



HAL
open science

Étude de la rugosité de surface induite par la déformation plastique de tôles minces en alliage d'aluminium AA6016

Alban Guillotin

► **To cite this version:**

Alban Guillotin. Étude de la rugosité de surface induite par la déformation plastique de tôles minces en alliage d'aluminium AA6016. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2010. Français. NNT : 2010EMSE0573 . tel-00716025

HAL Id: tel-00716025

<https://theses.hal.science/tel-00716025>

Submitted on 9 Jul 2012

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 : 2010EMSE0573

THÈSE

présentée par

Alban GUILLOTIN

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

ÉTUDE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE INDUITE PAR LA DÉFORMATION PLASTIQUE DE TÔLES MINCES EN ALLIAGE D'ALUMINIUM AA6016

Soutenue à Saint-Étienne, le 28 mai 2010

Membres du jury :

Président :	André PINEAU	Professeur, ENSM Paris
Rapporteurs :	Colette REY	Professeur, École Centrale de Paris
	Jean-Yves BUFFIÈRE	Professeur, INSA Lyon
Examineur :	Gilles GUIGLIONDA	Ingénieur de Recherche, ALCAN CRV
Directeur de thèse :	Julian DRIVER	Directeur de Recherche, ENSM Saint-Étienne
Co-directeur de thèse :	Claire MAURICE	Chargée de Recherche, ENSM Saint-Étienne

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDÉS
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHÉMATIQUES APPLIQUÉES
 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 1	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 1	Informatique	G2I
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	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	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	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 0	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	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	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
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	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFORÉST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	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	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	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	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

Glossaire :

PR 0	Professeur classe exceptionnelle
PR 1	Professeur 1 ^{ère} catégorie
PR 2	Professeur 2 ^{ème} catégorie
MA(MDC)	Maître assistant
DR	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



N° d'ordre : 2010EMSE0573

THÈSE

présentée par

Alban GUILLOTIN

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

ÉTUDE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE INDUITE PAR LA DÉFORMATION PLASTIQUE DE TÔLES MINCES EN ALLIAGE D'ALUMINIUM AA6016

Soutenue à Saint-Étienne, le 28 mai 2010

Membres du jury :

Président :	André PINEAU	Professeur, ENSM Paris
Rapporteurs :	Colette REY	Professeur, École Centrale de Paris
	Jean-Yves BUFFIÈRE	Professeur, INSA Lyon
Examineur :	Gilles GUIGLIONDA	Ingénieur de Recherche, ALCAN CRV
Directeur de thèse :	Julian DRIVER	Directeur de Recherche, ENSM Saint-Étienne
Co-directeur de thèse :	Claire MAURICE	Chargée de Recherche, ENSM Saint-Étienne

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHÉMATIQUES APPLIQUÉES
 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 1	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 1	Informatique	G2I
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	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	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	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 0	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	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	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
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	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFORÉST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	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	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	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	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

Glossaire :

PR 0	Professeur classe exceptionnelle
PR 1	Professeur 1 ^{ère} catégorie
PR 2	Professeur 2 ^{ème} catégorie
MA(MDC)	Maître assistant
DR	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 garderai longtemps en mémoire ces trois années de vie professionnelle et personnelle passées à Saint-Étienne, au sein du laboratoire SMS de l'École Nationale Supérieure des Mines. Qui aurait pu dire que le hasard de la vie me mènerait là, comme un retour aux sources de mon origine !

Je voulais commencer par adresser mes plus profonds respects à mes deux directeurs de thèse, Julian et Claire, qui m'ont fait partager avec liberté et confiance leur passion pour la recherche scientifique. Leur avis et leur soutien a été déterminant dans la qualité de ce travail, et notamment de ce manuscrit qui fut plusieurs fois modifié. Aussi, je garde un excellent souvenir de l'accueil chaleureux et gastronomique qui m'a été réservé à leur domicile.

Gilles possède dans mon estime une place tout aussi importante, car son rationalisme et son sens de l'organisation nous ont permis d'orienter ce travail vers la meilleure direction possible. Nos échanges fructueux ont ouvert de nombreuses pistes de travail. Je lui souhaite avec conviction un bonheur sans fin avec toute sa petite famille grandissante.

Je suis aussi reconnaissant envers le Professeur Pete Bate qui n'a pas hésité à m'accueillir et à m'encadrer au Centre des Matériaux de l'Université de Manchester. La découverte de la culture anglaise m'a ouvert l'esprit, et j'ai été émerveillé par les paysages magnifiques de cette île, des collines du Peak District aux montagnes rocailleuses du Pays de Galles, des immenses étendues de l'Écosse aux lacs Irlandais du Connemara.

Je désirerais remercier les membres de mon jury, Mme Colette Rey et Mr Jean-Yves Buffière, d'avoir accepté de rapporter mon travail, et de m'avoir questionné durant la soutenance. Mr André Pineau m'a fait l'honneur de présider le jury, et d'animer avec entrain toute cette journée, je voudrais lui adresser toute ma gratitude.

Il y a un certain nombre de personnes de l'école pour lesquelles j'ai une pensée particulière, car sans eux, je n'en serais pas là. Mes meilleurs sentiments se portent notamment sur Paul, Sergio, Gilles, Prisca, Jérôme, Olivier, Thierry, Helmut, David et Christophe.

J'ai aussi tissé des liens d'amitié avec : Nico pour son émulation sportive, Seb pour sa passion du taquinage, Olivier pour sa vision Pyrénéiste de la montagne, Fred pour le ski de randonnée en Savoie (qu'il garde le moral comme il le fait si bien), PJ le plus sudiste

REMERCIEMENTS

des Stéphanois pour nous avoir initié au Soggy-Bottom, Vincent, Adeline et Quentin pour les bonnes vibes, Rémi pour sa motivation roulante, Adhish pour sa gentillesse et les longs retours à pieds du centre ville tard le soir, Greg pour EEG en force, Christophe pour les nuits sonores, Fabrice et Sandrine, Adrien pour notre conception du monde bien spéciale, Laurent pour la corse libre, Natalia, Christelle et Olivier, André pour la Bush, Nico, Emmanuel, Dimitri, Bagas pour sa culture Indonésienne, Ravi pour l'harissa dans les kebabs, Razzak pour sa détermination à découvrir le ski, Carolina, Murielle, Elodie, Maud, Flavien, Jean Baptiste et My-Thu, Mélanie, Fanny. J'espère réellement garder le contact avec eux pour pouvoir les revoir à nouveau.

Durant ces trois ans, je suis allé manger chez ma Mamie de manière presque hebdomadaire, ce qui m'a permis de m'aérer la tête et de bien me remplir l'estomac. Merci à Mamie ainsi qu'à Marinette, vous me faites bien rigoler avec toutes vos histoires!!! A moi aussi, vous allez me manquer.

J'ai aussi beaucoup apprécié que mon Parrain et sa femme, Pierre et Sylvie, se soient déplacés de loin pour venir m'écouter proférer un flot continu de termes barbares et d'équations abjectes.

Mes (futurs) beaux-parents, Jean-Louis et Florence, ont toute ma reconnaissance pour leurs encouragements. Désolé Jean-Louis, mais je n'ai pas encore trouvé la solution miracle pour protéger les jantes en aluminium de la corrosion par piqûre causée par le sel de déneigement. Je ne voudrais pas oublier de citer Cyril pour les bons moments passés ensemble à faire de la mécanique ou du wake.

Un grand merci à mes parents et à mon frère Nils pour leur irremplaçable et inconditionnel soutien. J'ai bien cru lire de l'émotion voire de la fierté dans leurs yeux ce fameux 28 mai 2010. A chaque fois que je rentre dans mon Vercors natal lors d'un week end toujours trop court, c'est avec bonheur que je les retrouve autour d'une table bien garnie ou au milieu d'une nature verdoyante.

Le plus fort de ces remerciements est bien entendu pour ma Lucie. Merci de m'avoir tenu la main jusqu'aux dernières lignes de ce mémoire, et d'avoir été extraordinaire pour l'organisation du repas. En plus de me supporter dans des conditions normales, elle a dû subir mes humeurs changeantes en fin de thèse. Quelle présence indispensable, c'est bien elle qui me permet d'exister, merci d'être là tous les jours.

Je dédie enfin ce travail à la mémoire de Lucas, qui nous a quitté bien trop tôt le 6 avril 2007. Je garderai son sourire et sa joie de vivre inscrits dans mon cœur à tout jamais.

Table des matières

1	Introduction générale	1
1.1	Contexte industriel	1
1.2	Évaluation visuelle du niveau de <i>lignage</i>	2
1.3	Échantillonnage	3
1.4	Cadre et objectifs de la thèse	4
2	Phénomènes de rugosité de surface	5
2.1	Rugosité de surface à l'échelle macroscopique : le <i>lignage</i>	7
2.1.1	Le <i>lignage</i> des tôles d'acier inoxydable	8
2.1.2	Le <i>lignage</i> des tôles d'aluminium	11
2.2	Rugosité de surface à l'échelle mésoscopique : la peau d'orange	15
2.2.1	Effet de la structure cristalline	16
2.2.2	Effet de la sollicitation extérieure imposée	16
2.2.3	Effet du rapport taille de grains / épaisseur de la tôle	17
2.2.4	Effet de la rugosité initiale	18
2.2.5	Effet de la texture cristallographique	19
3	Caractérisation et quantification du <i>lignage</i>	23
3.1	Acquisition et caractérisation de la rugosité de surface	25
3.1.1	Techniques expérimentales de mesure	25
3.1.2	Les méthodes de caractérisation de la rugosité existantes	27
3.2	Développement du code de quantification du <i>lignage</i>	31
3.2.1	Principes théoriques et application de la transformée de Fourier	32
3.2.2	La <i>densité de puissance spectrale APSD</i> appliquée au <i>lignage</i>	34
3.2.3	Performance de la méthode de notation	38
3.3	Analyse de la rugosité de surface après traction	46
3.3.1	Cartes topologiques d'altitude	46
3.3.2	Résultats de quantification du <i>lignage</i> après traction sens DT	48

TABLE DES MATIÈRES

4	Investigation microstructurale	53
4.1	Méthodes expérimentales	55
4.1.1	Mesures de la macrotexture	55
4.1.2	Mesures de la microtexture des plans (DL,DT)	56
4.1.3	Préparation des éprouvettes de traction	56
4.1.4	Protocole de <i>serial sectioning</i>	57
4.1.5	Exploitation des données cristallographiques	58
4.2	Résultats de l'étude préliminaire	60
4.2.1	Texture globale des tôles à l'état T4	60
4.2.2	Effet de la déformation sur les microtextures	65
4.3	Microtextures à l'état T4 par <i>serial sectioning</i>	71
4.3.1	Évolution de la distribution des amincissements ε_{33} avec la profondeur	71
4.3.2	Gradient de texture à travers l'épaisseur	76
4.3.3	Évolution de la taille de grains avec la profondeur	78
4.3.4	Correlation entre les longueurs d'onde de la rugosité de surface et celles de la microstructure	79
5	Modélisation micromécanique	83
5.1	Théorie de la plasticité cristalline	85
5.1.1	Cinématique du monocristal	85
5.1.2	Loi de comportement rigide-plastique	87
5.1.3	Loi de comportement viscoplastique	88
5.1.4	Rotation cristalline et écrouissage	89
5.2	Les modèles et les simulations mis en place	90
5.2.1	Modèles de type Statique et type Taylor	90
5.2.2	Modèle par Éléments Finis	92
5.2.3	Construction des maillages	94
5.3	Résultats des simulations	98
5.3.1	Rugosité simulée par Éléments Finis, maillages de type A	98
5.3.2	Comparaison entre les modèles, maillages de type A	102
5.3.3	Résultats des simulations par Éléments Finis des maillages de type B103	
6	Conclusion générale	107
	Annexes	113
A	Fabrication industrielle de l'AA6016	113

B	Textures cristallographiques	117
B.1	Définitions et conventions utilisées	117
B.2	Techniques de mesure des orientations cristallographiques	118
B.2.1	Mesure de la macrotexture	118
B.2.2	Mesure de la microtexture	120
B.3	Représentation des textures	120
C	Relations entre orientations cristallographiques et laminage	123
C.1	Le laminage	123
C.2	Textures de recristallisation	124
C.2.1	Recristallisation de la texture <i>Cube</i>	125
C.2.2	Recristallisation par Particle Stimulated Nucleation (PSN)	125
C.2.3	Structure granulaire et précipitation à l'état T4	126
C.3	Pistes d'amélioration de la qualité de surface	126
D	Quantification du <i>lignage</i>	129
D.1	Images de pierrage utilisées pour l'étude de la reproductibilité des notes	129
D.2	Images de pierrage utilisées pour l'étude de l'effet de leur résolution	131
D.3	Images de pierrage utilisées pour l'étude de l'effet de leur taille	132
D.4	Images de pierrage utilisées pour la quantification du <i>lignage</i>	134
E	Outils de manipulation et d'analyse des orientations	137
E.1	Rappels théoriques sur les quaternions	137
E.2	Manipulations d'orientations à l'aide des quaternions	139
E.2.1	Symétries cubiques	141
E.2.2	Fractions volumiques	142
E.2.3	Calcul d'une moyenne d'orientations	143
F	Effet de la déformation sur l'évolution individuelle des composantes de texture	145
G	Évolution de la distribution en taille de grains avec la profondeur	147
H	Loi d'écrouissage isotrope du modèle par Éléments Finis	151
H.1	Paramètres de la loi d'écrouissage	151
H.2	Sensibilité du modèle avec les paramètres de la loi d'écrouissage	153
	Bibliographie	155

Table des figures

1	Schématisation d'une tôle laminée et représentation du repère lié à la symétrie du laminage (DL,DT,DN)	xxv
2	Modes de déformation idéaux en traction (a) = Uniaxiale sens DL (b) = Biaxiale (c) = Plane sens DL	xxvi
1.1	Images après pierrage de la surface de tôles comportant différents niveaux de <i>lignage</i>	4
2.1	Différents profils idéalisés de <i>lignage</i> des faces supérieures et inférieures d'une tôle (a) = Symétrique (b) = Asymétrique (c) = Irrégulier	7
2.2	Profils expérimentaux de rugosité des faces supérieures et inférieures d'une tôle d'acier inoxydable ferritique après traction. La synchronisation des profils est de type asymétrique (Wright, 1972)	8
2.3	Modèles mécaniques proposés pour le <i>lignage</i> des aciers : (a) = Amincissements différentiels (Chao, 1967) (b) = Cisaillements hors-plan (Takechi <i>et al.</i> , 1967) (c) = Flambement (Wright, 1972)	10
2.4	Simulation par EF réalisée par Shin <i>et al.</i> (2003) : (a) = Maillage idéalisé montrant la distribution en clusters des composantes de texture (b) = Forme du maillage et distribution du cisaillement ε_{23} après simulation de traction de 20%	10
2.5	Profils de distribution en taille de grains dans la direction DT pour deux aciers inoxydables présentant des degrés de <i>lignage</i> (a) = Faible (b) = Fort (Knutsen, 2007)	11
2.6	Profils expérimentaux de rugosité des surfaces supérieures et inférieures dans des alliages d'aluminium indiquant un <i>lignage</i> de type (a) = Symétrique (Wittridge et Knutsen, 1999) (b) = Irrégulier (Baczynski <i>et al.</i> , 2000)	12

TABLE DES FIGURES

2.7 Illustration du mécanisme proposé par Wittridge et Knutsen (1999) pour expliquer l'apparition du *lignage* dans les tôles d'aluminium lors d'une traction sens DT (a) = Distribution de clusters de texture R alignés avec DL et entouré de matrice $Cube$ (b) = Développement initial de la rugosité de surface (c) = Liaison des dépressions pour former des vallées continues (d) = Localisation macroscopique de la déformation à partir des vallées et à travers l'épaisseur de l'échantillon 14

2.8 Fractions volumiques des textures $Cube$, $Goss$ et P sommées sur la demi-épaisseur d'une tôle AA6111 pour un balayage selon DT (Jin *et al.*, 2005) . 15

2.9 Relation entre le paramètre de rugosité R_a et la taille de grains moyenne d lors de la traction équi-biaxiale de tôles AA1050 (Kawai et Nakamura, 1986). Le taux de déformation ε_d est fixé à 0.134 et calculé par la formule suivante : $\varepsilon_d = \sqrt{\varepsilon_{11}^2 + \varepsilon_{22}^2}$ 18

3.1 Principe de fonctionnement de la microscopie laser confocale 26

3.2 Carte de topologie de surface d'une tôle tractionnée issue d'une mesure par microscopie laser confocale (a) = Avant correction de la planéité (b) = Après correction de la planéité par suppression de forme (approximation polynomiale d'ordre 5) 27

3.3 Représentation schématique du calcul des paramètres conventionnels de rugosité R_a ou R_q pour un profil d'altitude donné 28

3.4 Illustration du fait que différentes surfaces peuvent avoir la même valeur de paramètre conventionnel de rugosité (a) = Images expérimentales possédant la même valeur de R_q (Stoudt et Hubbard, 2005) (b) = Schématisation de quatre profils possédant la même valeur de R_a 29

3.5 Comparaison entre les intensités du *lignage* estimées visuellement et les valeurs du paramètre de rugosité R_a modifié pour plusieurs tôles AA6016 tractionnées de 15% (Fraczkiewicz, 2006) 30

3.6 Principe de l'*autocorrélation* d'un signal 2D continu 31

3.7 (a) = Représentation schématique en niveaux de gris d'une morphologie purement liguée (b) = Fonction $APSD$ associée (c) = Fonction $AACF$ associée 35

3.8 (a) = Représentation schématique en niveaux de gris d'une morphologie isotrope purement rugueuse (b) = Fonction $APSD$ associée (c) = Fonction $AACF$ associée 36

3.9 (a) = Représentation schématique en niveaux de gris d'une morphologie mixte comportant une composante alignée et une composante isotrope rugueuse (b) = Fonction $APSD$ associée (c) = Fonction $AACF$ associée . . . 36

3.10	Principe de la quantification d'un phénomène 2D dans l'espace de la fonction <i>APSD</i> à partir de ses valeurs de fréquence spatiale (ici 2.8 et 5.5). Les valeurs entières correspondent à des pixels à partir desquels l'interpolation linéaire est réalisée	38
3.11	Logigramme de la méthode de quantification du <i>lignage</i> par l'intermédiaire des fonctions d' <i>APSD</i>	39
3.12	Comparaison des notes globales de quantification calculées sur des images de pierrage issues de deux échantillons distincts	40
3.13	Variation relative (en %) des notes globales et des notes intermédiaires en fonction de la résolution des données d'entrée issues d'images de pierrage des matières <i>Faible1</i> et <i>Moyen2</i>	41
3.14	Variation relative (en %) des notes globales en fonction des tailles dans le sens du <i>lignage</i> (DL) et perpendiculairement au <i>lignage</i> (DT) des images de pierrage des matières <i>Faible1</i> et <i>Moyen2</i>	41
3.15	Extraction des phénomènes de <i>lignage</i> pur et de rugosité grossière d'après leurs dimensions caractéristiques à partir de l'image de pierrage de la matière <i>Moyen2</i>	44
3.16	Extraction des phénomènes de <i>lignage</i> pur et de rugosité grossière d'après leurs dimensions caractéristiques à partir de l'image de pierrage de la matière <i>Moyen1</i>	45
3.17	Cartes de topographie de la rugosité de surface de quatre matières différentes après 15% de traction uniaxiale sens DT et sens DL	47
3.18	Notes globales et détails des contributions calculées par le code de quantification à partir d'images de pierrage de 16 matières différentes. Le code couleur - vert, orange, rouge - correspond respectivement aux matières à - <i>Faible</i> , <i>Moyen</i> et <i>Fort</i> - niveau de <i>lignage</i> estimé visuellement	49
3.19	Comparaison entre les notes globales calculées par le code de quantification et les trois catégories de <i>lignage</i> établies visuellement	50
4.1	Echantillon sandwich utilisé pour les mesures de macrotecture par diffraction des rayons X	55
4.2	Géométries des échantillons préparés (a) = Pour l'étude préliminaire concernant l'effet de la déformation (b) = Pour l'étude de la microtexture à travers l'épaisseur	57
4.3	Correlation entre l'intensité de présence de la composante de texture <i>Cube</i> et le niveau de <i>lignage</i> estimé visuellement dans plusieurs tôles d'aluminium AA6016-T4	61

TABLE DES FIGURES

4.4	Fraction volumique (en %) de quelques composantes de texture idéales présentes dans les cinq matières étudiées à l'état T4 et obtenues par diffraction des rayons X	62
4.5	Coupes FDOC à φ_2 constant obtenues à partir des analyses de diffraction des rayons X des matières à l'état T4 (a) = <i>Faible1</i> , (b) = <i>Moyen1</i> , (c) = <i>Moyen2</i> , (d) = <i>Moyen3</i> , (e) = <i>Fort1</i>	65
4.6	Champs de rotation des textures exprimés dans l'espace d'Euler (sections à $\varphi_2 = 0^\circ$) pour un incrément de déformation quasi-uniaxiale (Baczynski <i>et al.</i> , 2000)	66
4.7	Fraction volumique de quelques composantes de texture idéales présentes dans une éprouvette avant (état T4) et après traction uniaxiale sens DT (a-b) = Matières <i>Faible1</i> et <i>Moyen2</i> après 15% de déformation et deux conditions aux limites différentes (c) = Mesures de Bennett <i>et al.</i> (2009) (désorientation maximale de 11°) réalisées sur une couche située à environ $35\mu m$ de profondeur après 18% de déformation	68
4.8	Cartes d'amincissement ε_{33} et profils de variation des mêmes zones avant et après 15% de déformation plastique accompagnées des coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et $\varphi_2 = 45^\circ$ (a-b) = Couche de la matière <i>Faible1</i> située à $30\mu m$ sous la surface ($p = 0.94$) (c-d) = Couche de la matière <i>Moyen2</i> située à $100\mu m$ sous la surface ($p = 0.8$)	70
4.9	Images de pierrage des trois matières dont les microtextures ont été explorées par <i>serial sectioning</i> (taille des analyses EBSD en bleu)	71
4.10	Légende des figures 4.11, 4.12 et 4.13	72
4.11	Matière <i>Faible1</i> . Cartes d'amincissement ε_{33} calculées pour le mode de déformation Plane sens DT à partir des acquisitions EBSD. En bleu est indiqué le profil de variations selon DT. Coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et à $\varphi_2 = 45^\circ$ avec les intensités associées	73
4.12	Matière <i>Moyen2</i> . Cartes d'amincissement ε_{33} calculées pour le mode de déformation Plane sens DT à partir des acquisitions EBSD. En bleu est indiqué le profil de variations selon DT. Coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et à $\varphi_2 = 45^\circ$ avec les intensités associées	74
4.13	Matière <i>Fort1</i> . Cartes d'amincissement ε_{33} calculées pour le mode de déformation Plane sens DT à partir des acquisitions EBSD. En bleu est indiqué le profil de variations selon DT. Coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et à $\varphi_2 = 45^\circ$ avec les intensités associées	75
4.14	Évolution à l'état T4 des fractions volumiques de quelques composantes de texture idéales en fonction de la profondeur	77

4.15	Évolution des tailles de grains moyennes avec la profondeur de la couche dans les matières <i>Faible1</i> , <i>Moyen2</i> et <i>Fort1</i>	79
4.16	Comparaison quantitative des longueurs d'onde de l'image de pierrage de la matière <i>Fort1</i> et des longueurs d'onde des distributions d'amincissements ε_{33} issues des acquisitions EBSD à différentes profondeurs	80
5.1	Schématisation de la rotation d'un cristal causée par sa déformation plastique	89
5.2	Cartes d'amincissement ε_{33} de couches situées à $55\mu m$ sous la surface ($p = 0.89$) pour lesquelles sont indiquées les zones dites <i>molles</i> ou <i>dures</i> servant de texture d'entrée aux maillages. Coupes des FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$	95
5.3	Schématisation des maillages (a) = Type A (b) = Type B	97
5.4	Légende de la figure 5.5	99
5.5	Rugosité de surface simulée Δh par Éléments Finis, maillages de type A. Profils moyens associés en bleu et localisation de la bande en rouge. Les unités sont toutes en μm . Repère des maillages : axe horizontal = DT et axe vertical = DL. Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN	100
5.6	Comparaison entre (a) = la rugosité de surface simulée Δh et (b-e) = les distributions spatiales de différentes composantes de déformation après simulation par Éléments Finis et dans les conditions suivantes : matière <i>Fort1</i> , maillage de type A, mode de déformation Plane DT. Repère des maillages : axe horizontal = DT et axe vertical = DL. Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN	101
5.7	Comparaison des profils de variation issus des simulations de déformation du maillage de type A de la matière <i>Fort1</i> par différents modèles. Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN	103
5.8	Évolution des profils de la rugosité de surface simulée (en μm) par Éléments Finis en fonction de la localisation en profondeur de la couche de grains lignée et en fonction du mode de déformation en traction du maillage de type B de la matière <i>Fort1</i> . La zone de texture bande est localisée en rouge. Les unités sont toutes en μm . Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN	105
A.1	Schématisation des étapes industrielles de traitement thermo-mécaniques TTM pour la fabrication de produits plats en aluminium 6xxx	115
A.2	Différentes finitions de surface après laminage à froid (LaF)	115
B.1	(a) = Définition des angles d'Euler dans la convention de Bunge permettant de passer du repère de la tôle à celui du cristal (b) = Définition des repères liés à la tôle et au cristal	118

TABLE DES FIGURES

B.2 Schéma de la diffraction des électrons retrodiffusés par un plan $\{hkl\}$ et de la formation d'une bande de Kikuchi lors d'une mesure par EBSD 121

B.3 Exemple de coupes de la FDOC dans lesquelles sont indiquées la localisation de quelques composantes de texture idéales 122

C.1 Schématisation d'une passe de laminage sur une demi-tôle et illustration des paramètres dimensionnels importants 124

D.1 Comparaison des contributions individuelles calculées à partir des images de pierrage présentées dans la figure D.2 129

D.2 Images de pierrage utilisées pour l'évaluation de la reproductibilité des notes produites par le code de quantification du *lignage* 130

D.3 Quelques images de pierrage utilisées pour l'étude de l'effet de la résolution des données d'entrée sur la quantification du *lignage* 131

D.4 Quelques images de pierrage de la matière *Faible1* utilisées pour l'étude de l'effet de la taille des données d'entrée sur la quantification du *lignage* . . . 132

D.5 Quelques images de pierrage de la matière *Moyen2* utilisées pour l'étude de l'effet de la taille des données d'entrée sur la quantification du *lignage* . 133

D.6 Images de pierrage des échantillons dont la surface présente un niveau de *lignage* estimé visuellement comme *Faible* 134

D.7 Images de pierrage des échantillons dont la surface présente un niveau de *lignage* estimé visuellement comme *Moyen* 135

D.8 Images de pierrage des échantillons dont la surface présente un niveau de *lignage* estimé visuellement comme *Fort* 135

E.1 Illustration du changement de SdC (Quey, 2009). C_c est le SdC lié au cristal. C_s et C'_s sont l'ancien et le nouveau SdC dans lesquels l'orientation du cristal est exprimée. q_s est l'orientation du nouveau SdC C'_s exprimée dans l'ancien SdC C_s 140

E.2 Illustration de la composition de deux rotations q_1 puis q_2 en une seule rotation q (Quey, 2009) 141

E.3 Illustration 2D du calcul d'une orientation moyenne effectuée par sommation des vecteurs unitaires puis normalisation. q_1, \dots, q_7 sont les orientations à moyenner, et q_{moy} est l'orientation moyenne (Humphreys *et al.*, 2001) . . 144

F.1 Cartes en composantes de texture de la même zone, avant et après 15% de déformation. Nota : l'abréviation PNI réfère aux points non indexés.
 (a-d) = Couche de la matière *Faible1* située à $30\mu m$ sous la surface ($p = 0.94$)
 (e-h) = Couche de la matière *Moyen2* située à $100\mu m$ sous la surface ($p = 0.8$) 146

G.1	Matière <i>Faible1</i> . Cartes de distributions en taille de grains calculées à partir des acquisitions EBSD par le code de reconstruction de la microstructure. En vert est indiqué le profil de variations selon DT	148
G.2	Matière <i>Moyen2</i> . Cartes de distributions en taille de grains calculées à partir des acquisitions EBSD par le code de reconstruction de la microstructure. En vert est indiqué le profil de variations selon DT	149
G.3	Matière <i>Fort1</i> . Cartes de distributions en taille de grains calculées à partir des acquisitions EBSD par le code de reconstruction de la microstructure. En vert est indiqué le profil de variations selon DT	150
H.1	Essai de compression plane réalisé à température ambiante sur des tôles AA6016 (Mattei, 2009) (a) = Échantillon sandwich initial (b) = Échantillon sandwich après une déformation logarithmique $\bar{E} = 0.9$	151
H.2	(a) = Courbe expérimentale contrainte-déformation $\bar{\Sigma} \Leftrightarrow \bar{E}$ formée de deux passes successives (b) = Courbes $\Theta \Leftrightarrow \bar{\Sigma}$ expérimentales et fittées par la loi de type Voce modifiée	152

Liste des tableaux

1	Valeurs du paramètre β en fonction du mode de déformation et du sens de traction imposé à l'échantillon	xxvi
1.1	Composition en pourcentage massique des alliages d'aluminium AA6016 et AA6111 (Burger <i>et al.</i> , 1995)	2
3.1	Effet de la variation des longueurs d'onde caractéristiques des phénomènes de <i>lignage</i> pur et de rugosité grossière sur le calcul de leurs contributions à partir de l'image de pierrage de la matière <i>Moyen2</i>	42
5.1	Paramètres de la loi d'écroûissage déterminés à partir des données expérimentales d'un essai de compression	94
5.2	Composantes de texture majoritaires et intensités associées issues des zones <i>dures</i> et des zones <i>molles</i> de la microtexture des couches situées à une profondeur de $55\mu m$ sous la surface des matières <i>Faible1</i> , <i>Moyen2</i> et <i>Fort1</i>	96
5.3	Coefficients de corrélation moyens entre la rugosité de surface simulée Δh par Éléments Finis et les paramètres mécaniques calculés par les modèles Statique (ϵ_{33}) et Taylor FC (T) pour les maillages de type A des trois matières	102
B.1	Quelques composantes de texture idéales accompagnées de leurs orientations en indices de Miller et en angles d'Euler	119
E.1	Fraction volumique (en %) de quelques composantes idéales présentes dans une texture théoriquement isotrope (équation E.15)	143
H.1	Paramètres de la loi d'écroûissage fittés sur les données expérimentales de compression	152
H.2	Etude des variations relatives de la rugosité de surface simulée (altitudes hors-plan) avec les variations des paramètres de la loi d'écroûissage du modèle par Éléments Finis	153

Liste des acronymes

AA	<i>Aluminium Association</i>
FSS	<i>Ferritic Stainless Steel</i>
FEG-SEM	<i>Field Emission Gun Scanning Electron Microscope</i>
EBSD	<i>Electronic Back Scatter Diffraction</i>
Fv	<i>Fraction volumique</i>
CFC	<i>Cubique Faces Centrées</i>
CC	<i>Cubique Centrées</i>
HC	<i>Hexagonal Compact</i>
EF	<i>Éléments Finis</i>
VPSC	<i>Visco-Plastic Self-Consistent</i>
FC	<i>Full Constraints</i>
RC	<i>Relaxed Constraints</i>
FFT	<i>Fast Fourier Transform</i>
IFT	<i>Inverse Fourier Transform</i>
APSD	<i>Areal Power Spectral Density</i>
AACF	<i>Areal Auto Correlation Function</i>
T	<i>Facteur de Taylor</i>
FDOC	<i>Fonction de Distribution des Orientations Cristallines</i>
TTM	<i>Traitement Thermo-Mécanique</i>
TTh	<i>Traitement Thermique</i>
LaC	<i>Laminage à Chaud</i>
LaF	<i>Laminage à Froid</i>
RI	<i>Recuit Intermédiaire</i>
PSN	<i>Particle Stimulated Nucleation</i>
DL	<i>Direction de Laminage</i>
DT	<i>Direction Transverse</i>
DN	<i>Direction Normale</i>
MF	<i>Mill Finish</i>
EDT	<i>Electron Discharge Texturing</i>
Ra	<i>Root Mean Square Roughness</i>

Conventions et notations

Fixons tout de suite les conventions et notations mathématiques utilisées dans la suite du manuscrit.

Les vecteurs (tenseurs d'ordre 1) sont soulignés par un trait :

$$\underline{v} = (v_i) \quad (1)$$

Les tenseurs d'ordre 2, décrivant souvent des matrices (3x3) dans cette étude, sont soulignés de deux traits :

$$\underline{\underline{a}} = (a_{ij}) \quad (2)$$

Le produit contracté entre deux matrices, mathématiquement représenté par \cdot , se calcule comme suit :

$$\underline{\underline{a}} \cdot \underline{\underline{b}} = r_{ij} = \sum_p a_{ip} b_{pj} \quad (3)$$

Le produit doublement contracté entre deux matrices, mathématiquement représenté par $:$, se calcule comme suit :

$$\underline{\underline{a}} : \underline{\underline{b}} = r = \sum_i \sum_j a_{ij} b_{ji} \quad (4)$$

Le produit dyadique entre deux matrices, mathématiquement représenté par \otimes , se calcule comme suit :

$$\underline{\underline{a}} \otimes \underline{\underline{b}} = r_{ij} = a_{ij} b_{ij} \quad (5)$$

CONVENTIONS ET NOTATIONS

Lorsque les tenseurs d'ordre 2 rencontrés sont symétriques et à trace nulle comme c'est souvent le cas, il est possible de simplifier leur manipulation en les exprimant à l'aide d'un vecteur à cinq composantes indépendantes (Lequeu *et al.*, 1987) :

$$\begin{aligned} v_1 &= (a_{22} - a_{11})/\sqrt{2} \\ v_2 &= a_{33}\sqrt{3}/\sqrt{2} \\ v_3 &= a_{23}\sqrt{2} \\ v_4 &= a_{13}\sqrt{2} \\ v_5 &= a_{12}\sqrt{2} \end{aligned}$$

Les grandeurs macroscopiques (agissant sur l'échantillon polycristallin dans son ensemble) sont écrites en majuscules alors que les grandeurs mésoscopiques (agissant à l'échelle des grains) et les grandeurs microscopiques (au niveau des systèmes de glissement) sont en minuscules.

	Déformation	Contrainte	Contrainte déviatorique	Rotation
Macroscopique (Tôle)	E	Σ	S	Ω
Mésoscopique (Grain)	ε	σ	s	w
Microscopique (Systèmes)	γ	τ	-	w^p

La mécanique des milieux continus formalise l'état de déformation dans lequel se trouve un élément de matière à l'aide du tenseur de déformation $\underline{\underline{E}}$, et du tenseur des contraintes $\underline{\underline{\Sigma}}$. Il est aussi souvent utile de travailler sur le tenseur déviateur des contraintes $\underline{\underline{S}}$ afin de s'affranchir des effets de la pression hydrostatique. Il est calculé à partir du tenseur des contraintes auquel lui est retranchée la partie due à la pression hydrostatique :

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\Sigma}} - \frac{1}{3}trace(\underline{\underline{\Sigma}}) \quad (6)$$

La convention de Von Mises est employée en mécanique lorsque qu'il est nécessaire de comparer des états mécaniques entre eux par l'intermédiaire d'une grandeur scalaire équivalente :

$$\begin{aligned} \bar{E} &= \sqrt{\frac{2}{3} \sum_i \sum_j E_{ij}^2} \\ \bar{\Sigma} &= \sqrt{\frac{3}{2} \sum_i \sum_j \Sigma_{ij}^2} \end{aligned} \quad (7)$$

Le taux de déformation conventionnel d'une éprouvette après un essai de traction, souvent exprimé en pourcentage, se calcule en effectuant le rapport entre la différence d'allongement Δl et la longueur initiale l_0 : $\overline{E}_c = (l - l_0)/l_0$. Pour des taux de déformation importants, il est plus juste de tenir compte des effets de la contraction du matériau et d'utiliser la déformation vraie définie par : $\overline{E} = \ln(\overline{E}_c + 1)$.

La figure 1 représente schématiquement le repère orthonormé de référence lié à la tôle. Ses axes sont parallèles avec les trois axes de symétrie d'une tôle laminée. La direction DL correspond à la direction de laminage (1), la direction DT à la direction transverse au laminage (2), la direction DN est la direction normale traversant l'épaisseur de la tôle (3). Lorsque nous parlons de la face DL, il s'agit de la face normale à la direction DL, c'est à dire un des plans (DT,DN). Il en est de même pour les faces DT ou DN.

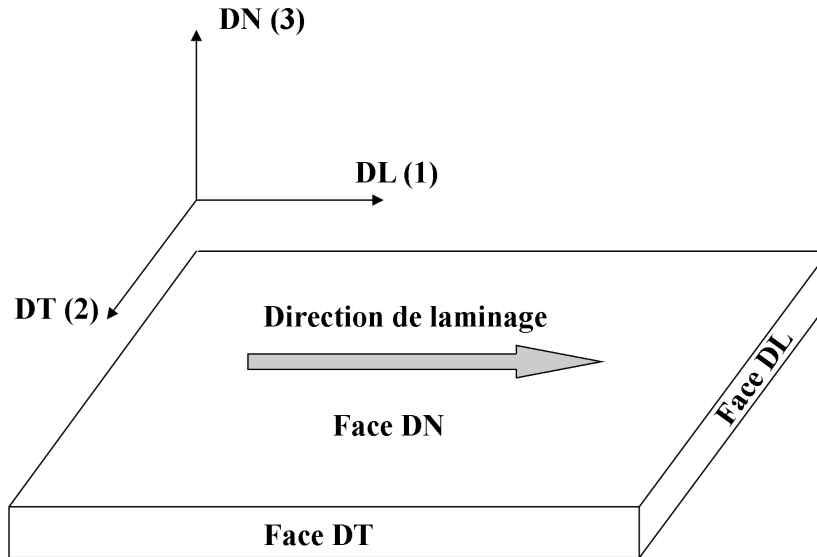


Figure 1: Schématisation d'une tôle laminée et représentation du repère lié à la symétrie du laminage (DL,DT,DN)

Lorsque nous parlons d'une couche particulière contenue à l'intérieur d'une tôle, nous nous référons à sa profondeur à travers le paramètre p compris entre 0 (mi-épaisseur) et 1 (surface) calculé comme suit (t_0 est l'épaisseur de la tôle, et Δt est la distance du plan d'étude par rapport au plan médian) :

$$p = \frac{2\Delta t}{t_0} \quad (8)$$

CONVENTIONS ET NOTATIONS

L'état de déformation d'un volume élémentaire de matière dépend des forces de traction imposées à l'éprouvette mais aussi des conditions mécaniques aux limites résultantes de sa géométrie. Dans le but de simplifier les phénomènes mécaniques mis en jeu, les modes de déformation couramment utilisés sont idéaux car ils respectent les symétries de l'échantillon. La figure 2 illustre quelques modes de déformation en traction. Par la suite, nous nous référerons à ces modes de déformation par la valeur du paramètre β détaillée dans le tableau 1.

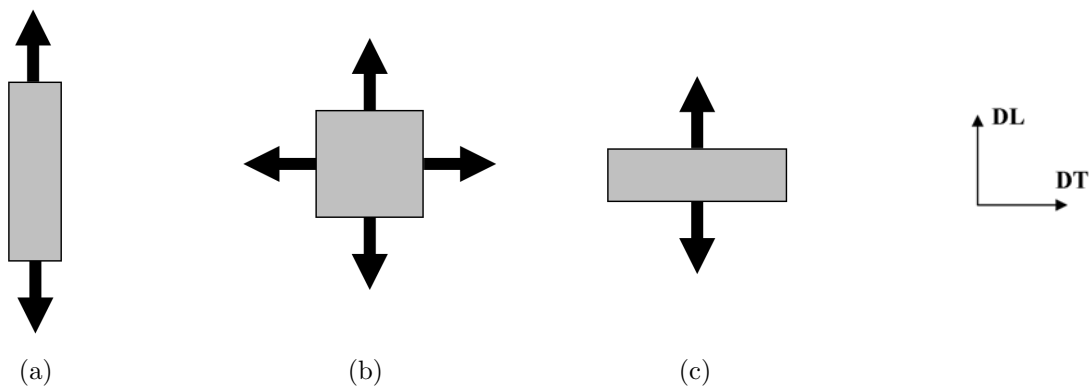


Figure 2: Modes de déformation idéaux en traction (a) = Uniaxiale sens DL (b) = Biaxiale (c) = Plane sens DL

Mode de déformation	Sens de traction	
	DL	DT
Uniaxiale	$\beta = -2$	$\beta = 1$
Plane	$\beta = -1$	$\beta = 0$
Biaxiale	$\beta = -0.5$	

Tableau 1: Valeurs du paramètre β en fonction du mode de déformation et du sens de traction imposé à l'échantillon

Chapitre 1

Introduction générale

Sommaire

1.1	Contexte industriel	1
1.2	Évaluation visuelle du niveau de <i>lignage</i>	2
1.3	Échantillonnage	3
1.4	Cadre et objectifs de la thèse	4

1.1 Contexte industriel

Dans un contexte mondial d'épuisement des ressources naturelles et de réchauffement climatique par les gaz à effet de serre, la réduction de la consommation d'énergie dans le domaine des transports est fondamentale. Il est ainsi estimé qu'une réduction de 10% de la masse totale d'un véhicule permet d'économiser 8 à 10% de carburant (Morita, 1998). L'emploi de matériaux légers est alors entrepris par les constructeurs automobiles afin d'anticiper les normes environnementales à venir concernant les émissions de dioxyde de carbone.

Les propriétés intrinsèques des alliages d'aluminium leur permettent de tenir une place très concurrentielle dans l'allègement de la structure des véhicules par rapport à l'acier historiquement leader. Ils possèdent en effet un bon rapport propriétés mécaniques sur densité, une bonne formabilité, une excellente résistance à la corrosion et une forte aptitude au recyclage. C'est pourquoi la part de l'utilisation de l'aluminium dans l'automobile a augmenté de plus de 80% durant la dernière décennie.

Ils sont employés sous différentes formes en fonction de l'application visée :

- Produits bruts de coulée forgés ou non (moteurs, bras de direction)
- Produits extrudés (crash box, structure, châssis)

- Produits plats laminés (panneaux de carrosserie intérieurs ou extérieurs, échangeurs de chaleurs)

En ce qui concerne les panneaux extérieurs de carrosserie, les alliages avec durcissement structural $Al - Mg - Si$ de la série 6xxx possèdent la faveur des manufacturiers automobiles. Ils ont la caractéristique d'être très ductiles lors de leur mise en forme par emboutissage, et de pouvoir ensuite atteindre une dureté élevée après le traitement thermique (TTh) utilisé pour cuire la peinture de finition.

