dans les nouveaux alliages légers Al-Cu-Li en comparaison d'alliages types Al-Zn-Mg-Cu.

La revue bibliographique sur l'anisotropie des tôles d'Al-Cu-Li, présentée dans le paragraphe 3.1, ne permet pas de comprendre son origine exacte et met en évidence un manque d'études expérimentales rigoureuses. Néanmoins, les auteurs présentés s'accordent pour dire que la texture cristallographique développée à mi-épaisseur de tôles laminées à chaud a une incidence très forte sur l'anisotropie du comportement mécanique. Nous nous joignons à eux dans cette conclusion. Une texture de laminage à chaud dans les matériaux cfc est responsable d'un écart de résistance entre la direction de laminage ( $0^\circ$ ) et  $45^\circ$ .

Nous avons cherché à déterminer si une texture cristallographique particulière se développait dans les Al-Cu-Li pour expliquer leur plus grande anisotropie. Des mesures de textures effectuées sur des échantillons homogénéisés d'un 2050 Al-Cu-Li et d'un 7050 Al-Zn-Mg-Cu déformés à chaud dans des conditions identiques n'ont pas révélé de différences notables dans l'évolution de la texture. La texture développée lors du laminage à chaud est une texture type "cuivre" avec une forte proportion de S et Laiton. La forte composante Laiton ne doit pas être confondue avec celle développée dans les textures types "laiton" où elle est générée par du maclage. Les matériaux cfc de ce type possèdent généralement une faible énergie de défaut d'empilement qui limite la mobilité des dislocations. Les alliages d'aluminium (Al-Cu-Li compris) possèdent une haute énergie de défaut d'empilement rendant leurs dislocations très mobiles.

Nous avons montré par une approche expérimentale et par des simulations que la composante Laiton est favorisée par une augmentation de la température de laminage. Le modèle de glissement mixte développé par Maurice et Driver (1997b) pour modéliser l'évolution des textures cristallographiques donne des résultats proches des textures mesurées sur des tôles industrielles de 2050 en utilisant :

- une loi de comportement viscoplastique intégrant le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation  $m$  (dont la valeur dépend de la température).
- la possibilité de glissement des dislocations sur les systèmes octaédriques  $\{111\}\langle 110\rangle$  et non octaédriques  $\{100\}$ ,  $\{110\}$  et  $\{112\}\langle 110\rangle$ .



Dès lors, des différences de textures cristallographiques entre Al-Cu-Li et Al-Zn-Mg-Cu doivent plutôt être imputées à des différences dans leurs gammes de fabrication industrielles. La température de laminage est typiquement inférieure dans les Al-Zn-Mg-Cu que dans les Al-Cu-Li. La température maximale de laminage est liée aux propriétés intrinsèques des différents alliages (solidus et température de brûlure). Une température de laminage plus élevée des Al-Cu-Li engendre, selon nos résultats expérimentaux et nos simulations, une composante Laiton plus intense.

Le process industriel de fabrication étant très important dans la compréhension de l'évolution de la texture cristallographique, nous avons raisonné de la même manière pour la compréhension de l'anisotropie dans le plan du comportement mécanique.

Les alliages 2050 et 7050 sont produits sous forme de tôles fortes par laminage à chaud après un traitement d'homogénéisation. Ils sont ensuite mis en solution et trempés, puis détensionnés par une traction dans la direction de laminage et enfin reçoivent un traitement thermique de revenu afin de développer la précipitation durcissante. En plus de la texture cristallographique, nous déterminons deux paramètres pouvant influencer sur l'anisotropie :

- l'opération de détensionnement (sa direction et son intensité),
- la précipitation durcissante,

en sachant que la distribution des précipités peut être liée à la prédéformation lors du détensionnement.

Nous avons réalisé une campagne d'essais de traction sur des éprouvettes prélevées à mi-épaisseur d'une tôle de 2050 de 100mm d'épaisseur. Nous avons testé trois directions de détensionnement :  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction de laminage, deux intensités de détensionnement : 2% et 4%, deux états microstructuraux : mûri naturellement T351 et revenu T851 et à chaque fois trois directions de traction :  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . Nous avons comparé les résultats à un 7050 (à la texture proche) détensionné à  $90^\circ$  et au 2050 non détensionné. Chaque condition étant testée trois fois, la campagne d'essais a consisté en 162 essais de traction.

Nous avons mis en évidence que la direction détensionnée par traction est plus durcie que les autres directions. Nous attribuons ce phénomène à de l'auto-écrouissage. Lorsque le détensionnement est effectué à  $0^\circ$ , c'est à dire le cas usuel, l'écart entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  augmente. Un détensionnement à  $45^\circ$  permettrait une réduction de cet écart mais celui-ci est impossible industriellement sur des tôles fortes.

L'importance de la direction du détensionnement a été observé sur les 2050 et 7050 dans l'état T351. Après traitement thermique de précipitation, dans l'état T851, le 2050 présente toujours une anisotropie comparable mais celle du 7050 dans l'état T7451 diminue significativement.

---

La précipitation durcissante d'un Al-Cu-Li se compose de fines plaquettes de phase  $Al_2CuLi$  : les précipités  $T_1$ , qui ont pour plan d'habitat les plans  $\{111\}_{Al}$ . Les  $T_1$  ont besoin de dislocations pour germer, l'opération de détensionnement n'a donc pas pour seul intérêt l'élimination des contraintes résiduelles de trempe, elle est primordiale dans le processus de précipitation. Plus la densité de dislocations est importante, plus la densité des  $T_1$  sera importante. La direction du détensionnement a également un impact sur la précipitation, nous avons constaté un durcissement supplémentaire d'environ 10MPa dû à la précipitation dans la direction tractionnée.

Nous pensons que la précipitation des  $T_1$  est anisotrope, en lien avec la direction de détensionnement, et qu'elle est la cause des 10MPa de durcissement supplémentaire. Nous avons tenté de mettre en évidence expérimentalement l'existence de l'anisotropie de la précipitation par une expérience originale en couplant des observations micrographiques en contraste de phase dans un MEB-FEG, des mesures d'orientation cristalline par EBSD et des simulations de plasticité cristalline. Le résultat escompté n'a pas pu être obtenu car il nous a été impossible d'observer simultanément les  $T_1$  reposant sur les quatre variantes de plans  $\{111\}_{Al}$ .

La précipitation d'un Al-Zn-Mg-Cu se décompose en trois étapes : un mûrissement naturel où des zones GP se forment, un revenu à environ 120°C durant lequel germent les précipités métastables  $\eta'$  et un revenu à environ 160°C où  $\eta'$  se transforme en  $\eta$  : le précipité d'équilibre, incohérent avec la matrice (Dumont *et al.*, 2003). Deschamps *et al.* (1998) ont montré qu'une déformation avant le revenu accélérerait le processus de coalescence des précipités sur les dislocations. A temps de revenu identique, un détensionnement de 6% est néfaste par rapport à un détensionnement de 2% en terme de limite d'élasticité.

A texture cristallographique identique, la différence d'anisotropie entre Al-Cu-Li et Al-Zn-Mg-Cu laminés à chaud est causée par leurs précipitations durcissantes et l'intensité de la traction de détensionnement dans la direction de laminage. Dans le cas d'un Al-Cu-Li, la prédéformation améliore la résistance mécanique après revenu et les précipités formés sont cohérents, cisailables par les dislocations et probablement non répartis aléatoirement. Dans le cas d'un Al-Zn-Mg-Cu, une prédéformation nuit à la résistance mécanique après un sur-revenu et les précipités formés au cours du sur-revenu sont incohérents, non cisailables et répartis de façon homogène dans la matrice. L'influence du détensionnement est schématisée sur la FIG.V.6. Les alliages sont produits dans l'état microstructural procurant le meilleur compromis de leurs propriétés, soit un état sur-revenu pour le 7050 et un état revenu pour le 2050. La précipitation du 7050 sur-revenu est incohérente, les dislocations ne peuvent pas cisailer les précipités, elles les contournent ou de nouvelles dislocations sont créées sur de nouveaux systèmes de glissement. Ainsi, le nombre de systèmes de glissement activés augmente et la déformation à l'intérieur du

grain est homogénéisée ; ce qui atténue l'anisotropie due à la texture cristallographique. Dans le 2050, les précipités sont cisailés et le glissement des dislocations restent limité à quelques systèmes de glissement, l'anisotropie due à la texture cristallographique est maximale. Il se rajoute l'impact du détensionnement par traction réalisé suivant la direction de laminage qui augmente l'écart entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  : dans le 7050 elle est modérée pour ne pas altérer la résistance mécanique alors que dans le 2050 elle est plus importante pour augmenter la résistance mécanique. Et il se rajoute un durcissement supplémentaire de la direction tractionnée causée par une probable précipitation anisotrope des  $T_1$  dans le 2050.

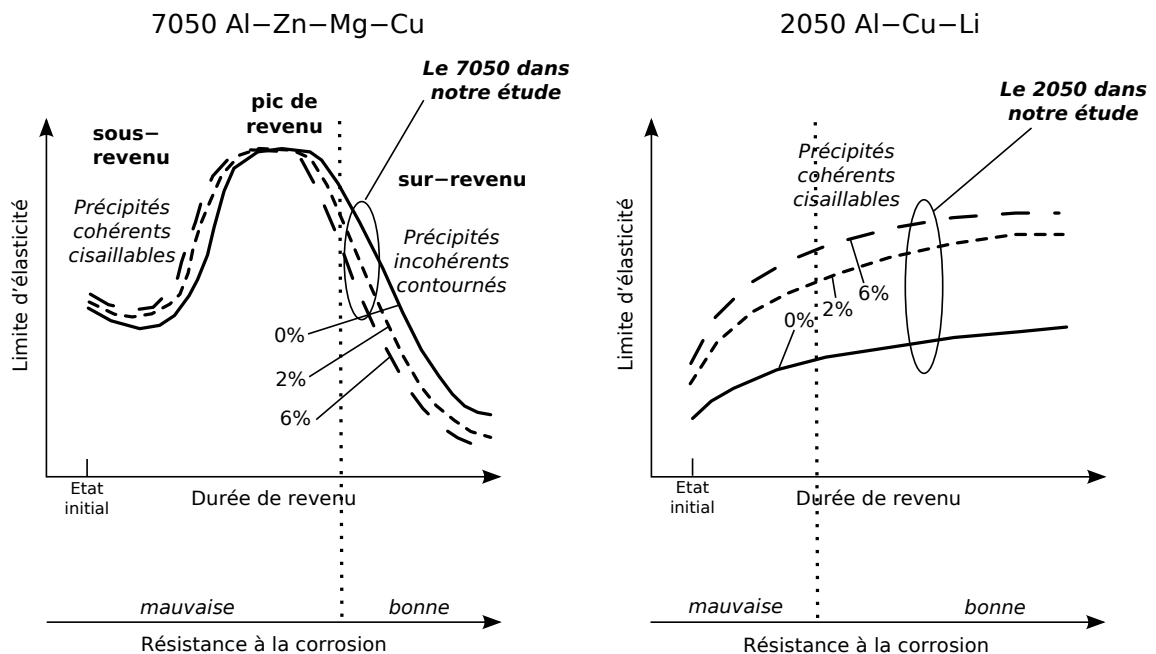


FIG. V.6: Représentation schématique de l'influence du détensionnement sur l'évolution des propriétés d'un alliage Al-Zn-Mg-Cu et d'un Al-Cu-Li durant un traitement de revenu.

En résumé, dans nos conditions opératoires, la direction  $0^\circ$  (DL) du 2050 est durcie intrinsèquement par la texture cristallographique par rapport à  $45^\circ$ , l'écart entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  est amplifié par de l'érouissage généré par une traction de détensionnement effectuée à  $0^\circ$  et la précipitation de  $T_1$  ajoute un durcissement supplémentaire dans la direction tractionnée. Dans le 7050, dont la texture cristallographique pourra être différente d'un 2050 à cause de process de laminage différents, l'écart de résistance entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  due à la texture cristallographique est atténuée par la précipitation de sur-revenu.

*NB : Une détensionnement suivant la direction de laminage ne nuit pas aux propriétés mécaniques du 2050, il a juste pour effet d'augmenter l'écart entre  $0^\circ$  et  $45^\circ$  en améliorant la résistance à  $0^\circ$  sans pour autant modifier la valeur minimale à  $45^\circ$ .*

## **Troisième partie**

### **Annexes**



**A Courbes Contrainte (corrigée  
 $\bar{m} = 0.05$ ) Vs Déformation  
logarithmique**

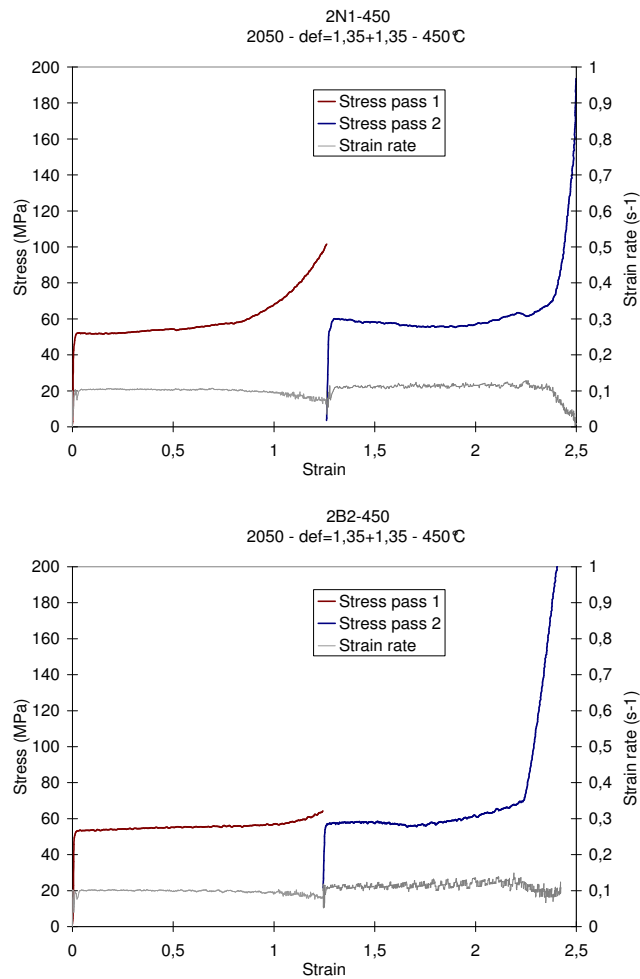


FIG. A.1: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0.05$ ) Vs déformation logarithmique du 2050 brut de coulée homogénéisé déformé dans le "channel die" à  $\dot{\epsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $450^{\circ}C$ . L'essai présente du frottement alliage 2050 - paroi du "channel die" en fin de déformation.

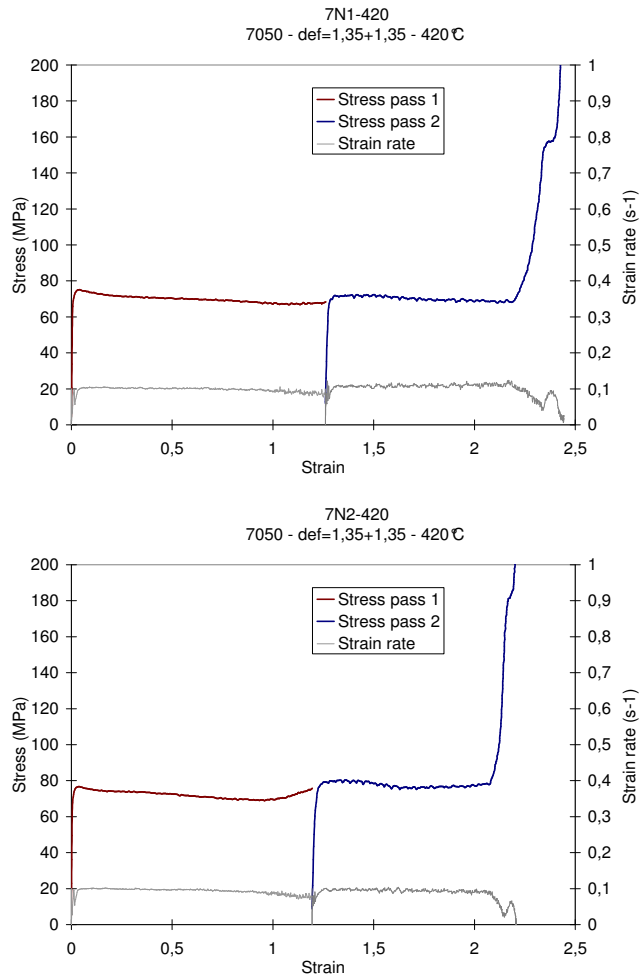


FIG. A.2: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0.05$ ) Vs déformation logarithmique du 7050 brut de coulée homogénéisé déformé dans le "channel die" à  $\dot{\epsilon} = 0.1s^{-1}$  et  $420^{\circ}C$ . L'essai présente du frottement alliage 7050 - paroi du "channel die" en fin de déformation.