Plus particulièrement, les alliages AA6016 et AA6111, de composition proche (tableau 1.1) sont respectivement destinés aux marchés Européens et Américains. En effet, la plus haute formabilité de l'aluminium AA6016 est préférée en Europe en comparaison de la plus grande résistance mécanique de l'alliage AA6111 après durcissement.

Alliage	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr
AA6016	0.30-0.60	1.0-1.50	<0.20	<0.50	<0.20	0.10
AA6111	0.50-1.0	0.60-1.10	0.50-0.90	<0.40	<0.40	<0.10

Tableau 1.1: Composition en pourcentage massique des alliages d'aluminium AA6016 et AA6111 (Burger *et al.*, 1995)

Le problème industriel vient du fait que certaines tôles en alliages d'aluminium de la série 6xxx, employées en tant que panneaux extérieurs, peuvent présenter un défaut d'aspect de surface. Ce phénomène, appelé *lignage*, apparaît lors de la mise en forme des tôles par emboutissage et correspond à de la rugosité de surface alignée. Ainsi, il est observé une alternance de bandes formant des crêtes adjacentes à des zones constituant des vallées. L'exigence des constructeurs automobiles en terme de finition et de qualité de surface s'accroissant de plus en plus, ALCAN étudie de près ce phénomène depuis plusieurs années dans le but de le maîtriser et de satisfaire les demandes de ses clients.

1.2 Évaluation visuelle du niveau de *lignage*

Les fabricants automobiles jugent visuellement la qualité de surface des tôles une fois qu'elles ont été embouties et peintes. La peinture qui les recouvre joue alors le rôle de révélateur du *lignage* car les ondulations de la surface sont contrastées par la lumière et forment des zones brillantes adjacentes à des zones sombres. Bien que cette méthode ait l'inconvénient d'être très subjective (sentiment global de l'opérateur) et binaire (niveau

acceptable ou non), elle fait autorité dans le domaine et reste la référence.

Afin de se rapprocher le plus possible des conditions expérimentales rencontrées par les fabricants automobiles, il est utilisé en laboratoire une technique appelée pierrage. Cette technique consiste à déposer une fine couche d'encre noire sur une éprouvette de traction préalablement déformée de 15%. Puis à l'aide d'une cale en plastique souple recouverte de papier abrasif (grain P800), de polir à la main la surface encrée de l'échantillon par un seul passage perpendiculairement aux bandes de *lignage*. Ce léger griffage permet d'écarter la surface rugueuse de l'éprouvette, et donc de créer une différence de coloration entre les vallées où l'encre noire reste présente et les crêtes redevenues couleur gris métal.

1.3 Échantillonnage

Les cinq matières qui ont servi de base à nos travaux ont été fabriquées par une succession d'opérations thermo-mécaniques (TTM). Nous avons notamment fait varier, d'une matière à l'autre, la température en sortie du laminage à chaud (LaC) et la nature du recuit intermédiaire (RI) au cours du laminage à froid (LaF) afin de forcer ou non la recristallisation du matériau. Le lecteur est invité à consulter l'Annexe A pour plus de détails concernant les étapes de transformation thermo-mécanique (TTM) de ces alliages.

La figure 1.1 présente les images de pierrage produites à partir des 5 matières étudiées dont le référencement correspond à leur niveau de *lignage* estimé visuellement : *Faible*, *Moyen* ou *Fort*. Précisons que les lignes visibles dans la direction DT sont les rayures créées artificiellement par le procédé de pierrage, alors que les bandes caractéristiques du phénomène de *lignage* s'étendent dans la direction DL.

Ces cinq images montrent différentes morphologies de rugosité de surface. La matière *Faible*, qui possède un aspect de surface globuleux et plutôt isotrope présente un niveau de *lignage* acceptable par les manufacturiers automobiles, alors que la matière *Fort*, d'aspect plus fin mais offrant un alignement selon DL important n'est pas acceptée. En revanche, les trois autres matières dénommées *Moyen*, ont un niveau de *lignage* considéré comme intermédiaire, et leur acceptation dépend de l'exigence du client. L'analyse de cette classe crée des difficultés car elle peut à la fois contenir des matières ayant un alignement mais de faible densité (*Moyen2* et *Moyen3*), et des matières à la rugosité de surface mixte car constituées d'un mélange de lignes et de rugosité grossière ou globulaire (*Moyen1*).

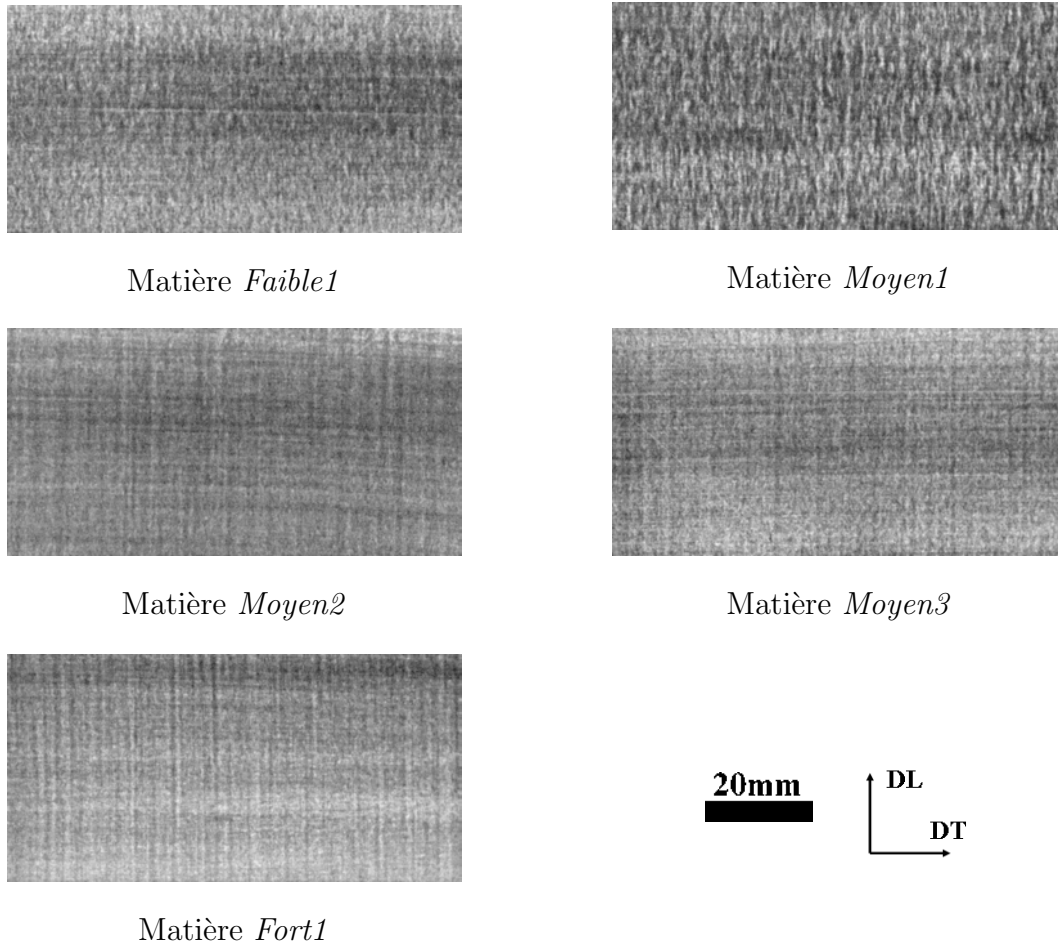


Figure 1.1: Images après pierrage de la surface de tôles comportant différents niveaux de *lignage*

1.4 Cadre et objectifs de la thèse

Cette thèse est conduite dans le cadre du projet *Tôles en alliage d'aluminium à haute formabilité pour l'allègement automobile* du pôle de compétitivité ViaMéca associant deux partenaires industriels - ALCAN CRV et Loire Étude - à deux organismes de recherche - l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne et l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon -. Elle s'inscrit dans la continuité des Masters recherche menés par Lemaître (2004) et par Fraczkiewicz (2006).

L'objectif de ce travail est de mieux cerner les relations entre la déformation en volume des tôles et l'apparition du *lignage* en surface. En particulier, l'origine microstructurale de la formation des différentes morphologies de rugosité doit être mieux comprise. Un séjour de six mois au Centre des Matériaux de l'Université de Manchester (Royaume-Uni) a été réalisé durant l'année 2008 afin de bénéficier des compétences du Professeur Pete Bate en simulations numériques.

Chapitre 2

Phénomènes de rugosité de surface

Sommaire

2.1	Rugosité de surface à l'échelle macroscopique : le <i>lignage</i>	7
2.1.1	Le <i>lignage</i> des tôles d'acier inoxydable	8
2.1.2	Le <i>lignage</i> des tôles d'aluminium	11
2.2	Rugosité de surface à l'échelle mésoscopique : la peau d'orange	15
2.2.1	Effet de la structure cristalline	16
2.2.2	Effet de la sollicitation extérieure imposée	16
2.2.3	Effet du rapport taille de grains / épaisseur de la tôle	17
2.2.4	Effet de la rugosité initiale	18
2.2.5	Effet de la texture cristallographique	19

Introduction

Le procédé de fabrication des tôles métalliques, composé d'une combinaison d'opérations thermo-mécaniques, fait qu'elles possèdent par nature une forte hétérogénéité d'un point de vue microstructural (forme et taille des grains, distribution des secondes phases) et cristallographique (distribution spatiale des composantes de texture). L'annexe B regroupe de nombreuses informations utiles concernant les textures cristallographiques, et en particulier les conventions et les techniques de mesure utilisées. L'annexe C détaille les évolutions de la microstructure des tôles durant leur laminage, et les conséquences sur la recristallisation.

Ce chapitre réalise une synthèse des connaissances actuelles portant sur les relations triangulaires entre microstructure d'une tôle, déformation plastique imposée et rugosité

CHAPITRE 2. PHÉNOMÈNES DE RUGOSITÉ DE SURFACE

de surface résultante. Ainsi, deux échelles différentes sont tour à tour visitées afin de fournir des pistes de réflexion sur les origines mécaniques de l'apparition des phénomènes de rugosité de surface rencontrés : l'échelle macroscopique qui correspond à l'échelle d'observation visuelle du *lignage*, puis l'échelle mésoscopique qui traduit mieux les problématiques mécaniques mises en jeu.

2.1 Rugosité de surface à l'échelle macroscopique : le *lignage*

Le phénomène de *lignage* à la surface d'une tôle est considéré comme un défaut esthétique qui peut se rencontrer aussi bien dans les tôles d'aluminium que les tôles d'acier inoxydable ferritique. Des essais de traction ont aussi montré qu'il peut limiter la formabilité en réduisant l'allongement à rupture par une localisation précoce de la striction (Bate, 1992; Beaudoin *et al.*, 1998; Baczynski *et al.*, 2000). Ce phénomène de rugosité est très hétérogène car il se caractérise par une alternance de bandes formées par des crêtes et des vallées parallèlement à DL. Le *lignage* possède des dimensions bien supérieures à la taille des grains, et donc à la rugosité en peau d'orange, c'est pourquoi il peut être considéré comme d'échelle macroscopique. Par exemple, dans l'aluminium, son amplitude selon DN (correspondant à la différence d'altitude entre une vallée et une crête) est faible (entre 1 et $20\mu m$), mais son extension selon DL peut atteindre plus de $50mm$. Pour les aciers, la profondeur des ondulations semble plus importante (20 à $50\mu m$) mais leur longueur plus petite (10 à $20mm$).

Un point important concerne la synchronisation des motifs de la rugosité observés sur la même zone des faces supérieures et inférieures d'une tôle. Les ondulations du *lignage*, illustrées schématiquement dans la figure 2.1, peuvent traverser l'épaisseur de la tôle (*lignage* symétrique et asymétrique) ou bien se former indépendamment sur les deux faces (*lignage* irrégulier).

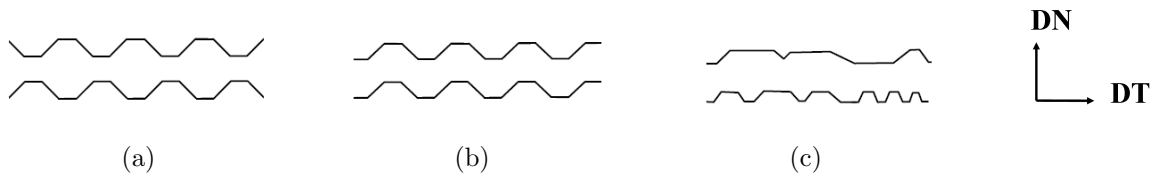


Figure 2.1: Différents profils idéalisés de *lignage* des faces supérieures et inférieures d'une tôle (a) = Symétrique (b) = Asymétrique (c) = Irrégulier

Les deux sous-sections suivantes présentent les travaux antérieurs menés sur le *lignage* dans des tôles d'acier et d'aluminium. Elles dressent un comparatif sur les observations et les mesures réalisées, et tentent de synthétiser les explications relatives aux origines de sa formation dans chacune des deux matières. D'un point de vue microstructural, des alignements de texture similaires sont toujours observés au sein des tôles, mais la nature ainsi que la localisation sont différentes d'une matière à l'autre. Depuis peu, l'augmentation de la puissance de calcul des ordinateurs a permis de mener des études par simulation

numérique. Les différents types de modélisation ainsi que les lois de plasticité cristalline décrivant la réaction mécanique d'un cristal soumis à une contrainte extérieure sont détaillés dans le chapitre 5 de ce manuscrit.

2.1.1 Le *lignage* des tôles d'acier inoxydable

Le *lignage* dans les aciers inoxydables ferritiques a suscité des recherches bien avant celles dans les alliages d'aluminium, et il semble que les connaissances sur ce phénomène soient plus avancées pour les aciers.

Les premières constatations ont été réalisées par Chao (1967), Takechi *et al.* (1967) ou encore Wright (1972). Dans ces études, l'amplitude du *lignage* est maximisée lors d'une traction sens DL par rapport au sens DT, et les profils de rugosité des faces supérieures et inférieures des tôles suggèrent une rugosité de type asymétrique (figure 2.2). Ces résultats ont par la suite été confirmés expérimentalement entre autres par Knutsen (2007).

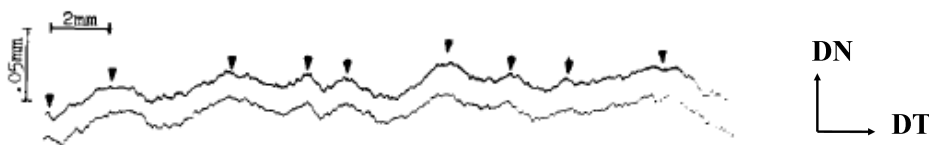


Figure 2.2: Profils expérimentaux de rugosité des faces supérieures et inférieures d'une tôle d'acier inoxydable ferritique après traction. La synchronisation des profils est de type asymétrique (Wright, 1972)

Plusieurs hypothèses incriminant la microstructure ont été avancées telles que des alignements de précipités ou de solutés (Suzuki et Asami, 1984), des hétérogénéités en taille de grains ou encore les proportions de présence de l'austénite et la ferrite dans les tôles brutes de LaF. Cependant des investigations fines de la microtexture de ces aciers ont montré de fortes hétérogénéités de distribution des composantes de texture dans la couche centrale des tôles (plan DN) mais aussi entre différentes couches dans l'épaisseur (forts gradients de texture). Des clusters de texture *Cube on Corner (CoC)* $\{111\}\langle 110\rangle$, *Cube on Face (CoF)* $\{001\}\langle 110\rangle$ ou $(112)[110]$ ont été observé par Huh et Engler (2001); Park *et al.* (2002); Shin *et al.* (2003); Viana *et al.* (2005, 2006). Kim et Szpunar (1994); Shin *et al.* (2003); Viana *et al.* (2005, 2006) notent aussi un lien entre la force du gradient de texture et la tendance au *lignage* : les tôles avec les plus faibles gradients de texture dans l'épaisseur, c'est à dire celles qui ont recristallisé de manière la plus homogène, possèdent la plus faible tendance au *lignage*.

2.1. RUGOSITÉ DE SURFACE À L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE : LE *LIGNAGE*

Historiquement, trois modèles mécaniques ont été formulés pour expliquer la formation du *lignage* à travers l'anisotropie de déformation plastique de certaines composantes de texture.

- Chao (1967) attribue le *lignage* à une alternance de bandes de composante CoC et CoF qui présentent des amplitudes de contraction différentes en traction selon DL. Cette anisotropie de déformation plastique entre les colonies de grains serait suffisante pour créer une ondulation caractéristique du *lignage* visible schématiquement sur la figure 2.3(a). Cependant, de nombreuses critiques ont été formulées à son encontre. Tout d'abord, si ce modèle est appliqué à l'épaisseur d'une tôle, il prévoit uniquement l'apparition d'un profil symétrique. Si le modèle est utilisé pour décrire une seule couche de grains, Chao ne donne pas de relations entre son modèle et le profil asymétrique mesuré expérimentalement. Ensuite, ce modèle ne permet pas d'expliquer la différence d'intensité du *lignage* entre une traction DL et DT car les composantes de textures citées ont le même comportement mécanique quelle que soit la direction de traction.
- La même année, Takechi *et al.* (1967) présentent l'origine du *lignage* comme provenant des ondulations de la tôle à cause de bandes de textures $(1\bar{1}1)[011]$ et $(21\bar{1})[011]$ qui possèdent de fortes tendances au cisaillement hors plan opposées (figure 2.3(b)). Bien que ce modèle permette d'expliquer mécaniquement l'apparition du profil symétrique, ainsi que des différences de niveau du *lignage* en tractions DL et DT, de sérieux doutes sont avancés car les composantes de texture citées ne sont présentes qu'en très petite quantité dans les tôles.
- Enfin Wright (1972) postule un mécanisme de formation du *lignage* par le flambement de colonies de grains $(001)[110]$ entourées d'une matrice d'orientation CoC ou $(111)[11\bar{2}]$ afin de satisfaire aux conditions de compatibilité de déformation (figure 2.3(c)).

Mais des travaux plus récents notamment à l'aide de simulations numériques ont permis de déterminer plus précisément les comportements mécaniques des composantes de texture citées, et ainsi de vérifier la cohérence des trois modèles théoriques précédents. Shin *et al.* (2003); Engler *et al.* (2005); Wu *et al.* (2006) ont réalisé des simulations par EF qui confirment l'importance des déformations en cisaillement ε_{23} des composantes de texture $\{111\}\langle 110\rangle$ et $\{112\}\langle 110\rangle$. Comme le montre la figure 2.4, chacune de ces composantes possède deux sous-ensembles symétriques qui ont des cisaillements de signes opposés et qui peuvent générer les ondulations caractéristiques du *lignage* à travers l'épaisseur de la tôle. Enfin, la répartition en bande au centre du maillage de la simulation des composantes

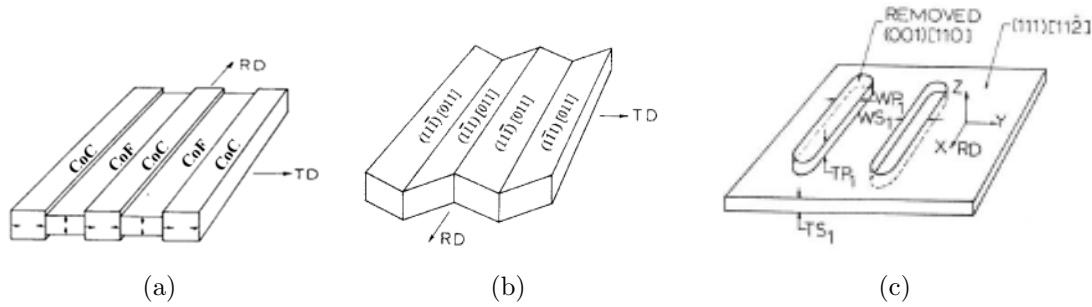


Figure 2.3: Modèles mécaniques proposés pour le *lignage* des aciers : (a) = Amincissements différentiels (Chao, 1967) (b) = Cisaillements hors-plan (Takechi *et al.*, 1967) (c) = Flambement (Wright, 1972)

$\{111\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ et $\{001\}\langle 110\rangle$ semble suffisante pour provoquer l'apparition du *lignage* de type asymétrique. Par contre Wu *et al.* (2006) ne notent pas de différences pertinentes en simulant les modes de déformation uniaxiale sens DL et plane sens DL.

A l'aide d'un code numérique de type VPSC (Visco-Plastic Self-Consistent), Sinclair (2007) a étudié finement les effets des interactions entre des clusters d'orientations ayant une forte tendance au cisaillement hors-plan et d'autres exempts de cisaillements. Il montre que cette tendance au cisaillement est une propriété mécanique peu altérable et même transmissible à des grains ne possédant pas ce comportement. En effet, la déformation de grains fortement cisillables est peu influencée par celle de grains non cisillables. Par contre, l'inverse est vrai : les grains non cisillables ont tendance à se comporter mécaniquement de la même manière que les grains à forte tendance au cisaillement lorsque ces deux types d'orientations sont voisins. Il existerait donc un effet mécanique d'entraînement des grains non cisillables par ceux possédant cette propriété.

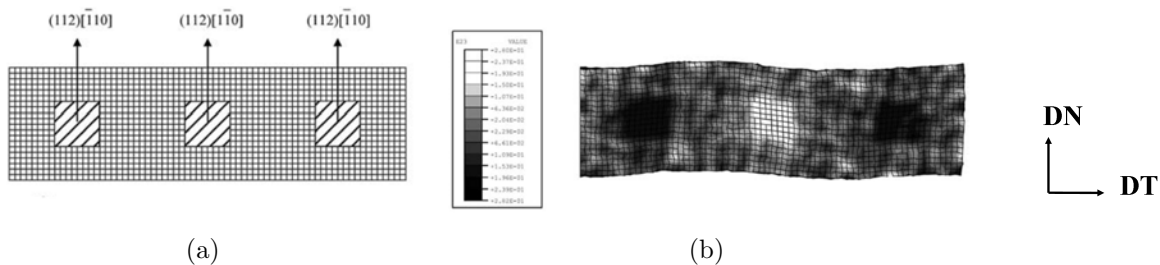


Figure 2.4: Simulation par EF réalisée par Shin *et al.* (2003) : (a) = Maillage idéalisé montrant la distribution en clusters des composantes de texture (b) = Forme du maillage et distribution du cisaillement ε_{23} après simulation de traction de 20%

2.1. RUGOSITÉ DE SURFACE À L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE : LE *LIGNAGE*

Un point qui semble important à souligner concerne l'influence de la taille de grains sur le *lignage*. Shin *et al.* (2003) ont comparé deux échantillons ayant même texture et composition, mais de taille de grains radicalement différente. L'échantillon possédant des grains fins et équiaxes présente un *lignage* beaucoup moins marqué que l'échantillon qui est constitué de gros grains colonnaires. Par ailleurs, plusieurs auteurs dont Rodrigues et Akeret (1982); Sheppard et Richards (1986); Wittridge et Knutsen (1997); Knutsen (2007) observent aussi de fortes hétérogénéités dans la distribution en taille de grains dans les échantillons présentant un fort *lignage* (figure 2.5). Même s'il ne semble pas exister de corrélation directe entre la taille de grains et leurs orientations cristallines, ils citent l'importance potentielle de la distribution en taille de grains dans la localisation de la déformation plastique, car il semble plausible que les gros grains soient géométriquement plus susceptibles à la déformation plastique que les petits. Mais cet effet est difficile à quantifier individuellement et séparément de l'effet de l'orientation des grains.

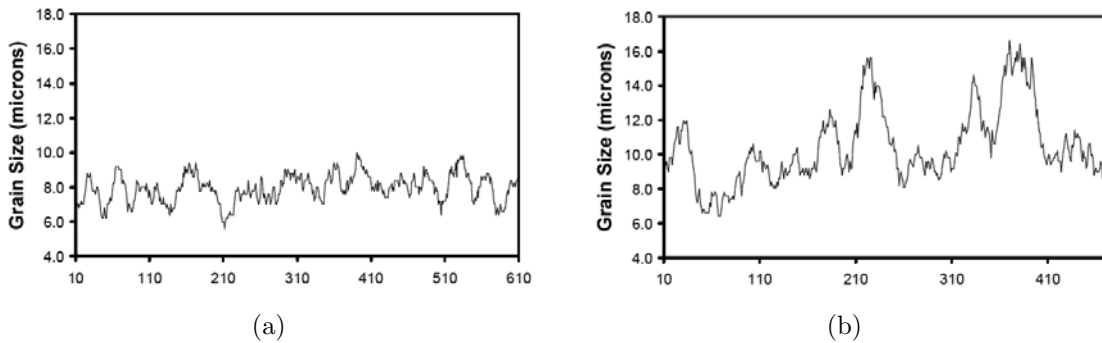


Figure 2.5: Profils de distribution en taille de grains dans la direction DT pour deux aciers inoxydables présentant des degrés de *lignage* (a) = Faible (b) = Fort (Knutsen, 2007)

2.1.2 Le *lignage* des tôles d'aluminium

Par rapport au cas des aciers inoxydables, le *lignage* rencontré dans les alliages d'aluminium est différent en plusieurs points. Tout d'abord, plusieurs études expérimentales (Wittridge et Knutsen, 1999; Baczynski *et al.*, 2000; Raabe *et al.*, 2003; Choi *et al.*, 2004) ont mis en évidence la maximisation du phénomène lors de tractions sens DT par rapport au sens DL. De plus, le mode de déformation en traction plane produit un *lignage* plus sévère que le mode uniaxial (Choi *et al.*, 2004; Lemaître, 2004). Enfin, même si Wittridge et Knutsen (1999) ont observé un profil de rugosité symétrique entre la face supérieure et inférieure d'une tôle AA3002, il semble que le type de *lignage* le plus couramment rencontré dans les AA6xxx soit de type irrégulier comme le montrent les mesures de Baczynski *et al.* (2000) illustrant la figure 2.6.

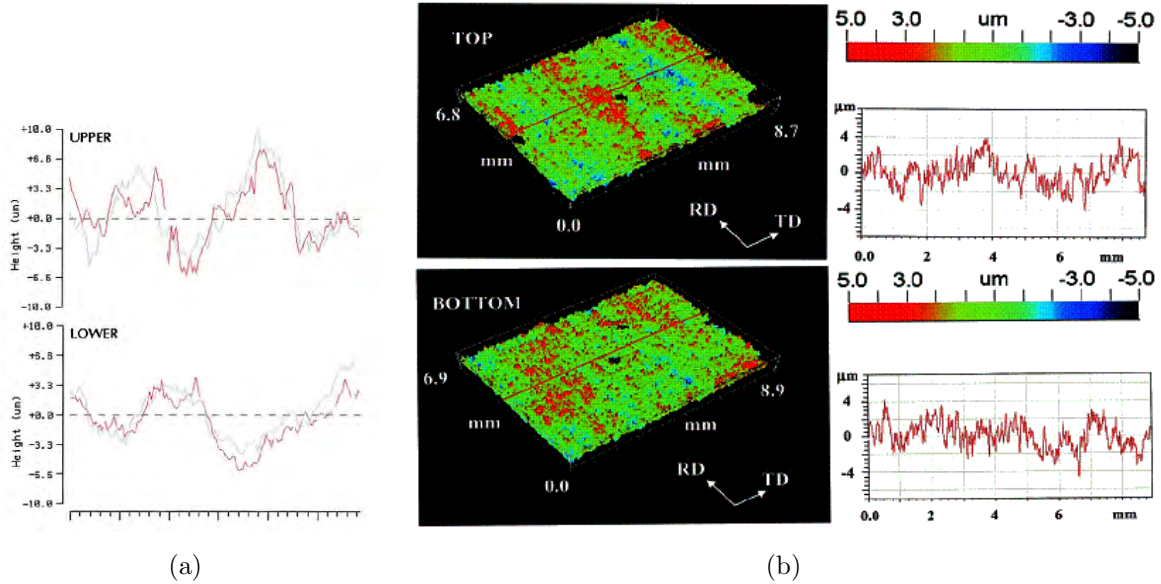


Figure 2.6: Profils expérimentaux de rugosité des surfaces supérieures et inférieures dans des alliages d'aluminium indiquant un *lignage* de type (a) = Symétrique (Wittridge et Knutsen, 1999) (b) = Irrégulier (Baczynski *et al.*, 2000)

L'investigation microstructurale des tôles montre que la présence du *lignage* après déformation plastique est toujours liée avec la présence de composantes de texture alignées en bandes ou en clusters dans le sens DL. Comme nous allons le voir dans ce paragraphe, il n'y a pas d'accord indiscutable sur les composantes de texture responsables directement du *lignage*. Il est en revanche admis que le *lignage* n'est pas généré par une seule composante mais par au moins deux groupes de texture au comportement mécanique différent et générant des ondulations macroscopiques en surface des tôles.

Bate (1992) et Wittridge et Knutsen (1999) ont les premiers mis en évidence la ségrégation de la texture *R* en clusters près de la surface d'alliages d'aluminium AA1100 et AA3002 constitués principalement par une matrice homogène de *Cube*.

Des études plus récentes contredisent ces observations au profit des textures *Cube* et *Goss* qui ont été observé dans les couches de sous-surface des matières lignées en bandes d'environ 1 à 2mm de large (Wittridge et Knutsen, 1999; Baczynski *et al.*, 2000; Engler et Brünger, 2002; Wu *et al.*, 2003a; Jin et Lloyd, 2007). Wu *et al.* (2003a) relèvent aussi des alignements des textures *I* et *R* mais dans des intensités moindres.

En revanche, dans les échantillons témoins ne présentant pas ou peu de *lignage*, la composante de texture *Cube-tourné-18°-DN* (*CT18DN*) est mesurée par Beaudoin *et al.* (1998); Engler et Brünger (2002); Raabe *et al.* (2003) comme majoritaire. Wu *et al.* (2003a)

2.1. RUGOSITÉ DE SURFACE À L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE : LE *LIGNAGE*

ont aussi relevé la présence de cette composante de texture mais dans une matière présentant un niveau de *lignage* présenté comme fort.

Mécaniquement, les effets des déformations en cisaillement ε_{23} rencontrés dans les aciers ne semblent pas être à l'origine de la formation macroscopique de rugosité dans les tôles d'aluminium. Son apparition serait plutôt attribuée à des différences d'amincissements hors-plan ε_{33} entre clusters ou bandes de texture voisins. Ainsi, Wittridge et Knutsen (1999) ont proposé un mécanisme dans lequel une matrice *Cube* contenant des clusters *R* se déforme plus fortement, initiant donc une localisation de la contraction de la tôle à l'origine d'un *lignage* symétrique (figure 2.7).

Ce modèle a été validé numériquement (Wu *et al.*, 2003a; Raabe *et al.*, 2003; Zhao *et al.*, 2004) mais il apparaît encore plus pertinent dans le cas où il décrit la déformation d'une seule couche de grains composée d'alternance de bandes *Cube* et *Goss* telle un matériau composite. L'anisotropie de formation du *lignage* en fonction du sens de traction est expliquée par l'anisotropie de l'amincissement ε_{33} de la texture *Goss* : moyenne pour une traction sens DL, mais très faible en traction sens DT. L'orientation *Cube* est une orientation favorablement orientée pour sa déformation plastique quel que soit le sens de traction, et a donc tendance à créer les vallées. Elle est dite *molle*. En revanche, les orientations *S*, *R*, *I* ou encore *Goss* sont *dures* et apporteraient une contribution majoritaire à la formation des crêtes lors de traction sens DT. La présence de la texture *Cube* apparaît donc primordiale dans la formation du *lignage*, et Engler et Brünger (2002) font même un lien direct entre l'intensité de la texture *Cube* et la sévérité du *lignage* en surface.

Il reste néanmoins des incertitudes à propos du rôle de la localisation des couches de grains dans l'épaisseur dans la formation du *lignage*. La contribution prédominante des couches de surface ou de sous-surface est soutenue par Beaudoin *et al.* (1998); Wittridge et Knutsen (1999), alors que celle des couches enfouies dans le volume ou au centre des tôles est supportée par Lee *et al.* (1999); Baczynski *et al.* (2000); Choi *et al.* (2004).

A notre connaissance, il n'existe que peu d'études portant les relations entre le gradient de texture à travers l'épaisseur des tôles et le niveau de *lignage* en surface. Les travaux de Lemaître (2004) sur le gradient de microtexture de trois alliages AA6016 montrent que la présence en sous-surface (environ $100\mu\text{m}$ de profondeur) de bandes de texture *Cube* et *Goss* est une condition suffisante pour le développement du *lignage* après traction. Baczynski *et al.* (2000) et Jin *et al.* (2005) notent que la répartition spatiale des bandes varie d'une couche de grains à l'autre. La figure 2.8 montre que la distribution dans l'épaisseur des bandes de texture *Cube*, *Goss* ou *P* n'est pas aléatoire, mais qu'il existe une corrélation dans la localisation spatiale des bandes, c'est à dire qu'il y a statistiquement plus de chance qu'une bande de texture *Cube* se retrouve au-dessus ou en dessous d'une autre bande de *Cube*. Leurs travaux ne donnent malheureusement pas assez de précision

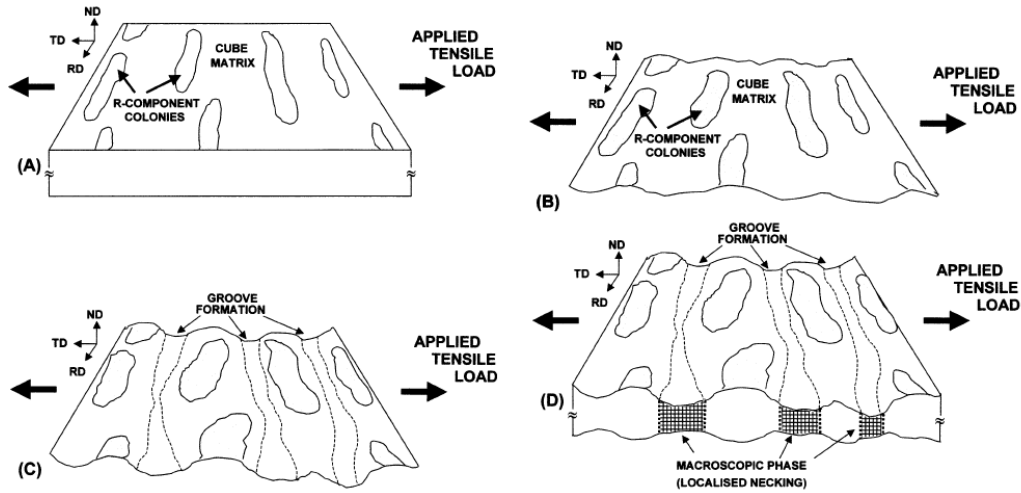


Figure 2.7: Illustration du mécanisme proposé par Wittridge et Knutsen (1999) pour expliquer l'apparition du *lignage* dans les tôles d'aluminium lors d'une traction sens DT (a) = Distribution de clusters de texture *R* alignés avec DL et entouré de matrice *Cube* (b) = Développement initial de la rugosité de surface (c) = Liaison des dépressions pour former des vallées continues (d) = Localisation macroscopique de la déformation à partir des vallées et à travers l'épaisseur de l'échantillon

concernant la microtexture des toutes premières couches de surface.

Des simulations par EF en 2D à partir de cartes de microtexture, ou bien en 3D à partir d'orientations idéales permettent d'expliquer certains constats expérimentaux (Wu *et al.*, 2003a; Raabe *et al.*, 2003; Zhao *et al.*, 2004) :

- La sévérité du *lignage* est bien supérieure en traction plane DT qu'en traction uniaxiale DT car le premier mode accentue les différences d'amincissements hors-plan ε_{33} entre colonies de textures.
- La texture globale n'est pas déterminante dans la formation du *lignage*. C'est bien la distribution spatiale des textures qui contrôle l'intensité et la morphologie du phénomène. Ainsi, deux arrangements différents mais ayant une même texture globale peuvent créer deux morphologies de rugosité de surface totalement opposées.
- Lorsque deux composantes de texture sont distribuées spatialement en bandes, le *lignage* peut se former quelle que soit la composante - *Goss*, *Cuivre*, *Laiton* ou *S* - associée à *Cube*.
- La déformation intra-granulaire, les effets de l'écroutissage, l'évolution de la microtexture par rotation des grains, la sensibilité à la vitesse de déformation, l'élasticité du matériau, sont des paramètres qui ont un effet du second ordre devant la distribution initiale de la microtexture lors des simulations numériques.

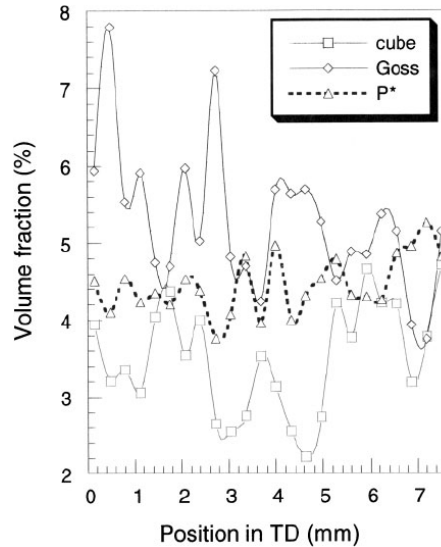


Figure 2.8: Fractions volumiques des textures *Cube*, *Goss* et *P* sommées sur la demi-épaisseur d'une tôle AA6111 pour un balayage selon DT (Jin *et al.*, 2005)

- Les facteurs mécaniques simples tels que le facteur de Taylor ou le coefficient de Lankford ne réussissent pas à prédire exactement le comportement mécanique des bandes de textures à cause de l'effet des interactions entre grains voisins. Ils sont cependant régulièrement utilisés en tant qu'indicateurs pour étudier les distributions spatiales des orientations cristallographiques.

Yamaguchi *et al.* (1995) et Becker (1998) ont fait un lien très clair entre le développement de la rugosité et la localisation en surface de la déformation plastique. Choi (2001) a même supposé d'après ses observations expérimentales que les phénomènes de rugosité de surface évoluaient progressivement de l'échelle mésoscopique (peau d'orange) à l'échelle macroscopique (*lignage*) depuis les premiers stades de la déformation (autour de 5%) jusque qu'à rupture finale. Ainsi, la rugosité de surface en peau d'orange serait initiatrice du développement de phénomènes à plus grande échelle tel que le *lignage*.

2.2 Rugosité de surface à l'échelle mésoscopique : la peau d'orange

La rugosité en peau d'orange peut se développer dans tous les matériaux métalliques polycristallins soumis à une déformation extérieure. Elle se manifeste à un point de vue mésoscopique, c'est à dire à l'échelle du grain.

Dès les premiers stades de la déformation plastique d'une tôle, ses grains se déforment par activation de systèmes de glissement en fonction de la déformation globale imposée à l'échantillon. En revanche, en surface ou dans les couches proches de la surface, les grains ont tendance à se déformer de manière plus indépendante vis-à-vis des conditions imposées à cause de leur degré de liberté supplémentaire selon DN. Au cours de la déformation, l'émergence à la surface de lignes de glissement ainsi que les phénomènes de contraction provoquent une rotation des grains qui crée des différences d'altitudes entre eux et donc une rugosité couramment appelée peau d'orange. Plusieurs travaux antérieurs ont permis d'identifier les paramètres pertinents et leurs effets sur ce type de rugosité.

Dans le but de quantifier l'amplitude de ce phénomène, plusieurs paramètres conventionnels de rugosité ont été mis au point il y a de nombreuses années. Ces méthodes et formules de calcul seront introduites dans le chapitre 3 de ce manuscrit, mais nous avons cependant besoin de nous référer au paramètre conventionnel de rugosité R_a qui correspond à la moyenne des écarts d'altitude d'un profil par rapport au plan d'altitude moyenne.

2.2.1 Effet de la structure cristalline

La structure cristalline du matériau est un point clef pour la formation de la rugosité de surface. En effet, il est couramment admis que la déformation plastique d'un grain s'explique par l'activation d'un ou plusieurs systèmes de glissement. Osakada et Oyane (1971) ont expérimentalement observé la formation de rugosité de surface dans trois échantillons de structures cristallines différentes en fonction du taux de déformation appliqué à température ambiante. Les résultats montrent que le développement de la rugosité dépend du nombre de systèmes de glissement potentiels : HC (3 systèmes) > CFC (12 systèmes) > CC (48 systèmes). Un plus grand nombre de systèmes de glissement permet d'expliquer une meilleure accommodation individuelle d'un grain à la sollicitation extérieure, et donc une rugosité de surface en peau d'orange moins importante.

2.2.2 Effet de la sollicitation extérieure imposée

Il a été expérimentalement observé à plusieurs reprises (Osakada et Oyane, 1971; Yamaguchi et Mellor, 1976; Kawai et Nakamura, 1986; Guangnan et Huan, 1990; Wilson et Lee, 2001) que l'amplitude de la rugosité de surface était linéairement dépendante du taux de déformation imposé, si celui-ci n'est pas trop important ($\bar{E} < 0.8$). L'équation 2.1 exprime la loi empirique qui découle de ces travaux où K et R_0 , exprimés en μm , correspondent respectivement à la pente de la courbe $R = f(\bar{E})$ et à la rugosité initiale.

2.2. RUGOSITÉ DE SURFACE À L'ÉCHELLE MÉSOSCOPIQUE : LA PEAU D'ORANGE

Dans cette équation, le terme R correspond à l'un des paramètres conventionnels de rugosité tel que R_a .

$$R = K\bar{E} + R_0 \quad (2.1)$$

Le mode de déformation joue aussi un rôle extrêmement important car c'est lui qui impose les contraintes mécaniques aux grains. En effet, le développement des bandes de glissement dans les grains est influencé par le mode de déformation. Pour le mode de déformation plane, les bandes de glissement sont visibles à la surface perpendiculairement à la direction de traction alors que pour une déformation uniaxiale, elles forment un angle de 45° avec la composante principale. En revanche, pour une traction équi-biaxiale, la distribution des lignes de glissement est plutôt aléatoire. Ces observations sont expliquées par le fait que les directions des lignes de glissement correspondent avec celles des composantes de cisaillements les plus intenses.

Ainsi, d'après les travaux expérimentaux des auteurs précédents étayés numériquement par ceux de Becker (1998), il ressort que le mode de déformation plane est celui qui maximise la sévérité de la rugosité de surface ainsi que son anisotropie (différence de rugosité entre des profils dans le sens de la traction et perpendiculairement à elle). En revanche, la traction équi-biaxiale semble créer une rugosité bien plus homogène et de plus faible amplitude. Le mode de traction uniaxial peut se situer entre ces deux comportements extrêmes.

Des comparaisons ont aussi été réalisées concernant les différences entre traction, compression et torsion sur l'apparition de la rugosité de surface. La compression est l'essai mécanique qui est le plus sévère vis-à-vis de la rugosité en peau d'orange alors que la traction et la torsion semblent avoir un effet similaire (Osakada et Oyane, 1971; Thomson et Shafer, 1982).

2.2.3 Effet du rapport taille de grains / épaisseur de la tôle

La taille de grains est un paramètre important qui contribue à la formation de la rugosité de surface. Il a été montré expérimentalement (Osakada et Oyane, 1971; Yamaguchi et Mellor, 1976; Dai et Chiang, 1992; Stoudt et Ricker, 2002) que le taux de rugosité $\partial R / \partial \bar{E}$ augmentait linéairement avec la taille de grains. Ces auteurs ont proposé de modifier l'équation 2.1 en rajoutant $K = ad$ où a est une constante et d est la taille de grains moyenne (équation 2.2).

$$R = ad\bar{E} + R_0 \quad (2.2)$$

Il est important de préciser que cette expression reste valable tant que la taille de grains reste petite devant l'épaisseur de la tôle. En effet, plus la taille de grains augmente, plus les contributions des comportements mécaniques individuels des grains deviennent

importantes dans la formation de la rugosité de surface. Ainsi, Kawai et Nakamura (1986) ont observé la présence d'un rapport - taille de grains / épaisseur de la tôle - critique à partir duquel la formation de la rugosité de surface change de mécanisme. Leurs résultats, obtenus par des essais de traction biaxiale sur des tôles d'alliage AA1050 (de différentes épaisseurs et tailles de grains) puis des mesures de rugosité de surface (paramètre R_a), sont regroupés dans la figure 2.9. Ils ont expérimentalement déterminé cette valeur critique à environ deux ou trois grains à travers l'épaisseur. Ils émettent donc l'hypothèse selon laquelle dans une tôle classique, la rugosité de surface dépend principalement de la déformation plastique des 2 ou 3 premières couches de grains.

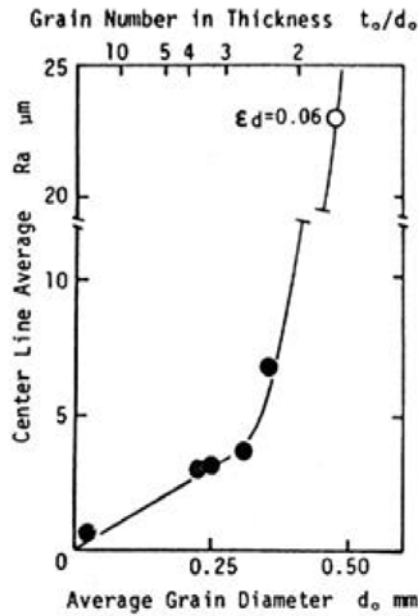


Figure 2.9: Relation entre le paramètre de rugosité R_a et la taille de grains moyenne d lors de la traction équi-biaxiale de tôles AA1050 (Kawai et Nakamura, 1986). Le taux de déformation ε_d est fixé à 0.134 et calculé par la formule suivante : $\varepsilon_d = \sqrt{\varepsilon_{11}^2 + \varepsilon_{22}^2}$

2.2.4 Effet de la rugosité initiale

Les tôles métalliques possèdent après LaF une rugosité héritée du procédé de transformation (passe de finition Electron Discharge Texturing EDT ou finition brute Mill Finish MF). La valeur du paramètre de rugosité R_a est initialement comprise entre 0.5 et $1.0\mu\text{m}$ en fonction de la qualité du cylindre de laminage. Plusieurs études ont été menées afin de déterminer l'influence de l'état de surface initial sur le développement de la rugosité de surface. D'après les travaux de Guangnan et Huan (1990) ou plus récemment de Choi (2001), l'amplitude de la rugosité de surface initiale est simplement additive à

celle de la rugosité uniquement due à la déformation plastique. Les empreintes de l'EDT peuvent donc modifier les amplitudes des motifs de la rugosité de surface sans cependant en changer leur développement morphologique.

Cependant Piehler et Jarvis (1999) ainsi que Lee *et al.* (2000) ont mené des essais mécaniques de traction sur des tôles d'aluminium 6022-T4 dont la surface avait été artificiellement texturée. La présence avant déformation d'un défaut de surface régulier (arrangement hexagonal de trous de $2\mu m$ de profondeur pour $100\mu m$ d'espacement) est suffisante pour modifier le développement de la morphologie de la rugosité durant la déformation de l'éprouvette et par conséquence les zones de localisation et de rupture.

2.2.5 Effet de la texture cristallographique

L'orientation cristalline des grains dans le développement de la rugosité de surface est unanimement considérée comme fondamentale. En effet, face aux contraintes mécaniques qui sont imposées, les orientations des grains dictent en grande partie leurs réponses plastiques. Ainsi, il est possible d'imaginer qu'une orientation particulière peut conférer à un grain une position favorable pour sa déformation alors qu'une autre sera défavorable.

Les effets individuels de l'orientation des grains ont été appréhendés par Tong *et al.* (1997). Ils ont étudié le développement in-situ de rugosité à la surface de tôles d'un alliage d'aluminium modèle $Al - 5\%Mg$ durant un essai de traction. Les changements topologiques de couples de grains voisins d'orientations préalablement mesurées ont été caractérisés à l'aide d'un microscope à force atomique (AFM).

Leurs observations montrent deux comportements différents. Dans le premier couple de grains (*Cube* et orientation aléatoire), les deux grains se déforment par rotations individuelles dans des directions opposées, alors que dans le second couple de grains (tous les deux d'orientations aléatoires), ils accommodent la déformation par formation importante de lignes de glissement. Le joint de grains du premier couple forme une zone basse de vallée par rapport au plan moyen de la tôle, alors que pour le deuxième couple, il correspond à une zone élevée en crête. Choi *et al.* (2004) font des analyses du même genre : la rugosité de surface en peau d'orange est créée par deux contributions différentes. Il y a d'un côté les grains qui accommodent la déformation par rotation et qui occupent majoritairement des crêtes, et ceux qui se déforment par création de lignes de glissement à leur surface et qui peuplent les vallées.

Aussi, Lee *et al.* (1998) ont tenté de corrélérer de manière expérimentale et quantitative la rugosité en peau d'orange avec les orientations des grains présents à la surface d'une tôle d'alliage AA6022-T4. Des coefficients de corrélation faibles ont été calculés entre les cartes de rugosité et les cartes de texture sauf pour la composante *Laiton* qui semble pré-

férentiellement occuper les zones d'altitudes élevées. Selon leurs conclusions, l'interaction entre grains voisins apporterait une grande contribution sur la formation de la rugosité de surface par rapport aux déformations individuelles des grains. L'interaction dont ils parlent englobe bien entendu l'interaction entre grains d'un même plan de la tôle (DL,DT) mais surtout entre grains de couches adjacentes (couches de sous-surface).

Par simulations numériques de déformation en traction biaxiale et plane, Beaudoin *et al.* (1998) ainsi que Becker (1998) ont obtenu des conclusions similaires. Certains grains d'orientations données telles *S* ont tendance à occuper des zones d'altitudes élevées alors que d'autres d'orientation *Cube* par exemple peuvent tour à tour occuper des vallées ou des crêtes. Pour ces grains, le comportement mécanique semble en grande partie dicté par les interactions créées avec le voisinage proche.

Les interactions entre grains voisins sont générées par les incompatibilités de déformation entre deux grains ayant des comportements mécaniques individuels différents. Wilson *et al.* (1981) ont remarqué que dans une tôle extrêmement texturée par *Cube*, la rugosité de surface était plus diffuse, car les incompatibilités moins présentes.

Bilan bibliographique et objectifs de la thèse

Le *lignage* et la peau d'orange sont deux phénomènes de rugosité de surface qui apparaissent après déformation plastique, mais qui ont des dimensions spatiales radicalement différentes. Ces deux phénomènes peuvent coexister l'un avec l'autre, mais seul le *lignage* est macroscopique et influence de manière significative la qualité de surface.

Le *lignage* ne possède pas de définition précise si ce n'est une certaine notion de directionnalité, et son intensité est évaluée à partir d'un jugement visuel humain. Ce manque de critères rationnels ajoute une difficulté supplémentaire au problème, car les niveaux de *lignage* cités dans les publications scientifiques sont extrêmement subjectifs et par conséquent délicats à comparer entre eux. Seules les amplitudes des altitudes ou les distances entre deux crêtes sont précisées, mais aucune analyse sérieuse des motifs morphologiques n'a été entreprise.

Le *lignage* est étroitement lié aux hétérogénéités de la microstructure, et la contribution mécanique de l'orientation cristallographique des grains semble être considérée de premier ordre devant les effets de la taille de grains, des précipités ou des solutés. La rugosité en peau d'orange possède clairement une origine mécanique de surface même si son évolution peut être influencée par les interactions avec les grains sous-jacents. Ainsi, un comportement collectif concerté des grains proches de la surface dès les premiers stades de la sollicitation aurait pour conséquence d'accroître macroscopiquement le phénomène de peau d'orange. L'augmentation de son amplitude avec le taux de déformation pourrait expliquer le développement continu du *lignage* qui a été observé à partir de zones de localisation de la déformation.

D'un point de vue expérimental, il a été observé dans la littérature que la microtexture des matières à fort niveau de *lignage* présentait des bandes de composantes *Cube* et *Goss* parallèles à DL. L'apparition du *lignage* est alors supposée provenir des différences de comportement mécanique entre bandes de grains d'orientations proches. Dans ce cas, chaque couche de grains du plan (DL,DT) peut être vue comme un matériau composite composé d'une alternance de zones à forts (*Cube*) et à faibles (*Goss*) amincissements hors-plan ε_{33} . D'autres composantes de texture ont été mises en lumière, mais leur rôle reste difficile à cerner comme *CT18DN* ou *I*.

Cependant, si la réaction mécanique d'une couche de grains ou d'une paire de bandes de textures différentes a été étudiée à plusieurs reprises, leur comportement dans le volume du matériau n'est pas encore tout à fait saisi. En particulier, des doutes sont posés à propos des conséquences des évolutions microstructurales durant la traction sur la rugosité de surface. De plus, l'importance et l'influence de la localisation d'une couche de grains dans l'épaisseur de la tôle n'est pas encore clairement établie, notamment à cause de l'absence d'observation expérimentale en 3D.

Le chapitre 3 de ce manuscrit aborde la caractérisation des morphologies de rugosité de surface et la quantification du *lignage*. Ainsi, la rugosité de surface après traction de plusieurs tôles a été analysée en termes d'amplitudes et de morphologies. Un outil spécifique et original de quantification par méthode fréquentielle a été développé, et appliqué à des rugosités de surface réelles. Les notes calculées ont alors été comparées avec les estimations des intensités du *lignage* réalisées visuellement.

Ensuite, le chapitre 4 s'attache à l'étude expérimentale de la microstructure qui a été menée dans différentes matières. Nous détaillons tout d'abord les protocoles de préparation et d'acquisition mis en œuvre, et en particulier les mesures de microtexture à travers le volume des échantillons par *serial sectioning*. Les effets de la déformation ont été observés in-situ, et leur contribution sur la formation des phénomènes a été discutée. Puis les microstructures à l'état T4 sont présentées d'un point de vue global et local. La distribution des textures et son évolution avec la profondeur de la couche ont été analysées au regard des différentes morphologies de rugosité formées.

Le chapitre 5 présente les simulations micromécaniques de formation du *lignage* qui ont été obtenues à l'aide des modélisations de type Éléments Finis, Taylor et Statique. Dans un premier temps, une synthèse des équations de plasticité cristalline et des hypothèses de localisation est réalisée. Puis la construction de maillages 2D et 3D à l'aide des textures expérimentales issues de trois matières est détaillée. Les résultats des simulations 2D par Éléments Finis ont servi de référence, et ont été comparés avec ceux des modèles Taylor et Statique. L'analyse des simulations 3D a permis d'évaluer les effets de la localisation en profondeur des couches sur la contribution à la rugosité de surface résultante.

Chapitre 3

Caractérisation et quantification du *lignage*

Sommaire

3.1	Acquisition et caractérisation de la rugosité de surface	25
3.1.1	Techniques expérimentales de mesure	25
3.1.1.1	Le pierrage	25
3.1.1.2	La microscopie laser confocale	25
3.1.2	Les méthodes de caractérisation de la rugosité existantes	27
3.1.2.1	Les paramètres conventionnels de rugosité	27
3.1.2.2	Les paramètres de rugosité modifiés	29
3.1.2.3	Les méthodes d'analyse fréquentielles	30
3.2	Développement du code de quantification du <i>lignage</i>	31
3.2.1	Principes théoriques et application de la transformée de Fourier	32
3.2.2	La <i>densité de puissance spectrale APSD</i> appliquée au <i>lignage</i> .	34
3.2.2.1	Calcul des fonctions <i>APSD</i> et <i>AACF</i>	34
3.2.2.2	Les phénomènes de <i>lignage</i> et de rugosité grossière . .	34
3.2.2.3	Dimensions caractéristiques des motifs de rugosité et note globale	37
3.2.3	Performance de la méthode de notation	38
3.2.3.1	Sensibilité du code aux données d'entrée	38
3.2.3.2	Sensibilité du code avec les longueurs d'onde caracté- ristiques	42
3.3	Analyse de la rugosité de surface après traction	46
3.3.1	Cartes topologiques d'altitude	46
3.3.2	Résultats de quantification du <i>lignage</i> après traction sens DT .	48

Introduction

La caractérisation des différentes morphologies d'aspect de surface est indispensable afin de pouvoir proprement définir le phénomène de *lignage* et quantifier son intensité .

Deux techniques expérimentales d'acquisition de la rugosité de surface ont été employées : la microscopie laser confocale et le pierrage. Les données issues de ces deux techniques nous ont donné accès à des informations de natures assez différentes : topologiques dans le premier cas, et uniquement morphologiques dans le deuxième.

Plusieurs échantillons présentant après déformation des rugosités de surface particulières ont été analysés, et leur niveau de *lignage* classé visuellement. Il s'est avéré que les méthodes existantes de quantification de la rugosité étaient inadaptées aux caractéristiques propres du phénomène de *lignage*.

C'est pourquoi une méthodologie originale a été développée et confrontée aux jugements humains. Ce code de traitement du signal réalise une analyse fréquentielle des données d'entrée à partir de leurs transformées de Fourier.

3.1 Acquisition et caractérisation de la rugosité de surface

3.1.1 Techniques expérimentales de mesure

3.1.1.1 Le pierrage

Le pierrage est une technique relativement courante de révélation de l'état de surface d'une tôle après traction qui se rapproche assez fidèlement des conditions d'observation utilisées par les fabricants automobiles.

Le protocole que nous avons utilisé consiste à déformer de 15% en traction uniaxiale selon DT des éprouvettes rectangulaires de 200mm de long pour 50mm de large, puis à déposer une fine couche d'encre noire à leur surface. A l'aide d'une cale en plastique souple recouverte de papier abrasif (grain P800), un unique passage de la cale à la main est réalisé selon DT (perpendiculairement au *lignage*) sur la surface encrée de l'échantillon. Ce léger griffage permet d'écarter les rugosités de l'éprouvette, et donc de créer artificiellement une différence de coloration entre les vallées où l'encre noire est restée et les crêtes redevenues couleur gris métal.

L'aspect de surface des échantillons ainsi révélé est numérisé en niveaux de gris à l'aide d'un scanner avec une résolution de 240dpi, c'est à dire de $106\mu\text{m}/\text{pixel}$. Les images sont ensuite redécoupées aux dimensions $400 \times 800 \text{ pixels}^2$ correspondant à une zone de $42.4(\text{DL}) \times 84.8(\text{DT}) \text{ mm}^2$ afin de s'affranchir des effets de bords. Les images sont finalement transformées en fichiers texte sous format matriciel ayant des valeurs entières comprises dans l'intervalle $\llbracket 0, 255 \rrbracket$.

Il est évident que le facteur humain à une influence non négligeable sur la qualité du pierrage, que ce soit sur la quantité d'encre déposée ou encore sur la pression exercée lors du griffage. C'est pourquoi lors de cette étude, les opérations de pierrage ont toutes été confiées à la même personne du Centre de Recherche de Voreppe d'Alcan, en l'occurrence Alain Legendre.

3.1.1.2 La microscopie laser confocale

La microscopie laser confocale permet de déterminer optiquement sans contact les altitudes relatives d'une surface par balayage d'une série de points. Cette méthode garantit à la fois une très bonne précision spatiale (d'après les données constructeur : résolutions de $1\mu\text{m}$ dans le plan d'acquisition et de $0.02\mu\text{m}$ pour les mesures d'altitude), la possibilité de balayer de grandes zones (surfaces maximales théoriques de $100 \times 100 \text{ mm}^2$) pour un temps de mesure raisonnable ($800 \text{ points}/\text{seconde}$).

Le principe de la microscopie confocale en lumière blanche est de confiner le plan de focalisation d'un rayon lumineux à l'intérieur d'un volume donné. Comme le repré-

CHAPITRE 3. CARACTÉRISATION ET QUANTIFICATION DU *LIGNAGE*

sente la figure 3.1, cet appareillage est composé d'une source laser de lumière blanche extrêmement fine (source au Xénon de longueur d'onde $543nm$), de plusieurs lentilles convergentes, de deux diaphragmes, d'un miroir dichroïque et d'un détecteur de photons. Ainsi, pour chaque point de la surface analysé, la lentille convergente principale se déplace verticalement sous l'action d'un quartz piézoélectrique, ce qui a pour conséquence de changer l'incidence du faisceau laser et de son rayonnement réfléchi. Ce dernier est dirigé vers le détecteur et son diaphragme par l'intermédiaire du miroir dichroïque. Si le point de la surface se situe exactement dans le plan de focalisation du faisceau, le détecteur capte le signal et enregistre la position de la lentille qui est associée à une altitude. L'échantillon étant fixé à une platine motorisée contrôlée par informatique, il est alors possible de réaliser un balayage discret de la surface de l'échantillon, et d'obtenir une carte spatiale 3D contenant les valeurs des altitudes de chaque point de coordonnées (x,y) .

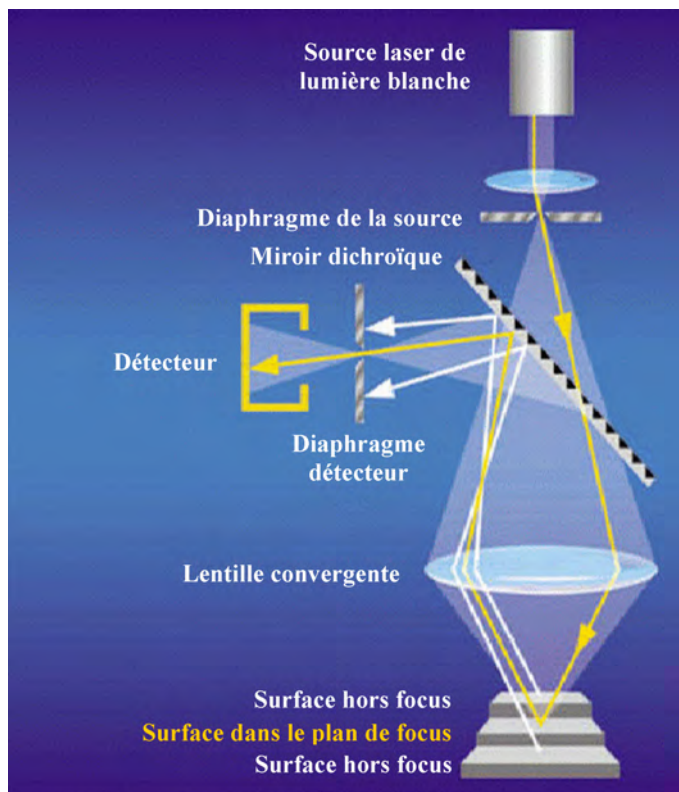


Figure 3.1: Principe de fonctionnement de la microscopie laser confocale

Nous avons utilisé le profilomètre laser NanoFocus μ Surf CF4 du Centre des Matériaux de Manchester sur les surfaces de tôles tractionnées mais non pierrées afin de ne pas modifier la morphologie des motifs de la rugosité. Il est cependant nécessaire avant toute

3.1. ACQUISITION ET CARACTÉRISATION DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE

exploitation des données d'altitude de réaliser une mise à plat de la surface enregistrée. En effet, comme il est possible de le constater sur la figure 3.2(a), la surface de l'échantillon après traction est courbée comme une tuile sous les effets de la contraction de ses faces libres. La distortion de la surface a donc été approximée par une fonction polynomiale d'ordre 5 puis soustraite aux données enregistrées. La surface aplanie laisse apparaître à nouveau les motifs de rugosité cachés par la distorsion initiale de la surface (figure 3.2(b)).

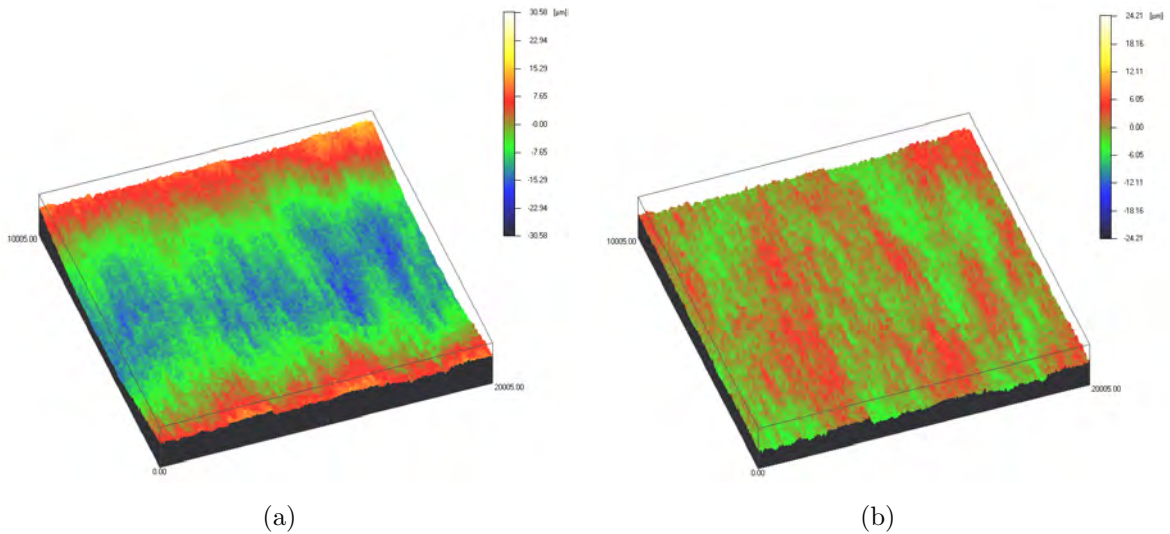


Figure 3.2: Carte de topologie de surface d'une tôle tractionnée issue d'une mesure par microscopie laser confocale (a) = Avant correction de la planéité (b) = Après correction de la planéité par suppression de forme (approximation polynomiale d'ordre 5)

3.1.2 Les méthodes de caractérisation de la rugosité existantes

3.1.2.1 Les paramètres conventionnels de rugosité

Dans le passé, de nombreuses formules ont été mises au point dans le but d'estimer l'intensité de la rugosité d'une surface (Thomas, 1982; Nowicki, 1985). Plusieurs de ces expressions sont désormais normalisées (norme ISO 4287) et dénommées sous l'appellation paramètres conventionnels de rugosité. Seul un petit nombre d'entre eux est couramment employé pour quantifier l'état de surface des matériaux métalliques tels que les paramètres R_a (Arithmetic Average Roughness), R_q (Root-Mean-Square Roughness) ou encore R_{max} (Maximum Peak-to-Valley Height Roughness).

Les paramètres conventionnels R_a et R_q se calculent à partir d'un profil d'altitude grâce aux équations 3.1 où L correspond au nombre de points du profil, z et \bar{z} sont respectivement les altitudes courante et moyenne de ses points. Ils traduisent l'écart moyen

du profil d'altitude par rapport à son plan neutre, comme le montrent les aires coloriées de la figure 3.3. Si les altitudes sont exprimées en μm , le paramètre de rugosité s'exprimera dans la même unité.

$$R_a = \frac{1}{L} \sum_0^L |z - \bar{z}| \quad R_q = \sqrt{\frac{1}{L} \sum_0^L |z - \bar{z}|^2} \quad (3.1)$$

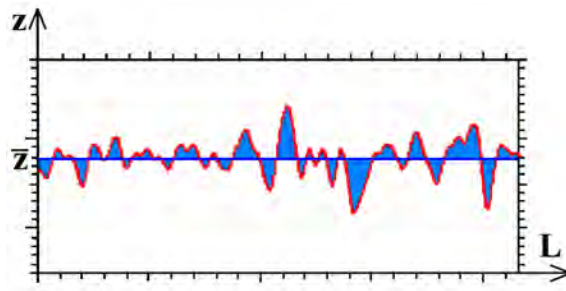


Figure 3.3: Représentation schématique du calcul des paramètres conventionnels de rugosité R_a ou R_q pour un profil d'altitude donné

Cependant, l'utilisation de ces paramètres peut conduire dans certains cas à des erreurs d'interprétation. Stoudt et Hubbard (2005) ont observé expérimentalement deux morphologies de rugosité de surface très différentes possédant la même valeur de R_q (figure 3.4). Plusieurs raisons sont attribuées à ce problème. Tout d'abord, une première source d'erreur peut provenir du fait que le calcul de ces paramètres conventionnels est mené sur un unique profil de rugosité qui est, par hypothèse, censé être représentatif de toute la surface analysée. Ensuite, des erreurs proviennent aussi du fait que la méthode de calcul de ces paramètres donne un poids très important à l'amplitude de la rugosité au détriment de la morphologie de la distribution des motifs de rugosité (figure 3.4). Il est à noter que ces paramètres de rugosité sont très sensibles aux changements brusques de variations du profil, ce qui est caractéristique des oscillations à courtes distances de la rugosité en peau d'orange.

Les paramètres conventionnels de rugosité se révèlent être par conséquent très mauvais lorsqu'ils sont appliqués au cas du *lignage* par l'intermédiaire de profils de rugosité perpendiculaires aux lignes, car les profils réduisent le caractère 3D du phénomène en une expression 2D. Baczynski *et al.* (2000) ont ainsi observé que la valeur de R_a n'est pas du tout en accord avec l'appréciation visuelle du *lignage*, mais plutôt avec la rugosité en peau d'orange caractérisée par des ondulations de plus faibles longueurs d'onde.

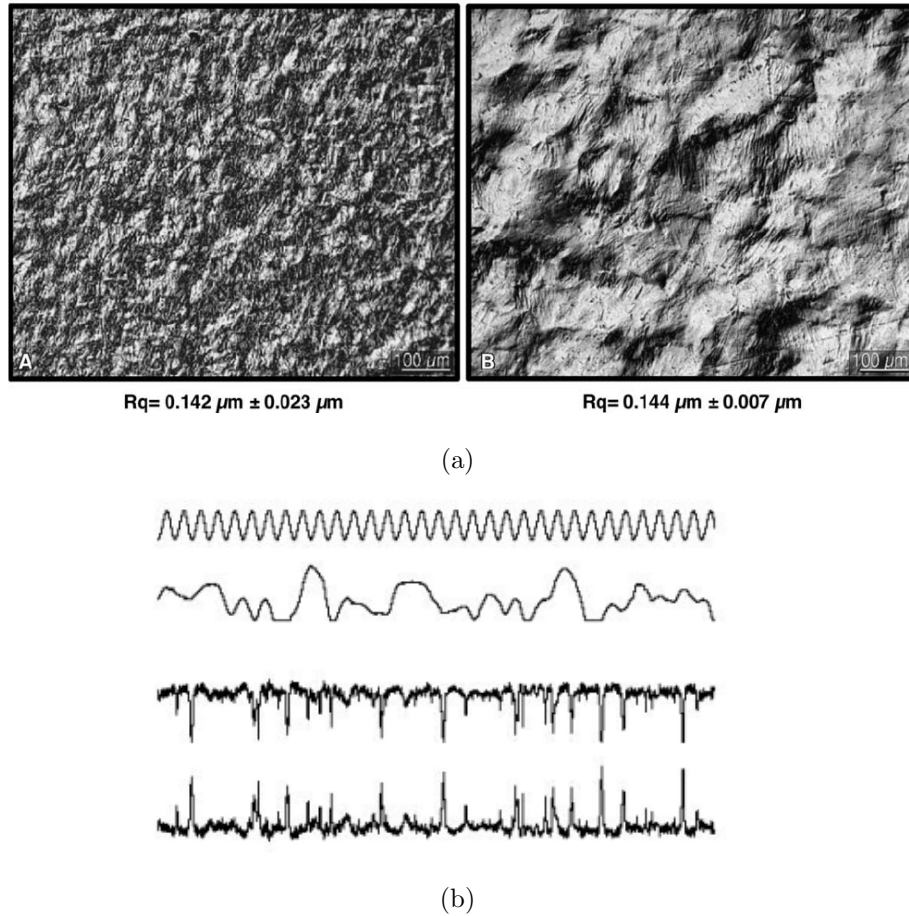


Figure 3.4: Illustration du fait que différentes surfaces peuvent avoir la même valeur de paramètre conventionnel de rugosité (a) = Images expérimentales possédant la même valeur de R_q (Stoudt et Hubbard, 2005) (b) = Schématisation de quatre profils possédant la même valeur de R_a

3.1.2.2 Les paramètres de rugosité modifiés

Wu *et al.* (2003b) ont tenté d'adapter le calcul des paramètres conventionnels de rugosité au caractère morphologiquement directionnel du *lignage*. A partir d'une carte topologique 3D de grande taille, un profil de rugosité selon DT est obtenu en effectuant une moyenne des altitudes parallèlement à DL sur tous les points de la carte. Ce profil, qui prend donc en compte dans une certaine mesure une information sur la longueur des lignes, est ensuite lissé par un filtre passe haut (longueur d'onde de coupure de $800\mu m$) afin de supprimer les ondulations courtes distances de la peau d'orange. Malheureusement, Fraczkiwicz (2006) a montré que cette approche n'est pas plus satisfaisante, et que la valeur du paramètre R_a modifié ne corrèle pas mieux avec l'estimation visuelle de

l'intensité du *lignage*(figure 3.5).

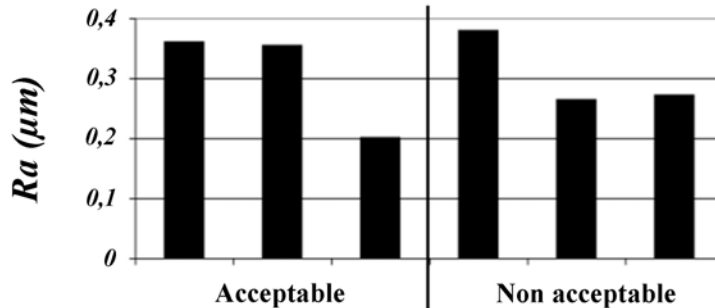


Figure 3.5: Comparaison entre les intensités du *lignage* estimées visuellement et les valeurs du paramètre de rugosité R_a modifié pour plusieurs tôles AA6016 tractionnées de 15% (Fraczkiewicz, 2006)

Choi *et al.* (2007) ont proposé une manière différente pour le calcul de R_q dans le but de mieux prendre en compte la morphologie de la rugosité de surface. Ainsi, la notion de crête ou de vallée est arbitrairement attribuée à un point lorsque, dans la fonction dérivée du profil de rugosité, il possède au moins deux premiers voisins de signe différent du sien. Le paramètre $N\% - R_{pv}$ est alors construit comme la somme arithmétique des écarts à la valeur moyenne des $N\%$ plus hautes crêtes et des $N\%$ plus basses vallées. Les auteurs montrent que plus la valeur de N décroît, plus la contribution des composantes de rugosité à grandes longueurs d'onde augmente dans le calcul de la note finale, et inversement. Les valeurs de N peuvent être prises égales à 10% ou à 100% pour évaluer respectivement les influences des composantes de rugosité à grandes longueurs d'onde (telles le *lignage*) ou à courtes longueurs d'onde (telles que la peau d'orange). Même si cette approche apparaît plus intéressante que les paramètres conventionnels de rugosité, elle souffre néanmoins d'un défaut de généralisation, car les valeurs du paramètre scalaire $N\% - R_{pv}$ dépendent trop fortement des données d'entrée, et particulièrement de la taille de la surface ou du profil analysé, ainsi que du pas d'acquisition utilisé.

3.1.2.3 Les méthodes d'analyse fréquentielles

Stout *et al.* (1993) ont suggéré que les méthodes fréquentielles peuvent se révéler puissantes pour l'étude du caractère morphologique de la rugosité de surface.

Les fonctions d'*autocorrélation* (ou *AACF* pour *Areal Auto Correlation Function*) sont des fonctions très performantes pour révéler et exacerber les phénomènes périodiques contenus dans un signal. Ainsi, l'autocorrélation continue d'un signal 2D correspond à la corrélation de ce signal avec lui-même en fonction d'un délai τ variable (figure 3.6).

Cette approche a été employée avec succès à de plusieurs reprises dans le cas de rugosités de surface ou de distributions spatiales d'orientations cristallines alignées dans le but de déterminer les longueurs d'onde des phénomènes observés (Lee *et al.*, 2000; Choi, 2001; Smith, 2002; Choi *et al.*, 2006).

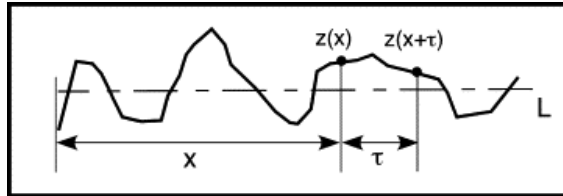


Figure 3.6: Principe de l'*autocorrélation* d'un signal 2D continu

La *densité de puissance spectrale* (ou *APSD* pour *Areal Power Spectral Density*) est une autre fonction mathématique proche de l'*AACF*. Elle décrit quant à elle quantitativement la manière dont l'intensité d'un signal est distribuée en fonction de la fréquence de ses composantes. Cette fonction contient donc des indications sur la périodicité et la directionnalité des phénomènes contenus dans ce signal. Choi (2001) a utilisé cet outil afin de suivre qualitativement l'évolution de la morphologie de la rugosité de surface de tôles AA6022-T4 au cours d'une déformation par traction plane.

Le calcul de ces fonctions à partir d'un signal 3D (comme par exemple une image de pierrage) fait appel en pratique aux transformées de Fourier. Dans l'espace de Fourier, les données d'entrée sont exprimées non plus en fonction de la distance, mais en fonction de leurs fréquences spatiales. Dans cette représentation mathématique, il est aussi possible de filtrer les données d'entrée en fonction de leurs fréquences. Kusters *et al.* (2008) ont ainsi analysé la rugosité d'une surface en supprimant les composantes à trop courtes longueurs d'onde.

3.2 Développement du code de quantification du *lignage*

L'absence de méthodes éprouvées pour la quantification du *lignage* nous ont poussé à mettre au point un algorithme d'analyse morphologique de la rugosité de surface. Nous avons ainsi ressenti la nécessité de traiter individuellement la contribution des motifs de rugosité grossière ou globulaire de celle du *lignage* pur à l'aide de leurs longueurs d'onde propres.

3.2.1 Principes théoriques et application de la transformée de Fourier

Joseph Fourier a montré qu'un signal continu de taille infinie pouvait mathématiquement se décomposer comme une somme de fonctions sinusoïdales. Si ce signal possède une dépendance temporelle x_t , alors sa transformée X_w peut être représentée comme une distribution continue des fréquences du signal initial (équation 3.2).

$$X_w = \int_{-\infty}^{\infty} x_t e^{-i2\pi w t} dt \quad (3.2)$$

De plus, cette décomposition est réversible (équation 3.3) et conserve toutes les propriétés du signal initial telles que la conservation de l'énergie, la linéarité des opérateurs, etc ...

$$x_t = \int_{-\infty}^{\infty} X_w e^{i2\pi w t} dw \quad (3.3)$$

Ces formules peuvent être adaptées au cas de signaux discrets de taille finie qui sont fréquemment rencontrés lors d'applications numériques. La transformée de Fourier X_k d'un signal discret x_n de taille N s'exprime par l'équation 3.4, et sa transformée inverse par l'équation 3.5.

$$X_k = \sum_{n=0}^{N-1} x_n e^{-2i\pi \frac{k}{N} n} \quad (3.4)$$

$$x_n = \frac{1}{N} \sum_{k=0}^{N-1} X_k e^{2i\pi \frac{k}{N} n} \quad (3.5)$$

Mais, pour obtenir de bonnes propriétés de localisation et minimiser les artefacts liés aux effets de bords, il est recommandé de modifier légèrement les données d'entrée avant leur transformation. Il faut porter la valeur moyenne des termes à zéro, et atténuer progressivement l'intensité aux frontières du signal pour éviter les discontinuités. Cette dernière condition peut se réaliser en filtrant les données d'entrée par une fonction appelée *Fenêtre de Hann*. Le signal n'est modifié qu'à ses extrémités mais la qualité de la transformée s'en trouve nettement améliorée. Le filtre de *Hann* H_i que nous avons utilisé est décrit par l'équation 3.6. Il correspond à une fonction rampe entre deux paliers de valeur 0 et 1, dont la pente est fixée par le paramètre M . Dans la suite de cette étude, la valeur de M sera prise égale à 16.

$$H_i = \begin{cases} 0.5 [1 - \cos (M4\pi i/N)] & \text{si } 0 < i < N/M \\ 1 & \text{si } N/M < i < N(M - 1)/M \\ 0.5 [1 - \cos (M4\pi i/N)] & \text{si } N(M - 1)/M < i < N - 1 \end{cases} \quad (3.6)$$

Lorsque le signal à traiter est de nature tridimensionnelle x_{ij} comme les cartes topologiques de rugosité, le filtre de *Hann* possède la forme suivante (équation 3.7) :

$$H_{ij} = H_i \cdot H_j \quad (3.7)$$

Numériquement, l'application du filtre de *Hann* s'obtient en multipliant terme à terme la matrice du signal étudié x_{ij} avec celle du filtre de *Hann* (équation 3.8).

$$x'_{ij} = x_{ij} \otimes H_{ij} \quad (3.8)$$

Enfin, il est courant d'optimiser les calculs numériques et ainsi économiser du temps en faisant appel aux fonctions de transformées rapides de Fourier (FFT). En effet, les algorithmes de FFT ne nécessitent que $\log(N)N$ opérations arithmétiques là où l'algorithme original de Fourier en demande N^2 pour le même résultat. Le principe des algorithmes de FFT, proposé par Cooley et Tukey (1965), est la division à chaque étape de la transformée en deux parties de taille $N/2$ et leur factorisation récursive polynomiale. Cela induit donc l'utilisation exclusive de signaux dont la taille est facteur d'une puissance de deux. Cependant, la méthode du bourrage de zéros permet tout de même d'utiliser des signaux de taille différente, mais en les complétant par des valeurs nulles jusqu'à ce que leur taille soit facteur d'une puissance de deux, et sans que cela n'affecte les résultats de la transformée.

Il faut préciser tout de même que l'espace de Fourier est de nature complexe, où les nombres réels correspondent aux amplitudes, les nombres imaginaires à la phase. Si les unités spatiales sont homogènes à une distance, alors les unités de la transformée de Fourier seront homogènes à l'inverse d'une distance, c'est à dire à une fréquence spatiale.

L'algorithme FFT discret que nous avons utilisé dans cette étude a été écrit en langage Fortran par R.C. Singleton de l'Institut de recherche de Stanford (1968, USA) puis traduit en langage C par J. Beale et M. Olesen de l'université Queen's of Kingston (1995, Canada).

3.2.2 La *densité de puissance spectrale APSD* appliquée au *lignage*

3.2.2.1 Calcul des fonctions *APSD* et *AACF*

La fonction *densité de puissance spectrale* $APSD_{ij}$ d'un signal x_{ij} est calculée par l'équation 3.9 où X_{ij} est sa transformée de Fourier, X_{ij}^* est le complexe conjugué de X_{ij} , X_{size} et Y_{size} sont les dimensions horizontales et verticales du signal d'entrée. Le dénominateur de cette équation permet de normaliser la fonction et donc de la rendre indépendante de la dynamique ou des dimensions des données d'entrée. Cette fonction possède alors la même taille que le signal initial, et peut être représentée graphiquement en fonction des fréquences spatiales.

L'*APSD* possède une propriété de symétrie par rapport au point central (X_0, Y_0) qui possède toujours une valeur nulle. Autour de ce point d'origine, chaque valeur d'un pixel de coordonnées (X, Y) correspond à l'intensité normalisée du phénomène de fréquences spatiales horizontales $|X - X_0|$ et verticales $|Y - Y_0|$, c'est à dire de longueurs d'onde $X_{size}/|X - X_0|$ et $Y_{size}/|Y - Y_0|$. Ainsi dans la fonction *APSD*, lorsque l'abscisse d'un point augmente, des fréquences de plus en plus grandes sont balayées, ce qui se traduit par des longueurs d'onde horizontales de plus en plus petites.

$$APSD_{ij} = \frac{X_{ij} \otimes X_{ij}^*}{X_{size} Y_{size} \sum_i \sum_j X_{ij}^2} \quad (3.9)$$

La fonction d'*autocorrélation* $AACF_{ij}$, quant à elle, correspond à la transformée de Fourier inverse de la fonction $APSD_{ij}$ et s'exprime donc dans le même espace que le signal initial, c'est à dire en fonction de la longueur. Par définition, la fonction d'*autocorrélation* est comprise dans l'intervalle $[-1, 1]$, et dispose de propriétés particulières : son point d'origine qui possède la valeur maximale 1 (c'est à dire lorsqu'aucun déphasage n'est présent) est aussi centre de symétrie de la fonction. L'*autocorrélation* d'une fonction parfaitement périodique est aussi périodique, alors que l'*autocorrélation* d'une fonction parfaitement aléatoire présente un pic à l'origine et une valeur nulle partout ailleurs.

3.2.2.2 Les phénomènes de *lignage* et de rugosité grossière

Les images 3.7, 3.8 et 3.9 présentent trois morphologies de surface idéalisées accompagnées des fonctions *APSD* et *AACF* calculées par la méthode précédente.

La morphologie de l'image 3.7 composée uniquement de lignes verticales se traduit sur la carte d'*APSD* par l'apparition de zones blanches (= valeurs de pixels élevées) horizontales de part et d'autre du point central. L'extension horizontale de ces deux zones blanches caractérise les dimensions horizontales des motifs de l'image initiale telles que la largeur des bandes de *lignage* mais aussi les distances moyennes les séparant. L'épaisseur

des deux zones blanches, quant à elle, dépend de la longueur verticale des bandes. Si ces dernières avaient toutes traversé de part en part l'image initiale, la largeur des deux zones blanches n'aurait été que d'un seul pixel.