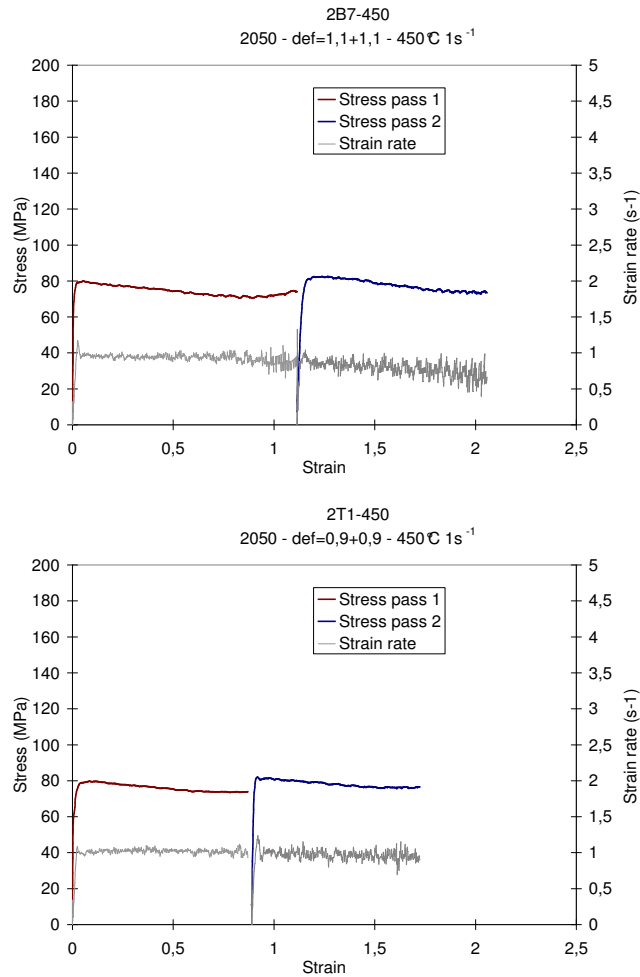


FIG. A.3: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0.05$ ) Vs déformation logarithmique du 2050 brut de coulée homogénéisé déformé dans le "channel die" à  $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$  et  $450^{\circ}C$ . L'échantillon est correctement lubrifié tout au long de l'essai.

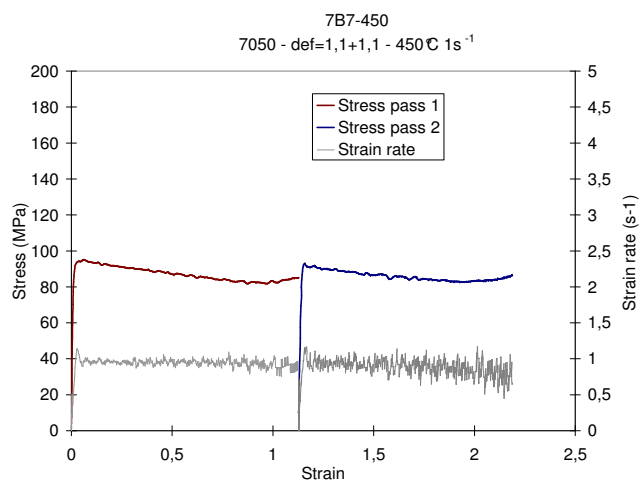


FIG. A.4: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0.05$ ) Vs déformation logarithmique du 7050 brut de coulée homogénéisé déformé dans le "channel die" à  $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$  et  $450^\circ\text{C}$ . L'échantillon est correctement lubrifié tout au long de l'essai.

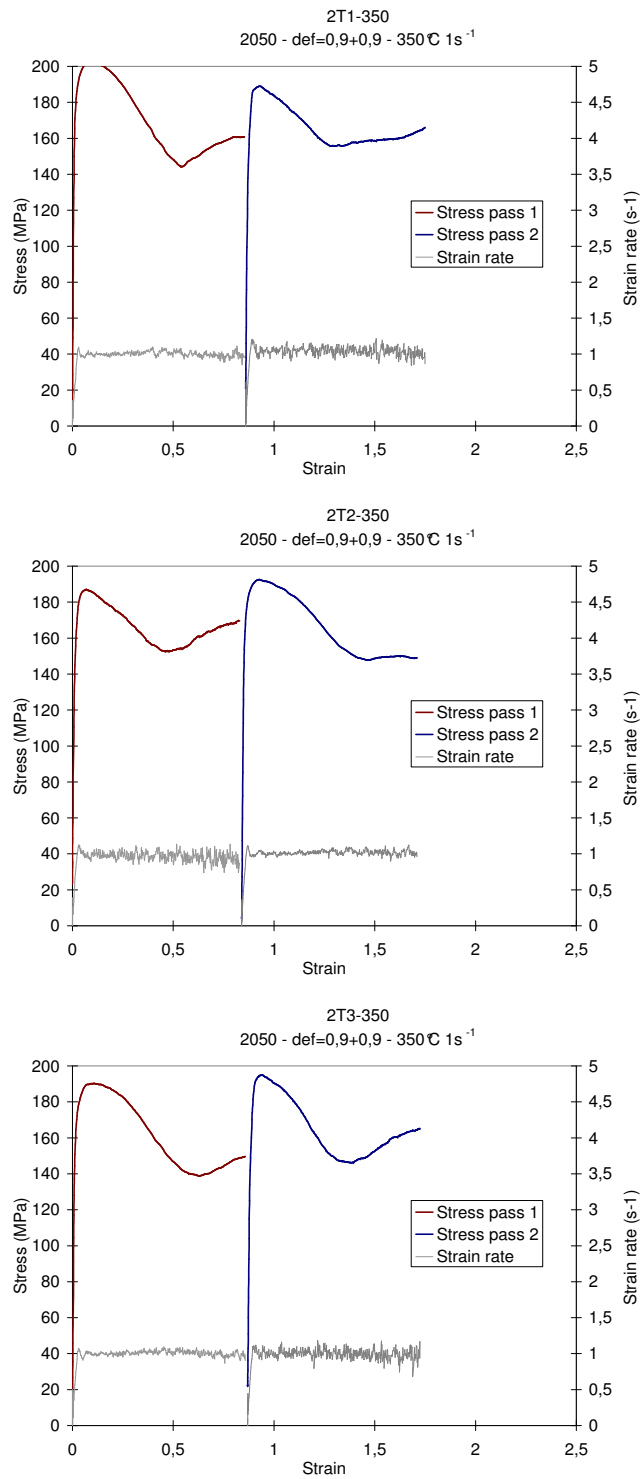


FIG. A.5: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0.05$ ) Vs déformation logarithmique du 2050 brut de coulée homogénéisé déformé dans le "channel die" à  $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$  et 350°C.

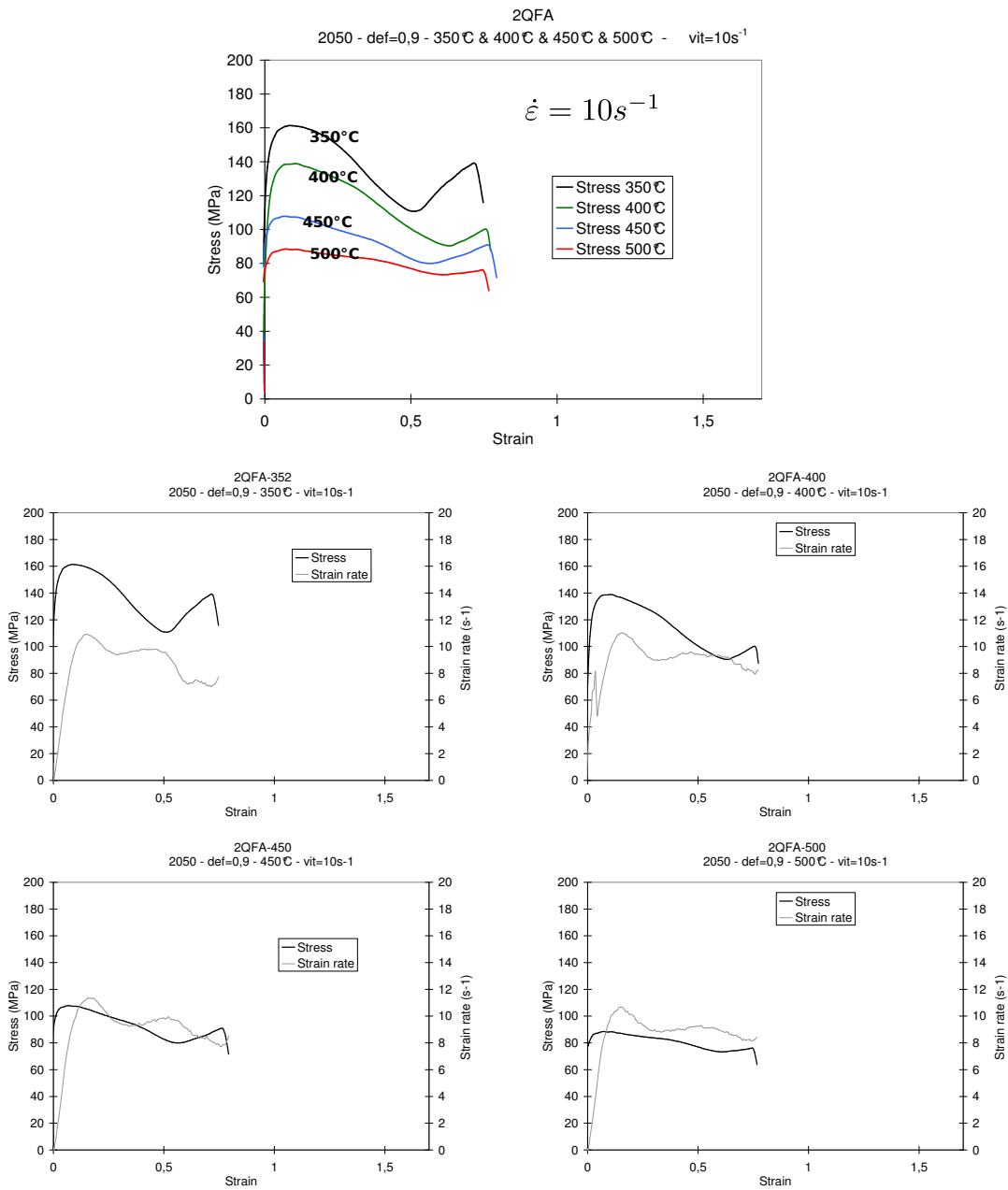


FIG. A.6: Courbes contrainte (corrigée  $\bar{m} = 0.05$ ) Vs déformation logarithmique du 2050 brut de laminage à chaud ( $\epsilon = 2.1$ ) déformé dans le "channel die" à  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$  à 350, 400, 450 et 500°C.



# B Rotations dans l'espace, opérateurs mathématiques

## 1 Rotations dans l'espace

Ce paragraphe est inspiré du cours "Analyse quantitative des microtextures" délivré dans le cadre de l'école doctorale SIS de Saint-Etienne par Claire Maurice. Nous avons retranscrit ici les formules mathématiques qui nous permis de manipuler les orientations en trois dimensions dans tous nos calculs.

### 1.1 Axe et angle de rotation ( $\vec{r}, \theta$ )

Toute rotation dans l'espace se réduit à un axe de rotation de vecteur directeur  $\vec{r}$  et un angle de rotation  $\theta$  autour de cet axe. On notera cette rotation  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$ .

Soit  $\vec{P}_1$  le transformé du vecteur  $\vec{P}_0$  par la rotation  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$  :

$$\vec{P}_1 = \cos\theta\vec{P}_0 + (1 - \cos\theta)(\vec{P}_0 \cdot \vec{r})\vec{r} - \sin\theta(\vec{P}_0 \wedge \vec{r}) \quad (\text{B.1})$$

La démonstration de cette expression découle d'une construction géométrique.

### 1.2 Matrices de rotation

#### 1.2.1 Matrice orthogonale directe de rotation

Soient  $(\vec{s}_1, \vec{s}_2, \vec{s}_3)$  et  $(\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3)$  les vecteurs unitaires de base des repères orthonormés directs  $\{S\}$  (*sample*) et  $\{C\}$  (*crystal*).

Considérons un vecteur  $\vec{u} = x_s\vec{s}_1 + y_s\vec{s}_2 + z_s\vec{s}_3 = x_c\vec{c}_1 + y_c\vec{c}_2 + z_c\vec{c}_3$

La relation entre ces coordonnées s'exprime par la matrice de passage [G] suivante :

$$\begin{pmatrix} x_c \\ y_c \\ z_c \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} x_s \\ y_s \\ z_s \end{pmatrix} \quad (\text{B.2})$$

$\{S\}$  et  $\{C\}$  étant des repères orthonormés directs,  $[G]$  est une matrice orthogonale directe de rotation.

Une matrice orthogonale de rotation a les propriétés suivantes :

- (i)  $[G]^{-1} = [G]^T$
- (ii)  $g_{ij} = \vec{c}_i \cdot \vec{s}_j$
- (iii) Une matrice est orthogonale si et seulement si tous ses vecteurs colonne sont orthogonaux entre eux et de norme unité. Il en est de même pour les vecteurs ligne. Ainsi une matrice orthogonale représente une base orthonormée.
- (iv) Les lignes de  $[G]$  contiennent les coordonnées des vecteurs de base de  $\{C\}$ , exprimées dans le repère  $\{S\}$ .
- (v) Les colonnes de  $[G]$  contiennent les coordonnées des vecteurs de base de  $\{S\}$ , exprimées dans le repère  $\{C\}$ .

*Remarque :* Notons  $T_1$  le trièdre lié au repère  $\{S\}$  et  $T_2$  le trièdre lié au repère  $\{C\}$ , alors la matrice de rotation  $[G]$  précédemment définie traduit le changement de coordonnées ( $T_1 \longrightarrow T_2$ ), avec  $T_2 = \mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]T_1$ .

### 1.2.2 Matrice équivalente de la rotation $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$

Soient  $(\vec{s}_1, \vec{s}_2, \vec{s}_3)$  et  $(\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3)$  les vecteurs unitaires de base des repères orthonormés directs  $\{S\}$  (*sample*) et  $\{C\}$  (*crystal*).

Soit la rotation  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$  qui transforme les vecteurs  $(\vec{s}_1, \vec{s}_2, \vec{s}_3)$  en  $(\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3)$  ou encore le repère  $\{S\}$  en  $\{C\}$ .