La morphologie de l'image 3.8 constituée de disques rappelant la rugosité grossière ou globuleuse, engendre une carte d'*APSD* composée d'un halo blanc autour du point central. Cela signifie bien que les données d'entrée possèdent des motifs de forme isotrope et de distribution plutôt aléatoire. Une rugosité de morphologie plus allongée se traduirait par une ovalisation du halo dans l'*APSD*.

Enfin, l'image 3.9 représente la morphologie de surface issue du mélange entre les deux précédentes. Il est possible sur la carte d'*APSD* en résultant, de distinguer individuellement les traces créées par le *lignage* pur d'une part, et la rugosité grossière d'autre part.

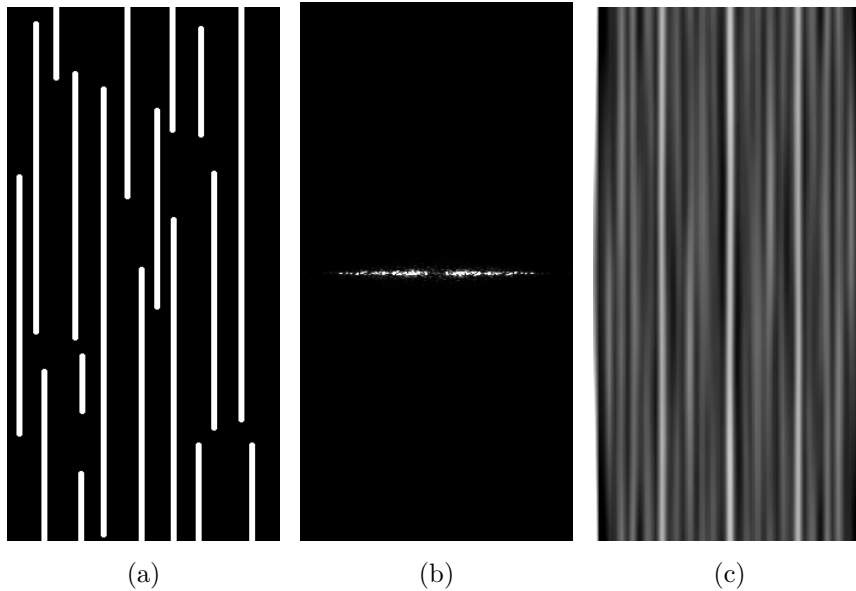


Figure 3.7: (a) = Représentation schématique en niveaux de gris d'une morphologie purement lignée (b) = Fonction *APSD* associée (c) = Fonction *AACF* associée

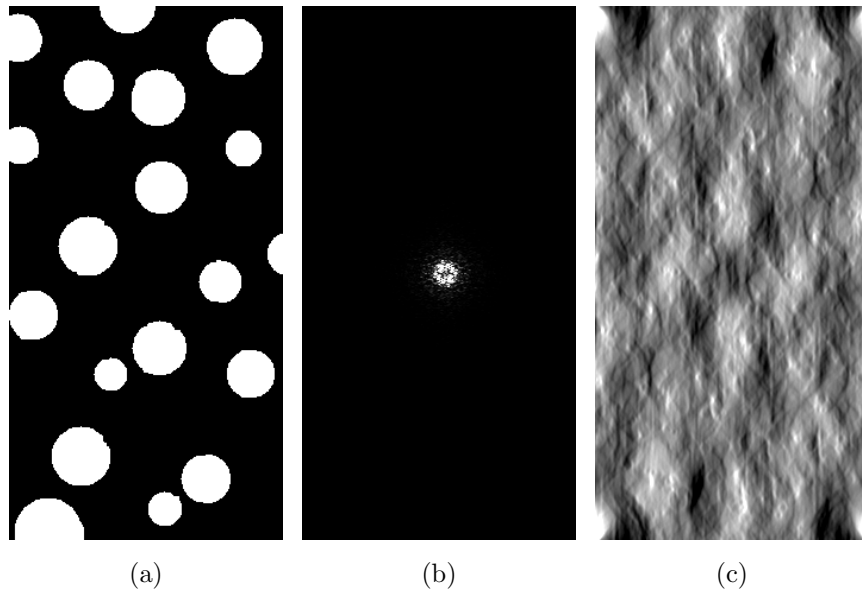


Figure 3.8: (a) = Représentation schématique en niveaux de gris d'une morphologie isotrope purement rugueuse (b) = Fonction *APSD* associée (c) = Fonction *ACF* associée

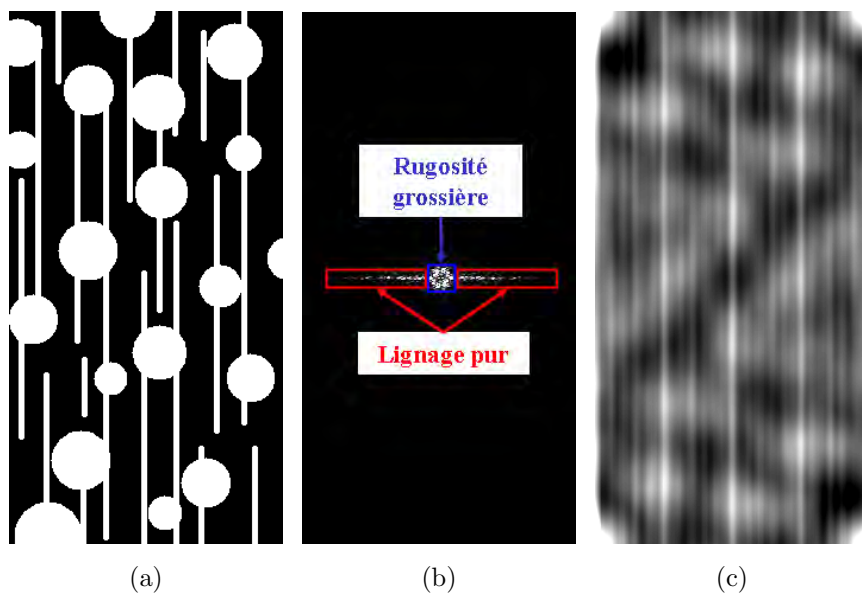


Figure 3.9: (a) = Représentation schématique en niveaux de gris d'une morphologie mixte comportant une composante alignée et une composante isotrope rugueuse (b) = Fonction *APSD* associée (c) = Fonction *ACF* associée

3.2.2.3 Dimensions caractéristiques des motifs de rugosité et note globale

Après avoir observé la transformation de motifs idéaux dans les fonctions *APSD* et *AACF*, une approche similaire a été employée pour des morphologies de rugosité réelles provenant des images de pierrage. Des estimations des dimensions du *lignage* pur et de la rugosité grossière ont été réalisées visuellement en s'appuyant sur les indications fournies par les fonctions *AACF* correspondantes.

Pour le phénomène du *lignage* pur, les dimensions caractéristiques retenues sont :

- Dans la direction perpendiculaire aux bandes de *lignage*, largeur minimale de $1mm$, espacement maximal entre deux bandes de $18mm$.
- Dans la direction du *lignage*, longueur minimale de $25mm$ et extension maximale infiniment grande.

Pour le phénomène de rugosité grossière, les dimensions caractéristiques sont :

- Dans la direction perpendiculaire aux bandes, les motifs ont une largeur minimale de $1mm$ et un espacement maximal de $6mm$.
- Dans la direction des bandes, les motifs ont une largeur minimale de $2.5mm$ et un espacement maximal de $7mm$.

Ces longueurs d'onde caractéristiques nous ont donné la possibilité d'extraire et de traiter séparément les deux phénomènes contenus dans les données d'entrée. Pour cela, les quatre dimensions caractéristiques de chaque phénomène ont été converties en fréquences spatiales. Elles décrivent alors dans l'espace de la fonction *APSD* la position sans recouvrement de deux zones d'intérêt différentes, propres au *lignage* et à la rugosité grossière (voir l'exemple schématique de la figure 3.9(b)). A l'intérieur de ces deux zones, les valeurs de la fonction *APSD* ont été sommées en chaque pixel pour former deux notes de contributions individuelles des phénomènes.

Cependant, la nature discrète du signal initial nécessite de prendre de nombreuses précautions lors du calcul de ces notes intermédiaires. Ainsi, les dimensions spatiales caractéristiques des phénomènes ne correspondent pas toujours à des valeurs de fréquence entières. Or, la fonction *APSD* est elle aussi discrète, ce qui signifie qu'elle ne possède des valeurs que sur des pixels qui correspondent à des points de coordonnées entières. Ainsi, les valeurs de points ayant des coordonnées décimales ont été calculées par interpolation linéaire des valeurs de points voisins de coordonnées entières.

Prenons l'exemple d'un signal 2D de $14mm$ de long dont le phénomène à analyser possède des dimensions spatiales de 2.5 et $5mm$. Les coordonnées des fréquences spatiales du phénomène dans l'espace de l'*APSD* sont : $x_{min} = 14/5 = 2.8$ et $x_{max} = 14/2.5 = 5.5$. Dans ce cas, la note intermédiaire correspond à l'aire hachurée sous la courbe de la figure

3.10 et qui est obtenue par interpolation linéaire des valeurs des points de coordonnées entières.

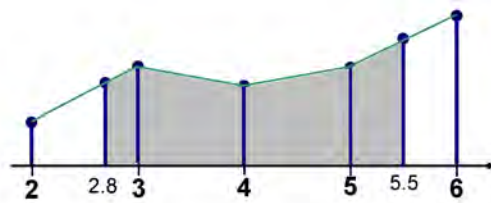


Figure 3.10: Principe de la quantification d'un phénomène 2D dans l'espace de la fonction *APSD* à partir de ses valeurs de fréquence spatiale (ici 2.8 et 5.5). Les valeurs entières correspondent à des pixels à partir desquels l'interpolation linéaire est réalisée

Enfin, la note globale est obtenue en effectuant le rapport entre la contribution du *lignage* pur et celle de la rugosité grossière. Cela permet de prendre en compte les surfaces dites mixtes car composées à la fois d'une rugosité lignée et d'une rugosité grossière plus ou moins isotrope qui atténue visuellement l'alignement. Dans ce cas, la note globale possédera une valeur intermédiaire entre celle provenant d'une morphologie uniquement lignée et celle d'une morphologie uniquement rugueuse.

La figure 3.11 synthétise l'enchaînement logique des opérations effectuées par le code pour le calcul de la note de quantification globale du niveau de *lignage*.

3.2.3 Performance de la méthode de notation

Nous avons mené une étude sur la qualité et la fiabilité des notes produites par le code, tout en cherchant à découvrir la présence potentielle de sources d'erreurs ou de dérives. Pour des raisons de lisibilité, l'annexe D regroupe toutes les images d'entrée de pierrage utilisées dans cette analyse, ainsi que le détail des notes et des contributions calculées.

3.2.3.1 Sensibilité du code aux données d'entrée

Nous avons tout d'abord cherché à vérifier que la technique de production des images de pierrage était reproductible, c'est à dire que l'enchaînement des opérations - découpe des éprouvettes, traction des éprouvettes, encrage manuel, griffage manuel, numérisation - produisait des données de qualité constante. Cette évaluation a été menée en générant pour quatre matières (*Faible1*, *Moyen1*, *Moyen2* et *Moyen3*) deux images de pierrage provenant chacune de deux éprouvettes de traction différentes.

3.2. DÉVELOPPEMENT DU CODE DE QUANTIFICATION DU *LIGNAGE*

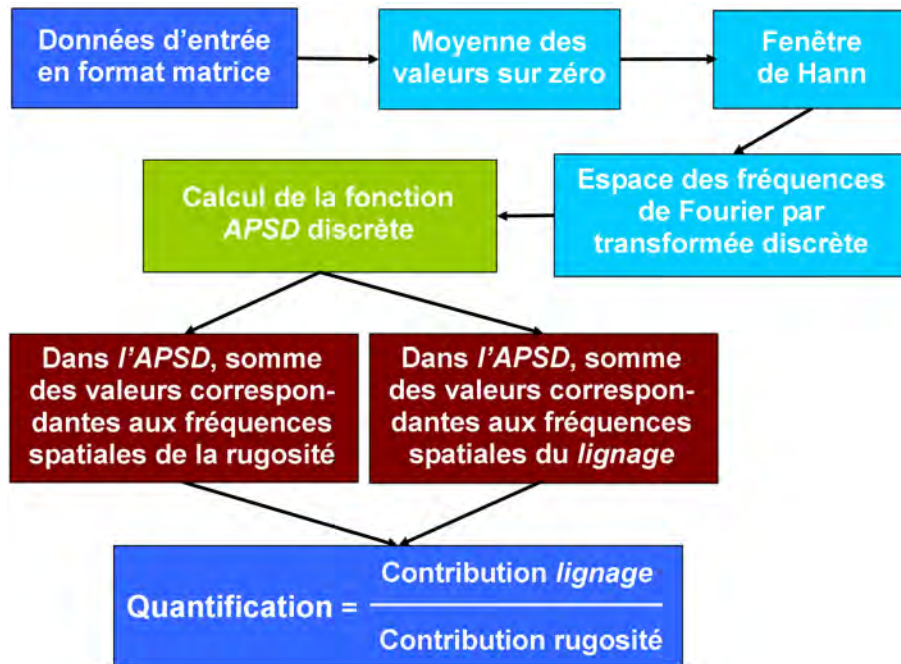


Figure 3.11: Logigramme de la méthode de quantification du *lignage* par l'intermédiaire des fonctions d'*APSD*

Comme le montre l'histogramme de la figure 3.12, les différences de notes globales calculées par le code sont d'au maximum 10% pour une même matière, ce qui traduit une bonne régularité de la technique de pierrage.

Le lecteur est invité à consulter l'annexe D.1 pour découvrir les images de pierrage utilisées, ainsi que le détail des contributions individuelles du *lignage* pur et de la rugosité grossière. Il est ainsi possible de se rendre compte qu'il peut exister des variations importantes des notes de contributions entre deux échantillons d'une matière donnée. Mais la construction même de la note globale (rapport entre les deux contributions) compense ces dérives qui sont notamment dues à des baisses ponctuelles de la qualité des informations près du bord des images, ou à cause d'un effet de tuilage.

Les effets de la dimension et de la résolution spatiale des données d'entrée ont ensuite toutes deux été déterminées. Les deux images initiales de pierrage des matières *Faible1* et *Moyen2* ont donc été artificiellement modifiées puis notées par le code. La comparaison entre cette nouvelle note et la note obtenue à partir de l'image initiale nous a donné une indication sur la sensibilité du code avec l'évolution des propriétés des données d'entrée. La résolution des images a été réduite en utilisant une méthode d'interpolation bilinéaire alors que la réduction de leur taille a été effectuée par une simple découpe de l'image.

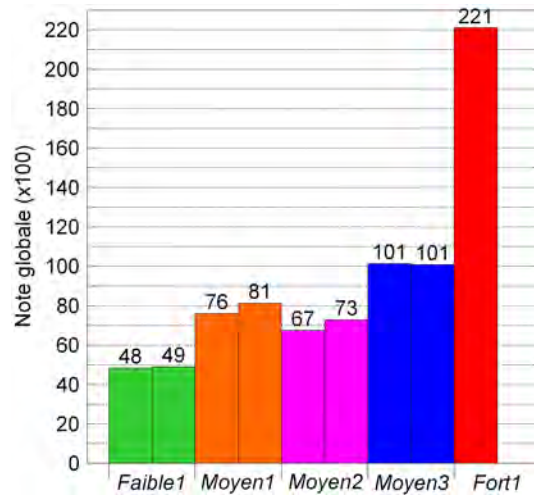


Figure 3.12: Comparaison des notes globales de quantification calculées sur des images de pierrage issues de deux échantillons distincts

Il est important de remarquer sur la figure 3.13 que la résolution (qui correspond à la taille réelle en millimètres des informations contenues dans un pixel de l'image) affecte la quantification du *lignage* à partir d'une valeur seuil. Cette résolution minimale, fixée à environ $0.2mm/pixel$ (ou $130dpi$) correspond à la limite en dessus de laquelle les images ne sont plus suffisamment précises pour décrire correctement les phénomènes de rugosité de surface.

De manière similaire, il est possible après examen des résultats de la figure 3.14 de déterminer les dimensions spatiales minimales que doivent posséder les données d'entrée. En dessous de $30mm$ selon DT et de $15mm$ selon DL, les images n'ont plus une taille suffisamment grande vis-à-vis des dimensions caractéristiques des phénomènes pour une notation fiable.

3.2. DÉVELOPPEMENT DU CODE DE QUANTIFICATION DU *LIGNAGE*

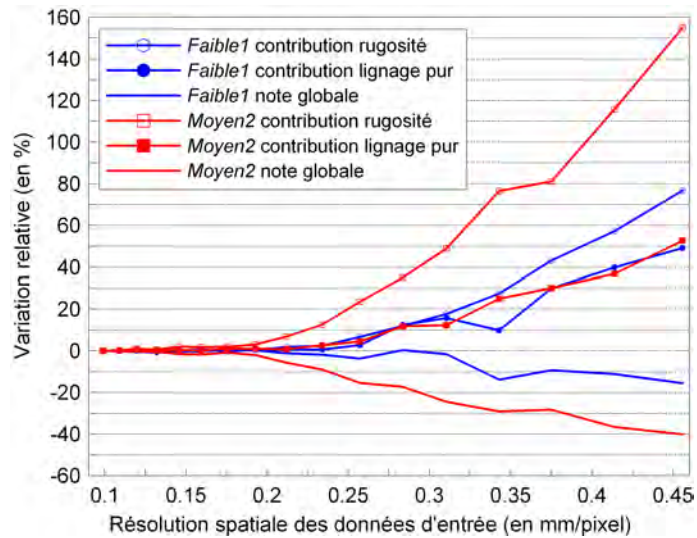


Figure 3.13: Variation relative (en %) des notes globales et des notes intermédiaires en fonction de la résolution des données d'entrée issues d'images de pierrage des matières *Faible1* et *Moyen2*

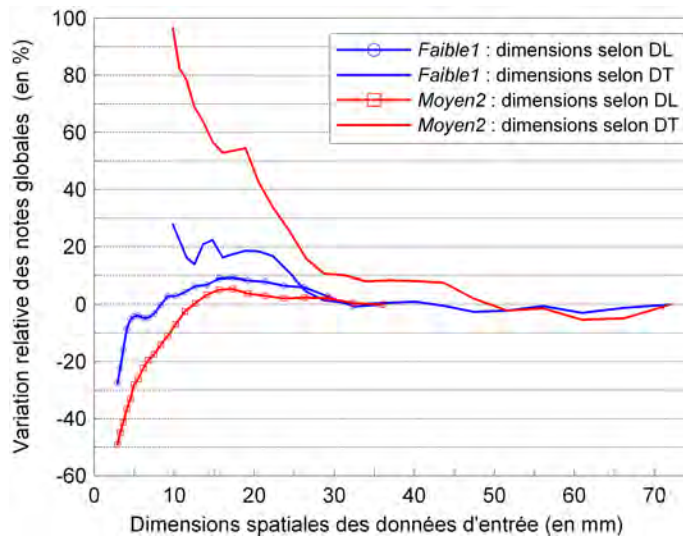


Figure 3.14: Variation relative (en %) des notes globales en fonction des tailles dans le sens du *lignage* (DL) et perpendiculairement au *lignage* (DT) des images de pierrage des matières *Faible1* et *Moyen2*

3.2.3.2 Sensibilité du code avec les longueurs d’onde caractéristiques

La sensibilité du code vis-à-vis de ses paramètres internes a été analysée en introduisant une perturbation contrôlée sur les longueurs d’onde (L1, L2, L3 et L4) des phénomènes de *lignage* pur et de rugosité grossière. Ainsi, le tableau 3.1 présente les variations relatives des contributions à partir de l’image de pierrage de la matière *Moyen2* lorsque l’une des quatre dimensions caractéristiques est modifiée de +15%, +50%, -15% ou -50%. Ces résultats montrent que le code est assez sensible à ses paramètres internes, car une variation de 50% de l’un d’entre eux peut provoquer une dérive des notes de contribution de près de 90% dans la pire des configurations.

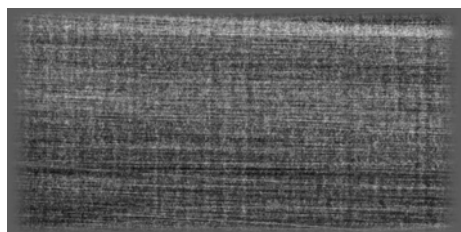
Variation relative (en %)					
Longueurs d’onde				Contributions	
L1	L2	L3	L4	<i>Lignage</i> pur	Rugosité grossière
-15	0	0	0	5.4	14.5
15	0	0	0	-7.4	-11.9
-50	0	0	0	21.9	62.6
50	0	0	0	-21.7	-35.1
0	-15	0	0	-4.5	-4.8
0	15	0	0	0.0	4.4
0	-50	0	0	-12.7	-26.8
0	50	0	0	5.4	10.9
0	0	-15	0	-6.61	17.7
0	0	15	0	-5.8	-14.9
0	0	-50	0	12.2	88.2
0	0	50	0	-16.9	-39.4
0	0	0	-15	-	-10.3
0	0	0	15	-	7.8
0	0	0	-50	-	-53.6
0	0	0	50	-	24.1

Tableau 3.1: Effet de la variation des longueurs d’onde caractéristiques des phénomènes de *lignage* pur et de rugosité grossière sur le calcul de leurs contributions à partir de l’image de pierrage de la matière *Moyen2*

Ces longueurs d’onde caractéristiques sont les paramètres cruciaux de notre méthode de quantification morphologique. Elles ont été déterminées et choisies avec soin afin qu’elles décrivent de manière précise les phénomènes macroscopiques rencontrés. Leur pertinence peut être illustrée dans les images 3.15 et 3.16 dans lesquelles les contributions du *lignage* pur et de la rugosité grossière ont été extraites des images initiales de pierrage.

3.2. DÉVELOPPEMENT DU CODE DE QUANTIFICATION DU *LIGNAGE*

Les images de résidu, qui correspondent aux images initiales auxquelles la contribution du phénomène a été retranchée, permettent bien de se rendre compte de la justesse des longueurs d'onde choisies. Ainsi, l'image 3.16(e) laisse clairement apparaître des bandes qui étaient initialement cachées à la surface de la matière *Moyen1* par les motifs de la rugosité grossière.

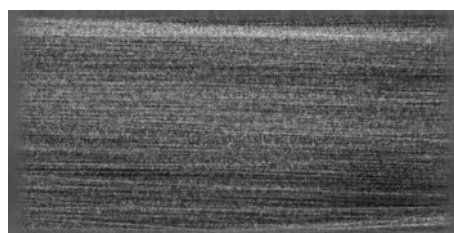


(a) Image initiale de pierrage de la matière *Moyen2*

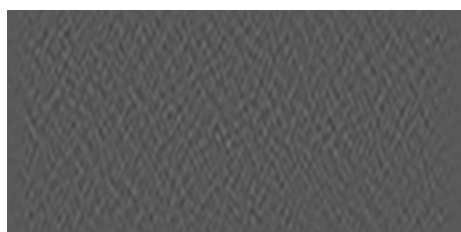
20mm



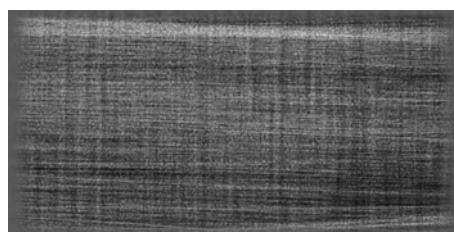
(b) Contribution du *lignage* pur obtenue à partir de l'image initiale



(c) Après suppression de la contribution du *lignage* pur à l'image initiale



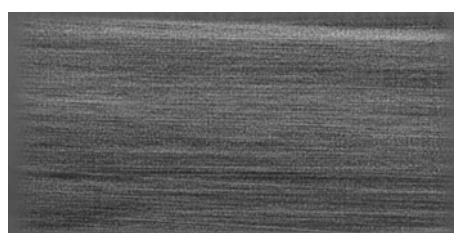
(d) Contribution de la rugosité grossière obtenue à partir de l'image initiale



(e) Après suppression de la contribution de la rugosité grossière à l'image initiale

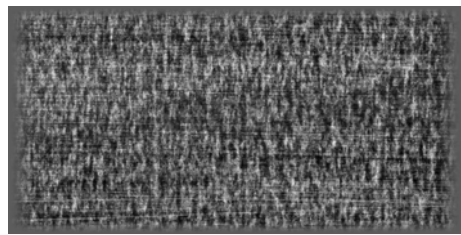


(f) Contributions du *lignage* pur et de la rugosité grossière



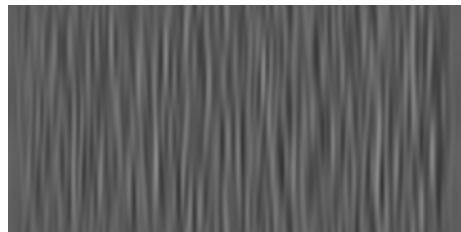
(g) Après suppression des contributions du *lignage* pur et de la rugosité grossière

Figure 3.15: Extraction des phénomènes de *lignage* pur et de rugosité grossière d'après leurs dimensions caractéristiques à partir de l'image de pierrage de la matière *Moyen2*

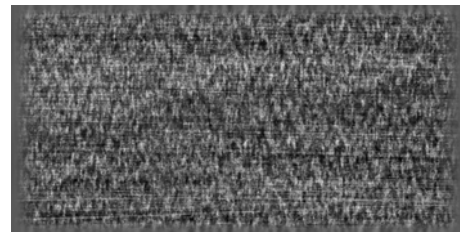


(a) Image initiale de pierrage de la matière *Moyen1*

20mm



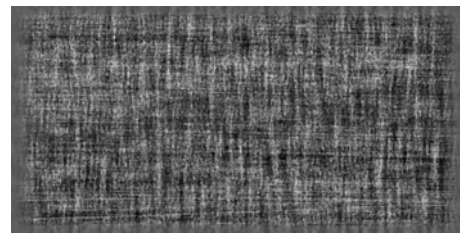
(b) Contribution du *lignage* pur obtenue à partir de l'image initiale



(c) Après suppression de la contribution du *lignage* pur à l'image initiale



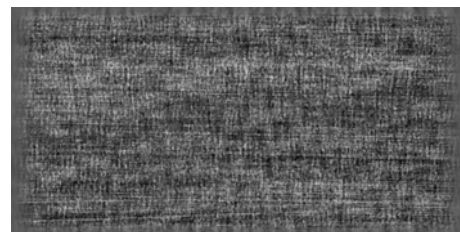
(d) Contribution de la rugosité grossière obtenue à partir de l'image initiale



(e) Après suppression de la contribution de la rugosité grossière à l'image initiale



(f) Contributions du *lignage* pur et de la rugosité grossière



(g) Après suppression des contributions du *lignage* pur et de la rugosité grossière

Figure 3.16: Extraction des phénomènes de *lignage* pur et de rugosité grossière d'après leurs dimensions caractéristiques à partir de l'image de pierrage de la matière *Moyen1*

3.3 Analyse de la rugosité de surface après traction

3.3.1 Cartes topologiques d'altitude

Nous avons réalisé des acquisitions de la topologie de surface à l'aide du profilomètre laser sur quatre matières différentes, et pour différents sens de traction (figure 3.17). Le pas d'acquisition a été fixé à $30\mu\text{m}/\text{pixel}$ et les cartes ainsi créées ont une taille de $15\times 15\text{mm}^2$.

Il faut tout d'abord noter que les matières présentent des morphologies de rugosité de surface bien différentes après traction. Les matières *Fort1* et *Moyen2* ont développé de manière prédominante une structure unidirectionnelle parallèle à DL lorsque l'éprouvette a été déformée selon DT. En revanche, la rugosité des matières *Faible1* et *Moyen1* apparaît organisée en motifs macroscopiques de géométrie beaucoup plus isotrope comme la rugosité globulaire précédemment rencontrée.

En ce qui concerne les amplitudes de la rugosité en traction uniaxiale DT, elles sont plus importantes dans les matières *Faible1* et *Moyen1* (respectivement $8.8\mu\text{m}$ et $13.2\mu\text{m}$) que dans les deux autres matières *Fort1* et *Moyen2* ($7.7\mu\text{m}$ et $7.5\mu\text{m}$). A titre de comparaison, la carte de rugosité de surface d'une tôle avant déformation est jointe (état T4 finition EDT) et son amplitude est proche de $3.4\mu\text{m}$. Ainsi, si cette rugosité de surface initiale est additive à la rugosité créée par la déformation plastique comme le suggère l'étude bibliographique du chapitre 2, il est possible de remonter aux amplitudes de la rugosité qui s'est développée mécaniquement. Ces amplitudes de rugosité intrinsèques ont des valeurs de $5.4\mu\text{m}$ pour la matière *Faible1*, de $9.8\mu\text{m}$ pour la matière *Moyen1*, et d'environ $4.2\mu\text{m}$ pour les échantillons *Moyen2* et *Fort1*.

La direction de la traction ne semble pas avoir un effet significatif sur les amplitudes maximales de la rugosité qui restent très proches quelle que soit la matière. En revanche, la distribution spatiale des motifs de rugosité est affectée. Ainsi, après traction sens DL, le contraste entre les zones d'altitudes élevées et celles d'altitudes faibles a été réduit, ce qui se traduit par une meilleure homogénéité macroscopique de la rugosité. Il est ainsi possible de rapprocher ces observations avec les motifs en losanges caractérisés par Choi (2001) lors de la traction plane sens DL de tôles AA6022-T4.

L'observation des cartes de topologie nous a apporté une information intéressante. Le niveau de *lignage* n'est pas lié à l'amplitude de la rugosité après déformation même si cette dernière peut varier d'un facteur 2 d'une matière à l'autre. La morphologie des motifs semble donc bien être la meilleure caractérisation de l'état de surface dans le but de quantifier le niveau de *lignage*.

3.3. ANALYSE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE APRÈS TRACTION

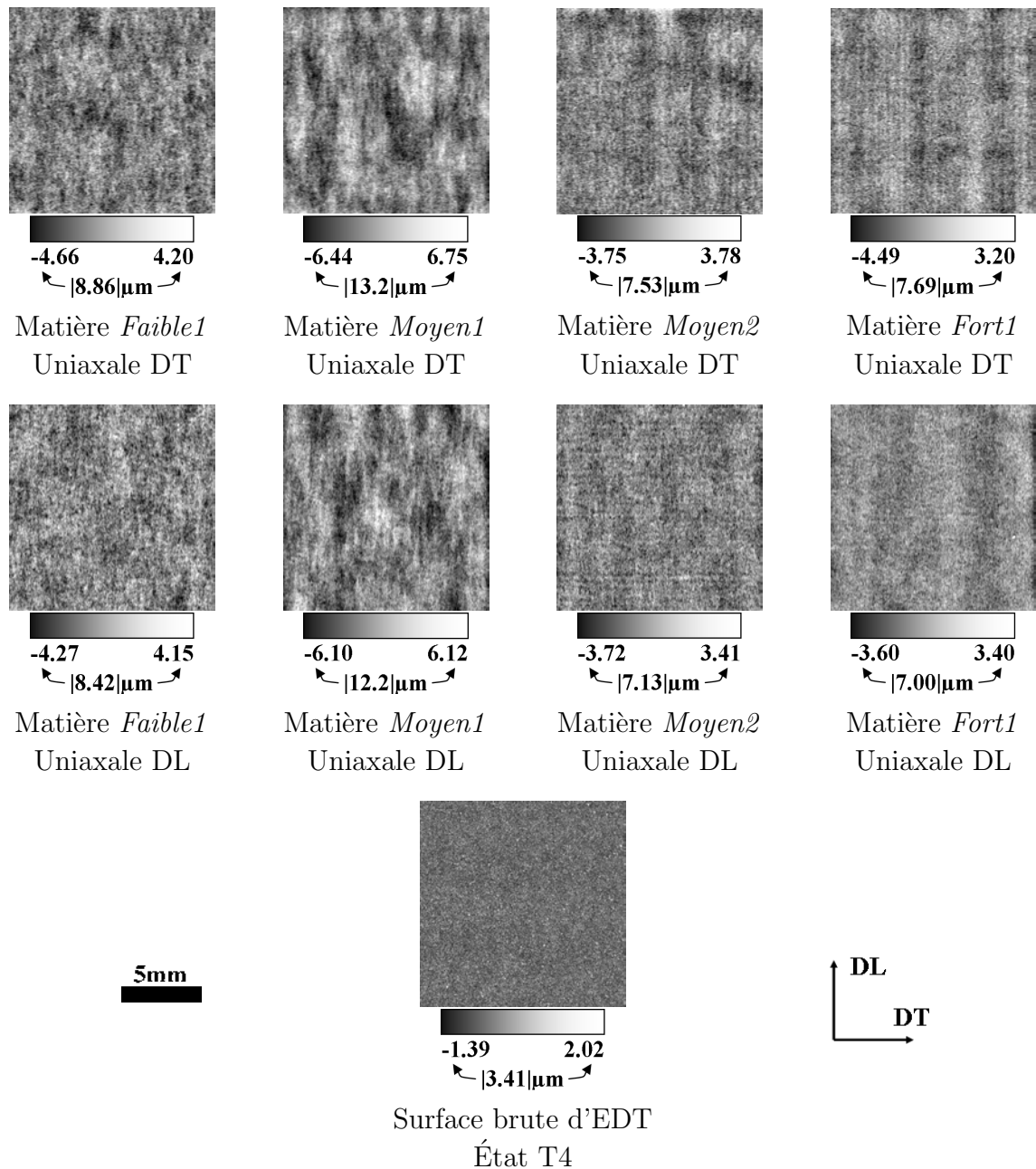


Figure 3.17: Cartes de topographie de la rugosité de surface de quatre matières différentes après 15% de traction uniaxiale sens DT et sens DL

3.3.2 Résultats de quantification du *lignage* après traction sens DT

Le code a été appliqué aux images de pierrage de 16 matières présentant des morphologies de rugosité différentes (voir annexe D) dont les évaluations visuelles ont permis de distinguer trois niveaux de *lignage* : 5 images *Faible*, 6 images *Moyen* et 5 images *Fort*.

Les graphiques de la figure 3.18 représentent sous forme d'histogrammes les notes globales, ainsi que le détail des contributions des phénomènes macroscopiques de *lignage* pur et de rugosité grossière. Le code couleur - vert, orange, rouge - correspond respectivement aux matières à - *Faible*, *Moyen* et *Fort* - niveau de *lignage*.

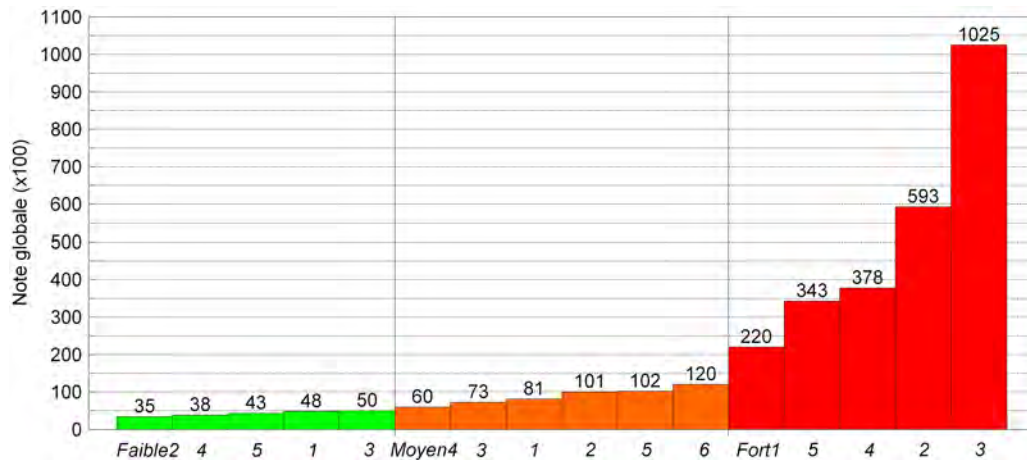
Les notes globales montrent un bon accord avec les trois classes de niveau de *lignage*. La distribution des 16 notes globales se montre assez graduelle, c'est pourquoi les transitions entre deux classes sont difficiles à définir, en particulier pour le passage entre les classes *Faible* et *Moyen*.

La classe *Faible* est caractérisée par une très bonne homogénéité dans les notes globales et surtout dans les notes de contributions individuelles. Elle contient uniquement des matières présentant des composantes de *lignage* pur de basse intensité associées à des composantes de rugosité grossière élevées. La classe des matières à *Fort* niveau adopte exactement le schéma inverse.

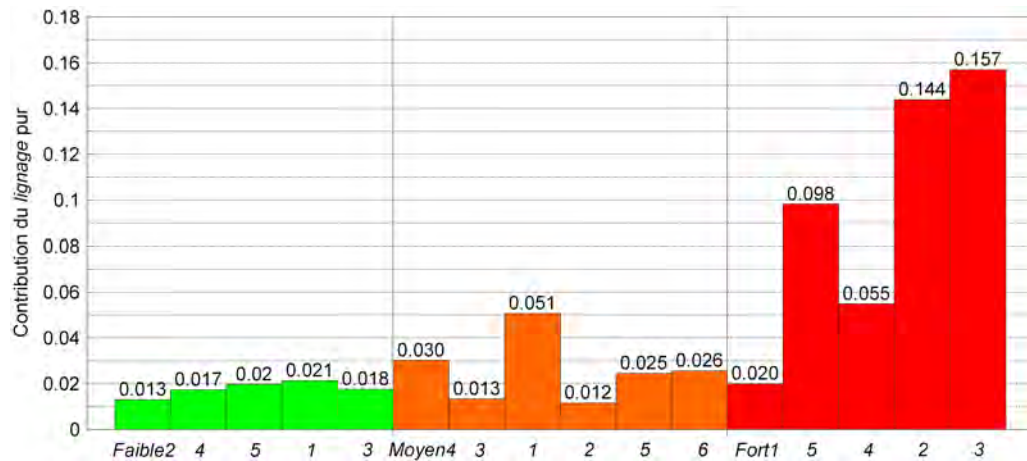
En revanche, la classe des niveaux intermédiaires (*Moyen*) contient la plus grande dispersion des contributions individuelles. Les deux types de morphologie de rugosité différenciés lors de l'examen visuel de la surface des matières ressortent clairement dans les notes des contributions individuelles calculées :

- Les matières *Moyen1* et *Moyen4* qui regroupent en même temps des contributions élevées par le *lignage* pur et la rugosité globulaire. Les notes intermédiaires dues à la rugosité grossière ont les mêmes valeurs que celles rencontrées dans la classe *Faible*.
- Les surfaces des matières *Moyen2*, *Moyen3*, *Moyen5* et *Moyen6* reçoivent un apport des deux phénomènes de rugosité, mais dans des intensités très faibles. La contribution du *lignage* pur est équivalente à celle des matières de la classe *Faible*, et la contribution de la rugosité globulaire a le même niveau que dans les matières de la classe *Fort*.

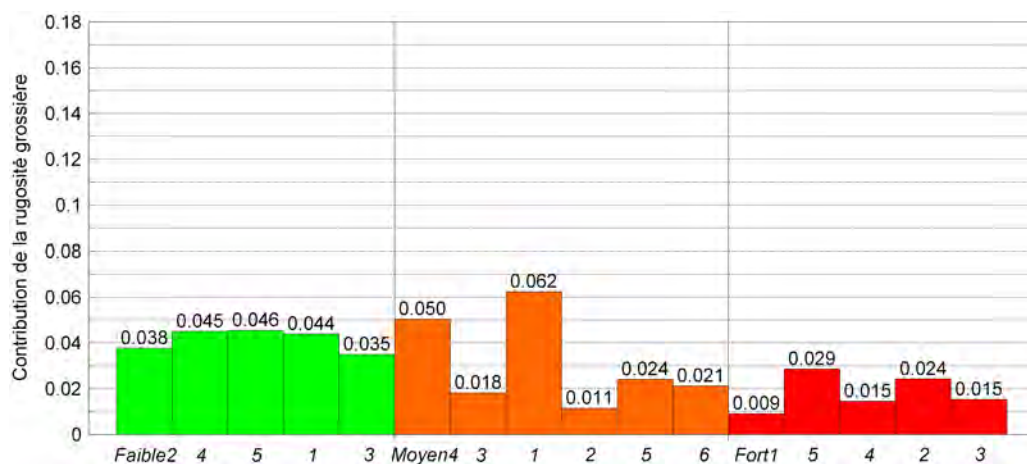
3.3. ANALYSE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE APRÈS TRACTION



Notes globales en fonction du niveau de *lignage* estimé visuellement



Contribution du *lignage* pur en fonction du niveau de *lignage* estimé visuellement



Contribution de la rugosité grossière en fonction du niveau de *lignage* visuel

Figure 3.18: Notes globales et détails des contributions calculées par le code de quantification à partir d'images de pierrage de 16 matières différentes. Le code couleur - vert, orange, rouge - correspond respectivement aux matières à - *Faible*, *Moyen* et *Fort* - niveau de *lignage* estimé visuellement

CHAPITRE 3. CARACTÉRISATION ET QUANTIFICATION DU *LIGNAGE*

La figure 3.19 montre un bon accord entre les notes globales calculées et les trois classes de niveau de *lignage* visuelles. Avec les paramètres de l'algorithme que nous avons utilisés (longueurs d'onde caractéristiques), il est possible de délimiter les trois classes de *lignage* avec deux notes globales critiques. Ainsi, les matières qui possèdent une note inférieure à 0.50 présentent une morphologie de rugosité de surface qui est peu ou pas lignée. De l'autre côté, les matières dont la note est supérieure à 1.75 possèdent des niveaux de *lignage* forts et ne passeront par les évaluations visuelles des clients. Enfin, entre 0.50 et 1.75 figurent les matières dont le niveau de *lignage* est intermédiaire à cause, soit d'une rugosité de surface mixte, soit d'une densité de lignes basses et d'un contraste diffus.

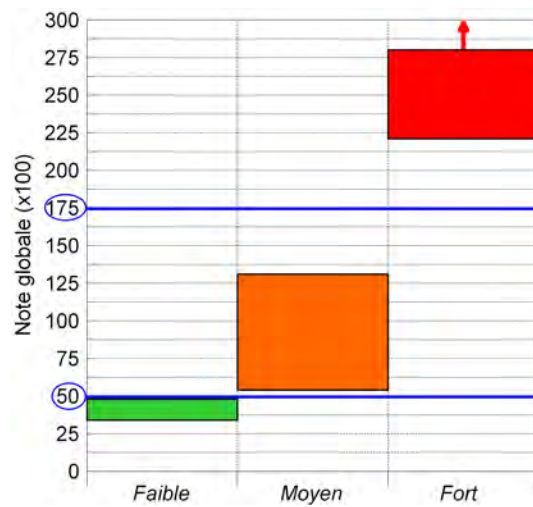


Figure 3.19: Comparaison entre les notes globales calculées par le code de quantification et les trois catégories de *lignage* établies visuellement

Conclusion

L'étude de la rugosité de surface ont été rendues possibles grâce à l'utilisation de deux techniques d'acquisition : la microscopie laser confocale et le pierrage.

La topologie de surface a pu être enregistrée grâce à un dispositif de microscopie laser confocale qui correspond à la mesure discrète des altitudes relatives de zones de petites tailles.

Le pierrage, en revanche, privilégie le caractère morphologique et macroscopique des motifs de rugosité par rapport à leurs altitudes. Cette méthode est rapide et aisée à mettre en œuvre mais la résolution spatiale des informations obtenues est relativement faible.

L'observation visuelle de l'aspect de surface de 16 tôles en aluminium AA6016 après 15% de déformation par traction selon DT a permis de réaliser un classement en trois groupes en fonction du niveau de *lignage* ressenti : *Faible*, *Moyen* et *Fort*.

La comparaison topologique de ces rugosités de surface a montré que les différences d'altitudes maximales pouvaient varier du simple au double selon les matières (de $7\mu m$ à $15\mu m$), mais que l'amplitude de la rugosité n'était pas directement reliée avec son niveau de *lignage*. De plus, le sens de la traction a affecté bien plus fortement la morphologie des motifs que leurs amplitudes relatives. Dans ces conditions, les informations provenant du pierrage se sont révélées plus pertinentes pour la caractérisation du *lignage* que les données formées par les distributions spatiales des altitudes.

Un manque de méthodes adaptées à la quantification du *lignage* s'est fait ressentir, et peut s'expliquer par la diversité des morphologies de surface existantes. Face à ce constat, une méthode originale d'analyse morphologique utilisant les propriétés particulières de l'espace de Fourier a été développée par nos soins. Elle consiste à calculer la densité de puissance spectrale *APSD* à partir d'une image de pierrage qui constitue les données d'entrée. Cette fonction mathématique donne accès à la distribution normalisée du signal en fonction des fréquences spatiales de ses composantes.

L'étude préliminaire a confirmé que les images de pierrage possédaient une qualité et une répétabilité suffisantes pour leur emploi. Toutefois, un certain nombre de contraintes sur les données d'entrée doit être respecté : la résolution spatiale des données à analyser doit être suffisamment bonne (inférieure à $200\mu m/pixel$), et leur taille ne doit pas être inférieure à $30mm$ selon DT et $15mm$ selon DL. Ces conditions sont relativement strictes mais elles doivent impérativement être respectées afin d'obtenir une description fiable et comparable des phénomènes de rugosité.

Ainsi, la caractérisation de l'aspect de surface des 16 matières a mis en lumière la co-existence de deux composantes principales macroscopiques de rugosité : une composante presque isotrope appelée rugosité grossière (ou globulaire), et une composante unidirec-

tionnelle d'extension selon DL correspondant à du *lignage* pur. La surface des matières de la classe *Faible* est uniquement formée par la composante de rugosité grossière, alors que celle des matières de la classe *Fort* présente une prédominance de la composante directionnelle. En revanche, les rugosités de surface des matières à niveau de *lignage Moyen* peuvent être séparées en deux sous-catégories. Il y a d'un côté des rugosités de surface qui sont proches de celles appartenant à la classe *Fort*, c'est à dire directionnelles mais avec des densités et des dimensions bien plus petites. Et de l'autre côté, des matières qui offrent une morphologie de surface mixte constituée d'un mélange des composantes caractéristiques des classes *Faible* et *Fort*, c'est à dire associant une composante unidirectionnelle et une composante globulaire.

Notre méthode a permis la quantification des contributions individuelles de la rugosité grossière et du *lignage* pur à l'aide de leurs dimensions spatiales propres. La note globale a donc été construite par le rapport entre les contributions du *lignage* pur et de la rugosité grossière pour prendre en compte les morphologies de rugosité mixtes.

Les résultats de quantification du *lignage* obtenus par notre code ont montré une bonne corrélation avec les trois classes visuelles, et en particulier avec la classe intermédiaire *Moyen* présentant les morphologies les plus complexes. Ainsi, avec les valeurs de paramètres fixées dans ce manuscrit, les notes globales frontières sont de 0.50 entre les classes *Faible/Moyen* et de 1.75 entre les classes *Moyen/Fort*.

Chapitre 4

Investigation microstructurale

Sommaire

4.1	Méthodes expérimentales	55
4.1.1	Mesures de la macrotexture	55
4.1.2	Mesures de la microtexture des plans (DL,DT)	56
4.1.3	Préparation des éprouvettes de traction	56
4.1.4	Protocole de <i>serial sectioning</i>	57
4.1.5	Exploitation des données cristallographiques	58
4.2	Résultats de l'étude préliminaire	60
4.2.1	Texture globale des tôles à l'état T4	60
4.2.2	Effet de la déformation sur les microtextures	65
4.3	Microtextures à l'état T4 par <i>serial sectioning</i>	71
4.3.1	Évolution de la distribution des amincissements ε_{33} avec la profondeur	71
4.3.2	Gradient de texture à travers l'épaisseur	76
4.3.3	Évolution de la taille de grains avec la profondeur	78
4.3.4	Correlation entre les longueurs d'onde de la rugosité de surface et celles de la microstructure	79

Introduction

Ce chapitre présente les mesures expérimentales des orientations cristallographiques réalisées sur plusieurs tôles possédant des morphologies de rugosité de surface différentes afin de mieux caractériser les relations entre microtexture et *lignage*.

Les protocoles de préparation des échantillons et d'acquisition sont tout d'abord exposés. La texture globale des matières a été déterminée par un dispositif de diffraction

des rayons X, alors que leur microtexture dans le volume a été mesurée par une technique alliant polissage contrôlé dans la profondeur (*serial sectioning*) et acquisition par EBSD.

Une étude préliminaire a tout d'abord permis de comparer les données de macrotexture entre les matières, puis d'appréhender les effets de la déformation et des conditions mécaniques aux limites sur l'évolution des textures.

Enfin, les cartes de microtexture ont été analysées couche de grains par couche de grains dans trois matières différentes. En particulier, les évolutions avec la profondeur des distributions d'amincissement simulés ε_{33} , des tailles de grains, des intensités et des distributions de texture ont été discutées. De plus, une comparaison a été menée entre les longueurs d'onde des bandes de *lignage* présentes après traction à la surface de la matière *Fort1* et celles des motifs de sa microstructure à diverses profondeurs.

4.1 Méthodes expérimentales

4.1.1 Mesures de la macrotexture

Les mesures de la macrotexture ont été menées à l'aide d'un dispositif de diffraction PANalytical XPertPro Type PW3040/60. Ces acquisitions ont été réalisées sur les faces (DT, DN) des tôles afin de s'affranchir d'éventuels gradients. Cependant, l'épaisseur d'une seule tôle n'étant pas assez importante pour une mesure statistiquement fiable, une trentaine d'échantillons ont donc été superposés et collés entre eux dans le but de former un échantillon sandwich massif (figure 4.1) offrant une surface d'analyse suffisamment grande ($\approx 20mm$ selon DT et $\approx 30mm$ selon DN). Les faces de ces échantillons sandwichs ont été préalablement polies au papier abrasif (grades P80, P120, P180, P320, P600, P800 puis P1200) puis attaquées chimiquement à la soude pendant 20 secondes pour supprimer tout écrouissage de surface.

Les caractéristiques et les conditions d'analyse ont été les suivantes :

- Tension du générateur fixée à $45kV$ pour un courant de $40mA$
- Optique primaire à lentille multicapillaire, optique secondaire à collimateur à lames parallèles et monochromateur
- Angle d'incidence θ contrôlé par le goniomètre avec un pas de 5°
- Fenêtre d'analyse du détecteur de $2 \times 2mm^2$ et balayage de $10mm$ selon DN

Les FDOC ont été reconstruites à partir des quatre figures de pôles (111, 200, 220, 311) par le logiciel MTM-FHM (Van Houtte, 1995) qui utilise la méthode des décompositions en harmoniques sphériques à l'ordre 20.

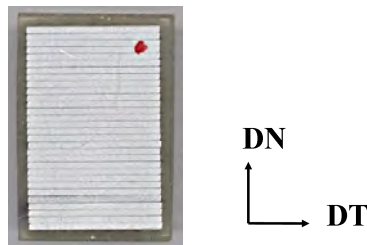


Figure 4.1: Echantillon sandwich utilisé pour les mesures de macrotexture par diffraction des rayons X

4.1.2 Mesures de la microtexture des plans (DL,DT)

L'appareillage est constitué d'un MEB-FEG JEOL 6500F couplé d'un dispositif de détection des électrons rétrodiffusés EBSD de marque HKL Technology. Les paramètres d'acquisition de l'EBSD sont les suivants : la taille des cartes de microtexture du plan (DL,DT) est d'environ $7 \times 14 \text{ mm}^2$ afin de contenir au minimum une bande de *lignage*. Le pas d'acquisition, quant à lui, a été fixé à $6 \mu\text{m}$ afin de disposer d'une information granulaire suffisamment détaillée.

La tension d'accélération a été fixée à 20 kV , la distance de travail à 18.1 mm , l'ouverture du diaphragme au niveau 3, le courant de sonde à 14, la valeur du DFC (Dynamic Focus Correction) à -128, et le grandissement à 300. Le logiciel Flamenco faisant partie de la suite Channel5 a permis de contrôler la platine motorisée et d'indexer les bandes de diffraction. Afin d'accélérer la vitesse d'acquisition des cartes, les paramètres du logiciel ont été ajustés comme suit : 8x8 binning, gain high, nombre de frame égal à 1, résolution de l'espace de Hough à 65. Il faut noter que lorsque les conditions d'analyse étaient mauvaises (notamment rencontrées dans un échantillon déformé par traction), les valeurs de ces deux derniers paramètres ont été augmentées afin d'améliorer le taux d'indexation de chaque point (nombre de frames égal à 2 et résolution de l'espace de Hough à 100). Chaque carte EBSD est composée d'environ 1000 sous-cartes qui ont été assemblées à l'aide de Map Stitcher. Avec ces paramètres, l'indexation et l'enregistrement d'un point nécessite environ 20 ms , et par conséquent chaque carte EBSD composée d'environ 3 millions de points, nécessite près de 18 h de temps de fonctionnement du système.

Les taux d'indexation des cartes que nous avons obtenus étaient compris entre 90 et 96% lors des mesures à l'état T4, et entre 80 et 90% après déformation de l'échantillon. Ces cartes ont toutes été nettoyées avant leur exploitation à l'aide du module *Noise Reduction* de Channel5 en autorisant l'extrapolation de l'orientation d'un point non indexé à partir de l'orientation d'un minimum de 5 points voisins indexés. Ainsi, après correction, les taux d'indexation sont tous supérieurs à 96%.

4.1.3 Préparation des éprouvettes de traction

Une étude préliminaire a été menée afin de déterminer expérimentalement l'effet de la déformation par traction uniaxiale sur l'évolution des textures des matières *Faible1* et *Moyen2* avec deux conditions aux limites différentes : couches de grains contenues dans le volume ou présentes en surface libre. La figure 4.2(a) schématise la géométrie des éprouvettes de traction utilisées. Elles ne sont pas de tailles normalisées mais elles sont adaptées aux contraintes dimensionnelles de la chambre du MEB-FEG, et peuvent néanmoins être considérées comme suffisamment proches du mode de déformation uniaxiale. Le protocole de préparation et de mesure est le suivant :

- Une première éprouvette a été polie jusqu'à une profondeur contrôlée notée p , puis une zone d'intérêt a été marquée à l'aide d'indentations en appliquant une charge de $100g$ pendant 10 secondes. Une cartographie par EBSD a été réalisée dans cette zone d'intérêt avant (référéncée C1) puis après traction de l'éprouvette (référéncée C2).
- Parallèlement, une deuxième éprouvette a été déformée avant polissage à la même profondeur p que la couche qui a été observée dans la première éprouvette. Une cartographie EBSD a été réalisée (référéncée C3), mais sans localisation de la zone.

Le polissage a consisté en une mise à plat de la surface au papier abrasif (grades P600, P800, P1000 puis P2400), puis à une passe de finition au feutre avec pâte diamantée de $3\mu m$. Une dernière étape de polissage électrolytique a été nécessaire afin de supprimer tout résidu superficiel d'écaillage. La densité de courant optimale pour cet alliage d'aluminium est d'environ $7.10^{-5} Am^{-2}$, ce qui correspond en pratique à appliquer une tension de $22V$ sur une surface active de $2cm^2$. Nous avons disposé de la solution commerciale Struers A2 et d'un temps de maintien de 30 secondes appliqué par l'intermédiaire d'une polisseuse Struers LectroPol-5.

Nous avons fixé la profondeur de la couche analysée à $30\mu m$ sous la surface pour la matière *Faible1* (correspondant à $p = 0.94$) et à $100\mu m$ sous la surface pour la matière *Moyen2* ($p = 0.8$) pour faire arbitrairement varier les conditions mécaniques imposées par la traction.

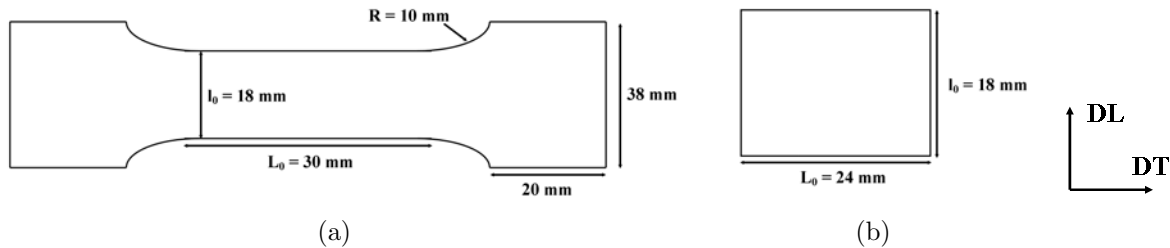


Figure 4.2: Géométries des échantillons préparés (a) = Pour l'étude préliminaire concernant l'effet de la déformation (b) = Pour l'étude de la microtexture à travers l'épaisseur

4.1.4 Protocole de *serial sectioning*

Le *lignage* étant un phénomène mécanique tridimensionnel, nous avons lancé une investigation de la microtexture à l'état T4 à travers l'épaisseur des matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1*. Pour chaque matière, un échantillon rectangulaire de taille $18 \times 24 mm^2$ (figure 4.2(b)) a été découpé et une série de polissages contrôlés associés à des mesures de

la surface (DL,DT) par EBSD réalisés. Cette méthodologie, qui s'apparente à du *serial sectioning*, a permis la détermination de la microtexture couche de grains par couche de grains, de la surface jusqu'à la mi-épaisseur des tôles. La distance qui sépare deux mesures est proche de $30\mu m$, ce qui correspond à la taille de grains moyenne. De plus, des marques d'indentation réalisées sur la surface brute et renouvelées régulièrement au fur et à mesure des polissages, ont fixées de manière précise la même zone d'acquisition à travers toute l'épaisseur.

Cette descente contrôlée en profondeur a été réalisée électrolytiquement car la quantité de matière enlevée est proportionnelle au temps de maintien. La vitesse de dissolution des alliages AA6016 a été expérimentalement mesurée à $0.2\mu m s^{-1}$ (avec une tension de $22V$, une surface active de $2cm^2$ et l'électrolyte commercial Struers A2). Il faut noter qu'après chaque cycle polissage/EBSD, l'épaisseur de la tôle a été contrôlée à l'aide d'un micromètre.

4.1.5 Exploitation des données cristallographiques

Les mesures de macrotexture ont été analysées à travers leurs FDOC et leurs fractions volumiques de composantes de texture.

Les données de microtexture acquises par EBSD ont été exploitées à travers la distribution spatiale des informations qu'elles contiennent. Il a été possible d'étudier les distributions individuelles de composantes de texture particulières, mais c'est surtout le comportement mécanique local qui a mobilisé notre intérêt. Ainsi, l'orientation cristallographique de chaque pixel d'une carte EBSD a été transformée en un paramètre mécanique appelé amincissement hors-plan ε_{33} . Cette grandeur a été calculée avec le modèle Statique (voir les détails de la méthode dans le paragraphe 5.2.1.1 de ce manuscrit) et traduit la réaction mécanique théorique d'une orientation donnée soumise à une sollicitation extérieure imposée. C'est le mode de déformation en traction plane selon DT qui a été choisi car cette sollicitation maximise expérimentalement l'apparition du *lignage*.

La carte EBSD ainsi transformée a permis de localiser spatialement à l'aide des niveaux de gris les zones de la microstructure participant aux hétérogénéités de déformation plastique de cette couche de grains. Ainsi, les zones claires ont des valeurs de ε_{33} faibles et correspondent à des zones peu affectées par la sollicitation extérieure, alors que les zones sombres (valeurs négatives élevées) sont des zones de forte déformation hors-plan. Le profil de variation selon DT des amincissements ε_{33} a été tracé pour chaque carte en effectuant une moyenne des valeurs selon DL.

Un code de reconstruction de la structure granulaire locale 2D à partir d'une carte EBSD a aussi été développé. Ce programme fonctionne par passes successives. La première

étape consiste en la détection des différents grains en fonction d'une valeur seuil de désorientation. Le code examine tour à tour chaque pixel de la carte EBSD et calcule l'angle de désorientation entre ce pixel et ses quatre voisins. Si la désorientation est inférieure à la valeur seuil, les deux pixels appartiennent au même grain, sinon, ils appartiennent à deux grains voisins. Ainsi de proche en proche, tous les grains de la carte sont donc détectés et leurs voisins déterminés. Dans la seconde étape, chaque grain se voit affecter l'orientation moyenne de ses pixels dans le but de supprimer les gradients d'orientation à l'intérieur des grains. La dernière étape permet le calcul des tailles de grains moyennes et la détermination des relations de voisinage présentes dans la structure. Les tailles de grains individuelles sont obtenues en calculant le diamètre équivalent du cercle possédant la même aire. Ainsi, une carte 2D en taille de grains est générée et donne la possibilité d'avoir accès aux hétérogénéités de la distribution en taille de grains, ainsi qu'aux relations de voisinage.

L'annexe E détaille précisément les outils de manipulation des orientations cristallines mis en place par l'intermédiaire des quaternions. Les méthodes pratiques de changement de système de coordonnées (SdC) et de composition de rotations successives sont exposées. Les formules permettant de calculer la désorientation ou l'orientation moyenne entre deux orientations sont rappelées, ainsi que la méthode de génération d'une texture théoriquement isotrope.

4.2 Résultats de l'étude préliminaire

4.2.1 Texture globale des tôles à l'état T4

La figure 4.4 présente les fractions volumiques (f_v) expérimentales de plusieurs composantes de texture obtenues à partir des mesures de diffraction des rayons X des cinq matières étudiées à l'état T4, et les compare avec celles d'une texture isotrope. Ainsi, les figures 4.5(a-e) présentent les Fonctions de Distribution des Orientations Cristallines (FDOC) qui correspondent aux fractions volumiques des textures des échantillons normalisées par celles d'une texture isotrope. Dans ce cas, nous ne parlerons pas de fraction volumique, mais bien d'intensité de présence. À ce propos, le lecteur est invité à consulter le tableau B.1 de l'annexe B pour le détail des composantes de texture analysées.

Il est tout d'abord très intéressant de remarquer que ces cinq matières, qui ont des susceptibilités au *lignage* très différentes, offrent toutes une texturation assez hétérogène et dominée principalement par les composantes *Cube*, *CT18DN*, *Q* et *R*. Malgré de petites différences entre les matières, leur texture globale reste assez similaire, et il est délicat de les distinguer en l'état.

Ainsi, d'après nos quelques mesures exposées dans la figure 4.3, il ne nous est pas possible de soutenir les hypothèses avancées par les travaux de Engler et Brünger (2002) dans lesquels l'intensité de présence de la composante *Cube* est apparue directement corrélée avec les ondulations de surface caractéristiques du *lignage*. Ces auteurs ont ainsi fixé de manière empirique l'intensité maximale critique de la composante *Cube* à 15, valeur en dessous de laquelle la surface des matières présente un niveau de *lignage* acceptable, ce qui n'est pas le cas de nos échantillons.

Il est nécessaire d'aller plus loin dans l'analyse des textures en s'intéressant aux composantes secondaires et aux intensités de présence plutôt qu'aux fractions volumiques. Ainsi dans la matière *Fort1*, la composante *Goss* est particulièrement abondante car elle est presque 3 fois plus intense que dans une texture isotrope. Ce mélange entre les composantes *Cube* et *Goss* a été mis en évidence à plusieurs reprises dans des études antérieures, et à chaque fois associé avec un fort niveau de *lignage* en surface comme le rappelle l'étude bibliographique du chapitre 2.

En revanche, les matières *Faible1*, *Moyen1*, *Moyen2* et *Moyen3* montrent un développement important de la composante *CT18DN*, qui correspond à une rotation de *Cube* autour de l'axe DN. Les composantes *Goss* et *I* qui ont été citées dans la littérature comme fondamentales pour la formation du *lignage*, n'ont été mesurées que dans de très faibles quantités (inférieures ou égales à leur valeur isotrope de 2%). Aussi, nous pouvons raisonnablement considérer que ces deux dernières composantes ne sont pas suffisamment abondantes pour jouer un rôle significatif.

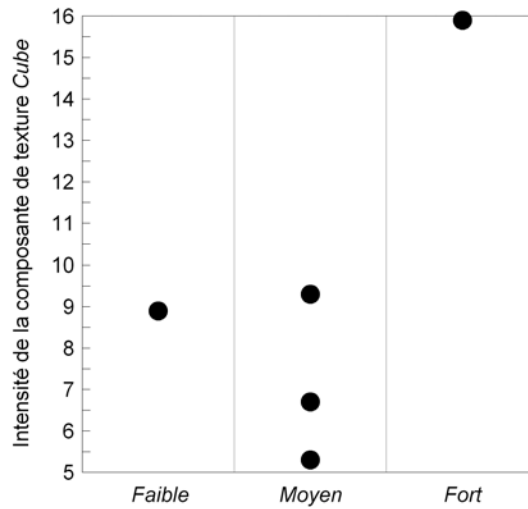


Figure 4.3: Correlation entre l'intensité de présence de la composante de texture *Cube* et le niveau de *lignage* estimé visuellement dans plusieurs tôles d'aluminium AA6016-T4

En suivant ce raisonnement pour les cinq matières étudiées, les composantes de texture *P*, *Laiton*, *Cuivre* et *S* n'ont pas retenu notre attention car elles n'apparaissent pas en quantité suffisamment importante pour pouvoir jouer un rôle mécanique de premier ordre. Seules les composantes de texture *R* et *Q* nécessitent d'être suivies par la suite.

À ce stade, les données de macrotecture ne nous permettent pas d'expliquer les différences de morphologies de rugosité de surface observées après les essais de traction, et en particulier l'intensité du *lignage*. Il est seulement possible de noter que la matière *Fort1* se distingue de manière évidente des quatre autres matières, car elle montre à la fois une intensité de sa FDOC élevée, ainsi que la présence de deux composantes de texture particulières : *Cube* et *Goss*. L'investigation de la microstructure des matières nécessite d'être approfondie notamment par l'analyse des distributions spatiales des orientations cristallographiques.

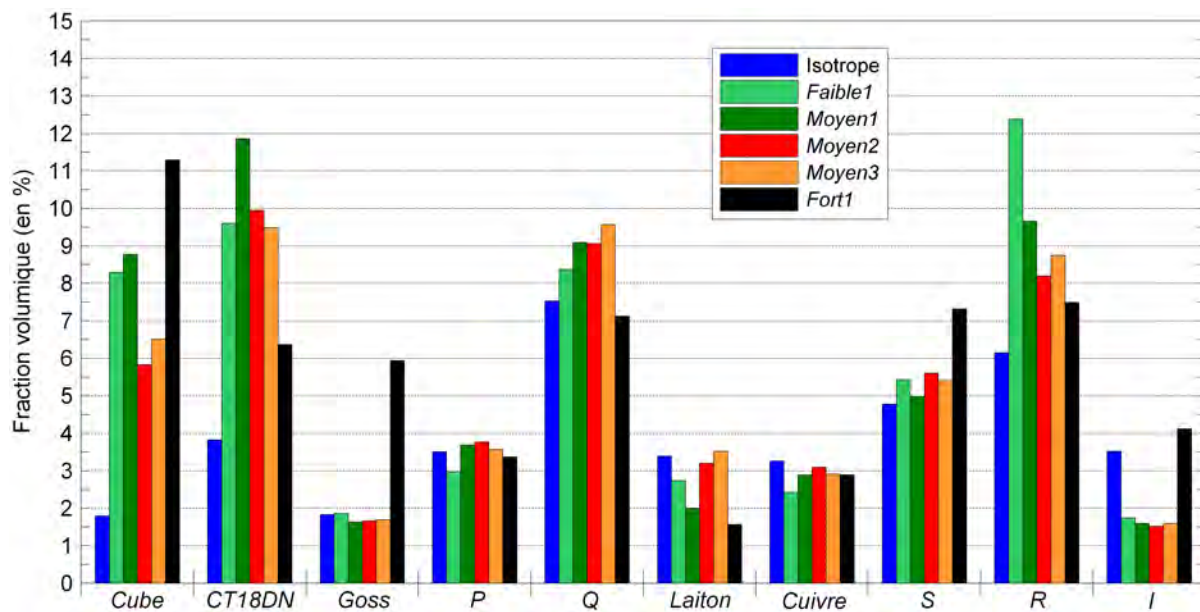
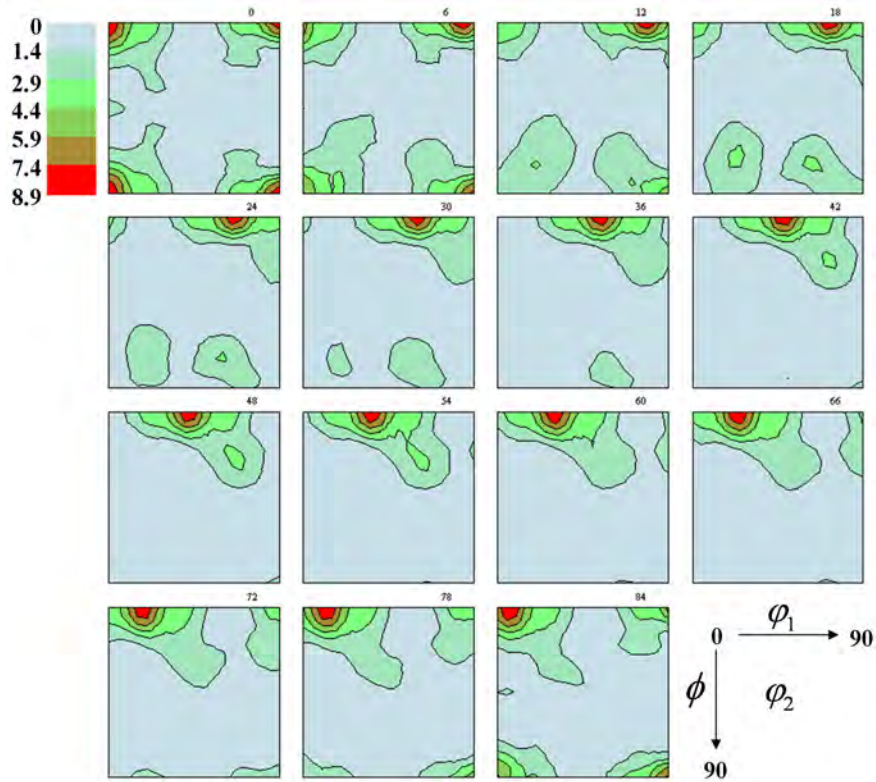
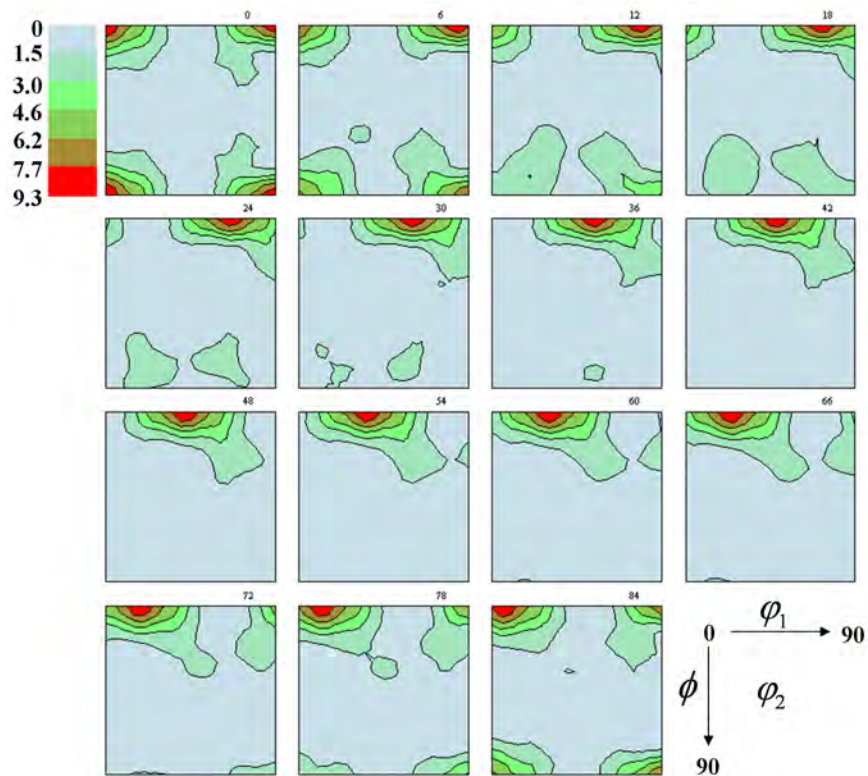


Figure 4.4: Fraction volumique (en %) de quelques composantes de texture idéales présentes dans les cinq matières étudiées à l'état T4 et obtenues par diffraction des rayons X

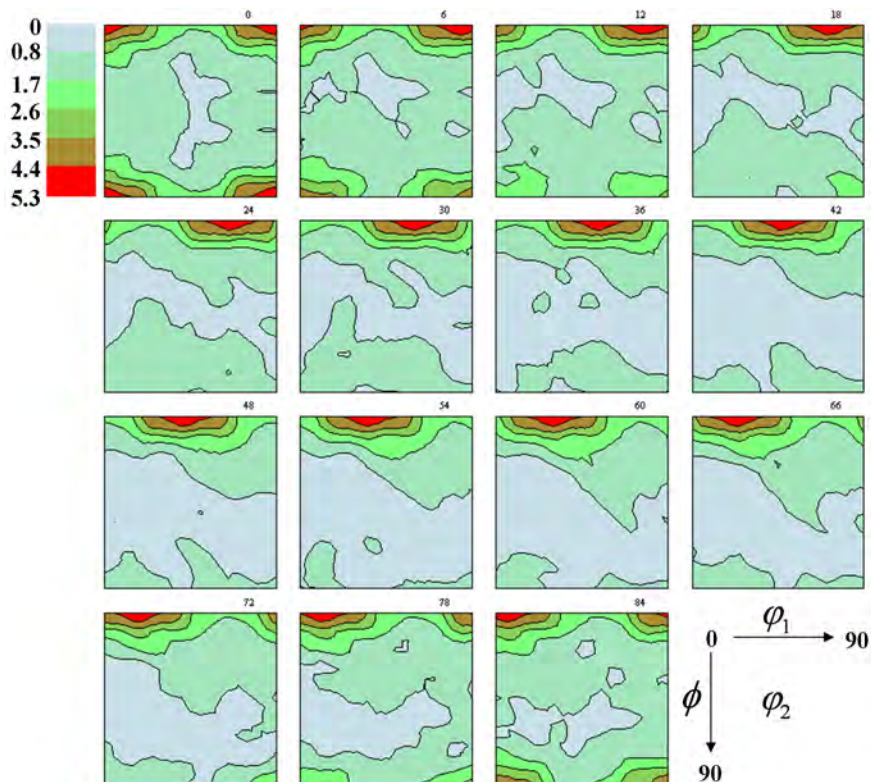
4.2. RÉSULTATS DE L'ÉTUDE PRÉLIMINAIRE



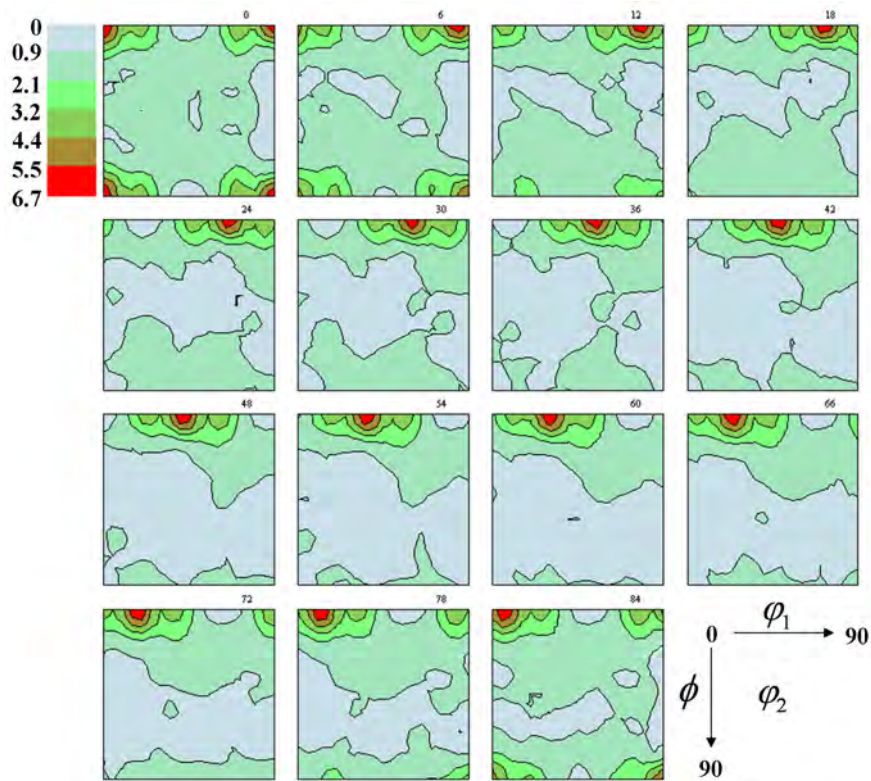
(a) Matière *Faible1*, max FDOC = 8.9



(b) Matière *Moyen1*, max FDOC = 9.3



(c) Matière *Moyen2*, max FDOC = 5.3



(d) Matière *Moyen3*, max FDOC = 6.7

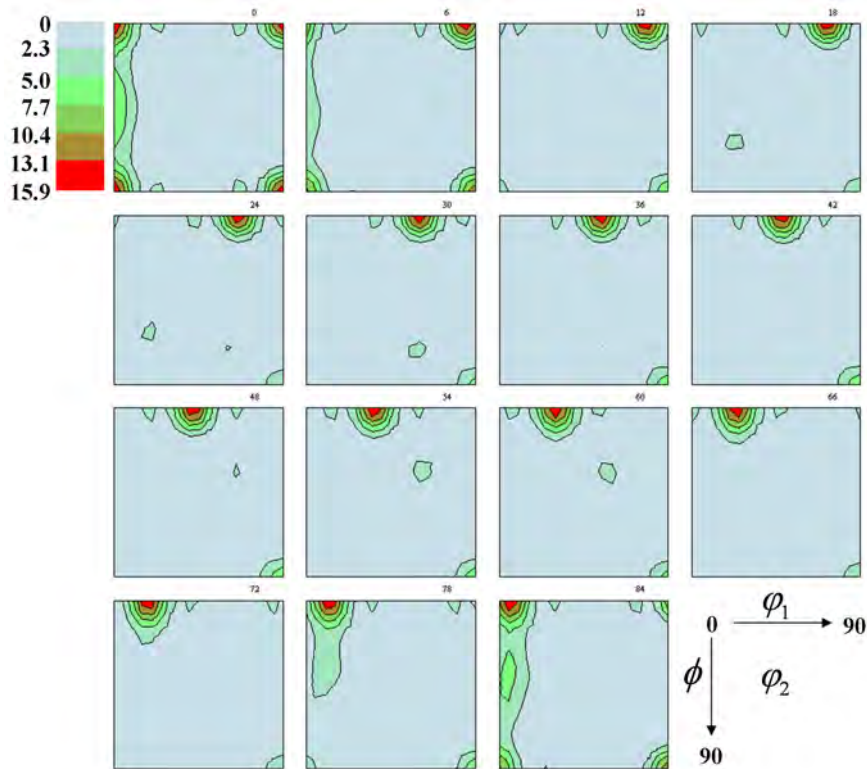

 (e) Matière *Fort1*, max FDOC = 15.9

Figure 4.5: Coupes FDOC à φ_2 constant obtenues à partir des analyses de diffraction des rayons X des matières à l'état T4 (a) = *Faible1*, (b) = *Moyen1*, (c) = *Moyen2*, (d) = *Moyen3*, (e) = *Fort1*

4.2.2 Effet de la déformation sur les microtextures

L'objectif de cette section a été d'appréhender les effets de la déformation et des conditions aux limites de l'essai mécanique sur l'évolution des textures. Ce point a été abordé dans la littérature mais il reste sujet à controverses. Ainsi, pour Engler et Brünger (2002) ou Baczynski *et al.* (2000), l'évolution des composantes de texture participerait activement à la formation du *lignage* car elle amplifierait les comportements mécaniques. Pour Wu et Lloyd (2004) au contraire, le niveau de *lignage* ne serait pas conditionné par cette évolution, mais seulement par la distribution initiale de la microtexture à l'état T4, c'est à dire avant déformation.

Les prévisions de rotation des textures, à l'aide des équations de plasticité décrites dans le chapitre 5, peuvent être graphiquement représentées dans la figure 4.6. Elles fournissent les directions et les intensités théoriques des rotations de composantes de texture lors

d'un incrément de déformation par traction. Le modèle utilisé (Taylor Full Constraint) fixe de manière stricte les conditions mécaniques imposées aux orientations, ce qui est typiquement rencontré par les grains dans le volume des tôles.

Ainsi pour une traction sens DT, les composantes *Cube*, *CT18DN* et *Goss* qui ont été observées dans les matières devraient voir leur fraction volumique relativement stable, contrairement à *Q* qui disparaîtrait très rapidement au profit de *Laiton* qui se renforcerait. Il semble aussi intéressant de noter que le sens de traction simulé (selon DL ou DT) ne semble pas engendrer de réelles différences d'évolution des composantes de texture citées ci-dessus.

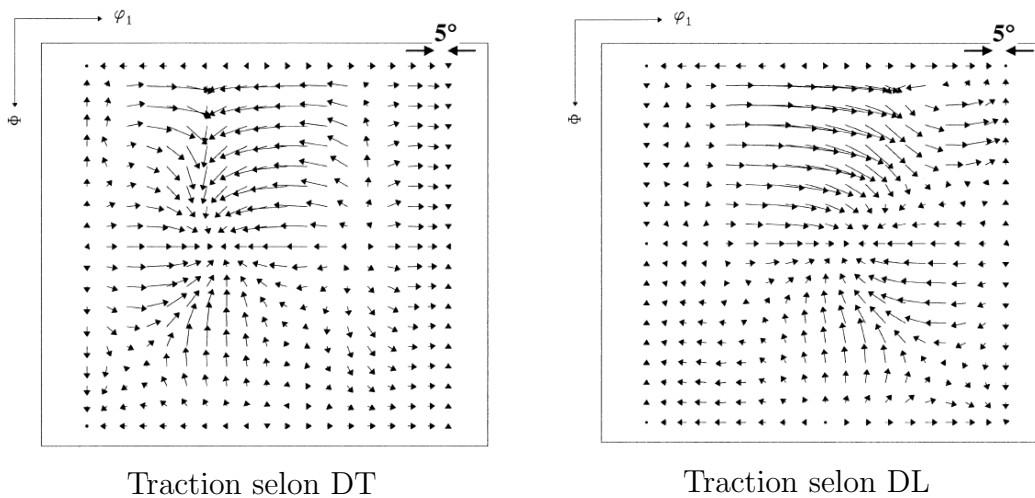


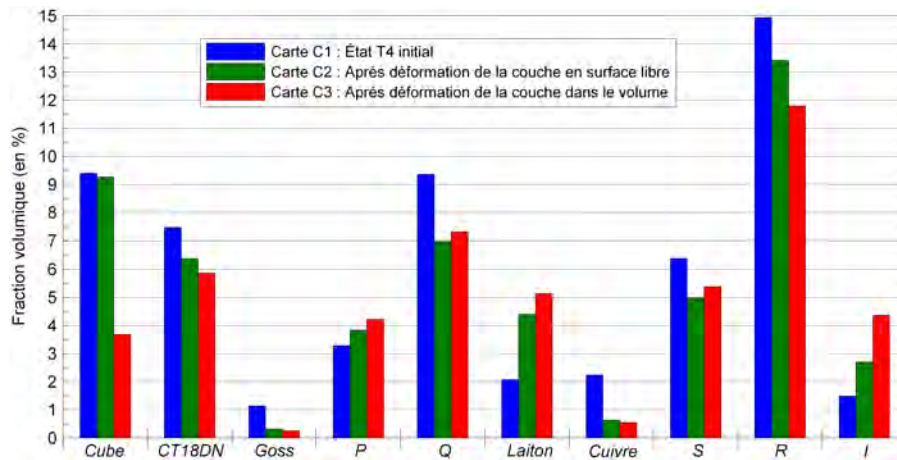
Figure 4.6: Champs de rotation des textures exprimés dans l'espace d'Euler (sections à $\varphi_2 = 0^\circ$) pour un incrément de déformation quasi-uniaxiale (Baczynski *et al.*, 2000)

Les histogrammes (a) et (b) de la figure 4.7 ont été tracé à partir de nos mesures expérimentales (cartes C1, C2 et C3) obtenues avant et après déformation dans les deux matières *Faible1* et *Moyen2*. Après correction des points non indexés (PNI) contenus dans les cartes, leur taux d'indexation s'élève à plus de 96%.