Le vecteur directeur de la rotation  $\vec{r}$  exprimé dans le repère orthonormé direct  $\{S\}$  s'écrit :

$$\vec{r} = r_1 \vec{s}_1 + r_2 \vec{s}_2 + r_3 \vec{s}_3$$

On détermine grâce à la relation (B.1) l'expression des axes  $(\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3)$  du repère ortho-normé direct  $\{C\}$ , transformé de  $\{S\}$  par la rotation  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$  :

$$\vec{c}_i = \cos\theta \vec{s}_i + (1 - \cos\theta)(\vec{s}_i \cdot \vec{r})\vec{r} - \sin\theta(\vec{s}_i \wedge \vec{r})$$

L'expression des composantes de la matrice de rotation équivalente à  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$  se déduit de la propriété (ii) des matrices orthogonales :

$$g_{ij} = \vec{c}_i \cdot \vec{s}_j$$

Nous obtenons la matrice  $[G]$  de la rotation  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$  :

$$[G] = \begin{pmatrix} r_1^2(1 - \cos\theta) + \cos\theta & r_1r_2(1 - \cos\theta) + r_3\sin\theta & r_1r_3(1 - \cos\theta) - r_2\sin\theta \\ r_1r_2(1 - \cos\theta) - r_3\sin\theta & r_2^2(1 - \cos\theta) + \cos\theta & r_2r_3(1 - \cos\theta) + r_1\sin\theta \\ r_1r_3(1 - \cos\theta) + r_2\sin\theta & r_2r_3(1 - \cos\theta) - r_1\sin\theta & r_3^2(1 - \cos\theta) + \cos\theta \end{pmatrix} \quad (\text{B.3})$$

Si la matrice de rotation est connue, on obtient les composants de  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{r}]$  par les relations suivantes :

$$\theta = \arccos\left(\frac{g_{11} + g_{22} + g_{33} - 1}{2}\right) \quad (\text{B.4})$$

$$\text{si } \theta \neq \pi \begin{cases} r_1 = (g_{23} - g_{32})/2\sin\theta \\ r_2 = (g_{31} - g_{13})/2\sin\theta \\ r_3 = (g_{12} - g_{21})/2\sin\theta \end{cases} \quad \text{et si } \theta = \pi \begin{cases} r_1 = \pm\sqrt{(g_{11} + 1)/2} \\ r_2 = \pm\sqrt{(g_{22} + 1)/2} \\ r_3 = \pm\sqrt{(g_{33} + 1)/2} \end{cases} \quad (\text{B.5})$$

### 1.3 Angles d'Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ )

Une rotation dans l'espace peut se décomposer en trois rotations successives autour des axes principaux. On utilise cette propriété pour exprimer toute rotation à l'aide de trois angles et pour établir facilement l'expression d'une matrice de rotation. Il existe plusieurs conventions, celle que nous utiliserons est la convention établie par Bunge en 1965. Pour passer du repère  $(\vec{s}_1, \vec{s}_2, \vec{s}_3)$  au repère  $(\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3)$ , on effectue les trois rotations successives suivantes :

- $\varphi_1$  autour de  $\vec{s}_3$ ,  $(\vec{s}_1, \vec{s}_2, \vec{s}_3) \longrightarrow (\vec{s}'_1, \vec{s}'_2, \vec{s}_3)$
- $\phi$  autour de  $\vec{s}'_1$ ,  $(\vec{s}'_1, \vec{s}'_2, \vec{s}_3) \longrightarrow (\vec{s}'_1, \vec{s}''_2, \vec{c}_3)$
- $\varphi_2$  autour de  $\vec{c}_3$ ,  $(\vec{s}'_1, \vec{s}''_2, \vec{c}_3) \longrightarrow (\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3)$

La matrice de rotation de chacune de ces trois rotations successives s'obtient grâce à la relation (B.3). La matrice de rotation totale est la composition de ces trois matrices de rotation :  $[G] = [G_{\varphi_2}][G_{\phi}][G_{\varphi_1}]$  (NB : le produit de matrices n'est pas commutatif) :

$$[G] = \begin{pmatrix} \cos\varphi_1\cos\varphi_2 - \sin\varphi_1\sin\varphi_2\cos\phi & \sin\varphi_1\cos\varphi_2 + \cos\varphi_1\sin\varphi_2\cos\phi & \sin\varphi_2\sin\phi \\ -\cos\varphi_1\sin\varphi_2 - \sin\varphi_1\cos\varphi_2\cos\phi & \cos\varphi_1\cos\varphi_2 - \sin\varphi_1\sin\varphi_2\cos\phi & \cos\varphi_2\sin\phi \\ \sin\varphi_1\sin\phi & -\cos\varphi_1\sin\phi & \cos\phi \end{pmatrix} \quad (\text{B.6})$$

Si la matrice de rotation est connue, on obtient les composants  $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$  par les relations suivantes :

$$\text{si } \phi \neq 0 \begin{cases} \varphi_1 = \arctan \frac{g_{31}}{-g_{32}} \\ \phi = \arccos g_{33} \\ \varphi_2 = \arctan \frac{g_{13}}{g_{23}} \end{cases} \quad \text{et si } \phi = 0 \begin{cases} \varphi_1 = \arctan \frac{g_{12}}{g_{11}} \\ \phi = 0 \\ \varphi_2 = 0 \end{cases} \quad (\text{B.7})$$



Lorsque  $\phi=0$ , les deux rotations ( $\varphi_1$  et  $\varphi_2$ ) s'effectuent autour du même axe, ce qui se réduit à une rotation  $\varphi_1 + \varphi_2$  autour de  $\vec{s}_3$ , c'est ce que l'on appelle la "dégénérescence" de l'espace des angles d'Euler en  $\phi=0$ .

## 1.4 Quaternions, définitions et propriétés

### 1.4.1 Définitions

Les quaternions sont aux rotations dans l'espace à trois dimensions ce que sont les nombres complexes pour les rotations dans le plan.

On appelle quaternion une expression mathématique de la forme :

$$Q = \rho + i\lambda + j\mu + k\nu \quad (\text{B.8})$$

avec  $\rho$  partie réelle,

$i\lambda + j\mu + k\nu$  partie imaginaire,

$\rho, \lambda, \mu, \nu$  des réels

$i, j$  et  $k$  des grandeurs vérifiant les relations suivantes :

$$i^2 = j^2 = k^2 = ijk = -1 \quad (\text{B.9})$$

Un quaternion  $Q$  s'exprime aussi sous forme "vectorielle" :

$$Q = [\rho, \vec{V}] = [\rho, (\lambda, \mu, \nu)] \quad (\text{B.10})$$

Remarque : Scalaires  $\alpha$  et vecteurs  $\vec{p}$  sont des quaternions particuliers du type  $[\alpha, 0]$  et  $[0, \vec{p}]$

### 1.4.2 Propriétés

– Addition : commutative et distributive.

$$\begin{aligned} Q_1 + Q_2 &= (\rho_1 + \rho_2) + i(\lambda_1 + \lambda_2) + j(\mu_1 + \mu_2) + k(\nu_1 + \nu_2) \\ &= [\rho_1 + \rho_2, \vec{V}_1 + \vec{V}_2] \end{aligned} \quad (\text{B.11})$$

– Produit : non commutative, associative et distributive par rapport à l'addition

$$\begin{aligned} Q_1 \times Q_2 = Q_3 &= \rho_3 + i\lambda_3 + j\mu_3 + k\nu_3 \\ &= [\rho_1\rho_2 - \vec{V}_1 \cdot \vec{V}_2, \rho_1\vec{V}_2 + \rho_2\vec{V}_1 + \vec{V}_1 \wedge \vec{V}_2] \end{aligned} \quad (\text{B.12})$$

$$\begin{cases} \rho_3 = \rho_1\rho_2 - (\lambda_1\lambda_2 + \mu_1\mu_2 + \nu_1\nu_2) \\ \lambda_3 = (\rho_1\lambda_2 + \lambda_1\rho_2) + (\mu_1\nu_2 - \nu_1\mu_2) \\ \mu_3 = (\rho_1\mu_2 + \mu_1\rho_2) + (\nu_1\lambda_2 - \lambda_1\nu_2) \\ \nu_3 = (\rho_1\nu_2 + \nu_1\rho_2) + (\lambda_1\mu_2 - \mu_1\lambda_2) \end{cases}$$

– Conjugué :

$$\begin{aligned}\bar{Q} &= \rho - i\lambda - j\mu - k\nu \\ &= [\rho, -\vec{V}]\end{aligned}\tag{B.13}$$

– Module :

$$\begin{aligned}\|Q\| &= \sqrt{Q \times \bar{Q}} = \sqrt{\rho^2 + \lambda^2 + \mu^2 + \nu^2} \\ &= \sqrt{\rho^2 + \|\vec{V}\|^2}\end{aligned}\tag{B.14}$$

– Inverse :

$$Q^{-1} = \frac{\bar{Q}}{\|Q\|^2}\tag{B.15}$$

## 1.5 Correspondance entre quaternions et rotation dans l'espace

### 1.5.1 Le quaternion unitaire

Dans l'espace à trois dimensions, une rotation est définie par :

- un axe  $\Delta$  portant un vecteur unitaire  $\vec{U}$
- un angle  $\theta$ , soit un scalaire (que l'on peut limiter entre 0 et  $\pi$ )

Nous la notons  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{U}]$ .

Nous sommes en présence d'un opérateur qui pourrait ressembler à un quaternion.

Nous avons vu dans le paragraphe 1.2 page 159 que les coordonnées du vecteur transformé par la rotation  $\mathfrak{R}[\theta, \vec{U}]$  pouvait se calculer à l'aide d'une matrice de rotation. Mais le calcul matricielle étant lourd, il convenait de trouver une alternative.

Hamilton a résolu ce problème grâce au quaternion unitaire.

Soit un quaternion unitaire  $Q = (\rho, \vec{V})$  (ie  $\|Q\| = 1$ ) :

◆ de l'égalité  $\|Q\| = \rho^2 + \|\vec{V}\|^2 = 1$ , on déduit qu'il existe :

- un angle  $\omega$  tel que  $\cos\omega = \rho$  et  $\sin\omega = \|\vec{V}\|$
- un vecteur normé  $\vec{U} = \vec{V}/\|\vec{V}\|$

tels que tout quaternion unitaire puisse s'écrire  $Q = (\cos\omega, \sin\omega.\vec{U})$

◆ et pour tout vecteur  $P = (0, \vec{p})$ , le produit  $Q \times P \times \bar{Q}$  est le vecteur transformé de  $\vec{p}$  par la rotation d'angle  $2\omega$  autour de l'axe porté par le vecteur unitaire  $\vec{U}$ . (La rotation s'effectue dans le sens trigonométrique)

On peut donc exprimer une rotation dans l'espace par un quaternion unitaire. Le quaternion  $Q = (\cos\omega, \sin\omega.\vec{U})$  représente la rotation  $\mathfrak{R}[2\omega, \vec{U}]$ .

L'opérateur  $Q\bar{Q}$  traduit :

– une rotation  $\mathfrak{R}[2\omega, \vec{U}]$  appliquée à  $\vec{P}$ , exprimé dans le repère  $T_1$  :

$$\mathfrak{R}[2\omega, \vec{U}]\vec{P}_{T_1} = Q_{T_1}\vec{P}_{T_1}\bar{Q}_{T_1}$$

– un changement de coordonnées ( $T_1 \longrightarrow T_2$  ou  $T_2 \longrightarrow T_1$ ), avec  $T_2 = \mathfrak{R}[2\omega, \vec{U}]T_1$  :

$$\vec{P}_{T_1} = Q_{T_1}\vec{P}_{T_2}\bar{Q}_{T_1} \quad \text{ou} \quad \vec{P}_{T_2} = \bar{Q}_{T_1}\vec{P}_{T_1}Q_{T_1}$$

en exprimant dans les deux cas,  $Q$  dans le repère de départ  $T_1$  :

$$Q_{T_1} = (\cos\omega, \sin\omega.\vec{U}_{T_1})$$

*Remarque : Notons que si l'opérateur  $Q\bar{Q}$  traduit bien la rotation  $\mathfrak{R}[2\omega, \vec{U}]$  comme la matrice de rotation définie dans le paragraphe 1.2 page 159, le changement de coordonnées se trouve inversé.*

### 1.5.2 Quelques propriétés des quaternions unitaires

Inverse :

$$Q^{-1} = \bar{Q} \tag{B.16}$$

Produit de deux conjugués :

$$\bar{Q}_1 \times \bar{Q}_2 = \overline{Q_2 \times Q_1} \tag{B.17}$$

### 1.5.3 Produits de rotations

Abordons maintenant l'intérêt majeur des quaternions, l'application aux produits de rotations.

Considérons un vecteur  $\vec{P}_0$  auquel on fait subir successivement :

- une rotation  $\mathfrak{R}_1[2\omega_1, \vec{U}_1]$ , définie par le quaternion  $Q_1$  ;
- une rotation  $\mathfrak{R}_2[2\omega_2, \vec{U}_2]$ , définie par le quaternion  $Q_2$  ;

(i) Les vecteurs associés aux quaternions  $Q_1^*$  et  $Q_2^*$  sont tous deux exprimés dans le même repère  $\{T_1\}$ . Cette condition étant respectée, le résultat des deux rotations successives

peut donc s'écrire :

$$\begin{aligned}\mathfrak{R}_2(\mathfrak{R}_1(\vec{P}_0)) &= Q_2^* Q_1^* \vec{P}_0 \overline{Q_1^* Q_2^*} \\ &= Q_2^* Q_1^* \vec{P}_0 \overline{Q_2^* Q_1^*}\end{aligned}\quad (\text{B.18})$$

Lorsque deux quaternions représentant les rotations 1 et 2 sont exprimés dans le même repère initial, la composition des deux rotations successives 1 puis 2 s'exprime par le quaternion équivalent

$$Q^* = Q_2^* Q_1^* \quad (\text{B.19})$$

(ii) Considérons maintenant les repères  $\{T_1\}$  et  $\{T_2\}$ , avec  $\{T_2\}$  le transformé de  $\{T_1\}$  par la rotation  $\mathfrak{R}_1$ . Soient  $\vec{P}_0$  un vecteur quelconque,  $\vec{P}_1$  le transformé de  $\vec{P}_0$  par la rotation  $\mathfrak{R}_1$  et  $\vec{P}_2$  le transformé de  $\vec{P}_1$  par la rotation  $\mathfrak{R}_2$ .  $Q_1 = [2\omega_1, \vec{U}_{1T_1}]$  est exprimé dans le repère  $\{T_1\}$  et  $Q_2 = [2\omega_2, \vec{U}_{2T_2}]$  est exprimé dans le repère  $\{T_2\}$ .

Les relations définies dans le paragraphe 1.5 nous permettent d'écrire :

$$\begin{aligned}\vec{P}_{1T_1} &= Q_1 \vec{P}_{0T_1} \overline{Q_1} & \vec{P}_{2T_2} &= Q_2 \vec{P}_{1T_2} \overline{Q_2} \\ \forall i &= \{0, 1, 2\} & \vec{P}_{iT_1} &= Q_1 \vec{P}_{iT_2} \overline{Q_1} \quad \text{ou} \quad \vec{P}_{iT_2} = \overline{Q_1} \vec{P}_{iT_1} Q_1\end{aligned}$$

Ainsi :

$$\vec{P}_{1T_1} = Q_1 \vec{P}_{0T_1} \overline{Q_1} = Q_1 \vec{P}_{1T_2} \overline{Q_1} \Rightarrow \vec{P}_{0T_1} = \vec{P}_{1T_2}$$

Et :

$$\vec{P}_{2T_1} = Q_1 \vec{P}_{1T_1} \overline{Q_1} = Q_1 Q_2 \vec{P}_{1T_2} \overline{Q_2} \overline{Q_1} = Q_1 Q_2 \vec{P}_{0T_1} \overline{Q_2} \overline{Q_1}$$

Au final, on obtient :

$$\begin{aligned}\mathfrak{R}_2(\mathfrak{R}_1(\vec{P}_{0T_1})) &= \vec{P}_{2T_1} \\ &= Q_1 Q_2 \vec{P}_{0T_1} \overline{Q_1 Q_2}\end{aligned}\quad (\text{B.20})$$

Lorsque deux quaternions représentant les rotations  $\mathfrak{R}_1$  et  $\mathfrak{R}_2$  sont exprimés dans leur repère courant  $\{T_1\}$  et  $\{T_2\}$  avec  $\{T_2\} = \mathfrak{R}_1 \{T_1\}$ , la composition des deux rotations successives  $\mathfrak{R}_1$  puis  $\mathfrak{R}_2$  s'exprime par le quaternion équivalent

$$Q = Q_1 Q_2 \quad (\text{B.21})$$

#### 1.5.4 Conversions Quaternions - Matrices de rotation

Nous cherchons à exprimer la matrice de rotation en fonction des coefficients du quaternion équivalent :  $Q = \rho + i\lambda + j\mu + k\nu \Leftrightarrow [G]$ .

Utilisons les propriétés des quaternions et des matrices de rotation tels que nous les avons défini :

- l'opérateur  $Q_{\bar{Q}}$  traduit un changement de coordonnées ( $\{C\} \longrightarrow \{S\}$ ), avec  $\{C\} = \Re[2\omega, \vec{U}] \{S\}$ , soient :

$$\begin{cases} [0, (1, 0, 0)]_{\{S\}} = [\rho, (\lambda, \mu, \nu)] \times [0, (1, 0, 0)]_{\{C\}} \times [\rho, (-\lambda, -\mu, -\nu)] \\ [0, (0, 1, 0)]_{\{S\}} = [\rho, (\lambda, \mu, \nu)] \times [0, (0, 1, 0)]_{\{C\}} \times [\rho, (-\lambda, -\mu, -\nu)] \\ [0, (0, 0, 1)]_{\{S\}} = [\rho, (\lambda, \mu, \nu)] \times [0, (0, 0, 1)]_{\{C\}} \times [\rho, (-\lambda, -\mu, -\nu)] \end{cases}$$

- les lignes de  $[G]$  contiennent les coordonnées des vecteurs de base de  $\{C\}$ , exprimées dans le repère  $\{S\}$

On obtient :

$$[G] = \begin{pmatrix} \rho^2 + \lambda^2 - (\mu^2 + \nu^2) & 2(\lambda\mu + \nu\rho) & 2(\lambda\nu - \mu\rho) \\ 2(\lambda\mu - \nu\rho) & \rho^2 + \mu^2 - (\lambda^2 + \nu^2) & 2(\mu\nu + \lambda\rho) \\ 2(\lambda\nu + \mu\rho) & 2(\mu\nu - \lambda\rho) & \rho^2 + \nu^2 - (\mu^2 + \lambda^2) \end{pmatrix} \quad (\text{B.22})$$

Si la matrice de rotation est connue, on obtient les composants de  $Q$  par les relations suivantes :

$$si \ \rho \neq 0 \begin{cases} \rho = 1/2\sqrt{g_{11} + g_{22} + g_{33} + 1} \\ \lambda = (g_{23} - g_{32})/4\rho \\ \mu = (g_{31} - g_{13})/4\rho \\ \nu = (g_{12} - g_{21})/4\rho \end{cases} \quad et \ si \ \rho = 0 \begin{cases} \lambda = \pm\sqrt{(g_{11} + 1)/2} \\ \mu = \pm\sqrt{(g_{22} + 1)/2} \\ \nu = \pm\sqrt{(g_{33} + 1)/2} \end{cases} \quad (\text{B.23})$$

### 1.5.5 Conversions Quaternions - Angles d'Euler

Nous cherchons à exprimer les angles d'Euler en fonction des coefficients du quaternion équivalent :  $Q = \rho + i\lambda + j\mu + k\nu \iff (\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ .

Afin d'exprimer le quaternion équivalent aux trois rotations définies par Bunge, il suffit d'appliquer la relation B.21 et de calculer :

$$Q = Q_1 \times Q_2 \times Q_3$$

$$avec \ Q_1 = \left[ \cos \frac{\varphi_1}{2}, \sin \frac{\varphi_1}{2} (0, 0, 1) \right]; \ Q_2 = \left[ \cos \frac{\phi}{2}, \sin \frac{\phi}{2} (1, 0, 0) \right]; \ Q_3 = \left[ \cos \frac{\varphi_2}{2}, \sin \frac{\varphi_2}{2} (0, 0, 1) \right]$$

On obtient :

$$\begin{cases} \rho = \cos \frac{\phi}{2} \cos \frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2} \\ \lambda = \sin \frac{\phi}{2} \cos \frac{\varphi_1 - \varphi_2}{2} \\ \mu = \sin \frac{\phi}{2} \sin \frac{\varphi_1 - \varphi_2}{2} \\ \nu = \cos \frac{\phi}{2} \sin \frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2} \end{cases} \quad (\text{B.24})$$

Inversement, on a :

$$\begin{cases} \varphi_1 = \arctan \frac{v}{\rho} - \arctan \frac{-\mu}{\lambda} \\ \phi = 2 \arctan \sqrt{\frac{\lambda^2 + \mu^2}{\rho^2 + v^2}} \\ \varphi_2 = \arctan \frac{v}{\rho} + \arctan \frac{-\mu}{\lambda} \end{cases} \quad (\text{B.25})$$

## 2 Symétries cubiques

Une structure cristallographique cubique possède beaucoup de symétries. Considérant le premier axe du repère orthonormé direct, il existe 6 possibilités de le placer. Il reste 4 possibilités de placer le deuxième axe puis 1 seule possibilité pour le troisième. Dans une symétrie cubique, il existe donc 24 possibilités différentes d'exprimer une même orientation. Ce point est à prendre en compte dans le calcul d'une désorientation, nous définissons dans la suite de ce paragraphe les 24 matrices de rotations et les 24 quaternions unitaires correspondants aux rotations cubiques (transcription de Quey (2009)).

### 2.1 Matrices de rotation de la symétrie cubique

- L'identité :

$$G_1 = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

- Les trois rotations de 90° autour de [100], [010] et [001] successivement :

$$G_2 = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & \bar{1} & 0 \end{pmatrix} \quad G_3 = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \bar{1} & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \end{pmatrix} \quad G_4 = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$$

$$G_5 = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \bar{1} \\ 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad G_6 = \begin{pmatrix} \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \end{pmatrix} \quad G_7 = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$G_8 = \begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad G_9 = \begin{pmatrix} \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & \bar{1} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad G_{10} = \begin{pmatrix} 0 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

- La rotation de  $180^\circ$  autour des axes  $[110]$ ,  $[011]$ ,  $[101]$ ,  $[\bar{1}10]$ ,  $[0\bar{1}1]$  et  $[10\bar{1}]$  successivement :

$$G_{11} = \begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \end{pmatrix} \quad G_{12} = \begin{pmatrix} \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix} \quad G_{13} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 0 & \bar{1} & 0 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$G_{14} = \begin{pmatrix} 0 & \bar{1} & 0 \\ \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \end{pmatrix} \quad G_{15} = \begin{pmatrix} \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \\ 0 & \bar{1} & 0 \end{pmatrix} \quad G_{16} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \bar{1} \\ 0 & \bar{1} & 0 \\ \bar{1} & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

- Les deux rotations de  $120^\circ$  autour des axes  $[111]$ ,  $[\bar{1}11]$ ,  $[1\bar{1}1]$  et  $[11\bar{1}]$  successivement :

$$G_{17} = \begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad G_{18} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$$

$$G_{19} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \bar{1} \\ \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix} \quad G_{20} = \begin{pmatrix} 0 & \bar{1} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ \bar{1} & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$G_{21} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 1 \\ \bar{1} & 0 & 0 \\ 0 & \bar{1} & 0 \end{pmatrix} \quad G_{22} = \begin{pmatrix} 0 & \bar{1} & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \\ 1 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$G_{23} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & \bar{1} \\ 1 & 0 & 0 \\ 0 & \bar{1} & 0 \end{pmatrix} \quad G_{24} = \begin{pmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \bar{1} \\ \bar{1} & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

## 2.2 Quaternions unitaires de la symétrie cubique

- L'identité :

$$Q_1 = (1, 0, 0, 0)$$

- Les trois rotations de  $90^\circ$  autour de  $[100]$ ,  $[010]$  et  $[001]$  successivement :

$$\begin{aligned}
Q_2 &= (1/\sqrt{2}, & 1/\sqrt{2}, & 0, & 0) \\
Q_3 &= (0, & 1, & 0, & 0) \\
Q_4 &= (1/\sqrt{2}, & -1/\sqrt{2}, & 0, & 0) \\
Q_5 &= (1/\sqrt{2}, & 0, & 1/\sqrt{2}, & 0) \\
Q_6 &= (0, & 0, & 1, & 0) \\
Q_7 &= (1/\sqrt{2}, & 0, & -1/\sqrt{2}, & 0) \\
Q_8 &= (1/\sqrt{2}, & 0, & 0, & 1/\sqrt{2}) \\
Q_9 &= (0, & 0, & 0, & 1) \\
Q_{10} &= (1/\sqrt{2}, & 0, & 0, & -1/\sqrt{2})
\end{aligned}$$

• La rotation de  $180^\circ$  autour des axes  $[110]$ ,  $[011]$ ,  $[101]$ ,  $[\bar{1}10]$ ,  $[0\bar{1}1]$  et  $[10\bar{1}]$  successivement :

$$\begin{aligned}
Q_{11} &= (0, & 1/\sqrt{2}, & 1/\sqrt{2}, & 0) \\
Q_{12} &= (0, & 0, & 1/\sqrt{2}, & 1/\sqrt{2}) \\
Q_{13} &= (0, & 1/\sqrt{2}, & 0, & 1/\sqrt{2}) \\
Q_{14} &= (0, & 1/\sqrt{2}, & -1/\sqrt{2}, & 0) \\
Q_{15} &= (0, & 0, & 1/\sqrt{2}, & -1/\sqrt{2}) \\
Q_{16} &= (0, & 1/\sqrt{2}, & 0, & -1/\sqrt{2})
\end{aligned}$$

• Les deux rotations de  $120^\circ$  autour des axes  $[111]$ ,  $[\bar{1}11]$ ,  $[1\bar{1}1]$  et  $[11\bar{1}]$  successivement :

$$\begin{aligned}
Q_{17} &= (1/2, & 1/2, & 1/2, & 1/2) \\
Q_{18} &= (1/2, & -1/2, & -1/2, & -1/2) \\
Q_{19} &= (1/2, & -1/2, & 1/2, & 1/2) \\
Q_{20} &= (1/2, & 1/2, & -1/2, & -1/2) \\
Q_{21} &= (1/2, & 1/2, & -1/2, & 1/2) \\
Q_{22} &= (1/2, & -1/2, & 1/2, & -1/2) \\
Q_{23} &= (1/2, & 1/2, & 1/2, & -1/2) \\
Q_{24} &= (1/2, & -1/2, & -1/2, & 1/2)
\end{aligned}$$





# C Calcul des fractions volumiques des composantes idéales de texture

## 1 Indices de Miller $\{hkl\} \langle uvw \rangle$

Les orientations cristallographiques idéales sont représentées par les indices de Miller  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ , où, dans le cas du laminage,  $\{hkl\}$  est le plan cristallographique coïncidant avec le plan de laminage et  $\langle uvw \rangle$  est la direction cristallographique parallèle à la direction de la laminage DL. La matrice de rotation  $[G]$  correspondant à la rotation transformant le repère  $\{DL, DT, DN\}$  en l'orientation idéale  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ , s'obtient facilement en considérant que  $\{hkl\}$  sont les coordonnées de DN dans le repère lié au cristal considéré et  $\langle uvw \rangle$  les coordonnées de DL. On obtient :

$$[G] = \begin{pmatrix} u/n & (kw - lv)/mn & h/m \\ v/n & (lu - hw)/mn & k/m \\ w/n & (hv - ku)/mn & l/m \end{pmatrix} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} m = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \\ n = \sqrt{u^2 + v^2 + w^2} \end{cases} \quad (\text{C.1})$$

A partir des relations (B.23), on calcul facilement le quaternion équivalent.

## 2 Calcul d'une désorientation

### 2.1 Matrice de rotation

Soient 2 orientations A et B, respectivement représentées par 2 matrices de rotations  $G_A$  et  $G_B$  calculées à partir d'un même repère de départ. On calcule la matrice de désorientation  $G$  dont on tire l'angle de désorientation  $\theta$  par :

$$G = G_B^{-1} \cdot G_A \quad (\text{C.2})$$

$$\theta = \arccos \left( \frac{g_{11} + g_{22} + g_{33} - 1}{2} \right)$$

## 2.2 Quaternion unitaire

Soient 2 orientations A et B, respectivement représentées par 2 quaternions unitaires  $Q_A$  et  $Q_B$  calculés à partir d'un même repère de départ. On calcule le quaternion de la désorientation  $Q$  dont on tire l'angle de désorientation  $\theta$  par :

$$Q = Q_A^{-1} \cdot Q_B \tag{C.3}$$

$$\theta = \arccos(2\rho^2 - 1)$$

## 3 Application aux cas des fichiers EBSD

Nous disposons de tous les outils nous permettant de calculer les fractions volumiques des composantes idéales de texture à partir des fichiers sources issus de l'analyse EBSD. Les résultats dans ces fichiers sont donnés sous forme d'angles d'Euler et sont calculés à partir d'une orientation dite par défaut (notée  $[S_0]$  sur la FIG.C.1). Le cheminement de l'algorithme est le suivant :

- définition d'une désorientation maximale d'appartenance à une composante de texture : en général  $15^\circ$ , *desomax*
- définition des angles d'acquisition sous forme d'angles d'Euler et conversion en quaternion :  $Q_{acq}$
- définition des composantes idéales de texture à tester sous forme d'indices de Miller et conversion en quaternions :  $Q_{ideal}[n]$
- lecture des angles d'Euler du fichier source EBSD et conversion en quaternions :  $Q_{cur}$
- réorientation des résultats dans la configuration de l'échantillon tel qu'il a été placé dans la chambre du MEB ( $[S]$ ) :  $Q_{res} = Q_{acq}^{-1} Q_{cur}$
- calcul de la désorientation entre chaque orientation et chacune des orientations idéales, en tenant compte des symétries cristallines :  $Q_{deso}$
- affectation de l'orientation à la composante idéale la plus proche si la désorientation est inférieure à *desomax*.

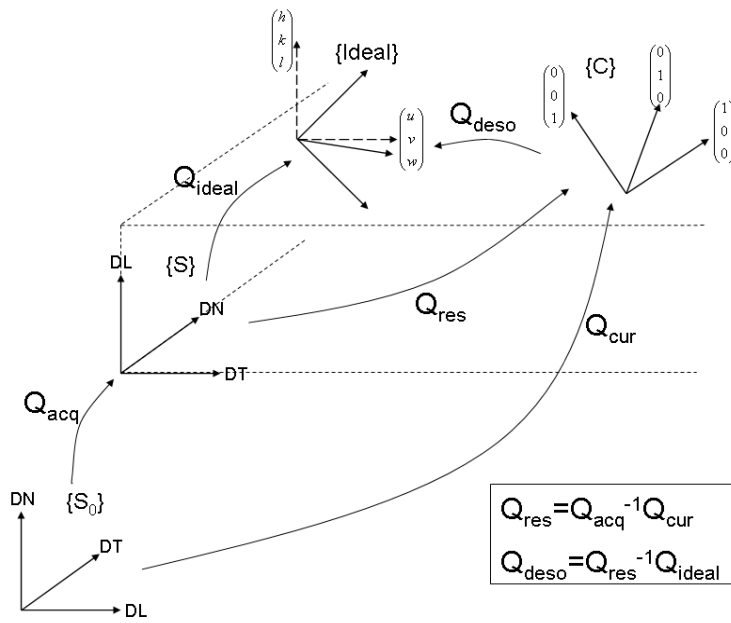


FIG. C.1: Diagramme expliquant le calcul d'une désorientation entre une orientation mesurée par EBSD et une orientation idéale



## **D Résultats des simulations de textures de laminage à chaud du modèle de Taylor en mode relaché "lath"**

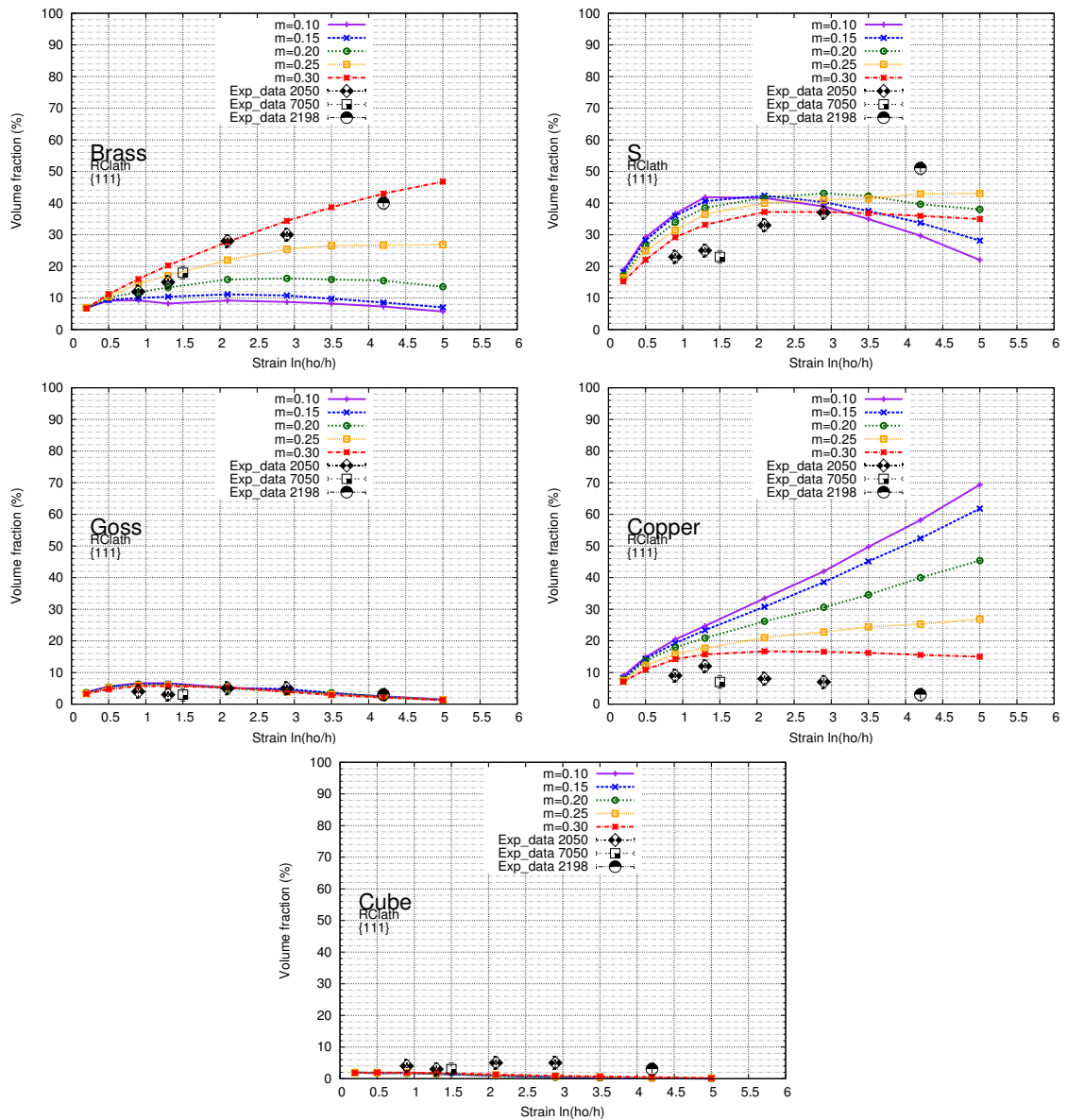


FIG. D.1: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor relâché "lath" avec glissement uniquement sur les plans octaédriques {111} pour différentes valeurs de

- m :
- (a) Laiton (b) S
  - (c) Goss (d) Cuivre
  - (e) Cube.

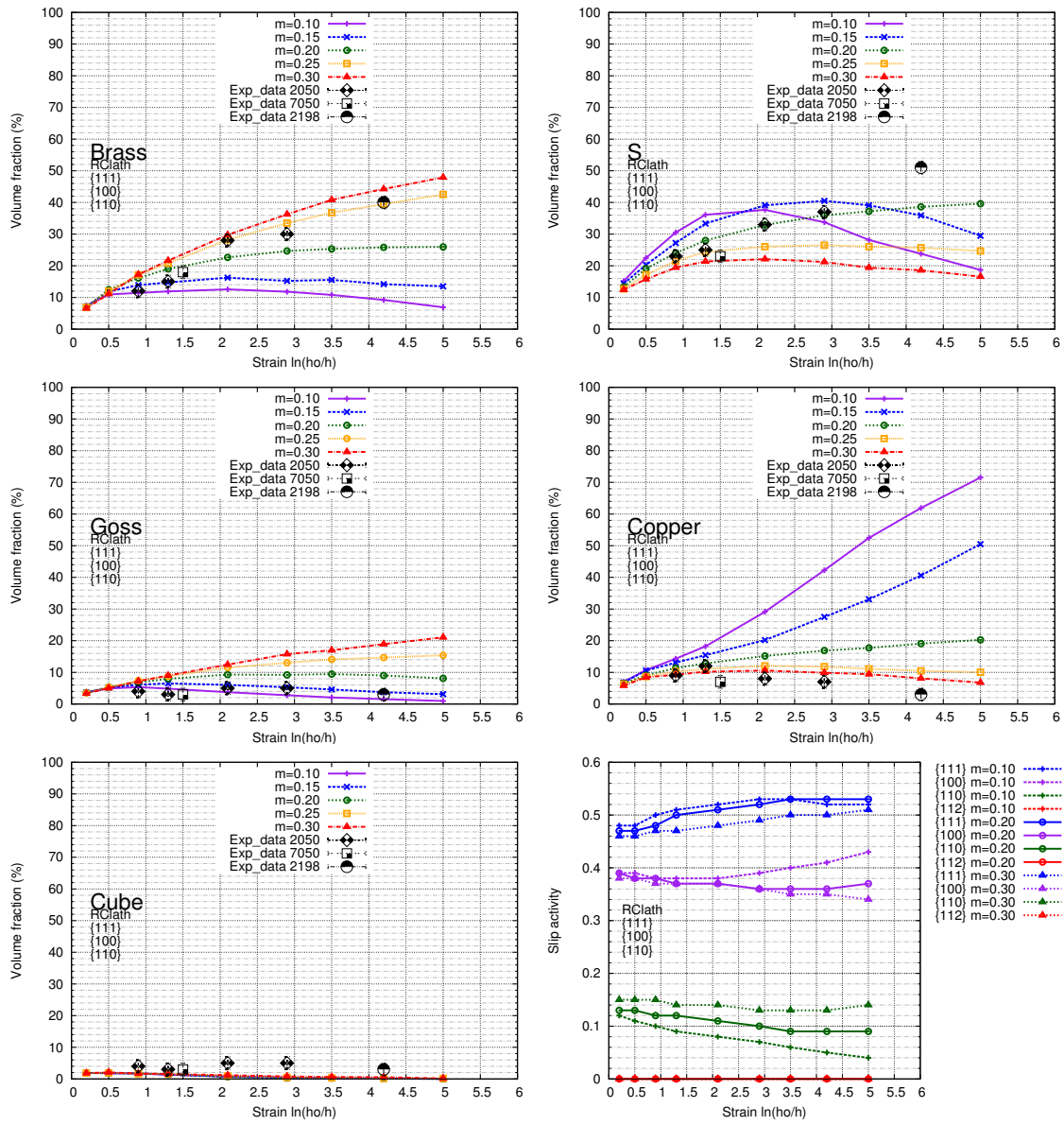


FIG. D.2: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor relâché "lath" incluant les plans de glissement  $\{111\}$ ,  $\{100\}$  et  $\{110\}$ , pour différentes valeurs de  $m$  :

- (a) Laiton (b) S
- (c) Goss (d) Cuivre
- (e) Cube (f) Pourcentage de glissement pour chaque famille de plan.



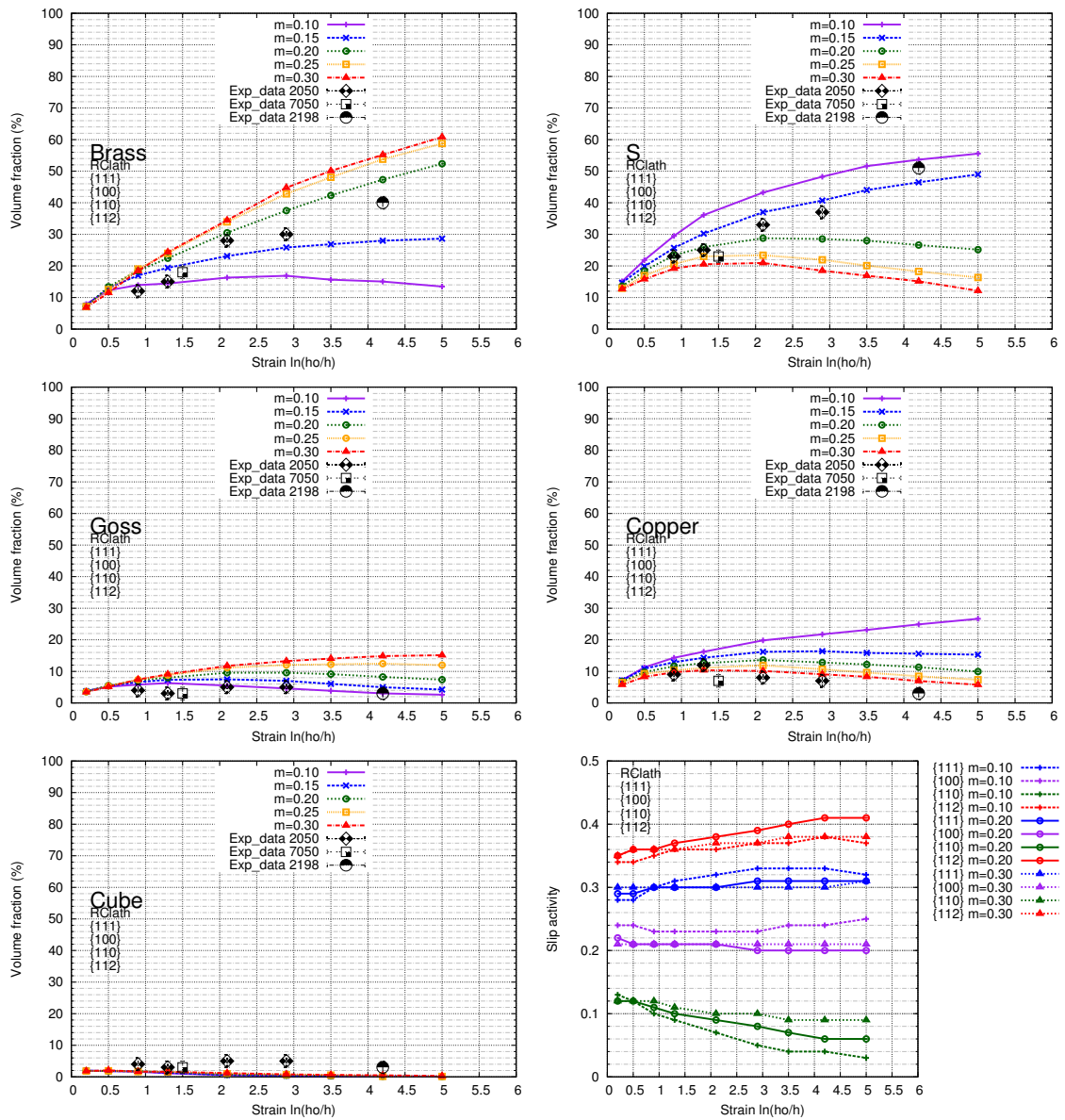


FIG. D.3: Evolution des principales composantes de texture de laminage d'après le modèle de Taylor relâché "lath" incluant les plans de glissement {111}, {100}, {110} et {112}, pour différentes valeurs de

m :

(a) Laiton (b) S

(c) Goss (d) Cuivre

(e) Cube (f) Pourcentage de glissement pour chaque famille de plan.

# **E Résultats des essais de traction du chapitre III et variation de l'écrouissage**

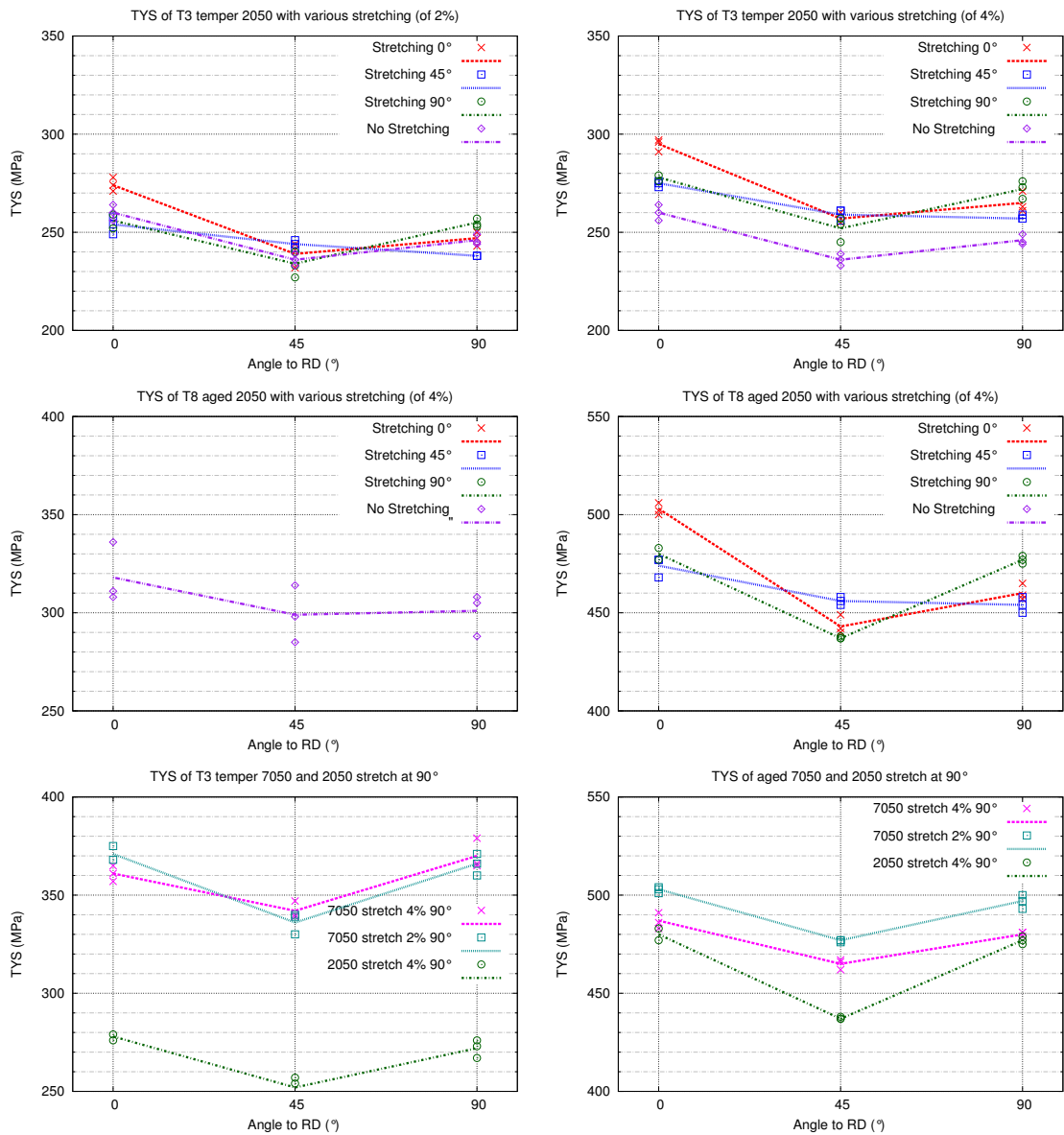


FIG. E.1: Variation de la limite d'élasticité (TYS) en fonction de la direction de traction :  
 (a) 2050 détensionné 2% état T351. (b) 2050 détensionné 4% état T351.  
 (c) 2050 non détensionné état T851. (d) 2050 détensionné 4% état T851.  
 (e) 7050 détensionné 2% état T351. (f) 7050 détensionné 4% état T851.

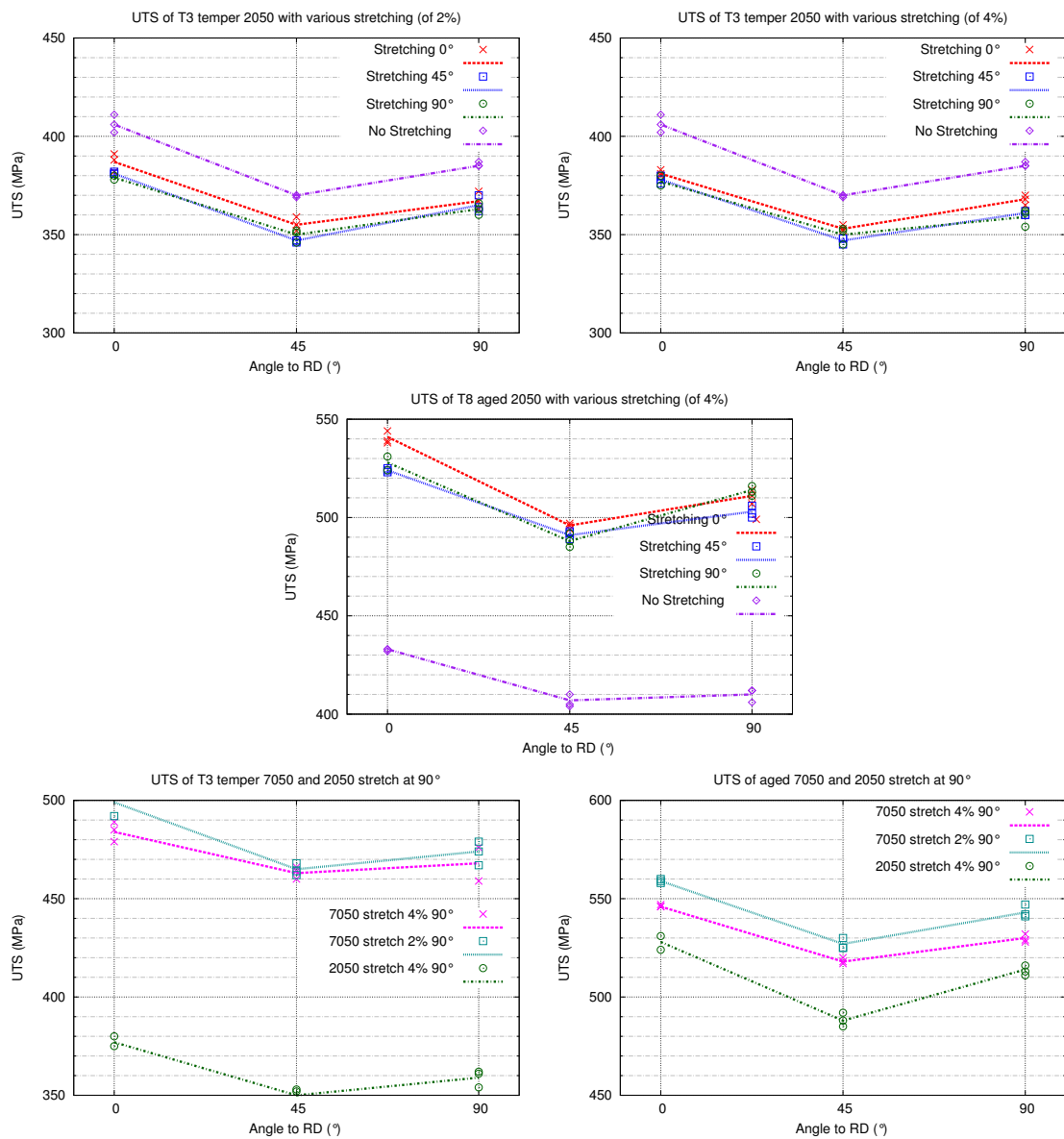


FIG. E.2: Variation de la contrainte maximale atteinte (UTS) en fonction de la direction de traction :  
 (a) 2050 détensionné 2% état T351. (b) 2050 détensionné 4% état T351.  
 (c) 2050 détensionné 4% état T851.  
 (d) 7050 détensionné 2% état T351. (e) 7050 détensionné 4% état T851.