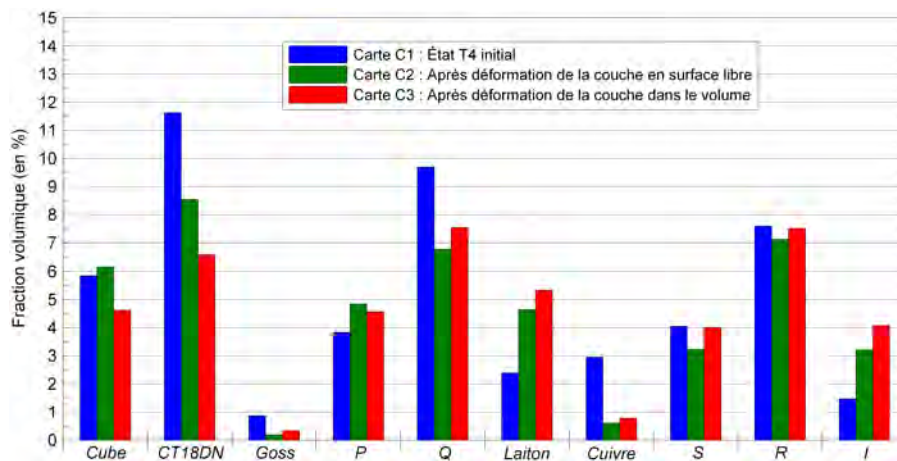
Une première lecture suffit à se rendre compte que les changements entre les deux matières suivent les mêmes tendances, même si les amplitudes diffèrent quelques peu. Ainsi, la déformation a fait baisser les fractions volumiques des composantes *Cube*, *CT18DN*, *Goss*, *Q* et *Cuivre*. En revanche, comme prévu par les équations théoriques de plasticité cristalline, les composantes de déformation *Laiton* et *I* ont fortement augmenté. La composante *P* a suivi la même croissance mais de manière plus modérée. Ces résultats sont en très bon accord avec les mesures de Bennett *et al.* (2009) portant sur l'évolution des composantes de surface lors d'une traction de 18% reproduites dans la figure 4.7(c).

Une influence des conditions aux limites des essais mécaniques peut être notée, même si l'interprétation est à nuancer du fait que les couches de grains comparées sont issues de

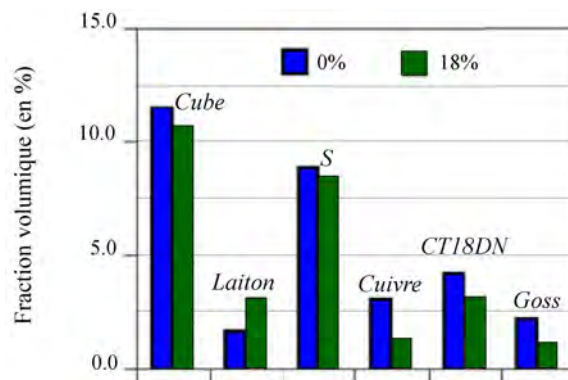
deux échantillons distincts (cartes C2 et C3). La déformation d'une couche contenue dans le volume (cartes C3) a accéléré son évolution par rapport à la déformation de cette couche à la surface libre (cartes C2). Cet effet a été particulièrement important pour les composantes *Cube*, *CT18DN* et *I*. Les mesures expérimentales de Ozeki *et al.* (2008) concernant l'évolution des textures *Cube* et *Goss* en surface et à cœur de tôles d'aluminium vont dans le même sens que nos observations, c'est à dire que ces composantes de texture seraient plus stables dans les couches de surface que dans les couches centrales des tôles.



(a) Matière *Faible1*



(b) Matière *Moyen2*



(c) Échantillon à fort niveau de *lignage* (Bennett *et al.*, 2009)

Figure 4.7: Fraction volumique de quelques composantes de texture idéales présentes dans une éprouvette avant (état T4) et après traction uniaxiale sens DT (a-b) = Matières *Faible1* et *Moyen2* après 15% de déformation et deux conditions aux limites différentes (c) = Mesures de Bennett *et al.* (2009) (désorientation maximale de 11°) réalisées sur une couche située à environ 35 μ m de profondeur après 18% de déformation

Les distributions spatiales des amincissements ε_{33} avant (cartes C1) et après (cartes C2) déformation sont données dans les images (a-b) et (c-d) de la figure 4.8, et sont accompagnées par les profils de variation selon DT et des coupes de la FDOC à $\varphi = 0^\circ$ et à $\varphi = 45^\circ$. Les cartes acquises après traction (cartes C2) ont été redimensionnées pour corriger leurs distortions dues à l'essai mécanique : allongement d'environ 15% selon DT, et contraction d'environ 7.5% selon DL.

Les comparaisons entre ces cartes montrent que les distributions spatiales des amincissements ε_{33} ne semblent pas avoir sensiblement évolué avec la déformation, même si de légers changements sont visibles dans les profils. Dans les deux matières, les cartes C2 après déformation ont un contraste moyen plus clair que les cartes à l'état T4, ce qui traduit une diminution des valeurs absolues des ε_{33} correspondant à un durcissement lié à la rotation. Ce durcissement a été généré par l'augmentation des composantes de texture *dures* que sont *Laiton* et *I* au détriment des composantes plus molles que sont *Cube* et *CT18DN*. Ce phénomène est bien illustré sur les coupes de la FDOC, et en particulier la baisse de leurs intensités maximales après traction. Il est ainsi intéressant de remarquer que dans la matière *Moyen2*, la composante *CT18DN* est beaucoup plus instable que *Cube*. L'annexe F détaille les évolutions individuelles des distributions spatiales de ces composantes de textures particulières.

Nous avons donc supposé avec l'appui de cette étude expérimentale que la déformation plastique n'était pas à l'origine de réarrangements importants de la microstructure, et n'influait pas de manière perceptible la tendance d'une matière au *lignage*. La distribution spatiale des composantes de texture des tôles à l'état T4 se révèle alors comme le facteur le plus pertinent dans l'apparition des différentes morphologies de rugosité de surface après déformation. L'investigation approfondie de la microstructure des tôles à l'état T4 a été soigneusement menée et présentée dans la section suivante.

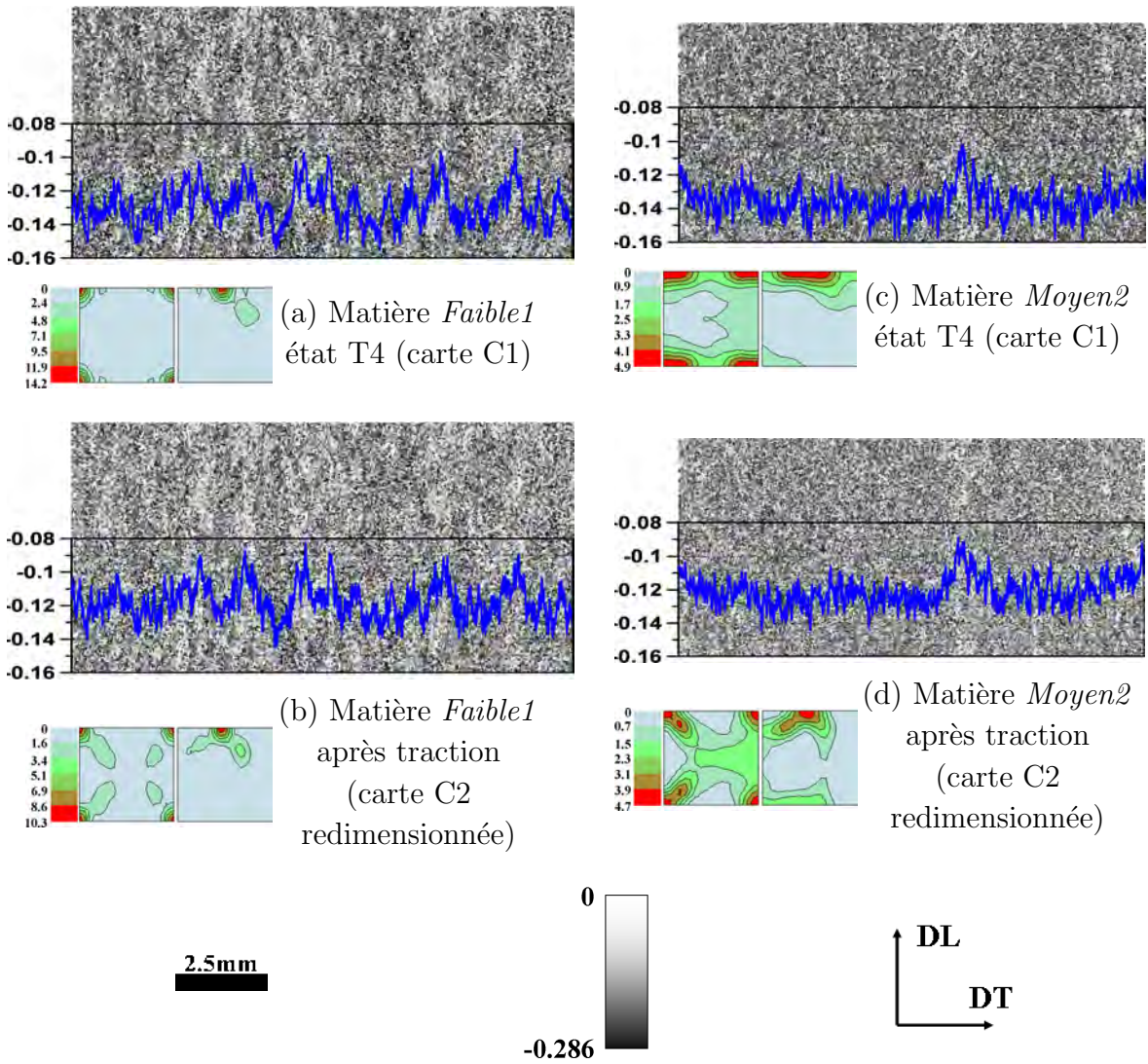


Figure 4.8: Cartes d'amincissement ε_{33} et profils de variation des mêmes zones avant et après 15% de déformation plastique accompagnées des coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et $\varphi_2 = 45^\circ$
 (a-b) = Couche de la matière *Faible1* située à $30\mu\text{m}$ sous la surface ($p = 0.94$)
 (c-d) = Couche de la matière *Moyen2* située à $100\mu\text{m}$ sous la surface ($p = 0.8$)

4.3 Microtextures à l'état T4 par *serial sectioning*

Ce paragraphe expose les mesures de la microtexture à l'état T4 qui ont été réalisées à travers l'épaisseur des trois matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1* par la technique de *serial sectioning*. La figure 4.9 expose à nouveau les images de pierrage de ces trois matières ainsi que la zone couverte par les mesures de microtexture afin de bien se rendre compte des dimensions. Les figures 4.11, 4.12 et 4.13 présentent les distributions des amincissements hors plan ε_{33} simulés à partir des acquisitions EBSD des différentes couches de grains. Pour chaque couche sont indiqués : la localisation en profondeur (p), la taille de grains moyenne d , l'intensité maximale de la FDOC et ses coupes à $\varphi = 0^\circ$ et $\varphi = 45^\circ$, et le profil de variation de l'amincissement ε_{33} selon DT.

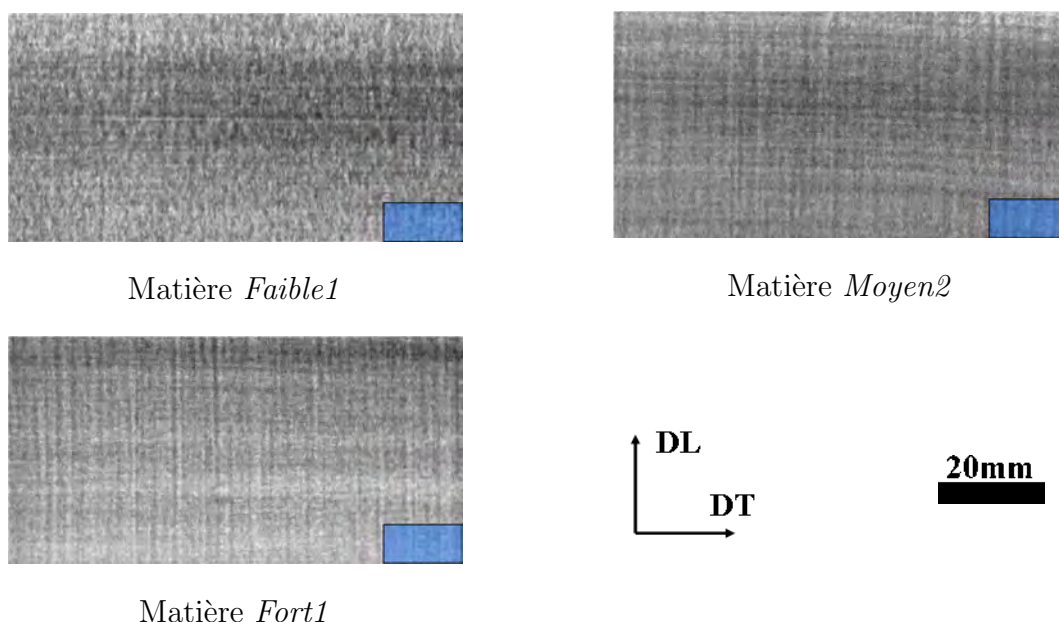


Figure 4.9: Images de pierrage des trois matières dont les microtextures ont été explorées par *serial sectioning* (taille des analyses EBSD en bleu)

4.3.1 Évolution de la distribution des amincissements ε_{33} avec la profondeur

Les matières *Moyen2* et *Fort1* présentent un alignement continu ordonné dans le sens DL de zones claires et de zones sombres bien visible dans les profils de variation associés. Cet alignement est marqué et presque périodique pour la matière *Fort1*, il est en revanche beaucoup plus diffus et espacé pour la matière *Moyen2*. Cette dernière semble même composée d'une matrice homogène striée par un petit nombre de bandes plus claires. En revanche, la matière *Faible1* montre une distribution chaotique de zones de formes

elliptiques à fortes valeurs d'amincissement adjacentes à des zones de plus faibles valeurs d'amincissement.

En ce qui concerne l'évolution avec la profondeur, les profils d'amincissement ε_{33} varient pour les trois matières d'une couche à l'autre aussi bien en amplitude qu'en distribution. Les toutes premières couches de grains sous la surface sont ainsi le théâtre d'un renforcement brutal du contraste des motifs morphologiques. En effet, la matière *Moyen2* possède un profil d'amincissement plat sur les deux premières couches de grains, mais qui se développe par la suite. En revanche, les matières *Faible1* et *Fort1* ont déjà une distribution d'amincissement ε_{33} hétérogène dès la première couche de grains et qui s'accroît dans les couches suivantes. Le contraste de la distribution des amincissements ε_{33} dans les trois matières semble cependant atteindre un maximum entre 50 et 80 μm sous la surface.

Nos mesures semblent en accord avec celles exposées dans la seule étude du même type portée à notre connaissance. Jin *et al.* (2005) ont ainsi déterminé par une autre technique de *serial sectioning* couplée à des mesures par EBSD (pas entre deux couches de 5 μm), l'évolution de la texture avec la profondeur d'une tôle AA6111 à fort niveau de *lignage*. Leurs mesures montrent que la microtexture de l'échantillon est principalement formée par l'alternance des composantes *Cube* et *Goss* alignées selon DL. De plus, ils ont observé que la distribution changeait progressivement d'une section à l'autre, que le caractère ligné semblait maximal dans les couches proches de la surface et décroissait avec l'augmentation de la profondeur pour rapidement atteindre un plateau vers 60 μm sous la surface.

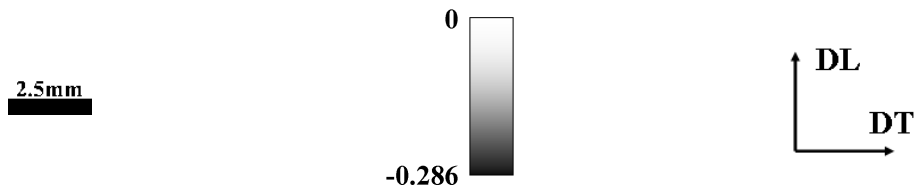


Figure 4.10: Légende des figures 4.11, 4.12 et 4.13

4.3. MICROTEXTURES À L'ÉTAT T4 PAR *SERIAL SECTIONING*

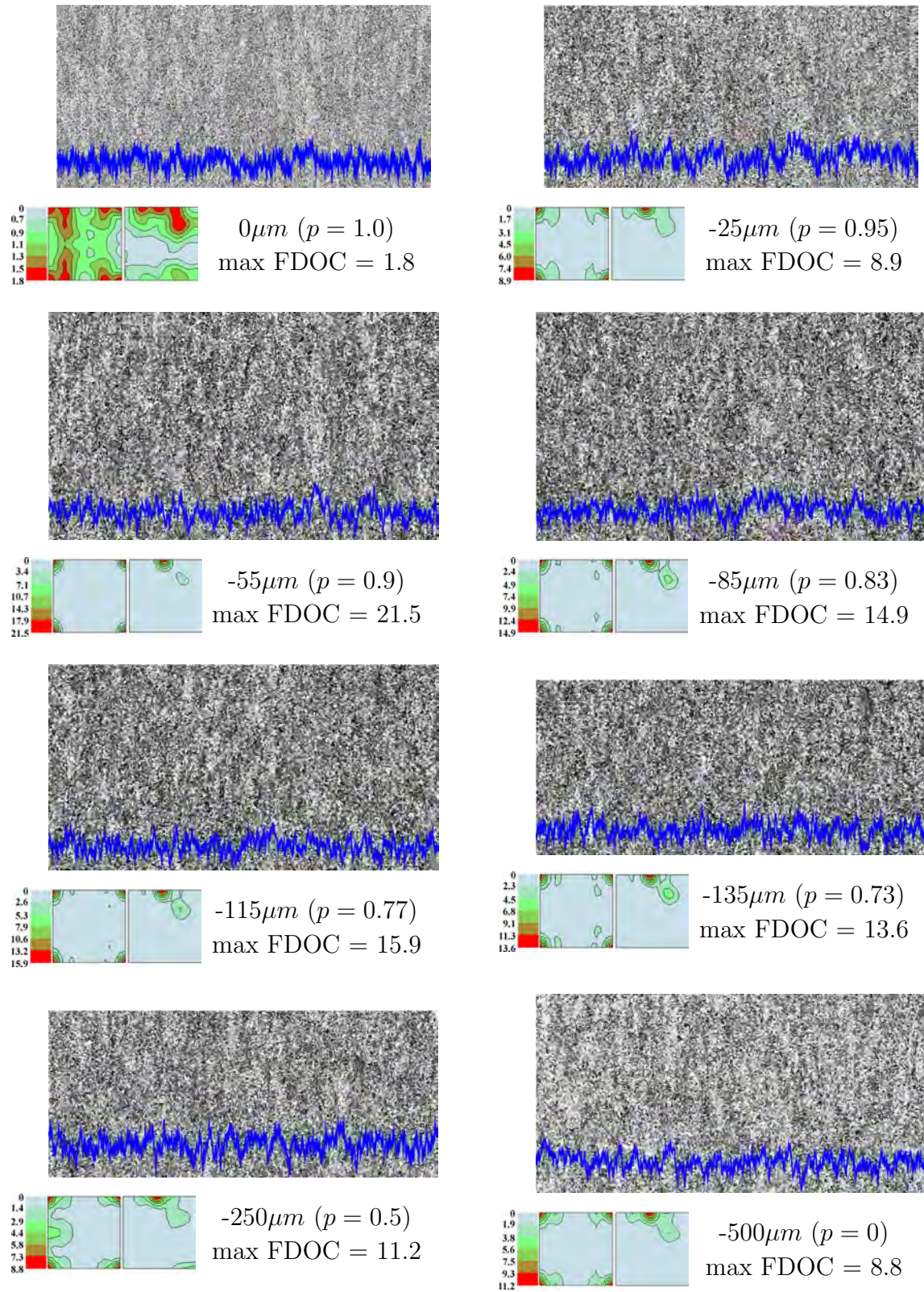


Figure 4.11: Matière *Faible1*. Cartes d'amincissement ε_{33} calculées pour le mode de déformation Plane sens DT à partir des acquisitions EBSD. En bleu est indiqué le profil de variations selon DT. Coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et à $\varphi_2 = 45^\circ$ avec les intensités associées

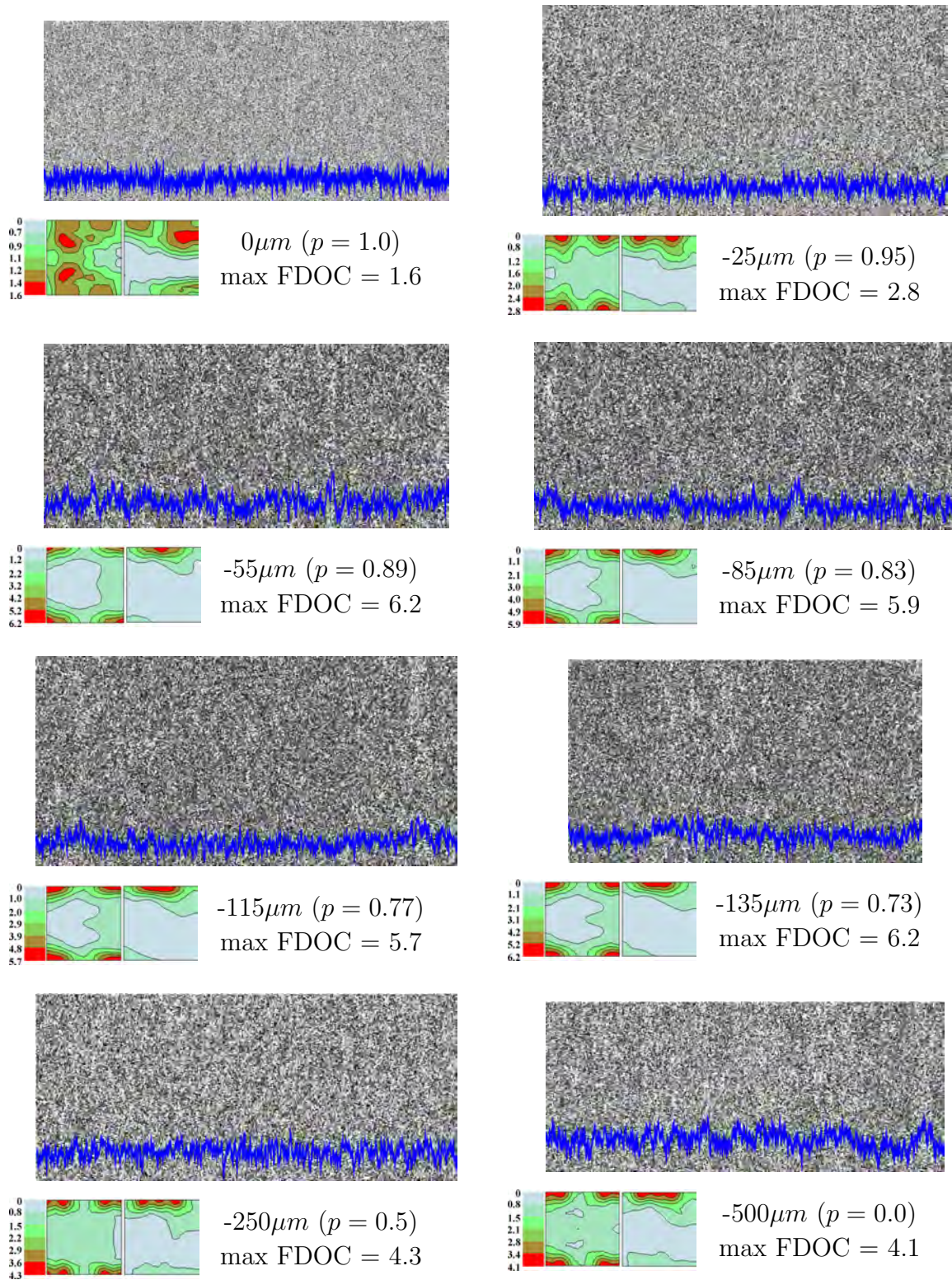


Figure 4.12: Matière *Moyen2*. Cartes d'amincissement ε_{33} calculées pour le mode de déformation Plane sens DT à partir des acquisitions EBSD. En bleu est indiqué le profil de variations selon DT. Coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et à $\varphi_2 = 45^\circ$ avec les intensités associées

4.3. MICROTEXTURES À L'ÉTAT T4 PAR *SERIAL SECTIONING*

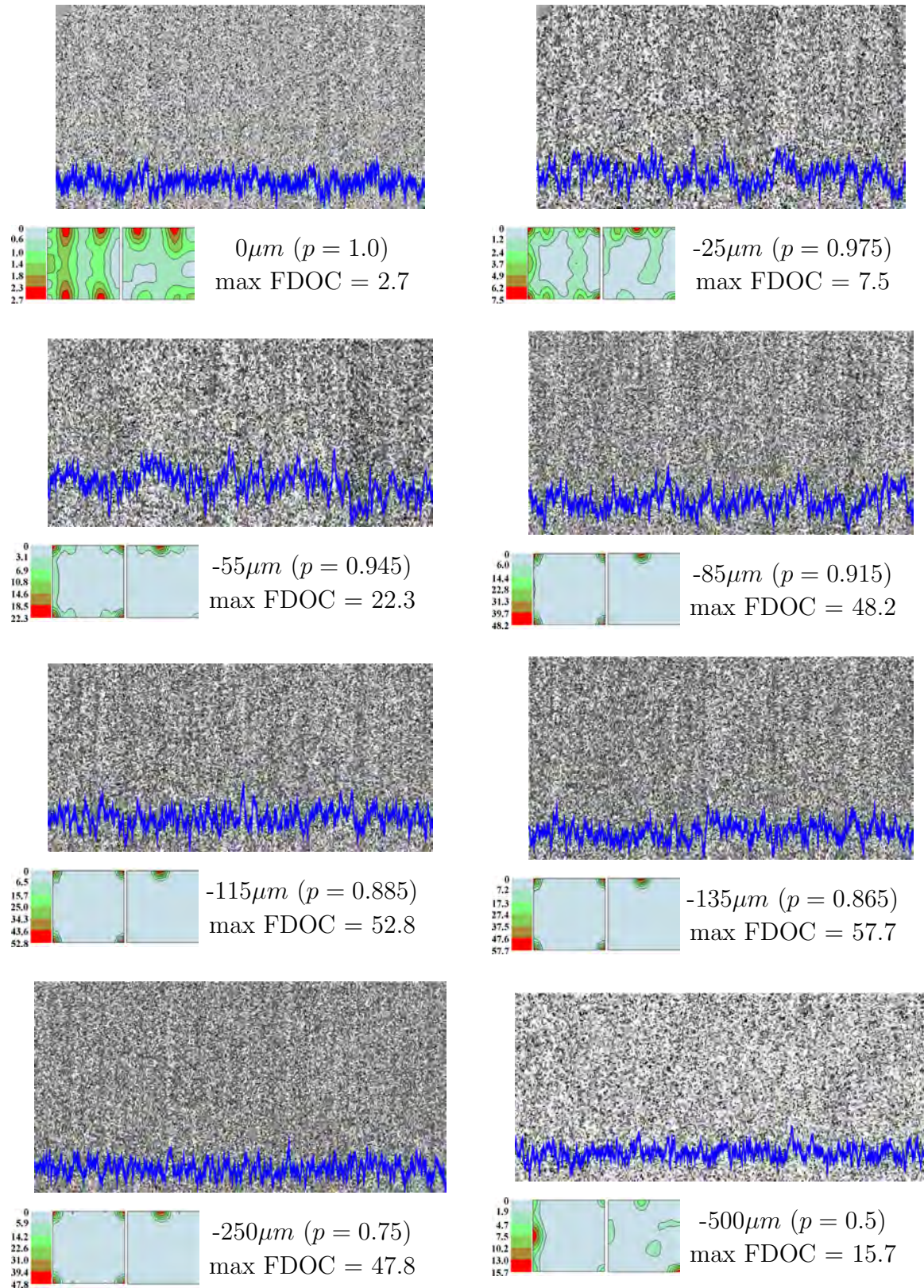


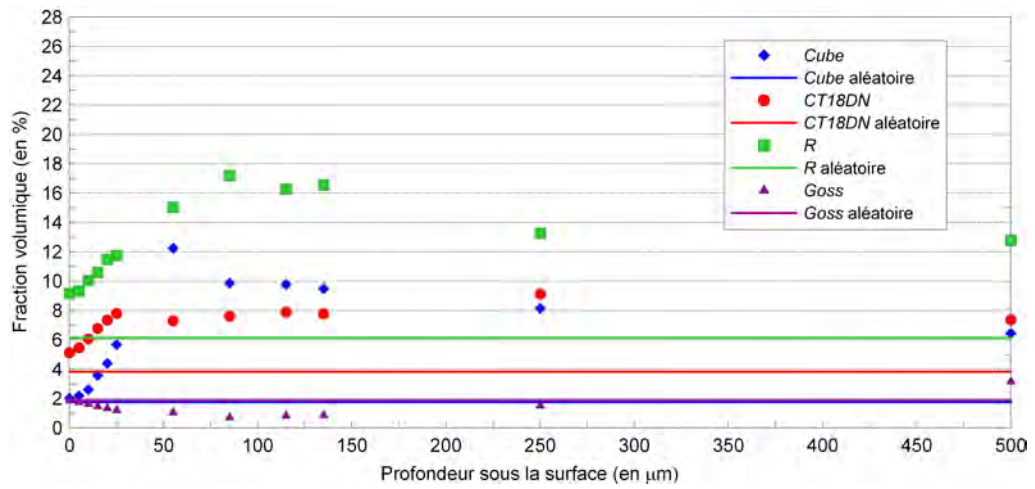
Figure 4.13: Matière *Fort1*. Cartes d'amincissement ε_{33} calculées pour le mode de déformation Plane sens DT à partir des acquisitions EBSD. En bleu est indiqué le profil de variations selon DT. Coupes de la FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$ et à $\varphi_2 = 45^\circ$ avec les intensités associées

4.3.2 Gradient de texture à travers l'épaisseur

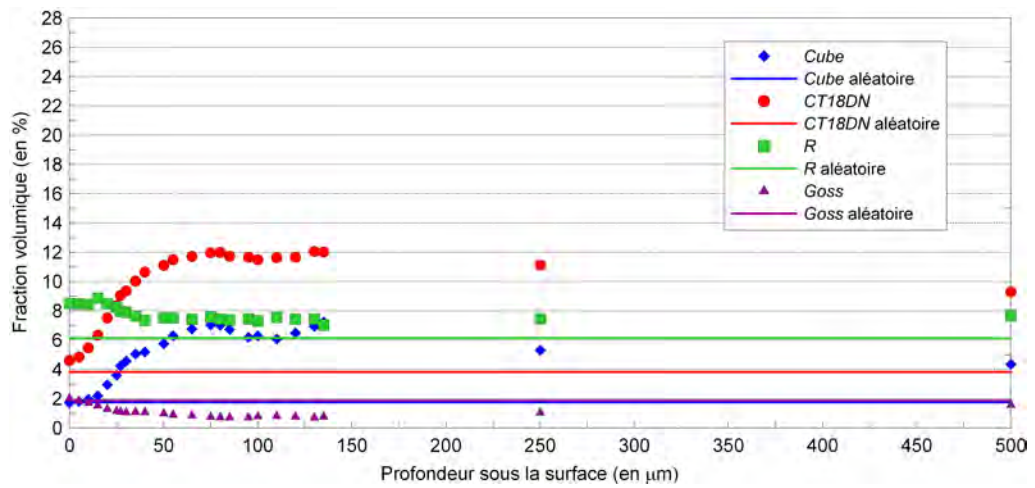
Les graphiques de la figure 4.14 permettent de bien se rendre compte de l'évolution rapide des composantes de texture *Cube*, *CT18DN*, *Goss* ou *R*. Ainsi pour les trois matières, la texture de la couche de surface est presque isotrope, mais se renforce dès la deuxième couche de grains. Puis, dès la troisième couche de grains (environ $55\mu m$ sous la surface), les textures des matières *Faible1* et *Moyen2* ont atteint un palier ou un pic maximum.

La texture de la matière *Fort1* possède quant à elle un pic d'intensité un peu plus profondément sous la surface (proche de $115\mu m$). Aussi, la texture initialement dominée par *Cube* en surface et en sous-surface, se retrouve majoritairement composée par *Goss* dans les couches centrales.

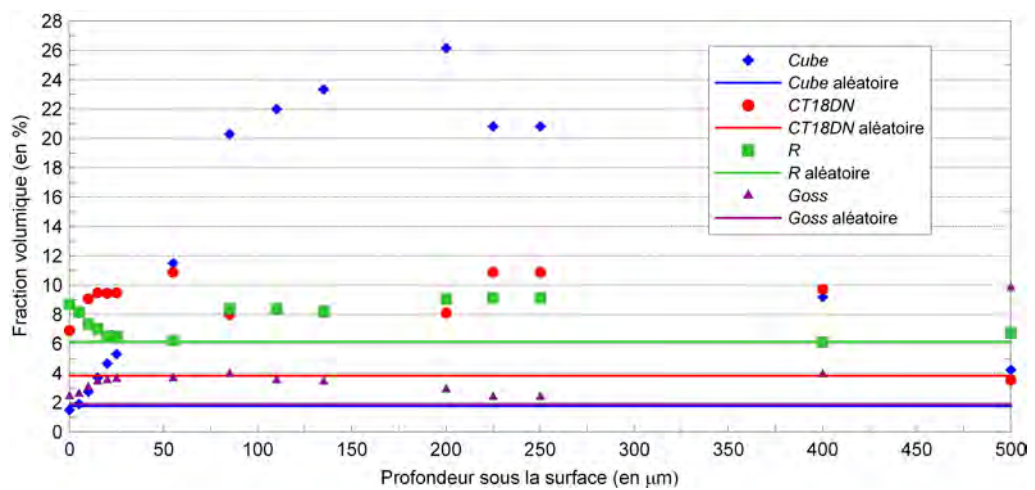
4.3. MICROTERTURES À L'ÉTAT T4 PAR *SERIAL SECTIONING*



Matière *Faible1*



Matière *Moyen2*



Matière *Fort1*

Figure 4.14: Évolution à l'état T4 des fractions volumiques de quelques composantes de texture idéales en fonction de la profondeur

4.3.3 Évolution de la taille de grains avec la profondeur

Pour chaque cartographie EBSD, la structure granulaire a été reconstruite en fixant la désorientation critique à 15° . Puis la taille de grains moyenne a été calculée et le profil de variation de la distribution en taille de grains tracée selon DT. Il apparaît que la taille de grains moyenne entre les trois matières est assez proche, et que son évolution dans la profondeur reste limitée (entre 25 et $32\mu m$). Aussi, les trois matières semblent présenter un maximum de taille de grains en sous-surface (entre 50 et $125\mu m$ de profondeur) comme le montre la figure 4.15.

L'annexe G regroupe les cartes de distribution en taille de grains et les profils de variation associés en fonction de la profondeur. L'analyse de ces informations ne nous a pas donné satisfaction, car à part pour la matière très lignée *Fort1*, ils ne présentent que peu d'évènements ou d'alignements singuliers. Ils semblent au contraire posséder des distributions plus homogènes que les amincissements ε_{33} observés précédemment, et aucune corrélation entre eux ne ressort.

L'étude bibliographique du chapitre 2 a mis en lumière la relation entre l'amplitude de la rugosité et la taille de grains moyenne du matériau. Ainsi, il est légitime de supposer que les couches à plus gros grains peuvent avoir une contribution supérieure aux autres couches de grains dans la formation du *lignage*. Or nous venons de voir que ces trois matières possédaient des maximums à la fois en taille de grains et en intensité de texture situés dans les couches de sous-surface. Ces 4 à 5 couches sous la surface sont donc le lieu de phénomènes microstructuraux bien particuliers qui seraient, selon nos hypothèses, des éléments fondamentaux dans la formation mécanique de la rugosité de surface macroscopique.

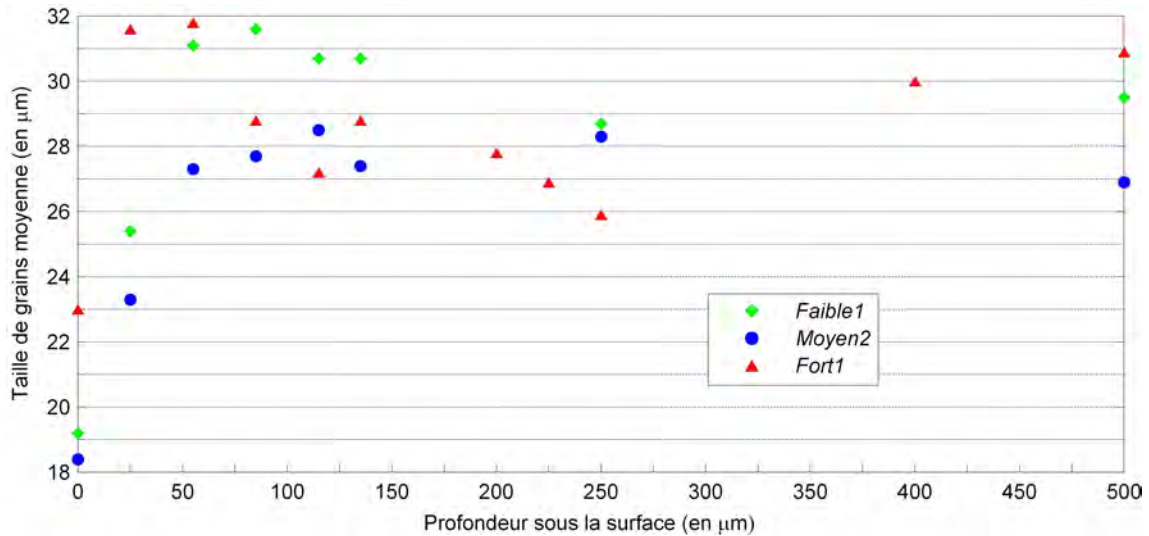


Figure 4.15: Évolution des tailles de grains moyennes avec la profondeur de la couche dans les matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1*

4.3.4 Correlation entre les longueurs d'onde de la rugosité de surface et celles de la microstructure

Au regard des différentes observations réalisées précédemment, la matière *Fort1* nous a offert à travers son volume une microstructure singulière. En effet, cette matière est constituée d'alignements importants de texture dont les dimensions selon DT évoluent en fonction de la profondeur de la couche.

Dans le but de relier morphologiquement la rugosité de surface aux contributions des différentes couches de grains, nous avons comparé les longueurs d'onde provenant de l'image de pierrage de la matière *Fort1* avec les longueurs d'onde issues des cartes de distribution d'amincissement ε_{33} à travers l'épaisseur.

La résolution spatiale de l'image de pierrage à tout d'abord été harmonisée avec celles des cartes EBSD par interpolation linéaire de manière à ce que la distance entre deux pixels représente $6\mu m$. Puis cette image a été redimensionnée afin de prendre en compte sa distortion causée par la déformation de l'éprouvette de traction. Ensuite, les cartes ont été traitées à l'aide des transformées de Fourier rappelées dans le chapitre 3 par le calcul de leur fonction *AACF*.

Les comparaisons quantitatives entre longueurs d'onde ont été possibles grâce à l'utilisation du coefficient de corrélation bilinéaire c (équation 4.1) calculé à partir de la distribution de deux grandeurs x_{ij} et y_{ij} . Dans notre cas, ces deux grandeurs sont les valeurs des fonctions *AACF* issues de l'image de pierrage d'un côté, et d'une carte d'amincisse-

ment ε_{33} de l'autre. Rappelons pour information qu'un coefficient de corrélation de valeur proche de $c = 1$ signifie une similitude parfaite, alors qu'une valeur proche de $c = 0$ traduit une corrélation nulle.

$$c = \frac{\sum_i \sum_j (x_{ij} - x_{moy})(y_{ij} - y_{moy})}{\sqrt{\sum_i \sum_j (x_{ij} - x_{moy})^2} \sqrt{\sum_i \sum_j (y_{ij} - y_{moy})^2}} \quad (4.1)$$

où $x_{moy} = \frac{\sum_i \sum_j x_{ij}}{ij}$ et $y_{moy} = \frac{\sum_i \sum_j y_{ij}}{ij}$

Le graphique de la figure 4.16 présente l'évolution de ce coefficient de corrélation en fonction de la profondeur de la couche de grains dans l'épaisseur de la matière *Fort1*. Les valeurs du coefficient de corrélation atteignent un maximum pour des couches de grains localisées entre 50 à 100 μm sous la surface. Ce résultat original signifie que la rugosité présente en surface possède la morphologie la plus proche avec la distribution des textures de ces couches de sous-surface, et en particulier avec la composante de texture *Goss* comme montré dans la figure 4.14 Matière *Fort1*.

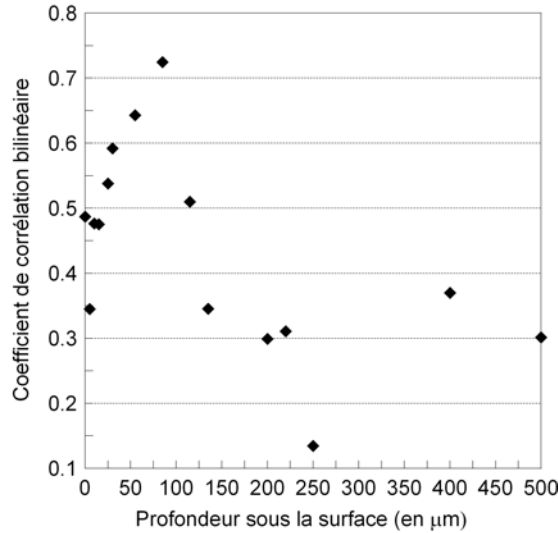


Figure 4.16: Comparaison quantitative des longueurs d'onde de l'image de pierrage de la matière *Fort1* et des longueurs d'onde des distributions d'amincissements ε_{33} issues des acquisitions EBSD à différentes profondeurs

Conclusion

L'étude préliminaire a permis de mesurer expérimentalement l'évolution des orientations cristallographiques des tôles engendrée par la déformation plastique. Ces changements restent cependant limités, car il n'a pas été observé de réorganisation notable dans la distribution des textures après traction. Il semble aussi intéressant de préciser que les couches de grains qui ont subi la déformation à la surface libre d'une tôle ont été plus stables que les couches imbriquées dans le volume et recouvertes d'une ou plusieurs autres couches de grains. Le développement du *lignage* est donc bien généré par la microstructure initiale des matières, c'est à dire dans l'état entièrement recristallisé T4.

Les données de macrotexture nous ont renseigné sur la présence des composantes de texture. Ainsi, la composante *Cube* à la plus forte intensité normalisée quelle que soit la matière sondée. Elle se retrouve associée à la composante *CT18DN* dans les matières *Faible1*, *Moyen1*, *Moyen2* et *Moyen3*, et associée à *Goss* dans la matière *Fort1*. Cependant, il n'a pas été possible de relier ces informations à caractère global avec les niveaux de *lignage* observés.