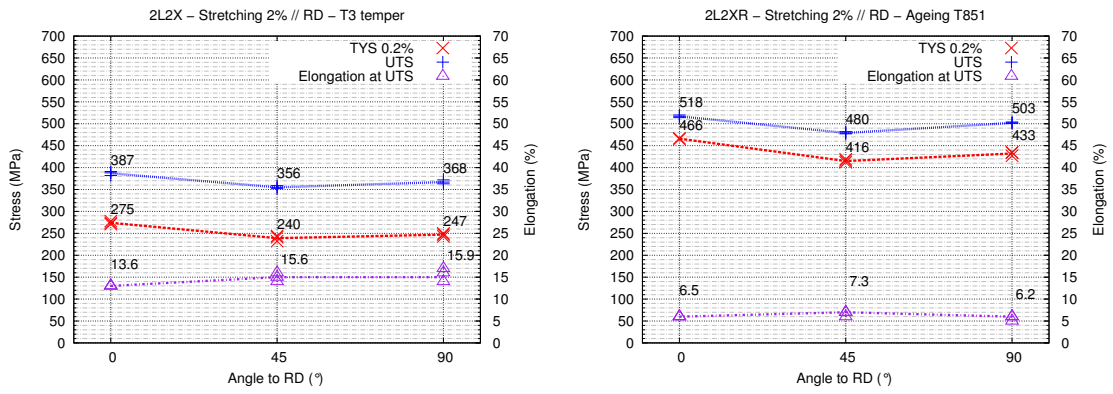


FIG. E.3: Résultats des essais de traction après détensionnement 2% suivant DL  
(a) 2050 T351. (b) 2050 T851.

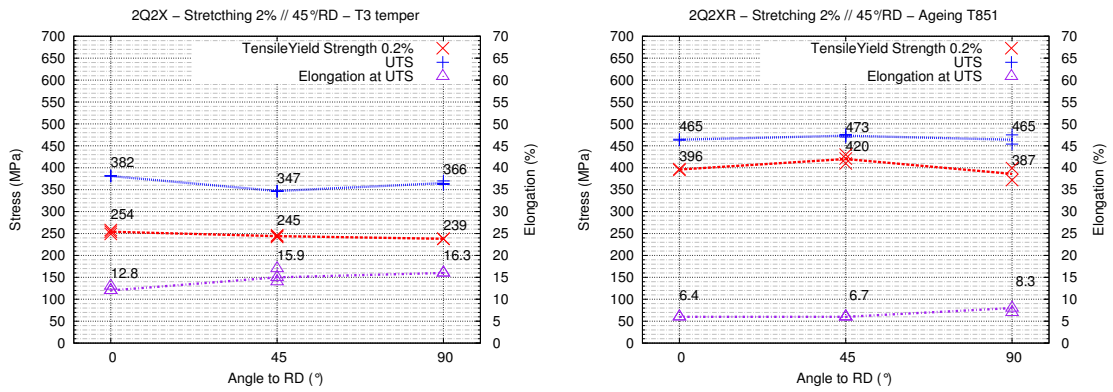


FIG. E.4: Résultats des essais de traction après détensionnement 2% suivant 45°/DL  
(a) 2050 T351. (b) 2050 T851.

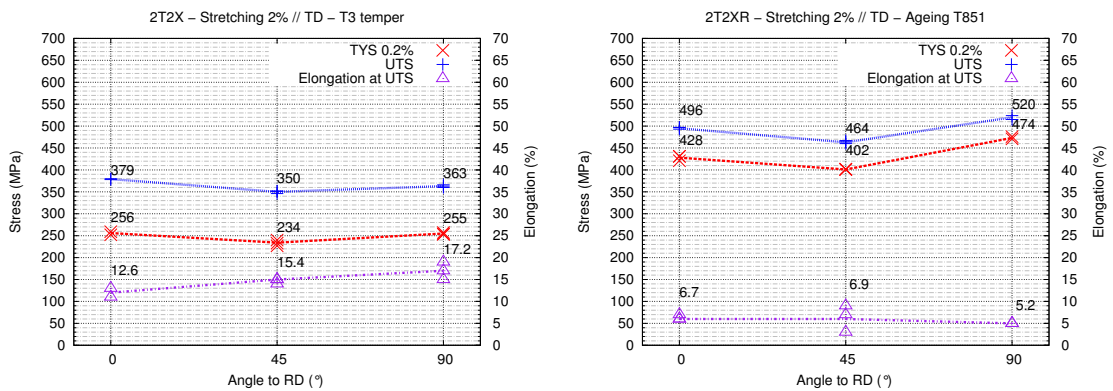


FIG. E.5: Résultats des essais de traction après détensionnement 2% suivant DT  
(a) 2050 T351. (b) 2050 T851.

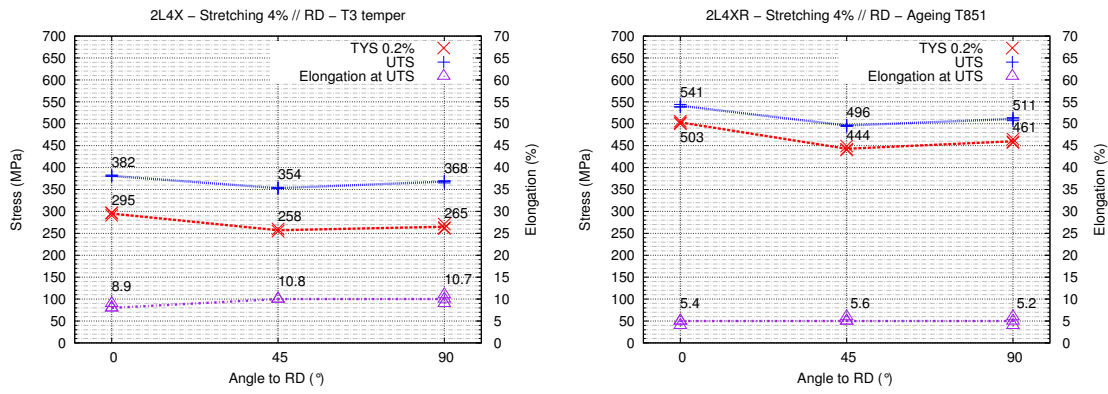


FIG. E.6: Résultats des essais de traction après détensionnement 4% suivant DL  
(a) 2050 T351. (b) 2050 T851.

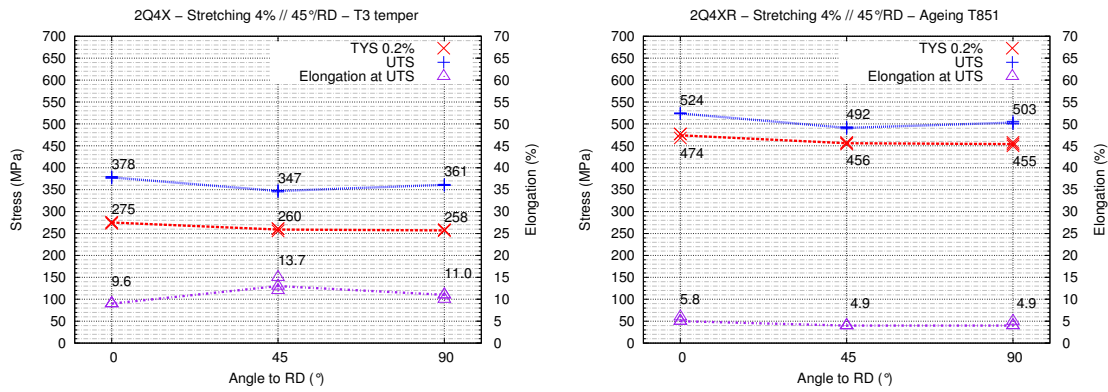


FIG. E.7: Résultats des essais de traction après détensionnement 4% suivant 45°/DL  
(a) 2050 T351. (b) 2050 T851.

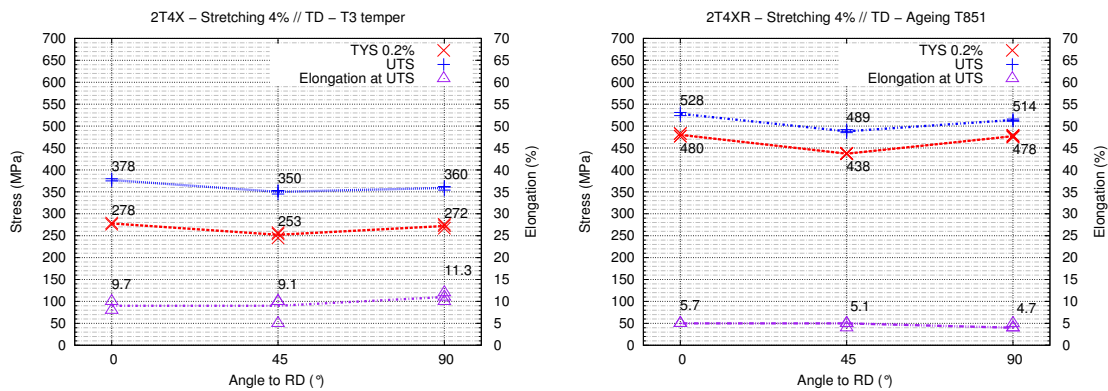


FIG. E.8: Résultats des essais de traction après détensionnement 4% suivant DT  
(a) 2050 T351. (b) 2050 T851.

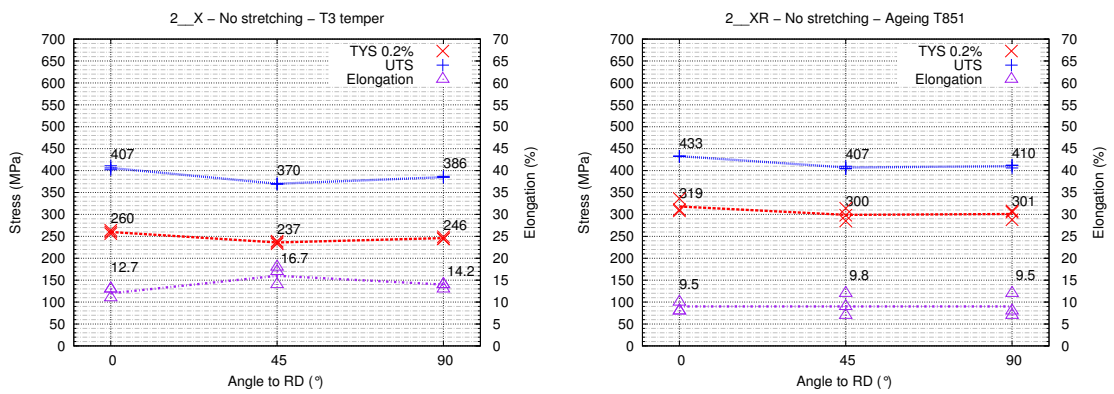


FIG. E.9: Résultats des essais de traction sans détensionnement  
(a) 2050 T4. (b) 2050 T6.

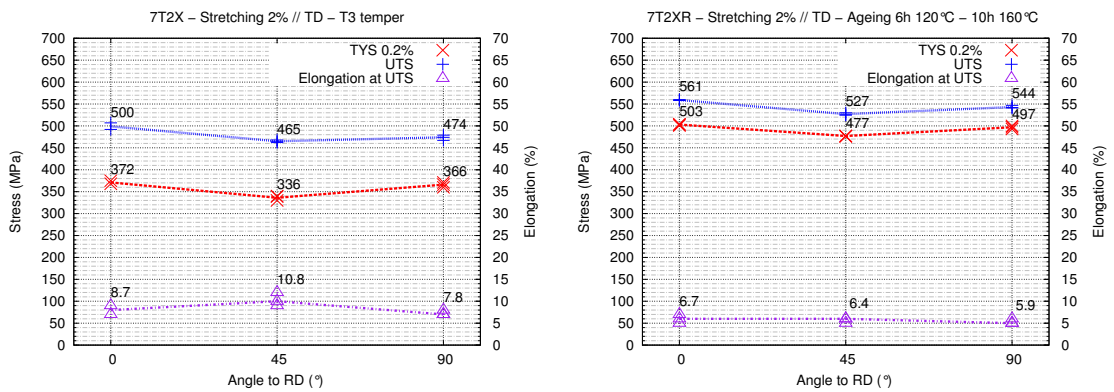


FIG. E.10: Résultats des essais de traction après détensionnement 2% suivant DT  
(a) 7050 T351. (b) 7050 T851.

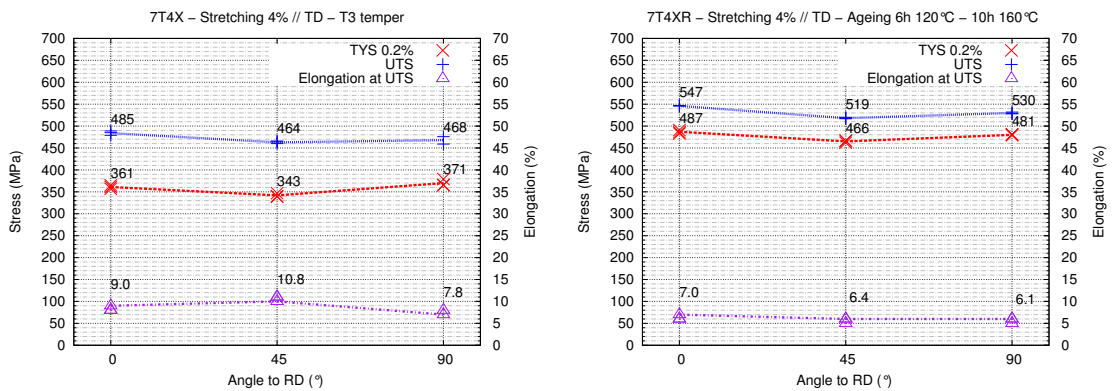


FIG. E.11: Résultats des essais de traction après détensionnement 4% suivant DT  
(a) 7050 T351. (b) 7050 T851.