Une méthodologie de *serial sectioning*, alliant acquisition de la microtexture par EBSD et polissage électrolytique contrôlé de la surface, a été utilisée. Nous avons ainsi été capables de mesurer avec précision les microtextures contenues dans le volume des tôles couche de grains par couche de grains (coupe tous les $30\mu m$). Les distributions spatiales et les intensités des composantes de texture sont différentes d'une matière à l'autre, et pour une tôle donnée, évoluent aussi avec la localisation de la couche en profondeur.

L'analyse de ces mesures dans les trois matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1* a mis en lumière la présence de particularités dans les 4 à 5 couches de grains (entre 25 et $125\mu m$ de profondeur) situées sous la surface des tôles :

- Ces couches de grains sont formées par un mélange d'au minimum deux composantes de texture surabondantes. Ces configurations sont à l'origine de contrastes élevés entre des zones de fortes et de faibles valeurs d'amincissement ε_{33} qui se traduisent par de grandes amplitudes dans les profils de variations.
- Elles contiennent des grains de taille moyenne supérieure aux grains des autres couches, ce qui pourrait leur procurer un avantage géométrique. Ainsi, l'influence mécanique de ces couches dans la formation de la rugosité de surface peut être supposée plus importante que pour des couches à grains plus petits. En revanche, les distributions en taille de grains n'apparaissent pas aussi pertinentes à exploiter, car elles semblent plus homogènes et décorréélées des distributions des amincissements ε_{33} .
- Pour la matière *Fort1*, ces couches de grains offrent des alignements microstructu-

CHAPITRE 4. INVESTIGATION MICROSTRUCTURALE

raux de plus proche morphologie avec les alignements de rugosité qui sont visibles en surface après déformation plastique.

Chapitre 5

Modélisation micromécanique

Sommaire

5.1	Théorie de la plasticité cristalline	85
5.1.1	Cinématique du monocristal	85
5.1.2	Loi de comportement rigide-plastique	87
5.1.3	Loi de comportement viscoplastique	88
5.1.4	Rotation cristalline et écrouissage	89
5.2	Les modèles et les simulations mis en place	90
5.2.1	Modèles de type Statique et type Taylor	90
5.2.1.1	Modèle Statique	90
5.2.1.2	Modèles de Taylor Full Constraint (FC) et Relaxed Constraint (RC)	91
5.2.2	Modèle par Éléments Finis	92
5.2.2.1	Principe de la modélisation	92
5.2.2.2	Paramètres matériaux, loi d'écrouissage	93
5.2.3	Construction des maillages	94
5.2.3.1	Extraction des données d'entrée expérimentales	94
5.2.3.2	Configuration des maillages	96
5.2.3.3	Exploitation des résultats des simulations	97
5.3	Résultats des simulations	98
5.3.1	Rugosité simulée par Éléments Finis, maillages de type A	98
5.3.1.1	Effet du mode et du sens de déformation	98
5.3.1.2	Contribution des composantes de déformation sur la rugosité simulée	99
5.3.2	Comparaison entre les modèles, maillages de type A	102
5.3.3	Résultats des simulations par Éléments Finis des maillages de type B	103

Introduction

Les travaux de modélisation qui sont exposés dans ce chapitre ont été menés dans le but d'étudier les comportements mécaniques des textures cristallographiques observées dans les différentes couches des tôles en relation avec l'apparition de la rugosité de surface.

Il existe plusieurs modèles qui utilisent des hypothèses simplificatrices pour relier le comportement macroscopique de l'échantillon aux réactions microscopiques de ses différents grains par l'intermédiaire des lois de plasticité cristalline. Le choix d'un modèle adapté au phénomène du *lignage* sous-entend donc qu'il doit reproduire au moins de manière qualitative les phénomènes mécaniques locaux rencontrés.

Les trois modèles que nous avons utilisés ont donné accès aux distributions spatiales de différentes grandeurs mécaniques simulées : la rugosité simulée (altitudes hors-plan) pour le modèle par Éléments Finis, les facteurs de Taylor pour les modèles de Taylor FC ou RC, et les amincissements hors-plan ε_{33} pour le modèle Statique. Les simulations par Éléments Finis, qui sont reconnues dans la littérature pour être fidèles aux observations expérimentales, ont servi de référence pour l'évaluation de la performance des autres méthodes numériques.

Chacun des maillages possède une couche d'éléments divisée en deux zones distinctes : une bande traverse parallèlement à DL cette couche pour reproduire artificiellement la ségrégation des textures. Les orientations cristallographiques des deux zones (bande et matrice) proviennent de couples de texture sélectionnés dans les microtextures de trois matières ayant des rugosités de surface différentes.

Ainsi, les simulations de déformation ont été réalisées à partir de deux types de maillages à la configuration particulière.

- Un maillage mince d'épaisseur unitaire permettant une comparaison quantitative entre les paramètres mécaniques simulés par les différentes modélisations
- Un maillage comportant 5 éléments d'épaisseur dont la localisation dans la profondeur de la couche lignée nous a procuré une évaluation de l'atténuation de sa contribution sur la rugosité de surface

5.1 Théorie de la plasticité cristalline

La mécanique de déformation plastique des cristaux a été historiquement développée par Schmid et Boas (1968), Taylor (1938), ainsi que Bishop et Hill (1951). Des travaux de synthèse de ces études, qui ont été réalisés par Hosford (1993) et Driver (1995), ont largement été utilisés pour la rédaction de cette section.

Le mécanisme physique à l'origine de la déformation plastique d'un cristal est le mouvement individuel et irréversible des dislocations sur des systèmes cristallographiques particuliers. Les dislocations sont des défauts linéaires de la structure cristalline qui peuvent se multiplier et glisser généralement selon des plans et des directions denses du réseau. C'est l'interaction entre les dislocations qui génère durant la déformation le phénomène macroscopique de durcissement par écrouissage.

Il existe typiquement 12 systèmes de glissement potentiellement activés lors de la déformation à froid (température ambiante) des cristaux de structure CFC tels que l'aluminium, appelés systèmes de glissement octaédriques de type $\{111\}\langle 110\rangle$.

Dans le cadre de la modélisation continue de la plasticité cristalline, l'échelle pertinente est celle des systèmes de glissement du cristal qui représentent un comportement moyen des dislocations. L'hypothèse de base est donc que chaque cristal se déforme de manière continue par glissement cristallographique.

5.1.1 Cinématique du monocristal

Considérons un élément de volume monocristallin soumis à une sollicitation extérieure. Le gradient de vitesse \underline{g} qu'il subit peut être décomposé en deux parties dans le repère de la sollicitation : $\underline{w_c}$ est le terme de rotation du cristal du à l'essai mécanique (partie antisymétrique du tenseur), et $\underline{g_p}$ est un terme lié à la déformation plastique du cristal. Ce dernier terme est aussi formé par deux contributions différentes : une partie de rotation plastique du cristal $\underline{w_p}$ et une partie de déformation pure $\underline{\dot{\epsilon}}$ qui dépend uniquement des quantités de glissement sur les systèmes cristallographiques.

$$\underline{g} = \underline{g_p} + \underline{w_c} \quad (5.1)$$

Chacun des k plans de glissement ($k \in \llbracket 1, 12 \rrbracket$) est défini par le vecteur unitaire \underline{m}^k colinéaire à la direction de glissement et par le vecteur unitaire \underline{n}^k normal au plan de glissement. Aussi, il faut associer à chaque système k une vitesse de glissement potentielle $\dot{\gamma}^k$ et une cission résolue τ^k .

Les tenseurs de Schmid $\underline{\underline{T}}^k$ sont définis à partir des propriétés géométriques de ces systèmes :

$$\begin{aligned} \text{Tenseur de Schmid généralisé :} & \quad \underline{\underline{T}}^k = m^k \otimes n^k \\ \text{Tenseur de Schmid symétrique :} & \quad \underline{\underline{M}}^k = (\underline{\underline{T}}^k + (\underline{\underline{T}}^k)^t)/2 \\ \text{Tenseur de Schmid antisymétrique :} & \quad \underline{\underline{A}}^k = (\underline{\underline{T}}^k - (\underline{\underline{T}}^k)^t)/2 \end{aligned} \quad (5.2)$$

Il est alors possible d'exprimer le gradient de vitesse $\underline{\underline{g}}_p$ comme une combinaison linéaire des glissements sur les N systèmes cristallographiques potentiels :

$$\underline{\underline{g}}_p = \sum_{k=1}^N \underline{\underline{T}}^k \dot{\gamma}^k \quad (5.3)$$

Les parties symétriques et antisymétriques de $\underline{\underline{g}}$ conduisent aux expressions du tenseur des vitesses de déformation $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$:

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = \left(\underline{\underline{g}} + (\underline{\underline{g}})^t \right) / 2 \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} = \sum_{k=1}^N \underline{\underline{M}}^k \dot{\gamma}^k \quad (5.4)$$

et du tenseur des vitesses de rotation de corps solide $\underline{\underline{w}}_{cs}$:

$$\begin{aligned} \underline{\underline{w}}_{cs} &= \left(\underline{\underline{g}} - (\underline{\underline{g}})^t \right) / 2 \quad \text{et} \quad \underline{\underline{w}}_{cs} = \underline{\underline{w}}_c + \underline{\underline{w}}_p \\ \text{avec} & \quad \underline{\underline{w}}_p = \sum_k \underline{\underline{A}}^k \dot{\gamma}^k \end{aligned} \quad (5.5)$$

Les tenseurs de Schmid sont donc des termes purement géométriques qui permettent de relier des grandeurs mésoscopiques à des grandeurs microscopiques et vice versa, mais ils sont cependant insuffisants pour décrire complètement le comportement en déformation d'un monocristal. En effet, l'équation 5.4 représente un système de cinq équations (nombre de variables indépendantes de $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$ à l'origine de la notation de Lequeu *et al.* (1987) pour N inconnues (les valeurs des $\dot{\gamma}^k$). Pour accommoder une déformation plastique, il faut donc au moins l'activation de cinq systèmes de glissement sur les douze potentiels. Il est nécessaire de disposer d'un critère supplémentaire pour pouvoir déterminer de façon unique les vitesses de glissement des systèmes activés. De nature énergétique, ce critère est connu sous le nom de loi de comportement (ou loi d'écoulement) du monocristal et donne une relation entre les cissions résolues sur les différents systèmes et la quantité de glissement potentiellement activée.

5.1.2 Loi de comportement rigide-plastique

Le comportement rigide-plastique est généralement observé à basse température. Le critère d'activation se caractérise par l'existence d'une cission résolue critique τ_c^k en dessous de laquelle il n'y a pas de glissement possible sur le système. L'expression de ce critère de Schmid (équation 5.6) s'exprime sous la forme d'un problème de complémentarité linéaire.

$$\begin{cases} \tau^k - \tau_c^k \leq 0 \\ \dot{\gamma}^k \geq 0 \\ (\tau^k - \tau_c^k)\dot{\gamma}^k = 0 \end{cases} \quad (5.6)$$

Par ailleurs, le tenseur symétrique de Schmid $\underline{\underline{M}}^k$ relie le tenseur déviateur des contraintes $\underline{\underline{s}}$ aux cissions résolues τ^k sur les systèmes de glissement (encore appelées contraintes microscopiques) par la loi de Schmid (équation 5.7). La combinaison des deux équations 5.6 et 5.7 constitue la loi de Schmid généralisée.

$$\tau^k = \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{M}}^k \quad (5.7)$$

Taylor (1938), ainsi que Bishop et Hill (1951) ont proposé deux critères énergétiques équivalents pour le choix des systèmes activés et ainsi déterminer le comportement du monocristal.

Bishop et Hill (1951) montrent que parmi tous les champs de contraintes statiquement admissibles, la puissance de déformation plastique externe doit être maximale :

$$P = \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} \quad \text{maximale} \quad (5.8)$$

Taylor (1938) stipule que parmi toutes les combinaisons de glissements cinétiquement admissibles, celle à privilégier permet de minimiser la puissance plastique interne :

$$P = \sum_k \tau^k \dot{\gamma}^k \quad \text{minimale} \quad (5.9)$$

Entre ces deux méthodes, il est souvent plus pratique de rechercher l'état de contrainte $\underline{\underline{s}}$ qui maximise la puissance de déformation plastique due aux contraintes non imposées et qui respecte en même temps le critère de Schmid. Par combinaison de 5.8 et de 5.6, il vient :

$$\begin{cases} \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{M}}^k \leq \tau_c^k \\ \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} \text{ max} \end{cases} \quad (5.10)$$

Numériquement, il est fait appel à un algorithme du simplexe pour résoudre ce système d'inéquations linéaires.

Un état de contraintes qui correspond énergétiquement au problème sera appelé solution du premier ordre. Cependant, il peut arriver que pour un état de contraintes solution du premier ordre, le nombre de systèmes de glissements actifs soit supérieur au nombre de composantes indépendantes imposées du tenseur des vitesses de déformations. L'équation 5.4 est alors indéterminée, ce qui arrive pour le cas d'orientations cristallines à hautes symétries telle que Cube. L'infinité des solutions existantes sont alors équivalentes au niveau des contraintes ou des déformations, mais elles engendrent toutes des vitesses de rotation différentes, cette ambiguïté est nommée indétermination cinématique. Renouard et Winterberger (1981) ont alors proposé un critère supplémentaire pour lever cette indétermination : la solution du second ordre à choisir doit être celle qui minimise l'évolution de la puissance plastique au cours de la rotation du cristal.

5.1.3 Loi de comportement viscoplastique

Le comportement viscoplastique correspond à un comportement observé à chaud ($T > 0.4T_{fusion}$). L'équation 5.11 relie directement par une loi puissance les vitesses de glissement $\dot{\gamma}^k$ aux cissions résolues τ^k (Hutchinson, 1976) :

$$\dot{\gamma}^k = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau^k}{\tau_0^k} \right|^{1/m} \text{signe}(\tau^k) \quad (5.11)$$

où m est le coefficient de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, $\dot{\gamma}_0$ et τ_0^k sont des grandeurs arbitraires de références qui sont respectivement homogènes à une vitesse de cisaillement, et à une contrainte.

Le système d'équations 5.12 formé par l'expression de la vitesse de déformation 5.4, l'expression des cissions résolues 5.7 et la loi de comportement viscoplastique 5.11 constitue une relation bijective non-linéaire entre la vitesse de déformation $\underline{\dot{\epsilon}}$ et l'état de contrainte déviatorique \underline{s} du monocristal. La résolution de ce système peut numériquement se faire par un algorithme itératif de type Newton-Raphson car il n'aboutit à aucune ambiguïté. Notons qu'avec cette loi, un système est actif à partir du moment où la valeur de sa cission résolue est non nulle. Toutefois, des glissements significatifs ne sont présents que sur une petite quantité de systèmes.

$$\underline{\dot{\epsilon}} = \sum_{k=1}^N \underline{M}^k \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\underline{M}^k : \underline{s}}{\tau_0^k} \right)^{1/m} \quad (5.12)$$

Pour de faibles valeurs de m (inférieures à 0.05), les résultats obtenus avec la loi viscoplastique sont très proches de ceux correspondant au comportement rigide-plastique. C'est pourquoi, cette approche est couramment utilisée en déformation à froid dans la littérature, car elle permet d'éviter les ambiguïtés du problème de Taylor-Bishop-Hill et ainsi de faciliter les calculs numériques.

5.1.4 Rotation cristalline et écrouissage

La déformation plastique d'un cristal a pour conséquence d'entraîner une rotation de son repère (figure 5.1) dont la direction et l'intensité dépendent des glissements survenus. En pratique, pour imposer à un cristal un taux de déformation donné, il est nécessaire de décomposer cette déformation en une succession d'incrément élémentaires de déformation à la suite desquels il est possible d'actualiser, pour chaque grain et à partir de ses paramètres microscopiques, sa nouvelle orientation ainsi que son taux d'écrouissage.

Dans les deux lois de comportement précédemment décrites, le durcissement par écrouissage se traduit par une augmentation de la cission résolue critique (τ_c^k ou τ_0^k) avec le taux de déformation. Bien qu'il soit très probable que les systèmes se consolident indépendamment les uns des autres, l'hypothèse d'un écrouissage isotrope est souvent utilisée pour simplifier les calculs de plasticité cristalline.

La matrice de rotation présentée dans l'équation 5.13 est calculée par l'intermédiaire du vecteur de rotation $\underline{\dot{r}} = (\dot{r}_1, \dot{r}_2, \dot{r}_3)$ dans le repère outil. Les termes de ce vecteur de rotation sont obtenus à partir de considérations géométriques et des degrés de liberté imposés par l'essai mécanique.

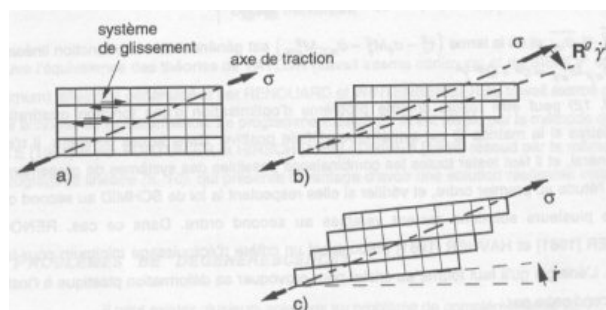


Figure 5.1: Schématisation de la rotation d'un cristal causée par sa déformation plastique

$$\begin{pmatrix} 0 & -\dot{r}_3 & \dot{r}_2 \\ \dot{r}_3 & 0 & -\dot{r}_1 \\ -\dot{r}_2 & \dot{r}_1 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{avec} \quad \underline{\dot{r}} = \begin{pmatrix} -m_3^k n_2^k \dot{\gamma}^k \\ m_3^k n_1^k \dot{\gamma}^k \\ (-m_2^k n_1^k + m_1^k n_2^k) \dot{\gamma}^k / 2 \end{pmatrix} \quad (5.13)$$

5.2 Les modèles et les simulations mis en place

La localisation constitue l'ensemble des hypothèses qui décrivent les relations entre déformations/contraintes macroscopiques et mésoscopiques, c'est-à-dire concrètement la manière dont les différents grains d'un polycristal perçoivent et réagissent à une sollicitation donnée. Afin d'accommoder la déformation macroscopique, la mécanique des milieux continus impose un équilibre mécanique interne, c'est à dire qu'il doit microscopiquement exister continuité des vecteurs déplacements et contraintes aux interfaces entre ces grains (joints de grains).

Cette section vise à présenter les modèles utilisés et les maillages qui ont été mis en place pour les différentes simulations de déformation. Les modèles de type Statique et Taylor sont plus simples à mettre en œuvre que le modèle par Éléments Finis car ils ne tiennent compte ni des interactions entre grains voisins ni de l'évolution des orientations durant les simulations de déformation.

5.2.1 Modèles de type Statique et type Taylor

5.2.1.1 Modèle Statique

Dans le modèle Statique, l'hypothèse de base formulée en 1949 est l'uniformité des contraintes mésoscopiques $\underline{\underline{\sigma}}$ dans tout le polycristal, qui sont égales à la contrainte macroscopique imposée $\underline{\underline{\Sigma}}$. Du fait de leurs orientations différentes, les grains soumis à une même contrainte vont alors se déformer indépendamment les uns des autres. La continuité des contraintes à travers les joints de grains est respectée mais pas celle des déplacements. Cette approche forme la borne inférieure pour la puissance de déformation plastique.

Ce modèle n'est pas très populaire pour l'évolution des textures de laminage, mais il reste souvent utilisé en formabilité pour calculer le facteur de Lankford (ou r-value). C'est un facteur de forme (conservation du volume) qui traduit l'anisotropie de déformation d'un grain sous une sollicitation donnée : $r = \varepsilon_{33} / \varepsilon_{22}$.

Le modèle Statique fonctionne par l'intermédiaire de la loi de comportement viscoplastique (équation 5.12) et comporte plusieurs paramètres qui ont une influence sur les grandeurs mécaniques calculées : m (coefficient de sensibilité à la vitesse), $\dot{\gamma}_0$, τ_0^k , et $\bar{\Sigma}$.

Le choix des valeurs numériques utilisées pour ces paramètres sera expliqué plus loin dans ce chapitre. La sollicitation mécanique extérieure est imposée en fixant le tenseur des contraintes. L'hypothèse d'un critère de plasticité de Von Mises sur les tenseurs des contraintes employés (équation 5.14 et 5.15) a été assumée.

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \bar{\Sigma} \quad \text{pour une traction uniaxiale sens DL} \quad (5.14)$$

$$\begin{pmatrix} 2/\sqrt{3} & 0 & 0 \\ 0 & 1/\sqrt{3} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \bar{\Sigma} \quad \text{pour une traction plane sens DL} \quad (5.15)$$

5.2.1.2 Modèles de Taylor Full Constraint (FC) et Relaxed Constraint (RC)

Le modèle de Taylor FC, en revanche, stipule l'uniformité des déformations, c'est à dire que la déformation dans tous les grains $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}$ est identique et égale à la déformation macroscopique imposée au polycristal $\underline{\underline{\dot{E}}}$. Dans ce cas, il n'y a aucune incompatibilité géométrique aux joints de grains, mais c'est le champ des vecteurs contraintes qui subit une discontinuité. Le modèle de Taylor FC est dit dual du modèle Statique car il est une borne supérieure pour la puissance plastique. Bien que cette approche ne prenne pas non plus en compte l'interaction entre grains voisins, elle s'est révélée par le passé plutôt précise pour simuler l'évolution des textures lors de petites déformations de matériaux qui possèdent un nombre important de systèmes de glissement telles les structures CC et CFC.

Le modèle de Taylor à déformations relâchées RC est basé sur une évolution des hypothèses du modèle de Taylor FC jugées trop fortes car simulant un développement des textures plus rapide qu'expérimentalement. En se basant sur une justification géométrique de la forme des grains, des conditions aux limites mixtes ont été proposées. C'est-à-dire que certaines composantes de cisaillement du tenseur de déformation ne sont pas imposées aux grains, mais calculées par la réaction mécanique du cristal. La continuité des déformations à travers les joints de grains n'est donc plus strictement respectée, mais les discontinuités de contraintes sont adoucies. Deux types de modèles de Taylor RC coexistent :

- Le modèle Taylor RC-Lath : si les grains sont très allongés (longueur \gg largeur \gg épaisseur), le cisaillement ε_{13} peut être d'une manière acceptable considéré comme relâché, ce qui conduit à des conditions de contraintes σ_{13} et σ_{31} nulles
- Le modèle Taylor RC-Pancake : Si les grains sont très aplatis (longueur et largeur \gg épaisseur), les cisaillements ε_{13} et ε_{23} peuvent être relâchés et les contraintes

σ_{13} , σ_{31} , σ_{23} et σ_{32} nulles

Les modèles de Taylor FC ou RC utilisent tous la loi de comportement rigide-plastique (équation 5.10) et nécessitent de connaître le tenseur élémentaire des déformations (équations 5.16 et 5.17). Pour un triplet donné (hypothèse mécanique - mode/sens déformation - orientation cristalline), le paramètre mécanique calculé est le facteur de Taylor : $T = \sum \dot{\gamma}^k / \bar{E}$. Sa valeur, indépendante de la quantité de déformation macroscopique appliquée \bar{E} , renseigne sur la résistance mécanique de l'orientation sous les conditions imposées. Ainsi, une valeur de T élevée procure à un grain une forte résistance à la déformation, qui peut alors être qualifié de *grain dur*, et inversement.

$$\begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -0.5 & 0 \\ 0 & 0 & -0.5 \end{pmatrix} \bar{E} \quad \text{pour une traction uniaxiale sens DL} \quad (5.16)$$

$$\begin{pmatrix} \sqrt{3}/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\sqrt{3}/2 \end{pmatrix} \bar{E} \quad \text{pour une traction plane sens DL} \quad (5.17)$$

5.2.2 Modèle par Éléments Finis

Les modèles par Éléments Finis alliés aux lois de plasticité cristalline, en fort essor depuis les années 1990, permettent par définition d'assurer à la fois continuité des déplacements et des contraintes aux joints de grains, car ils respectent les interactions entre grains à courtes et à longues distances. Cette condition forme implicitement l'hypothèse de localisation et assure que la moyenne des états de déformation de grains reste égale à la déformation imposée. La précision des calculs menés par ces modèles a souvent été jugée en très bon accord avec les données expérimentales, c'est pourquoi ils demeurent les références en modélisation micromécanique des polycristaux. Notons toutefois que les principales limitations de l'approche par Éléments Finis restent la difficulté de l'étape du maillage ainsi que les coûts de calcul requis pour résoudre un problème linéaire de très grandes dimensions.

5.2.2.1 Principe de la modélisation

Nous avons utilisé le modèle par Éléments Finis du Professeur Pete Bate du Centre des Matériaux de l'Université de Manchester. Dans le passé, ce code a servi de base lors d'études sur le développement des textures de LaF d'un acier sans interstitiel (Bate et Quinta da Fonseca, 2004), sur l'évolution des contraintes intergranulaires durant la traction d'un acier sans interstitiel (Quinta da Fonseca *et al.*, 2006), ou encore sur l'effet

de la ségrégation de composantes de texture sur la limite en traction biaxiale d'un AA6016 (Bate *et al.*, 2005).

Il fonctionne selon une méthodologie incrémentale itérative, et l'équilibre des variables du système est résolue à la suite de chaque petit pas de déformation (Bate, 1999). La loi de comportement viscoplastique (équation 5.12) est utilisée et prend en compte l'écrouissage.

Les simulations sont conduites en imposant des conditions de déplacement aux nœuds des deux faces DL et DT. Tous les autres nœuds demeurent libres et en particulier ceux de la face DN qui peuvent se déplacer librement et laisser apparaître la rugosité de surface. Comme lors des essais expérimentaux, les maillages ont subi des déformations équivalentes de Von Mises de 15%. Numériquement, cela revient à imposer 60 incréments de déformation logarithmique \overline{dE} avec :

- Pour le mode de déformation plane, $\overline{dE} = 0.00216$ dans la direction de traction, et $\overline{dE} = 0$ dans la direction perpendiculaire à la traction
- Pour le mode de déformation uniaxial, $\overline{dE} = 0.0025$ dans la direction de traction, et $\overline{dE} = -0.00125$ dans la direction perpendiculaire à la traction

5.2.2.2 Paramètres matériaux, loi d'écrouissage

L'exposant m de sensibilité à la vitesse de déformation apparaissant dans la loi de comportement viscoplastique est fixé à une valeur très faible. Pour des problèmes de convergences numériques, nous n'avons pu utiliser des valeurs plus petites que $m = 0.05$.

L'écrouissage du matériau est traduit microscopiquement par l'augmentation de la résistance au glissement d'un système k à cause du glissement sur un système k' au cours de la déformation (équation 5.18). Cependant un écrouissage isotrope est assumé, c'est à dire que l'évolution de cette résistance au glissement est supposée identique sur tous les systèmes et ne dépend que de la quantité totale de glissement. Ainsi, la matrice d'écrouissage $\underline{\underline{H}}^{kk'}$ peut se réduire à un simple module d'écrouissage isotrope Θ . L'équation 5.19 décrit le taux d'écrouissage plastique sous la forme d'une loi de type Voce modifiée.

$$\underline{\underline{H}}^{kk'} = \frac{\partial \tau_0^k}{\partial \gamma^{k'}} \quad (5.18)$$

$$\Theta = \Theta_{IV} + \Theta_0 \left(\left| 1 - \frac{\tau}{\tau_s} \right|^\alpha \text{signe} \left(1 - \frac{\tau}{\tau_s} \right) \right) \quad (5.19)$$

avec Θ_0 correspondant au taux d'écrouissage initial, Θ_{IV} au taux d'écrouissage du stade IV (régime linéaire observé à haute déformation), et τ_s à la résistance au glissement à saturation.

Les valeurs des paramètres de cette loi d'érouissage sont indiquées dans le tableau H.1. Ils ont été déterminées à partir de données expérimentales dont la méthodologie est détaillée dans l'annexe H. L'analyse de sensibilité présentée dans cette annexe concernant l'influence de l'érouissage sur la formation de la rugosité de surface, a montré que les valeurs de ces paramètres n'étaient pas des facteurs clés.

Paramètres	Θ_{IV}	Θ_0	α	τ_s
Valeurs fittées	11MPa	1900MPa	9	273MPa

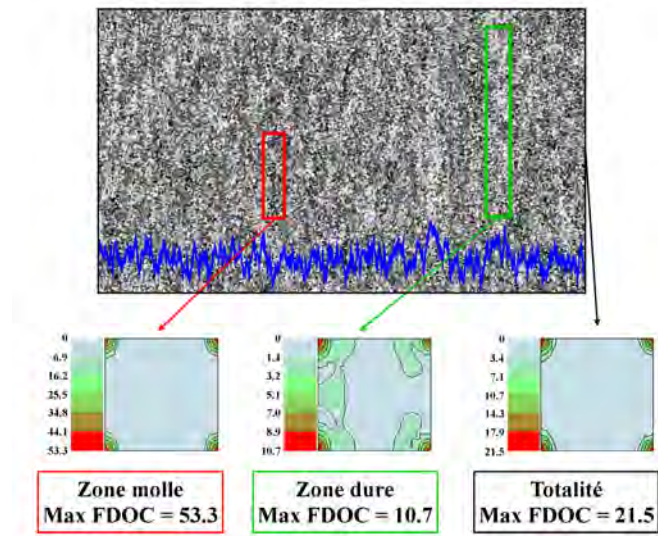
Tableau 5.1: Paramètres de la loi d'érouissage déterminés à partir des données expérimentales d'un essai de compression

5.2.3 Construction des maillages

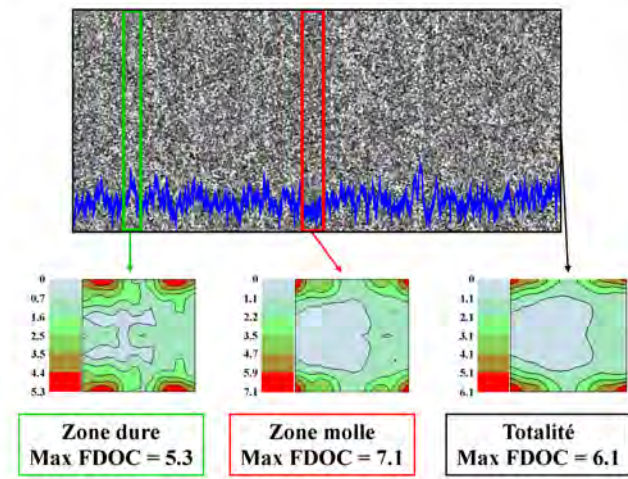
5.2.3.1 Extraction des données d'entrée expérimentales

Les maillages ont été construits à partir des microtextures expérimentales des trois matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1* observées dans les couches de grains situées à une profondeur de $55\mu m$ sous la surface. Les images de la figure 5.2 montrent les textures sélectionnées à partir des zones *dures* et des zones *molles* identifiées sur les cartes d'amin-cissement ε_{33} . Le tableau 5.2 récapitule les composantes de texture majoritaires provenant de ces zones et leurs intensités respectives.

Matière *Faible1*



Matière *Moyen2*



Matière *Fort1*

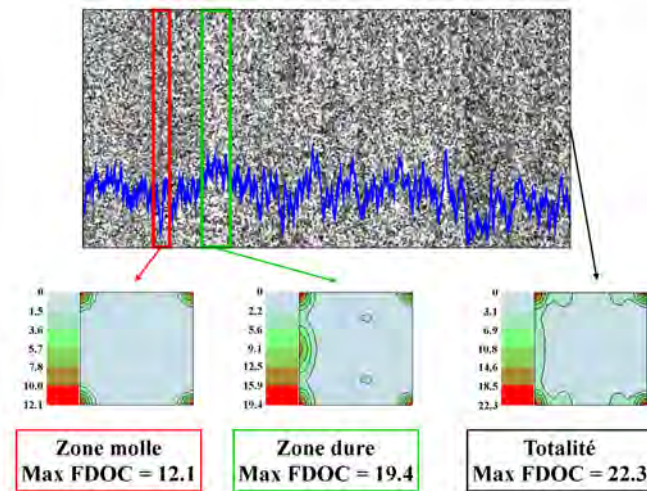


Figure 5.2: Cartes d'amincissement ε_{33} de couches situées à $55\mu\text{m}$ sous la surface ($p = 0.89$) pour lesquelles sont indiquées les zones dites *molles* ou *dures* servant de texture d'entrée aux maillages. Coupes des FDOC à $\varphi_2 = 0^\circ$

Les trois matières présentent des combinaisons de textures différentes, mais la composante *Cube* y est toujours associée. Ainsi, la matière *Faible1* possède une microtexture dans laquelle l'intensité de la composante *Cube* évolue brusquement d'une zone à l'autre. L'amplitude de cette variation (entre 53.3 et 10.7 pour une intensité moyenne de 21.5) est suffisamment importante pour schématiser la structure de cette matière comme composée par des zones de *Cube* pures adjacentes avec des zones de texture aléatoire. Ainsi, cette configuration est à rapprocher des observations effectuées par Bennett *et al.* (2008) qui mettent aussi en évidence des variations marquées de l'intensité de présence de cette même composante de texture.

La matière *Moyen2* ne présente pas en revanche de variations d'intensité aussi importante. Les deux zones sélectionnées contiennent majoritairement les composantes *Cube* et *CT18DN* mais dans des proportions différentes (entre 5.3 et 4.7 pour la composante *CT18DN*, et entre 7.1 et 4.4 pour la composante *Cube*).

La matière *Fort1* est constituée par une alternance de zones riches en *Cube* adjacentes avec des zones mixtes *Cube/Goss*.

Matière	Textures expérimentales	
	Zones <i>dures</i>	Zones <i>molles</i>
<i>Faible1</i>	<i>Aléatoire</i> Intensité = 10.7	<i>Cube</i> Intensité = 53.3
<i>Moyen2</i>	<i>CT18DN</i> et <i>Cube</i> Intensités = 5.3 et 4.4	<i>Cube</i> et <i>CT18DN</i> Intensité = 7.1 et 4.7
<i>Fort1</i>	<i>Cube</i> et <i>Goss</i> Intensité = 19.4 et 15.9	<i>Cube</i> Intensité = 12.1

Tableau 5.2: Composantes de texture majoritaires et intensités associées issues des zones *dures* et des zones *molles* de la microtexture des couches situées à une profondeur de $55\mu m$ sous la surface des matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1*

5.2.3.2 Configuration des maillages

Pour des raisons pratiques de capacité et de temps de calcul, la taille des maillages a été limitée à 6000 éléments. Chaque élément modélise un seul grain d'une taille de $30\mu m$, et possède donc une unique orientation cristallographique. Les maillages possèdent tous une couche contenant une bande parallèle à DL d'environ 10 éléments de large. Cette configuration alignée modélise la ségrégation expérimentale des textures. Ainsi, ces éléments se sont vus affectés les textures issues des zones *dures*, alors que le reste des éléments

ont reçus les textures des zones *molles*.

Les maillages qui ont été construits sont illustrés dans la figure 5.3, et se répartissent en deux catégories en fonction du nombre de couches dans l'épaisseur :

- Maillage de type A : maillage mince composé d'une seule couche d'éléments dans l'épaisseur (axe DN), mais 77 éléments dans les deux autres directions (DL et DT), formant ainsi une nappe de 5929 éléments au total. Avec une taille de grains réelle proche de $30\mu m$, le volume de matière modélisé par cette configuration est estimé à $2.31 \times 2.31 \times 0.03 mm^3$.
- Maillage de type B : maillage épais comportant 5 éléments dans l'épaisseur (axe DN) et 34 éléments dans les deux autres directions (DL et DT), soit 5780 éléments en tout. La position dans l'épaisseur de la bande peut varier de la couche C1 à la couche C5. Le volume de matière correspondant s'élève à $1.02 \times 1.02 \times 0.15 mm^3$.

Un maillage de type A a été créé pour chacune des trois matières à l'aide des paires de textures sélectionnées précédemment. En revanche, seule la matière *Fort1* a contribué à la construction de cinq maillage de type B dans lesquels la localisation de la bande centrale change de la première couche de surface (C1) à la cinquième (C5).

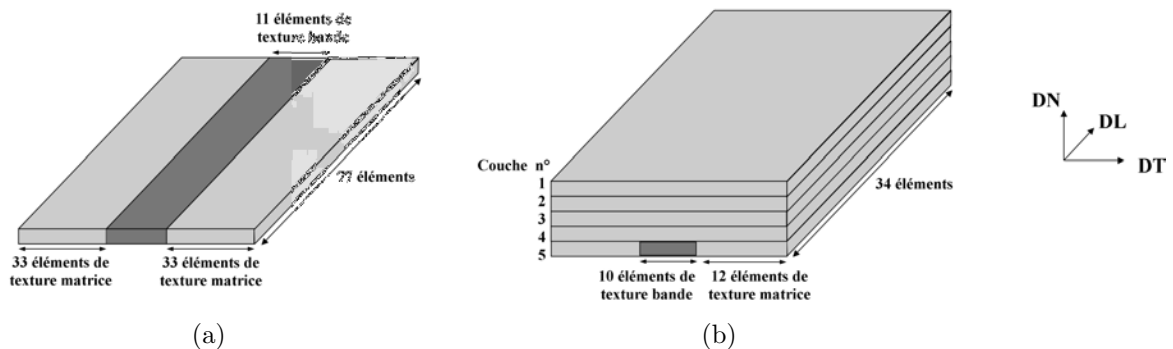


Figure 5.3: Schématisation des maillages (a) = Type A (b) = Type B

5.2.3.3 Exploitation des résultats des simulations

Les simulations de déformation des maillages de type A ont été lancées avec les trois modèles et leurs éventuelles variantes (Taylor RC), alors que celles du maillage de type B ont été réalisées uniquement par les Éléments Finis. Pour chaque maillage et chaque modèle, quatre simulations ont été effectuées en faisant varier le mode de déformation (uniaxiale ou plane), et la direction de traction (sens DL ou sens DT). Pour chaque simulation, le profil moyen de variation selon DT du paramètre mécanique calculé a été

tracé en bleu en moyennant les valeurs selon DL. La localisation initiale de la bande a été schématisée en rouge.

En ce qui concerne la modélisation par Éléments Finis, les éléments qui ont été choisis sont de type cubique comportant 20 nœuds de calcul et 8 points d'intégration. La principale donnée de sortie qui a été exploitée est la rugosité du maillage après simulation notée Δh . Elle correspond aux altitudes hors-plan de chaque élément par rapport à l'altitude du plan moyen, et est exprimée en μm . Les composantes de déformation de chaque élément après simulation ont aussi été analysées.

Des comparaisons quantitatives entre simulations ont été rendues possibles grâce au calcul du coefficient de corrélation bilinéaire c (équation 4.1) décrit dans le chapitre précédent, car il a permis de tenir compte à la fois de la distribution et des différences d'amplitudes relatives entre les deux grandeurs concernées.

5.3 Résultats des simulations

5.3.1 Rugosité simulée par Éléments Finis, maillages de type A

Les figures 5.4 et 5.5 contiennent les résultats des simulations de déformation des maillages de type A lancées par le modèle par Éléments Finis pour les différentes matières. Les images représentent en niveaux de gris les altitudes hors-plan de chaque élément du maillage par rapport à l'altitude hors-plan moyenne. L'échelle en niveaux de gris des altitudes hors-plan est indiquée en haut à gauche de la figure.

5.3.1.1 Effet du mode et du sens de déformation

L'observation des cartes et des profils associés montre après simulation de déformation sens DT la présence de rugosité de surface Δh alignée de manière similaire à la bande du maillage initial. Cela signifie donc bien que les différences de déformation des couples de textures mesurés expérimentalement dans les couches de sous-surface des trois matières sont suffisantes pour former des différences d'altitude en surface.

L'amplitude maximale de la rugosité simulée avec notre modèle, environ $2.5\mu m$, est du même ordre de grandeur que celle obtenue par Zhao *et al.* (2004) à l'aide d'un autre modèle par Éléments Finis utilisant une seule couche d'éléments à 14 faces appelés tétraèdres (amplitude maximale calculée de $3\mu m$ pour 20% de traction uniaxiale). L'amplitude de la rugosité (détaillée sur l'échelle en niveaux de gris de la figure 5.4) dépend donc peu du sens de traction comme nous l'avons aussi constaté expérimentalement dans les mesures topologiques exposées dans le chapitre 3. Il faut cependant noter que les amplitudes de rugosité simulées sont environ 2 fois plus faibles que les valeurs expé-

riminentales (amplitudes mesurés de la rugosité comprises entre 4 et $5\mu m$ en retirant la contribution de la rugosité initiale par EDT), probablement à cause de la simplification des conditions réellement rencontrées.

Les effets morphologiques du mode et du sens de traction observés expérimentalement sont reproduits dans les simulations. Les profils permettent de se rendre compte que, pour un même taux de déformation (au sens de Von Mises), la traction plane sens DT maximise la marche de rugosité par rapport au mode uniaxial sens DT. En revanche, la marche n'est plus discernable lors des simulations en traction sens DL.

Il est alors possible de dresser un classement approximatif en ce qui concerne l'apparition de la marche après simulation, et ce valable quelle que soit la matière : Plane DT $>$ Uniaxiale DT \gg Uniaxiale DL \approx Plane DL.

5.3.1.2 Contribution des composantes de déformation sur la rugosité simulée

Les contributions individuelles des différentes composantes de déformation ε_{33} , ε_{12} , ε_{23} et ε_{13} sur la formation de la rugosité de surface simulée Δh ont été évaluées à travers les valeurs du coefficients de corrélations bilinéaires c .

L'analyse des distributions (figure 5.6) et des valeurs du coefficient de corrélation montre bien que les composantes de déformation en cisaillement (ε_{12} , ε_{23} et ε_{13}) ne participent pas activement à la formation de la rugosité simulée ($|c| < 0.04$). En effet, bien que les intensités de ces composantes de déformation soient importantes (voir l'échelle en niveaux de gris de la figure 5.6), leurs distributions spatiales sont aléatoires et ne correspondent pas avec la configuration du maillage initial.

En revanche, la composante de déformation hors-plan ε_{33} possède le coefficient de corrélation le plus élevé ($|c| > 0.85$) avec la rugosité de surface Δh des maillages, et cela quel que soit le type de simulation (mode de déformation ou matière).

Ces résultats renforcent les arguments avancés par Wu *et al.* (2003a) et par Shin *et al.* (2004), qui ont présenté les différences mécaniques à l'origine du *lignage* dans les aciers inoxydables ferritiques et les alliages d'aluminium. Ainsi, s'il est admis que les ondulations de surface rencontrées dans les aciers proviennent des effets des cisaillements ε_{13} et ε_{23} , nous pensons que celles présentes dans les alliages d'aluminium sont principalement générées par des amincissements différentiels entre colonies de grains voisins. L'effet des déformations en cisaillement des grains nous apparaît négligeable devant la contribution des déformations hors-plan ε_{33} .