Alliage	%Detens.	Trait. therm. Microstructure	Texture Cristallo.			TYS (MPa)			Allong.(%)			$\frac{TY_{Smin}}{TY_{Smax}}$
			B	S	C	DL	45°	90°	DL	45°	90°	
2050	no	T3	15%	25%	12%	260	237	246	12.7	16.7	14.2	0.909
2050	2% //DL	T351	15%	25%	12%	275	240	247	13.6	15.6	15.9	0.873
"	2% //45°	T351	"	"	"	254	245	239	12.8	15.9	16.3	0.940
"	2% //90°	T351	"	"	"	256	234	255	12.6	15.4	17.2	0.914
7050	2% //90°	T351	18%	23%	7%	372	336	366	8.7	10.8	7.8	0.906
7050	2% //90°	T7451	"	"	"	503	477	497	6.7	6.4	5.9	0.948
2050	4% //DL°	T351	15%	25%	12%	295	258	265	8.9	10.8	10.7	0.874
"	4% //45°	T351	"	"	"	275	260	258	9.6	13.7	11.0	0.938
"	4% //90°	T351	"	"	"	278	253	272	9.7	9.1	11.3	0.909
7050	4% //90°	T351	18%	23%	7%	361	343	371	9.0	10.8	7.8	0.925
2050	no	T4	15%	25%	12%	319	300	301	9.5	9.8	9.5	0.956
2050	4% //DL°	T851	15%	25%	12%	503	444	461	5.4	5.6	5.2	0.883
"	4% //45°	T851	"	"	"	474	456	455	5.8	4.9	4.9	0.962
"	4% //90°	T851	"	"	"	480	438	478	5.7	5.1	4.7	0.911
7050	4% //90°	T7451	18%	23%	7%	487	466	481	7.0	6.4	6.1	0.956

TAB. E.1: Synthèse des nos résultats expérimentaux (voir chapitre III)



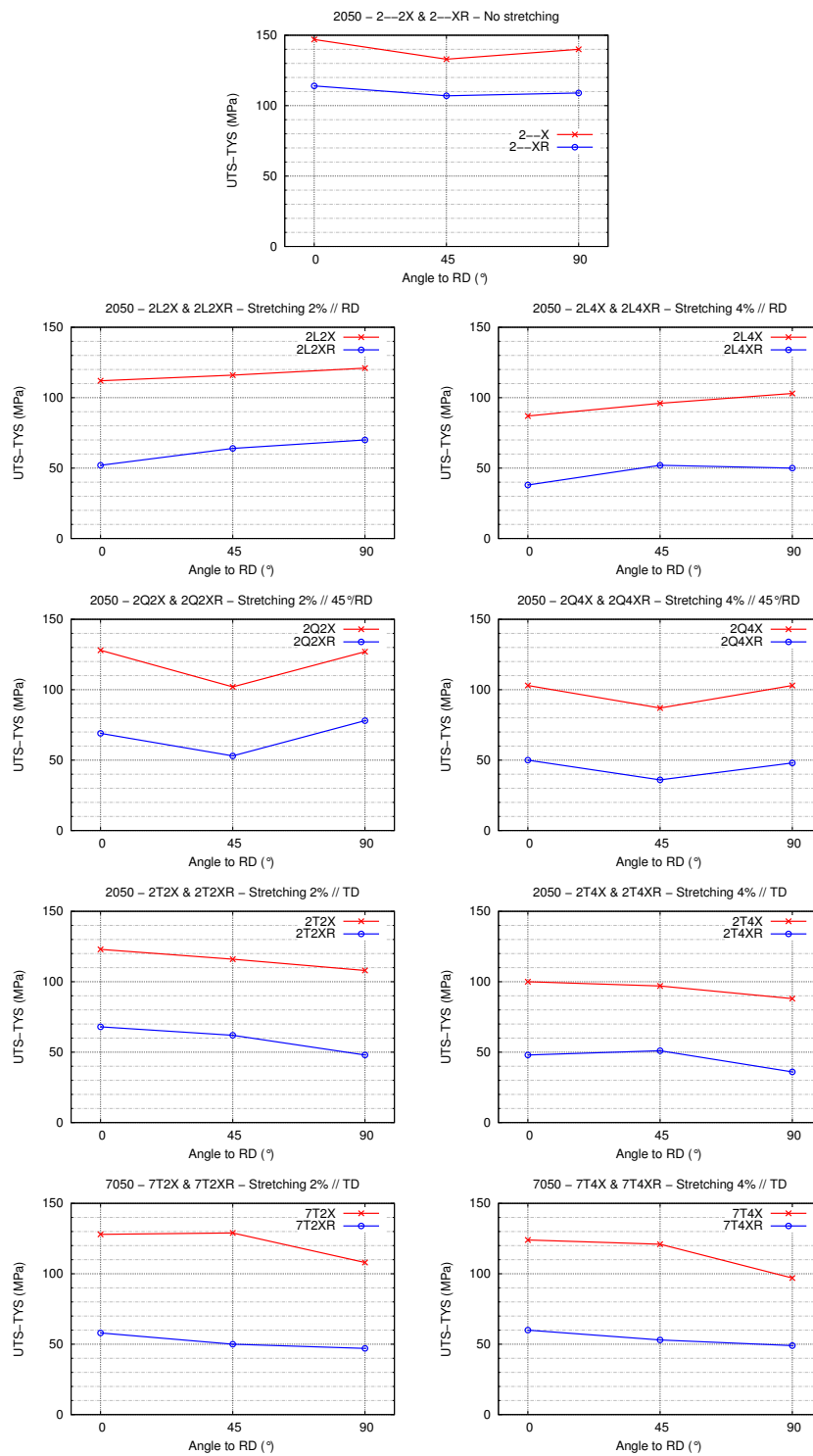


FIG. E.12: Variation de UTS-TYS (écrouissage) après différents détensionnements.

## F Cartographies EBSD des tôles 2050 brut de laminage à chaud

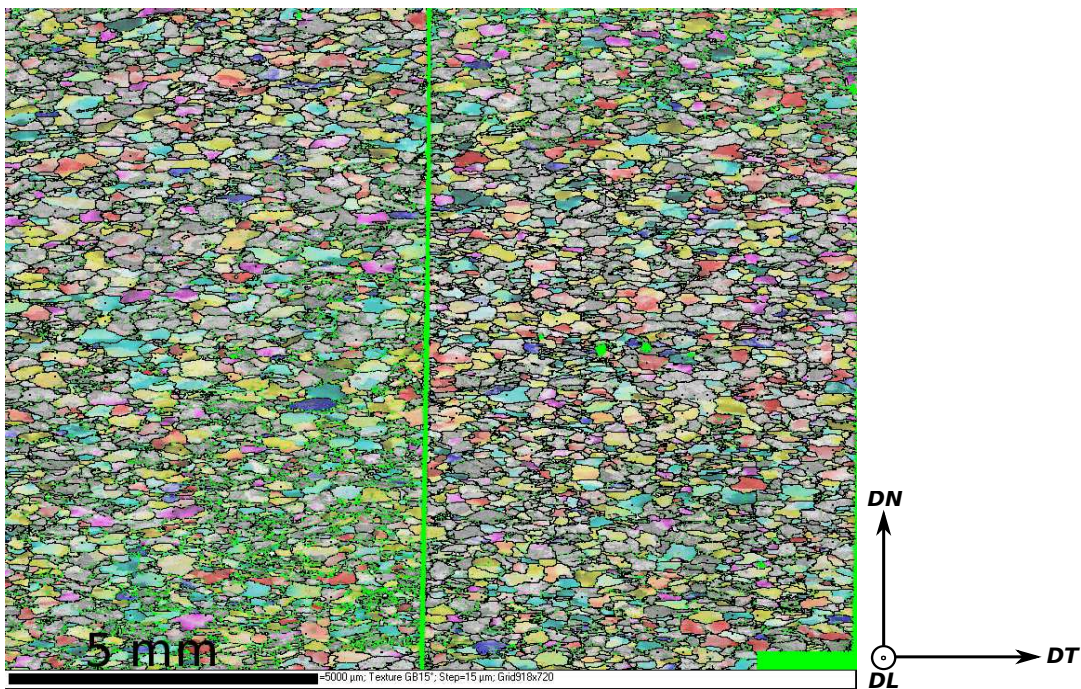


FIG. F.1: Cartographie EBSD à mi-épaisseur de la tôle de 2050 de 100mm.

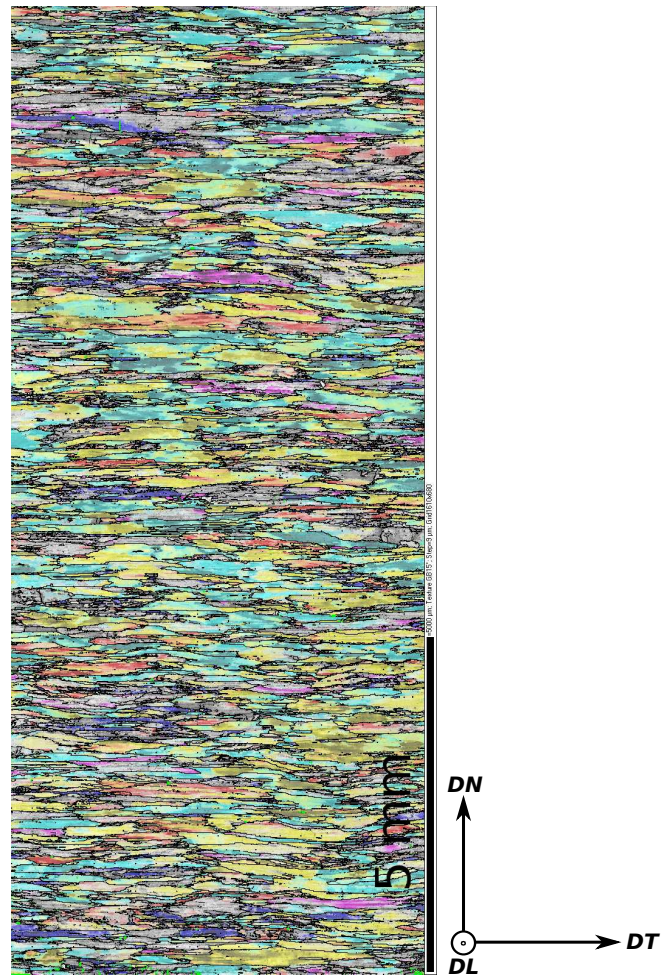


FIG. F.2: Cartographie EBSD à mi-épaisseur de la tôle de 2050 de 45mm.

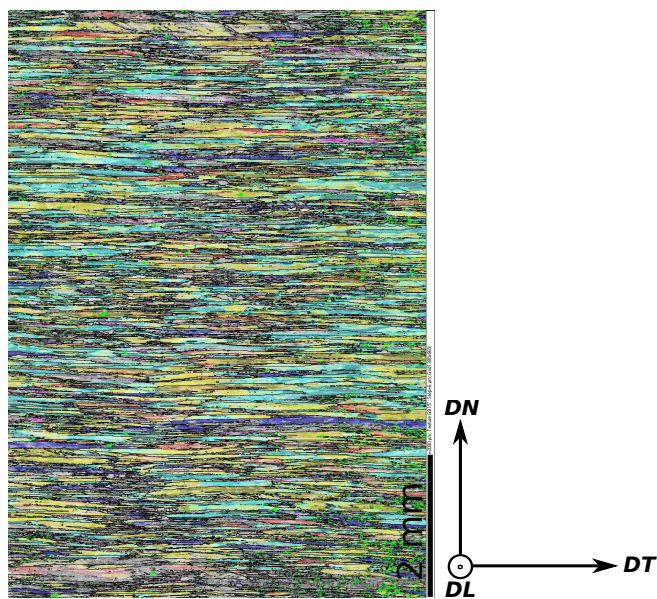


FIG. F.3: Cartographie EBSD à mi-épaisseur de la tôle de 2050 de 20mm.



# Bibliographie

- BACROIX, B., BRUN, O. et CHAUCHEAU, T. (1991). The influence of temperature on the rolling textures of Al alloys in the absence of recrystallization. *Textures and Microstructures*, 14-18:787–792.
- BACROIX, B. et JONAS, J. J. (1988). The influence of non-octahedral slip on texture development in fcc metals. *Textures and Microstructures*, 8:267–311.
- BATE, P. et OSCARSSON, A. (1990). Deformation banding and texture in hot rolled Al-1.0Mn-1.2Mg alloy. *Materials Science And Technology*, 6:520–527.
- BATE, P. S., HUANG, Y. et HUMPHREYS, F. J. (2004). Development of the "Brass" texture component during the hot deformation of Al-6Cu-0.4Zr. *Acta Materialia*, 52:4281–4289.
- BISHOP, J. et HILL, R. (1951). A theoretical deviation of the plastic properties of a polycrystalline face centred metal. *Phil. Mag.*, 42:1298–1307.
- CASSADA, W., SHIFLET, G. et STRAKE, J. (1991). Mechanism of  $Al_2CuLi$  ( $T_1$ ) Nucleation and Growth. *Metallurgical Transactions A*, 22A:pp 287..297.
- CHEN, J., ZHEN, L., SHAO, W., DAI, S. et CUI, Y. (2008). Through-thickness texture gradient in AA 7055 aluminum alloy. *Materials Letters*, 62:88–90.
- CHO, K., CHUNG, Y., LEE, C., KWUN, S. et SHIN, M. (1999). Effects of grain shape and texture on the yield strength anisotropy of al-li alloy sheet. *Scripta Materialia*, 40:651–657.
- CHOI, S.-H. et BARLAT, F. (1999). Prediction of macroscopic anisotropy in rolled aluminum-lithium sheet. *Scripta Materialia*, 41:981–987.
- CHOVET, C., DESRAYAUD, C. et MONTHEILLET, F. (2002). A mechanical analysis of the plane strain channel-die compression test : friction effects in hot metal testing. *International Journal Of Mechanical Sciences*, 44:343–357.
- CRUMBACH, M., POMANA, G., WAGNER, P. et GOTTSTEIN, G. (2001). A Taylor type deformation texture model considering grain interaction and material properties. *In Inproceedings of the 1st joint international conference or recrystallization and grain growth*.

- CSONTOS, A. A. et STARKE, E. A. (2005). The effect of inhomogeneous plastic deformation on the ductility and fracture behavior of age hardenable aluminum alloys. *International Journal of Plasticity*, 21:1097–1118.
- DAALAND, O. et NES, E. (1996). Recrystallization texture development in commercial Al-Mn-Mg alloys. *Acta Materialia*, 44:1413–1435.
- DESCHAMPS, A., LIVET, F. et BRECHET, Y. (1998). Influence of predeformation on ageing in an Al-Zn-Mg alloy–I. Microstructure evolution and mechanical properties. *Acta Materialia*, 47:281–292.
- DUBOST, B. et SAINFORT, P. (M240). Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*, M240.
- DUCKHAM, A., KNUTSEN, R. D. et ENGLER, O. (2001). Influence of deformation variables on the formation of copper-type shear bands in Al-1Mg. *Acta Materialia*, 49:2739–2749.
- DUMONT, D., DESCHAMPS, A. et BRECHET, Y. (2003). On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 356:326–336.
- EL-DANAF, E., KALIDINDI, S. R., DOHERTY, R. D. et NECKER, C. (2000). Deformation texture transition in Brass : critical role of micro-scale shear bands. *Acta Materialia*, 48:2665–2673.
- ENGLER, O. (2008). Comparison of X-ray and EBSD textures for back-annealed Al-Mg alloys. In ICOTOM 15 JUNE 1-6, 2008, PITTSBURGH, PENNSYLVANIA, éditeur : Hoboken, N.J. : Wiley, ©2009.
- ENGLER, O., HIRSCH, J. et LUECKE, K. (1989). Texture development in Al-1.8wt%Cu depending on the precipitation state. I. Rolling textures. *Acta Metallurgica*, 37:2743–2753.
- ENGLER, O. et LUECKE, K. (1991). Influence of the precipitation state on the cold rolling texture in 8090 Al-Li material. *Materials Science and Engineering A*, A148:15–23.
- ENGLER, O., WAGNER, P., SAVOIE, J., PONGE, D. et GOTTSTEIN, G. (1993). Strain rate sensitivity of flow stress and its effect on hot rolling texture development. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 28:1317–1322.
- GABLE, B. M., ZHU, A. W., CSONTOS, A. A. et STARKE, E. A. (2001). The role of plastic deformation on the competitive microstructural evolution and mechanical properties of a novel Al-Li-Cu-X alloy. *Journal of Light Metals*, 1:1–14.



- GARMESTANI, H., KALIDINDI, S., WILLIAMS, L., BACALTCHUK, C., FOUNTAIN, C., LEE, E. et ES-SAID, O. (2002). Modeling the evolution of anisotropy in Al-Li alloys : Application to Al-Li 2090-T8E41. *International Journal of Plasticity*, 18:1373–1393.
- GAYLE, F. W., TACK, W., SWANSON, G., HEUBAUM, F. H. et PICKENS, J. R. (1994). Composition and anisotropy in Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 30:761–766.
- GUPTA, R., NAYAN, N., NAGASIREESHA, G. et SHARMA, S. (2006). Development and characterization of Al-Li alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 420:228–234.
- HARDY, H. et SILCOCK, J. (1955). *J. Inst. Met.*, 84:423.
- HEINRICH, K. F. J. (1966). In 4th International Conference on X-RAY OPTICS et MICROANALYSIS, éditeurs : R. Castaing, P. Deschamps and J. Philibert, eds., page p. 159, Paris. Hermann.
- HIRSCH, J. (1991). Texture evolution during hot rolling in Al alloys. In deformation of aluminium ALLOYS, H., éditeur : T.G. Langdon, H.D. Merchant, J.G. Morris and M.A. Zaidi. The minerals, metals and materials society.
- HIRSCH, J. et LUCKE, K. (1988a). Overview no. 76 : Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals–I. Description of rolling texture development in homogeneous CuZn alloys. *Acta Metallurgica*, 36:2863–2882.
- HIRSCH, J. et LUCKE, K. (1988b). Overview no. 76 : Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals–II. Simulation and interpretation of experiments on the basis of Taylor-type theories. *Acta Metallurgica*, 36:2883–2904.
- HIRSCH, J., LUCKE, K. et HATHERLY, M. (1988). Overview No. 76 : Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. Metals–III. The influence of slip inhomogeneities and twinning. *Acta Metallurgica*, 36:2905–2927.
- HIRTH, J. P. et LOTHE, J. (1968). *Theory of Dislocations*. McGraw Hill, New York.
- HONNEFF, H. et MECKING, H. (1978). In ICOTOM 5, éditeur : G. Gottstein and K. Lucke, volume 1, page 265.
- HOWE, J. M., LEE, J. et VASUDEVAN, A. K. (1988). Structure And Deformation-Behavior Of T1 Precipitate Plates In An Al-2Li-1Cu Alloy. *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy And Materials Science*, 19:2911–2920.
- HUANG, J. C. et ARDELL, A. J. (1987). Crystal-Structure And Stability Of T1 Precipitates In Aged Al-Li-Cu Alloys. *Materials Science And Technology*, 3:176–188.



- HUNGER, H. J. et KUCHLER, L. (1979). Measurements Of The Electron Backscattering Coefficient For Quantitative Epma In The Energy-Range Of 4 To 40 Kev. *Physica Status Solidi A-Applied Research*, 56:K45–K48.
- HUTCHINSON, J. (1976). Bounds and self consistent estimates for creep of polycrystalline materials. *Proc. Royal Society London*, A319:247–272.
- ITOH, G., CUI, Q. et KANNO, M. (1996). Effects of a small addition of magnesium and silver on the precipitation of T1 phase in an Al-4%Cu-1.1%Li-0.2%Zr alloy. *Materials Science and Engineering A*, 211:128–137.
- JATA, K., HOPKINS, A. et RIOJA, R. (1996). The anisotropy and texture of Al-Li alloys. *Materials Science Forum*, 217-222:647–652.
- JATA, K. V., PANCHANADEESWARAN, S. et VASUDEVAN, A. K. (1998). Evolution of texture, microstructure and mechanical property anisotropy in an Al-Li-Cu alloy. *Materials Science and Engineering A*, 257:37–46.
- JOY, D. (1991). *J. Microsc.*, 161:p. 343.
- JOY, D. et LUO, S. (1989). An empirical stopping power relationship for low-energy electrons. *SCANNING*, 11:176.
- KANAYA, K. et OKAYAMA, S. (1972). *J. Phys. D. Appl. Phys.*, 5:p. 43.
- KIM, N. J. et LEE, E. W. (1993). Effect of T1 precipitate on the anisotropy of Al-Li alloy 2090. *Acta metallurgica et materialia*, 41:941–948.
- LE HAZIF, R., DORIZZI ET, P. et POIRIER, J. (1973). Glissement  $\{110\} \langle 110 \rangle$  dans les métaux de structure cubique a faces centrées. *Acta Metallurgica*, 21:903–911.
- LE HAZIF, R. et POIRER, J.-P. (1975). Cross-slip on  $\{110\}$  planes in aluminum single crystals compressed along  $\langle 100 \rangle$  axis. *Acta Metallurgica*, 23:865–871.
- LEBENSOHN, R. et TOME, C. (1993). A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals : Application to zirconium alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41:2611–2624.
- LEE, E. W., KALU, P. N., BRANDAO, L., ES-SAID, O. S., FOYOS, J. et GARMESTANI, H. (1999). The effect of off-axis thermomechanical processing on the mechanical behavior of textured 2095 Al-Li alloy. *Materials Science and Engineering A*, 265:100–109.
- LI, H., TANG, Y., ZENG, Z., ZHENG, Z. et ZHENG, F. (2008). Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al-Cu-Li-Zn-Mg-Mn-Zr alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 498:314–320.

- LIU, W. et MORRIS, J. (2005). Effect of hot and cold deformation on the  $\beta$ -fiber rolling texture in continuous cast AA 5052 aluminum alloy. *Scripta Materialia*, 52:1317–1321.
- MAURICE, C. (1994). *Textures de compression plane à chaud d'alliages d'aluminium, expériences et simulations*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des mines de Saint-Etienne.
- MAURICE, C., DRIVER, J. et TOTH, L. (1992). Modelling high temperature rolling textures of FCC metals. *Textures and Microstructures*, 19:211–227.
- MAURICE, C. et DRIVER, J. H. (1993). High temperature plane strain compression of cube oriented aluminium crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41:1653–1664.
- MAURICE, C. et DRIVER, J. H. (1997a). Hot rolling textures of f.c.c. metals—Part I. Experimental results on Al single and polycrystals. *Acta Materialia*, 45:4627–4638.
- MAURICE, C. et DRIVER, J. H. (1997b). Hot rolling textures of f.c.c. metals—Part II. Numerical simulations. *Acta Materialia*, 45:4639–4649.
- MAURICE, C., PIOT, D., KLOCKER, H. et DRIVER, J. H. (2005). Hot plane strain compression testing of aluminum alloys by channel-die compression. *Metallurgical And Materials Transactions A-Physical Metallurgy And Materials Science*, 36A:1039–1047.
- MAURICE, C., THEYSSIER, M. et DRIVER, J. (1994). Which slip systems in hot rolled aluminium? In JOHN J. JONAS, T. R. B. et BOWMAN, K. J., éditeurs : *Advances in Hot Deformation Textures and Microstructures*, pages 411–425. The Minerals, Metals & Materials Society.
- MIRAGLIA, M., DAWSON, P. et LEFFERS, T. (2007). On the influence of mechanical environment on the emergence of brass textures in FCC metals. *Acta Materialia*, 55: 799–812.
- MOLINARI, A., CANOVA, G. et AHZI, S. (1987). A self consistent approach of the large deformation polycrystal viscoplasticity. *Acta Metallurgica*, 35:2983–2994.
- MOLINARI, A. et TOTH, L. (1994). Tuning a self consistent viscoplastic model by finite element results—I. Modeling. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42:2453–2458.
- MORERE, B. (1999). *Recristallisation d'un alliage d'aluminium 7010 après déformation à chaud*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- MURAYAMA, M. et HONO, K. (2001). Role of Ag and Mg on precipitation of T1 phase in an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy. *Scripta Materialia*, 44:701–706.
- NEWBURY, D. et MYKLEBUST, R. (1978). Monte-Carlo electron trajectory simulation of beam spreading in thin foil targets. *Ultramicroscopy*, 3:391.

- NIE, J. F. et MUDDLE, B. C. (2001). On the form of the age-hardening response in high strength aluminium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 319-321:448–451.
- NOBLE, B. et THOMSON, G. (1971). *GE. Metallurgical Science Journal*, 5:114.
- PANCHANADEESWARAN, S. et FIELD, D. (1995). Texture evolution during plane strain deformation of aluminum. *Acta Metallurgica et Materialia*, 43:1683–1692.
- PEIRCE, D., ASARO, R. et NEEDLEMAN, A. (1983). Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids. *Acta Metallurgica*, 31:1951–1976.
- PEROCHEAU, F. (1999). *Etude et simulation de textures de déformation à chaud d'alliages d'aluminium*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- PEROCHEAU, F. et DRIVER, J. H. (2002). Slip system rheology of Al-1%Mn crystals deformed by hot plane strain compression. *International Journal of Plasticity*, 18:185–202.
- PETERS, M., ESCHWEILLER, J. et WELPMANN, K. (1986). Strength profile in Al-Li plate material. *Scripta Metallurgica*, 20:259–264.
- QUEY, R. (2009). *Suivi de microtextures dans l'aluminium en grande déformation à chaud*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- QUEY, R. (WEB). Orientation library : A collection of routines for orientation manipulation (version 2.0), <http://sourceforge.net/projects/orilib>.
- REUTER, W. (1972). In KHORA, G. S. K. et EDS., T. I., éditeurs : *6th Interbational congress on X-ray optics and Microanalysis*, page 121, Tokyo. Univ. Tokyo Press.
- RINGEVAL, S. (2006). *Microstructures et textures d'alliages d'aluminium déformés par forgeage croisé (compression multidirectionnelle)*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- RIOJA, R. J. (1998). Fabrication methods to manufacture isotropic Al—Li alloys and products for space and aerospace applications. *Materials Science and Engineering A*, 257:100–107.
- ROBERT, W. (2005). *Simulations et mesures de textures de laminage à chaud des tôles fortes d'alliage d'aluminium*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.
- ROBERT, W., PIOT, D. et DRIVER, J. H. (2004). A rapid deformation texture model incorporating grain interactions. *Scripta Materialia*, 50:1215–1219.

- ROMHANJI, E., MITLIN, D. et RADMILOVIC, V. (2000). Deformation pattern and strain hardening in a highly textured 8090 Al-Li alloy sheet. *Materials Science and Engineering A*, 291:160–167.
- RYUM, N. (1986). Physical metallurgy of heat treatable alloys. In et Sanders eds EMAS WARLEY, S., éditeur : *Aluminium alloys, their physical and mechanical properties.*, volume III.
- SACHS (1928). *Z. Ver. Deut. Ing.*, 72:734.
- SAINFORT, P., X., D. D. C., BRECHET, Y., LIPINSKI, P. et BERVEILLER, M. (1992). Modeling of mechanical properties of age-hardening aluminium alloys, an application to the anisotropy of the 2091 T84 alloy. In *The 3rd International Conference on Aluminium Alloys*.
- SARMA, G. et DAWSON, P. (1996). Effects of interactions among crystals on the inhomogeneous deformations of polycrystals. *Acta Materialia*, 44:1937–1953.
- SCHMID, E. (1924). Neuere Untersuchungen an Metalkristallen. In BIEZENO, C. et BURGERS, J., éditeurs : *Proceedings 1st International Congress Applied Mechanics*, pages 343–353.
- TAYLOR, G. (1938). Plastic Strain in Metals. *J. Inst. Metals*, Vol. 62:pp. 307–324.
- TOME, C., CANOVA, G., KOCKS, U., CHRISTODOULOU, N. et JONAS, J. (1984). The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in F.C.C. polycrystals. *Acta Metallurgica*, 32:1637–1653.
- TOME, C. N. (2002). *Elasto-Plastic Self-Consistent (EPSC)*. Los Alamos National Laboratory (USA), 3ème édition.
- TOME, C. N. et LEBENSOHN, R. (2003). *Visco-Plastic Self-Consistent (VPSC)*. Los Alamos National Laboratory (USA) and Universidad Nacional de Rosario (Argentina), 6ème édition.
- TOTH, L., GILORMINI, P. et JONAS, J. (1988). Effect of rate sensitivity on the stability of torsion textures. *Acta Metallurgica*, 36:3077–3091.
- TOTH, L. et VAN HOUTTE, P. (1992). Discretization Techniques for Orientation Distribution Functions. *Textures and Microstructures*, 12:229–244.
- VAN HOUTTE, P. (1984). A New Method for the Determination of Texture Functions From Incomplete Pole Figures—Comparison With Older Methods. *Textures and Microstructures*, 6:137–162.

- VAN HOUTTE, P. (1991). A Method for the Generation of Various Ghost Correction Algorithms—the Example of the Positivity Method and the Exponential Method. *Textures and Microstructures*, 13:199–212.
- VAN HOUTTE, P., DELANNAY, L. et SAMAJDAR, I. (1998). Quantitative prediction of Cold rolling Textures in Low-Carbon Steel by Mean of the Lamel Model. *Textures and Microstructures*, 31:109–149.
- VAN HOUTTE, P., LI, S., SEEFELDT, M. et DELANNAY, L. (2005). Deformation texture prediction : from the Taylor model to the advanced Lamel model. *International Journal of Plasticity*, 21:589–624.
- VASUDEVAN, A., PRZYSTUPA, M. et FRICKE JR., W. (1996). Effect of composition on crystallographic texture in hot-rolled Al-Li-Cu alloys. *Materials Science and Engineering A*, 208:172–180.
- VASUDEVAN, A. K., PRZYSTUPA, M. A. et FRICKE, W. G. (1990). Texture-microstructure effects in yield strength anisotropy of 2090 sheet alloy. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24:1429–1434.
- VASUDEVAN, A. K., PRZYSTUPA, M. A. et FRICKE, W. G. (1995). Effect of composition on crystallographic texture of hot-rolled Al-Li binary alloys. *Materials Science and Engineering A*, 196:1–8.
- VOCE, E. (1947). *J. Inst. Metals*, 74:537.
- WASSERMANN, Z. (1963). *Zeitschrift für Metallkunde*, 54:61.
- WILLIAMS, J. C. et STARKE, E. A. (2003). Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*, 51:5775–5799.
- YOSHIMURA, R., KONNO, T. J., ABE, E. et HIRAGA, K. (2003). Transmission electron microscopy study of the evolution of precipitates in aged Al-Li-Cu alloys : the  $\theta'$  and  $T_1$  phases. *Acta Materialia*, 51:4251–4266.

N° d'ordre : 2010 EMSE 0561

Quentin CONTREPOIS

HOT ROLLING TEXTURE AND ANISOTROPY OF MECHANICAL BEHAVIOUR OF A  
LIGHT AL-CU-LI ALLOY FOR AERONAUTIC.

Speciality: Materials Science

Keywords: aluminium, Al-Cu-Li, anisotropy, hot rolling texture, 2050, 7050, precipitation, T1, stretching, EBSD, Taylor factor, back scattered electrons.

Abstract:

This work aims to understand hot rolling texture evolution and anisotropy of mechanical behaviour on an Al-Cu-Li 2050 and an Al-Zn-Mg-Cu 7050, and aims to explain their differences. Crystallographic textures are analysed by EBSD and X-ray after hot plane strain compressions and after industrial hot rolling. Anisotropy of industrial hot rolled plates is investigated after different stretching and different ageing treatments by means of tensile tests at 0°, 45° and 90° to RD. Experimental results are compared to predictions using plasticity models (Taylor models).

It is shown that, under the same processing conditions, the two alloys develop the same rolling textures up to strain of 2.6 ; it can be concluded that the presence of 1wt% of Li does not by itself favour a particular texture. However, it is shown that Brass component  $\{110\}\langle 112\rangle$  is favoured by an increasing rolling temperature, which is generally higher in the Al-Cu-Li than in the Al-Zn-Mg-Cu.

Anisotropy of hot rolled 2050 is for a large part caused by crystallographic texture. It increases when stretch axis is at 0° and decreases when stretch axis is at 45°. Hardening precipitation, made by plate shape  $T_1$   $Al_2CuLi$  lying on the  $\{111\}_{Al}$ , increases yield strength in the stretched direction but it is not responsible in our experimental conditions for a high increase of anisotropy.

Anisotropy of 7050 is less important in the over aged state than in the natural aged state. Over ageing precipitation of 7050 reduces the effect of crystallographic texture on the anisotropy and makes 2050 appearing much more anisotropic.

École Nationale Supérieure des Mines  
de Saint-Étienne

N° d'ordre : 2010 EMSE 0561

Quentin CONTREPOIS

TEXTURE ET ANISOTROPIE DU COMPORTEMENT MECANIQUE APRES LAMINAGE A  
CHAUD D'UN ALLIAGE LEGER ALUMINIUM CUIVRE LITHIUM POUR L'AERONAUTIQUE

Spécialité: Sciences et Génie des Matériaux

Mots clefs : aluminium, Al-Cu-Li, anisotropie, texture de laminage, 2050, 7050, précipitation, T1, détensionnement, EBSD, facteur de Taylor, électrons rétrodiffusés, contraste de phase.

Résumé :

Ce travail vise à comprendre l'évolution de la texture cristallographique et l'anisotropie du comportement mécanique après laminage à chaud et traitements thermiques d'un Al-Cu-Li 2050 et d'un Al-Zn-Mg-Cu 7050, et expliquer leurs différences.

La texture est analysée par EBSD et RX après des essais de compression plane à chaud et après des laminages à chaud industriels. L'anisotropie est étudiée sur des tôles fortes industrielles après différents détensionnements et dans différents états microstructuraux par des essais de traction à 0°, 45° et 90° par rapport à DL. Enfin, nous comparons nos mesures à des résultats simulés par des modèles de plasticité cristalline (modèles de Taylor).

Il est montré que, déformés dans des conditions identiques, les deux alliages développent les mêmes textures de laminage jusqu'à une déformation de 2.6. La présence de 1% massique de Li n'est à priori pas responsable d'une texture particulière. En revanche la température de laminage, qui est généralement plus élevée pour les Al-Cu-Li que pour les Al-Zn-Mg-Cu, a un impact important aux grandes déformations, notamment en favorisant la composante Laiton  $\{110\}\langle 112\rangle$ .

L'anisotropie d'une tôle laminée de 2050 est pour une large part due à la texture cristallographique. Elle augmente quand un détensionnement est effectué par traction dans la direction DL et diminue quand il est effectué à 45°/DL. La précipitation durcissante, composée de T<sub>1</sub> Al<sub>2</sub>CuLi en forme de plaquettes sur les plans  $\{111\}_{Al}$ , augmente la résistance de la direction préalablement tractionnée mais n'est pas responsable dans nos conditions expérimentales d'une forte aggravation de l'anisotropie.

Dans le 7050, l'anisotropie diminue entre l'état mûri naturellement et l'état sur-revenu. La précipitation de sur-revenu du 7050 atténue l'effet de la texture cristallographique sur l'anisotropie et rend, en comparaison, le 2050 d'autant plus anisotrope.