Figure 5.4: Légende de la figure 5.5

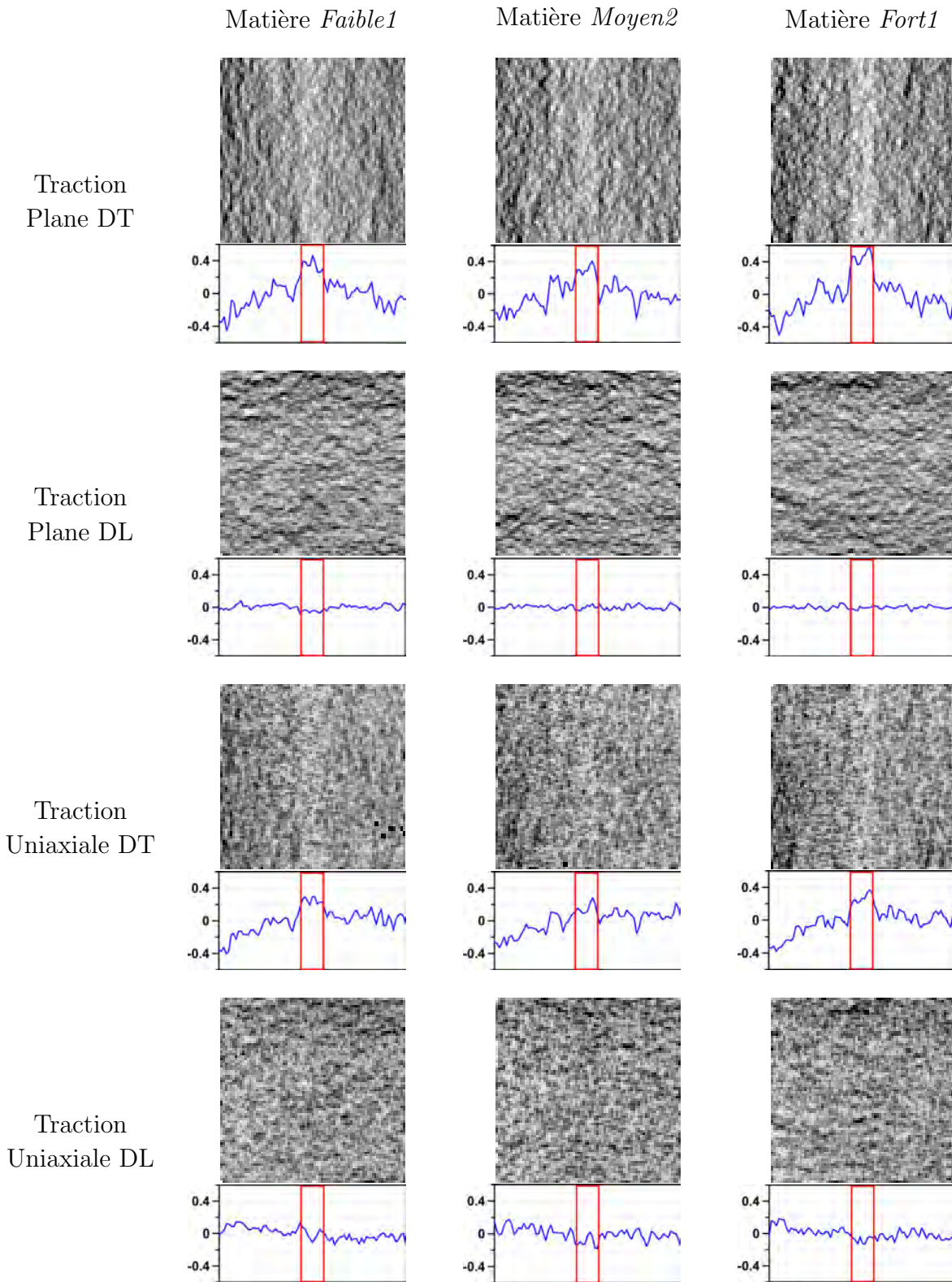


Figure 5.5: Rugosité de surface simulée Δh par Éléments Finis, maillages de type A. Profils moyens associés en bleu et localisation de la bande en rouge. Les unités sont toutes en μm . Repère des maillages : axe horizontal = DT et axe vertical = DL. Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN

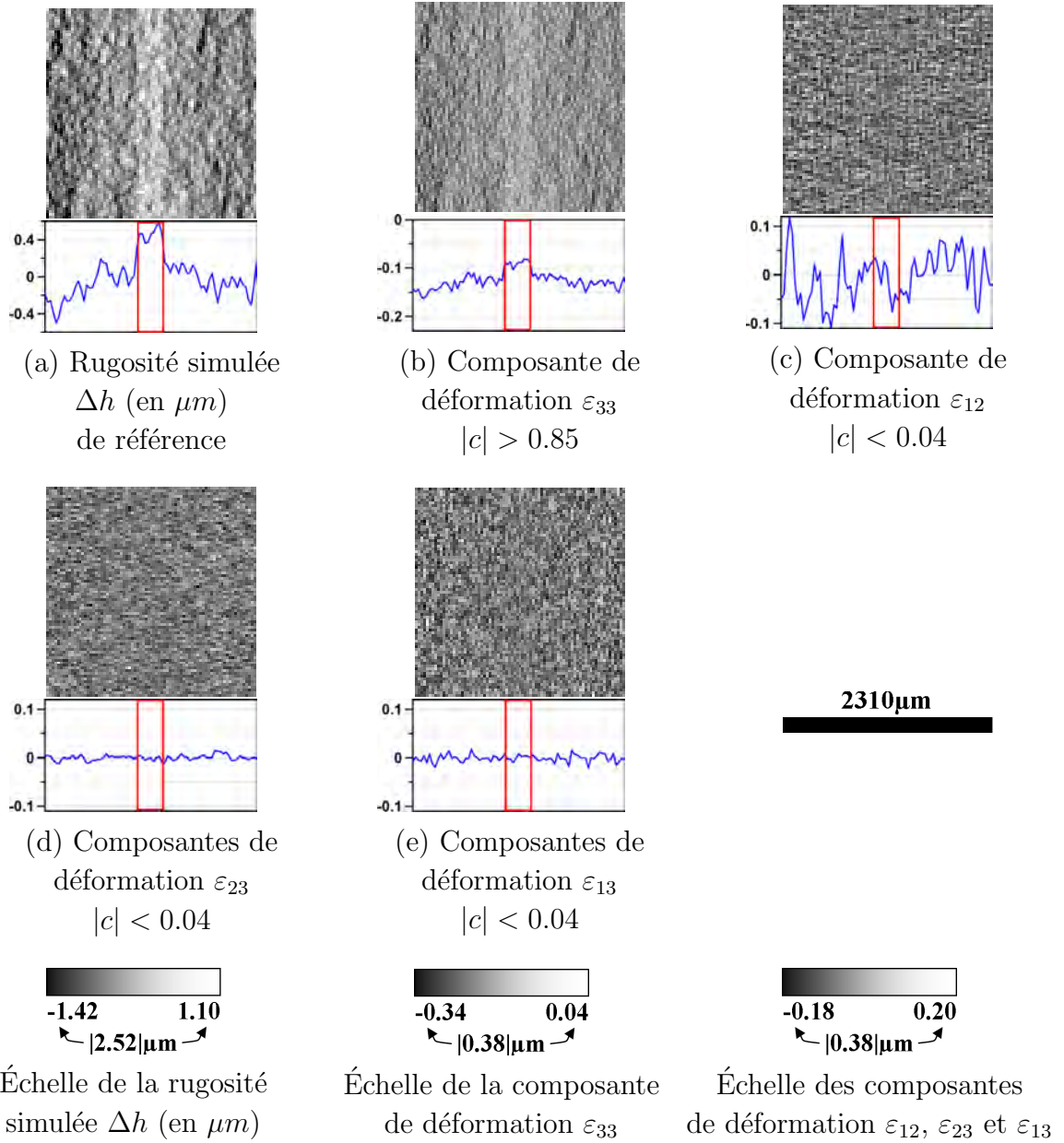


Figure 5.6: Comparaison entre (a) = la rugosité de surface simulée Δh et (b-e) = les distributions spatiales de différentes composantes de déformation après simulation par Éléments Finis et dans les conditions suivantes : matière *Fort1*, maillage de type A, mode de déformation Plane DT. Repère des maillages : axe horizontal = DT et axe vertical = DL. Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN

5.3.2 Comparaison entre les modèles, maillages de type A

Comme nous l'avons mentionné précédemment, la modélisation par Éléments Finis est très complète et respecte bien les équilibres mécaniques mis en jeu. En revanche, les modèles de type Statique et Taylor possèdent des hypothèses simplificatrices qui les rendent plus flexibles et rapides à utiliser. Ainsi, ces modèles demeurent les seuls capables à l'heure actuelle de traiter en l'état les données expérimentales provenant de mesures par EBSD. C'est pourquoi, les dérivées et approximations créées par ces modèles ont été évaluées dans le cadre de la formation du *lignage* à la surface des maillages minces de type A.

Le tableau 5.3 synthétise la comparaison entre les modèles à travers des valeurs moyennes du coefficient de corrélation c , alors que la figure 5.7 place côte à côte les profils de variations des différents paramètres mécaniques calculés. Précisons que les valeurs des paramètres du modèle Statique ont été les suivantes : $m = 0.14$, $\dot{\gamma}_0 = 1$, $\forall k \tau_0^k = 1$, et $\bar{\Sigma} = 1.62$. Ces valeurs sont différentes de celles utilisées dans la littérature par Wu *et al.* (2003b) et Fraczkiewicz (2006) ($m = 0.31$ et $\bar{\Sigma} = 1.0$), mais elles ont procuré les meilleurs coefficients de corrélation.

Les amincissements ε_{33} issus du modèle Statique se sont avérés les paramètres mécaniques les plus fidèles au modèle par Éléments Finis quelle que soit la simulation (matière, mode de déformation, direction de traction). Les facteurs de Taylor FC se sont révélés moins précis pour prédire l'apparition de la marche lors du mode de déformation uniaxiale car ils prédisent une transition trop brutale. Les deux modèles de Taylor RC, qui sont proches du modèle FC, n'ont donc pas donné de résultats plus satisfaisants.

Kusters *et al.* (2008) ont récemment réalisé une étude portant sur la comparaison qualitative de quatre modèles appliqués à la problématique du *lignage*. L'interprétation de leur travaux suggère aussi que le calcul des amincissements ε_{33} obtenus à partir du modèle Statique se révèle le plus approprié pour l'obtention d'une expression qualitative de la rugosité de surface.

	Matière <i>Faible1</i>		Matière <i>Moyen2</i>		Matière <i>Fort1</i>	
Traction sens DL et DT	ε_{33}	T	ε_{33}	T	ε_{33}	T
Plane	0.50	0.50	0.54	0.52	0.51	0.51
Uniaxiale	0.51	0.14	0.53	0.12	0.52	0.17

Tableau 5.3: Coefficients de corrélation moyens entre la rugosité de surface simulée Δh par Éléments Finis et les paramètres mécaniques calculés par les modèles Statique (ε_{33}) et Taylor FC (T) pour les maillages de type A des trois matières

Les amincissements ε_{33} calculés par le modèle Statique se sont révélés des indicateurs

mécaniques acceptables pour décrire l'apparition au moins qualitative de la rugosité à partir de couches de grains proches de la surface. Ces grains de surface disposent géométriquement de plus de liberté vis à vis des contraintes imposées que les grains contenus dans le volume, et leur réponse plastique tend donc à forcer l'activation d'un plus petit nombre de systèmes de glissement, ce qui est propre au modèle Statique. Les résultats de cette section expliquent donc a posteriori le choix d'avoir analysé, à travers les amincissements ε_{33} , les mesures de la microtexture du chapitre 4 par *serial sectioning*.

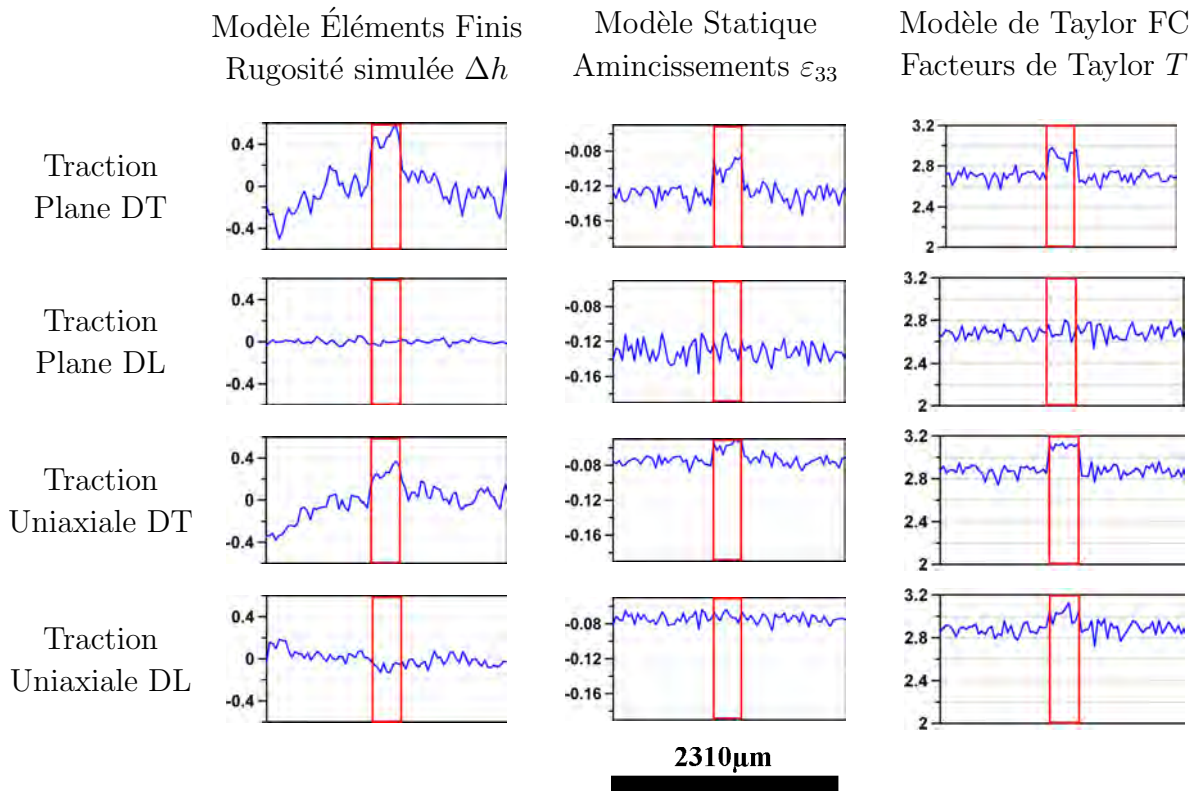


Figure 5.7: Comparaison des profils de variation issus des simulations de déformation du maillage de type A de la matière *Fort1* par différents modèles. Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN

5.3.3 Résultats des simulations par Éléments Finis des maillages de type B

L'influence de la localisation en profondeur d'une couche de grains a été évaluée grâce aux simulations de déformation des maillages de type B réalisées par le modèle Éléments Finis. Nous avons observé l'évolution de la rugosité lorsqu'une couche de grains lignée se retrouve en surface puis recouverte par des couches de grains neutres, c'est à dire

ayant une distribution de texture homogène. Ainsi, en faisant varier le nombre de couches neutres entre la couche lignée et la surface, il a été possible de déterminer l'atténuation de l'intensité du *lignage*.

Rappelons que la construction du maillages de type B n'a été menée que pour le couple de texture de la matière *Fort1*. Le maillage B-C1 correspond à la configuration dans laquelle la couche lignée se trouve à la surface du maillage, et B-C5 lorsqu'elle se trouve de l'autre côté de la surface c'est à dire recouverte par 4 couches neutres.

Les profils de variation de la figure 5.8 présentent l'évolution de la rugosité de surface simulée pour deux modes de déformation en fonction de la localisation en profondeur de la couche lignée. Il est possible de se rendre compte que l'amplitude de la rugosité de surface décroît effectivement avec l'enfouissement de la couche lignée dans le volume du maillage. Ainsi, lorsque cette dernière se trouve recouverte par 3 à 4 couches neutres, le profil de rugosité de surface apparaît quasiment plat. Ces couches neutres adjacentes ont donc joué le rôle de tampon et compensé les déformations différentielles liées à la présence de la bande.

Il semble aussi que cet effet d'accommodation supplémentaire de la déformation par les couches neutres ait permis de réduire les différences d'amplitude de rugosité entre les modes de déformation plane et uniaxiale. Les profils de rugosité issus de ces deux modes se montrent plus proches que ce qu'il a été possible de constater dans les simulations des maillages de type A.

Il est aussi intéressant de remarquer que les deux profils B-C1 pour lesquels la couche lignée est située à la surface libre possèdent des amplitudes inférieures aux profils des maillages minces de type A d'une seule couche d'épaisseur. Ainsi, la présence de couches neutres sous-jacentes a été suffisante pour modifier mécaniquement la déformation de la couche lignée, entraînant une diminution de la marche créée. Cette observation a aussi été réalisée par Utsunomiya *et al.* (2004) qui ont comparé les prévisions d'amplitude de rugosité de surface à partir d'un modèle par Éléments Finis 2D et 3D. Ils ont montré que l'amplitude de la rugosité était environ 2 fois plus faible pour le cas 3D à cause des effets d'interactions entre éléments voisins et de l'homogénéisation des déplacements.

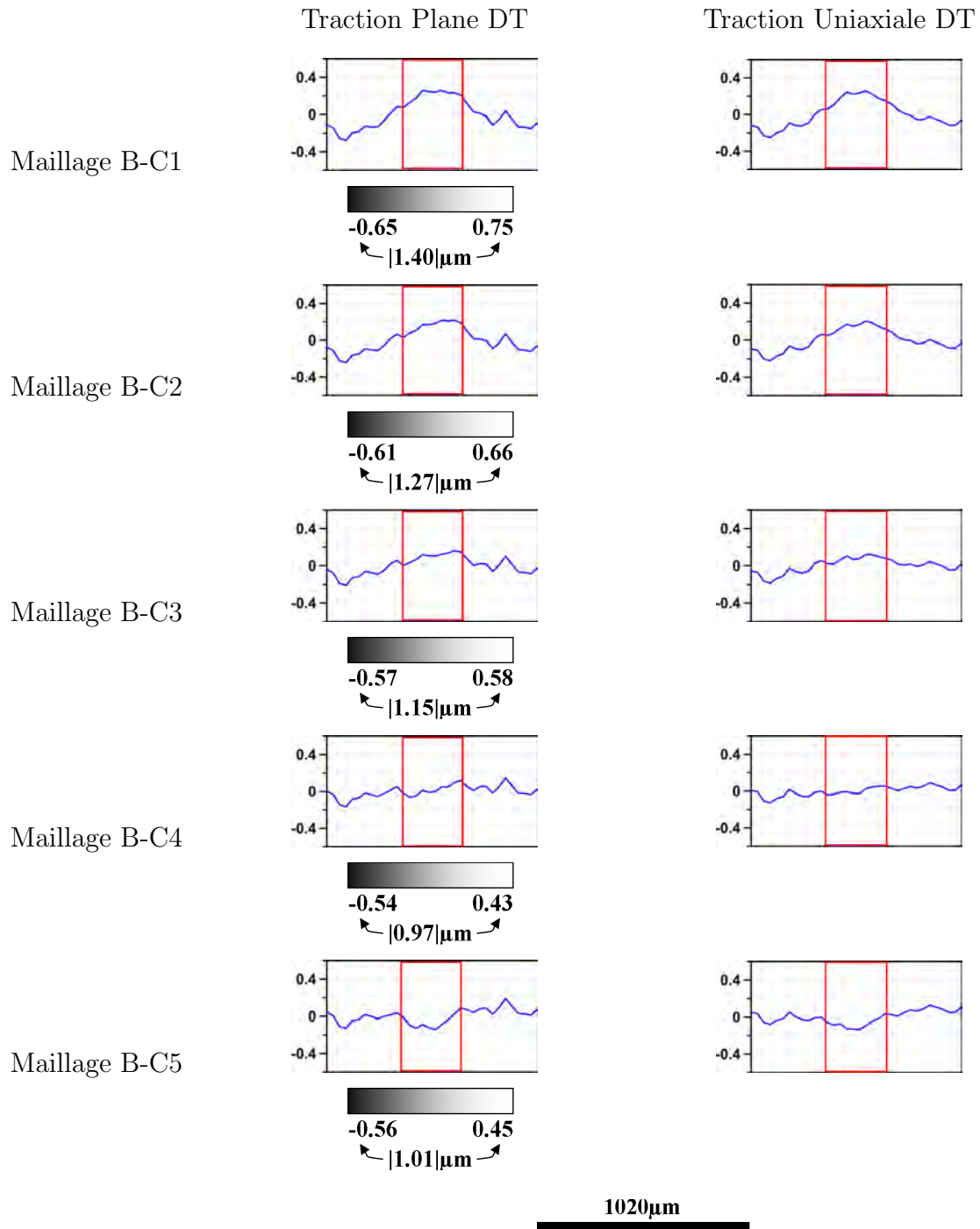


Figure 5.8: Évolution des profils de la rugosité de surface simulée (en μm) par Éléments Finis en fonction de la localisation en profondeur de la couche de grains lignée et en fonction du mode de déformation en traction du maillage de type B de la matière *Fort1*. La zone de texture bande est localisée en rouge. Les unités sont toutes en μm . Repère des profils : axe horizontal = DT et axe vertical = DN

Conclusion

L'utilisation de trois modèles numériques a permis d'étudier les relations mécaniques entre le développement localisé de la déformation et la microtexture des trois matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1*.

Les maillages minces de type A ont montré après simulations par Éléments Finis que les différences de comportement mécanique de paires de textures expérimentales étaient suffisantes pour la formation macroscopique de rugosité. Ainsi, les distributions spatiales hétérogènes des textures *Cube/Goss*, *Cube/CT18DN* et *Cube/Aléatoire* sont à l'origine des motifs de rugosité propres à chacune des matières *Fort1*, *Moyen2* et *Faible1*. La composante *Cube* apporte une contribution majeure à la création des zones de basses altitudes tandis que les composantes *Goss*, *CT18DN* et *Aléatoire* participent aux altitudes élevées.

De plus, les simulations par Éléments Finis ont permis de caractériser les composantes mécaniques prédominantes, et ainsi d'étayer les propositions avancées dans la littérature sur l'apport crucial des déformations hors-plan ε_{33} . Bien que les composantes de cisaillement ε_{12} , ε_{23} et ε_{13} présentent des intensités absolues élevées, leurs distributions spatiales sont homogènes et elles ne montrent pas de correspondance avec la délimitation des zones des maillages. Elles sont plutôt liées à la formation d'une rugosité de type peau d'orange.

C'est pourquoi le paramètre mécanique amincissement ε_{33} calculé à partir du modèle Statique est apparu correctement corrélé avec la rugosité de surface simulée par Éléments Finis. Même si les interactions entre grains voisins sont largement ignorées, les amincissements différentiels du modèle Statique ont des distributions et des amplitudes en accord avec celles obtenues par Éléments Finis dans les mêmes conditions mécaniques. Cela s'explique aussi par les faibles effets de l'écrouissage et de l'évolution des orientations cristallographiques durant la déformation.

Le choix, à première vue arbitraire, d'avoir représenté les cartes de microtexture par *serial sectioning* du chapitre 4 à travers la distribution des amincissements ε_{33} est donc justifié a posteriori.

Les simulations par Éléments Finis des maillages épais de type B ont aussi apporté des arguments mécaniques à l'hypothèse que nous soutenons concernant la localisation des couches de grains importantes dans la formation de la rugosité de surface. Elles ont montré que l'influence mécanique d'une couche de grains diminuait rapidement avec sa profondeur dans l'épaisseur du matériau. Aussi, la contribution d'une couche apparaît négligeable lorsqu'elle se retrouve recouverte par plus de 4 autres couches de grains.

Chapitre 6

Conclusion générale

Durant cette étude, nous nous sommes attachés à mieux cerner et comprendre un problème industriel lié à l'emboutissage de tôles minces en aluminium AA6016 à destination du secteur des transports. La rugosité de surface qui apparaît lors de la déformation plastique du matériau est un phénomène mécanique qui est une conséquence directe de sa structure interne. Ainsi, après mise en forme, les tôles peuvent présenter à leur surface différentes morphologies de rugosité selon leur histoire thermo-mécanique de fabrication. En particulier, le *lignage* est un défaut de rugosité caractérisé par son échelle macroscopique et une extension unidirectionnelle selon DL. En fonction de son intensité, ce défaut esthétique peut limiter l'emploi des tôles en tant que panneaux extérieurs des véhicules.

Nos travaux se sont construits autour de trois grands axes de recherche qui ont émergé de la revue bibliographique : la caractérisation et la quantification du *lignage*, l'investigation microstructurale dans le volume de plusieurs matières, et l'étude numérique du comportement mécanique local de couches de grains hétérogènes.

L'absence de méthode établie pour quantifier le niveau de *lignage* a constitué la première difficulté de cette étude. Son évaluation est réalisée par les clients à partir d'une appréciation visuelle forcément subjective. C'est pourquoi la nécessité de caractériser rigoureusement la rugosité de surface et de déterminer des critères mesurables permettant de quantifier l'intensité du *lignage* s'est imposée.

L'analyse des rugosités de surface de 16 matières différentes a montré que la morphologie des motifs était prédominante sur leurs amplitudes (différences d'altitudes hors-plan). En effet, la seule considération des amplitudes des rugosités de surface ne permet pas de retrouver les trois classes de niveaux de *lignage Faible, Moyen, Fort* identifiées visuellement.

L'étude de la morphologie des motifs de rugosité de surface s'est faite en considérant les contributions macroscopiques de deux phénomènes : la rugosité globulaire et le *lignage* pur. Les quantifications individuelles de ces deux phénomènes ont été rendues possibles

par le développement d'une méthode fréquentielle originale. L'identification des longueurs d'onde propres à la rugosité globulaire et au *lignage* pur ont permis la détermination de leurs intensités respectives. La note de quantification globale du *lignage*, construite comme le rapport entre les deux notes de contributions individuelles, s'est révélée robuste à condition de respecter certaines contraintes sur les données d'entrée et notamment la taille de la zone analysée qui doit être suffisamment importante pour une bonne représentativité.

Cette méthodologie a produit des notes globales en bon accord avec les évaluations menées visuellement et en particulier pour les morphologies mixtes des matières de la catégorie *Moyen*. Nous avons donc proposé d'établir des notes globales frontières entre les classes *Faible/Moyen* et *Moyen/Fort* respectivement à 0.50 et à 1.75.

Les mesures expérimentales des orientations cristallographiques des matières ont apporté de nombreuses informations.

- Il est apparu pertinent de caractériser la microtexture des matières à l'état T4 avant déformation plastique pour plusieurs raisons. Tout d'abord, la déformation du matériau engendre des difficultés expérimentales lors de l'acquisition EBSD à cause de la multiplication des dislocations ou encore de la perte de planéité des surfaces. Ensuite, nous avons montré que l'évolution de la microtexture durant une déformation par traction uniaxiale de 15% restait limitée, et qu'elle n'était pas de nature à modifier les phénomènes mécaniques initiés lors des premiers stades de la déformation. Cette hypothèse est aussi soutenue par Choi (2001) qui considère que le *lignage* se développe progressivement avec le taux de déformation à partir des hétérogénéités mésoscopiques du matériau.
- La texture globale des matières à l'état T4 est, pour toutes les matières, dominée par une importante sur-abondance de la composante *Cube* alliée à une composante secondaire. Nous avons ainsi observé dans la matière *Fort1* une texture de configuration clairement bimodale constituée par la paire *Cube/Goss*. Les autres matières des classes *Faible* et *Moyen* possèdent une texture centrée sur la composante *Cube* dispersée plus ou moins intensément vers la composante *CT18DN*.
- La distribution des orientations à travers le volume des matières, mesurée par des séries de coupes et EBSD, a permis de se rendre compte de l'importance de la l'hétérogénéité de répartition spatiale des orientations cristallographiques dans les couches de grains, et dans l'épaisseur de la tôle. La taille de grains est aussi apparue hétérogène, mais avec une plage de variations beaucoup plus réduite. L'effet de la taille de grains sur la rugosité de surface n'est probablement pas négligeable, mais l'évaluation de cet apport géométrique ne nous a pas été possible.

Ces données cristallographiques ont servi de données d'entrée pour la réalisation de simulations de déformation à l'aide de deux modèles numériques. L'analyse des com-

portements mécaniques locaux a été menée à travers la distribution des amincissements hors-plan ε_{33} calculés par un modèle Statique à partir des cartes d'orientations EBSD. Les hypothèses simplificatrices du modèle Statique (homogénéité des tenseurs de contraintes, interaction intergranulaire nulle) n'ont pas été limitantes pour notre étude, car des comparaisons acceptables en 2D ont été obtenues entre le modèle Statique et un modèle par Éléments Finis plus complet. Cependant, l'étude du *lignage* grâce aux distributions des amincissements a été faite uniquement de manière qualitative à l'aide de profils de variation, car les trop faibles tailles des données ont empêché l'utilisation de la méthode de quantification du caractère ligné.

Les simulations numériques de déformation ainsi que les observations expérimentales des séries de coupes confirment l'importance du rôle joué par les 4 à 5 premières couches de grains sous la surface :

- La taille de grains moyenne présente un maximum en sous surface dans les trois matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort3*.
- La distribution spatiale des amincissements a obtenu le plus grand coefficient de corrélation avec les motifs de rugosité de surface, signifiant la plus grande similitude morphologique.
- Lorsqu'une couche de grains est incluse dans un milieu homogène, sa contribution mécanique à la rugosité de surface évaluée par Éléments Finis décroît très rapidement en fonction de sa profondeur pour finalement devenir nulle lorsqu'elle se retrouve recouverte de 3 à 4 autres couches de grains.

L'analyse des comportements mécaniques locaux de ces couches de sous-surface, menée par Éléments Finis, a également montré que les paires de composantes *Cube/Goss*, *Cube/CT18DN* et *Cube/Aléatoire* permettaient toutes l'apparition de rugosité durant la déformation. C'est pourquoi les différents niveaux de *lignage* que nous avons rencontré proviendraient de la distribution morphologique d'au moins une paire de composantes de texture des 4 à 5 couches de sous-surface des tôles (correspondant environ à une profondeur de $120\mu m$ sous la surface).

Il pourrait être intéressant de poursuivre cette étude alliant expérimentations et simulations numériques. Ainsi, les mesures de microtextures que nous avons réalisées par séries de coupes pourraient être incorporées en l'état dans un maillage 3D de grandes dimensions. Les interactions entre couches lignées, et non plus entre une couche lignée et plusieurs couches neutres, seraient alors accessibles. Des tentatives pour repousser plus profondément les premières couches lignées sous la surface pourraient être menées en jouant sur les paramètres du laminage notamment sur les prises de passes successives. Industriellement, la maîtrise des relations entre procédé de fabrication et morphologie des

CHAPITRE 6. CONCLUSION GÉNÉRALE

microtextures reste la clé pour éviter l'apparition du *lignage*.

Annexes

Annexe A

Fabrication industrielle de l'AA6016

Les alliages AA6016 sont commercialisés sous forme de tôles minces de 1mm d'épaisseur enroulées en bobines. Cependant, leur fabrication est complexe et nécessite un grand nombre d'opérations thermo-mécaniques (TTM). Les propriétés du produit final sont une conséquence directe des paramètres des TTM utilisés pour son élaboration.

Les différentes étapes du procédé classique de fabrication des tôles d'aluminium 6xxx sont illustrées sur la figure A.1 et détaillées ci dessous :

- La fabrication commence par une fusion du métal et de ses éléments d'addition. Une coulée continue verticale suivie d'une solidification lente produit des lingots d'environ 610mm d'épaisseur. La microstructure à ce stade est très grossière et la ségrégation des solutés et des secondes phases est très importante.
- Les couches supérieures des lingots sont fraisées afin de supprimer les irrégularités de leur surface et d'enlever la plus grosse zone de ségrégation.
- Un recuit d'homogénéisation à une température d'environ 560°C est réalisé car il permet de diminuer les gradients de composition et de dissoudre les particules intermétalliques.
- La plaque, d'épaisseur initiale proche de 600mm , subit d'abord un laminage à chaud (LaC) par passage dans un laminoir réversible réduisant alors son épaisseur entre 50 et 20mm , puis dans un laminoir tandem. La recristallisation de la microstructure est possible en fonction des conditions thermomécaniques appliquées (température, taux de déformation, temps de maintien) lors de cette dernière étape.
- Le laminage à froid (LaF) permet ensuite de ramener les tôles d'une épaisseur de départ de 2 à 6mm jusqu'à leur épaisseur finale (1mm) en plusieurs passes. Il est éventuellement possible d'introduire un recuit intermédiaire (RI) entre l'une des passes du laminage à froid pour casser la structure granulaire très fibrée par recristallisation forcée des grains. La dernière passe du LaF est réalisée à l'aide d'un cylindre rugueux (EDT) afin de créer une fine rugosité de surface qui permettra

une meilleure rétention de lubrifiant lors de la phase d'emboutissage. La figure A.2 montre l'effet de cette passe de finition sur la morphologie de la rugosité de surface du produit final comparée à une surface de finition brute.

- Enfin, les tôles subissent un traitement thermique (TTh) de mise en solution à 510-580°C suivi d'une trempe dont le but est de figer la microstructure dans un état granulaire équiaxe entièrement recristallisé dont les petits précipités ont été dissous. La microstructure se trouve dans un état sursaturé appelé *état T4* qui confère aux tôles une bonne emboutissabilité.
- Les tôles sont ensuite stockées sous forme de bobines durant plus d'une semaine à température ambiante. Ce laps de temps permet au matériau une évolution lente et naturelle de sa microstructure (maturation) indispensable pour un bon durcissement structural lors de la cuisson des peintures.
- Ce durcissement structural s'effectue chez le constructeur automobile sur la pièce finale après sa mise en forme, durant le recuit à basse température de la peinture (environ 20 minutes à 185°C). Il entraîne la formation d'une fine distribution de précipités Mg_2Si . Typiquement, la limite d'élasticité après durcissement d'un alliage AA6016 est proche de 220MPa alors que celle d'un alliage AA6111 est voisine de 240MPa.

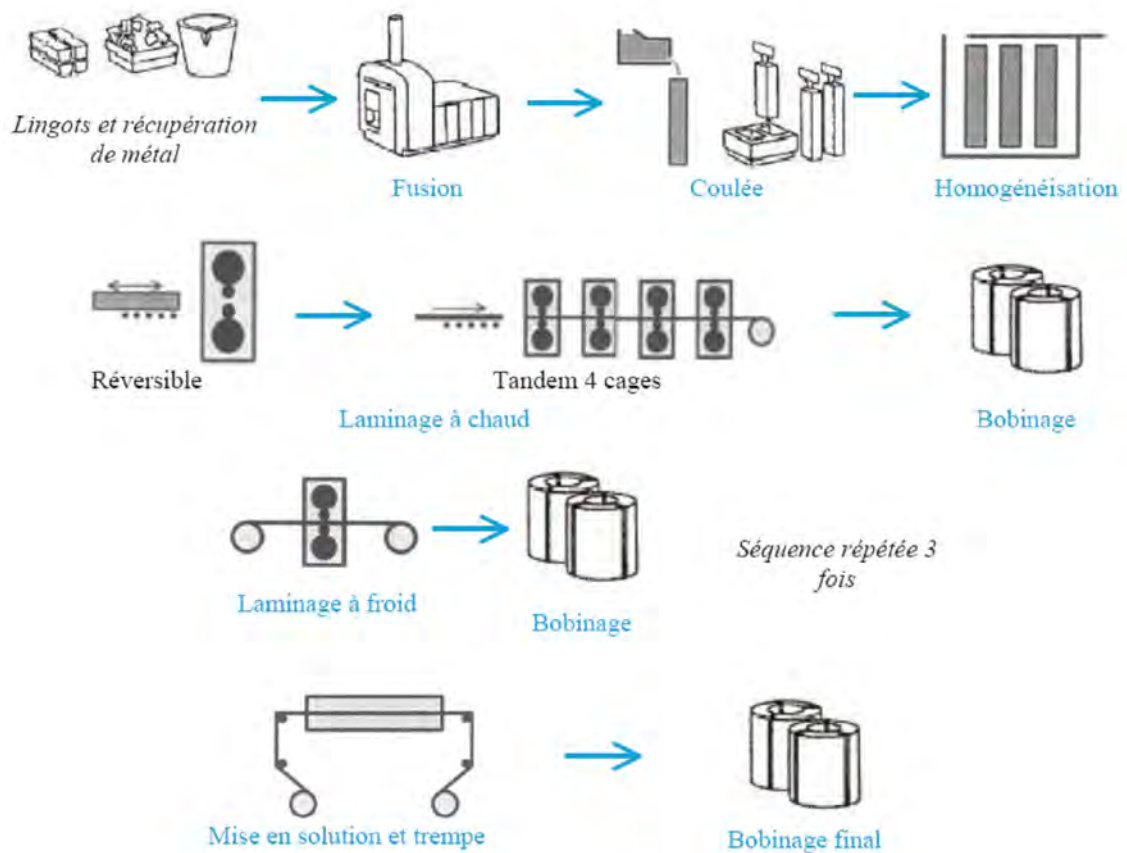


Figure A.1: Schématisation des étapes industrielles de traitement thermo-mécaniques TTM pour la fabrication de produits plats en aluminium 6xxx

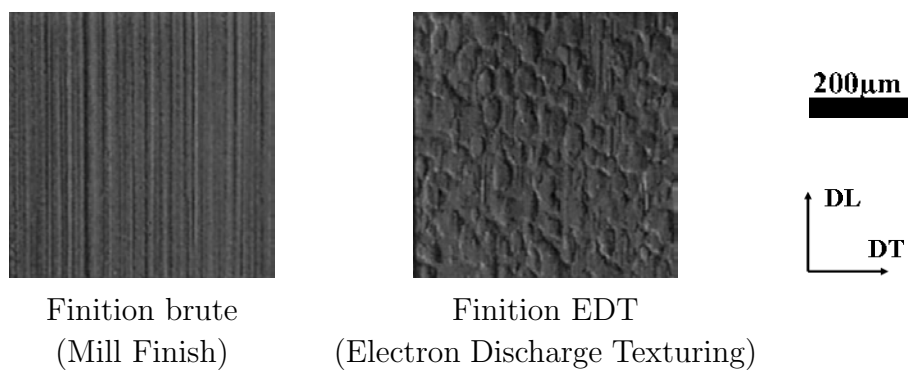


Figure A.2: Différentes finitions de surface après laminage à froid (LaF)

Annexe B

Textures cristallographiques

B.1 Définitions et conventions utilisées

Les tôles métalliques sont dites polycristallines car elles sont constituées d'un agencement compact de grains. Or chaque grain est un empilement d'atomes ordonné à grande distance dont il est possible de fixer arbitrairement un repère (maille CFC pour les alliages d'aluminium). L'orientation cristallographique d'un grain correspond à l'orientation de sa maille cristalline par rapport au repère de référence (DL,DT,DN) lié à la tôle.

Il existe plusieurs types de notations équivalentes pour décrire l'orientation d'un cristal, mais le triplet d'angles d'Euler $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ est le plus couramment employé.

Ces angles représentent les trois rotations successives pour faire coïncider le repère de la maille du cristal avec le repère de la tôle (figure B.1(a)). La convention de Bunge fixe l'ordre des rotations (Bunge, 1982) :

- 1) Tout d'abord, une rotation de φ_1 autour de DN ($0 \leq \varphi_1 \leq 360^\circ$)
- 2) Puis une rotation ϕ autour de DL' ($0 \leq \phi \leq 180^\circ$)
- 3) Enfin une rotation de φ_2 autour de DN'' ($0 \leq \varphi_2 \leq 360^\circ$)

Les indices de Miller $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ sont aussi très répandus car ils indiquent directement l'orientation de la maille en fixant le plan $\{hkl\}$ et la direction normale à ce plan $\langle uvw \rangle$. Ainsi les directions $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ et $\langle 001 \rangle$ correspondent respectivement aux directions DL, DT, DN (figure B.1(b)).

Une tôle polycristalline est souvent texturée, ce qui signifie que statistiquement les orientations de ses grains ne sont pas réparties aléatoirement mais selon une ou des directions privilégiées. Des composantes de textures idéales ont donc été définies et correspondent à des orientations de référence. Le tableau B.1 en liste quelques unes et détaille leurs orientations à l'aide des indices de Miller et des angles d'Euler.

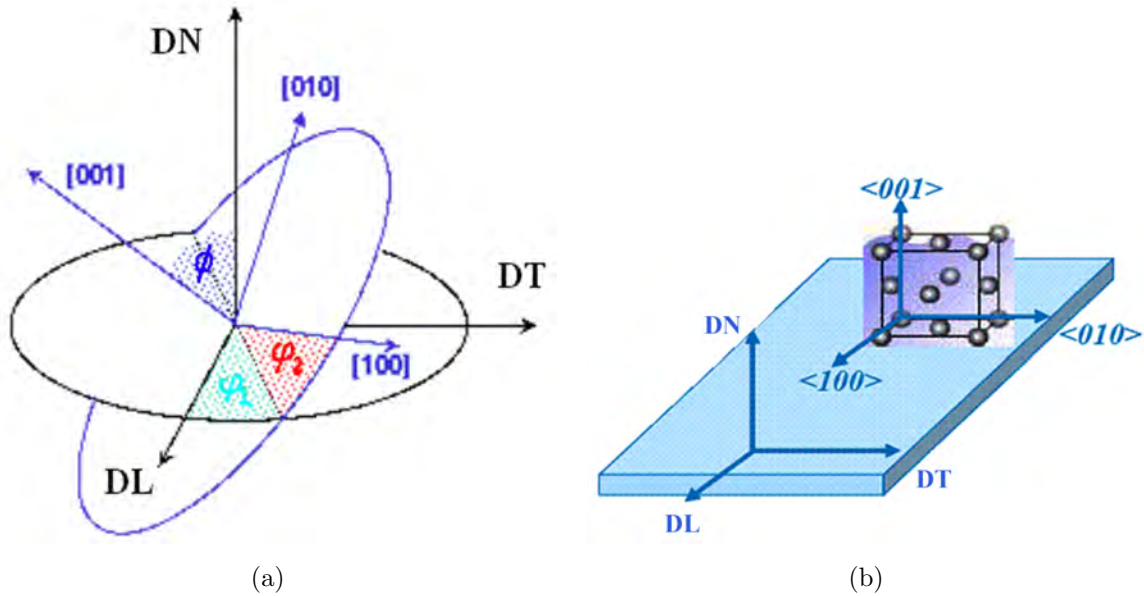


Figure B.1: (a) = Définition des angles d'Euler dans la convention de Bunge permettant de passer du repère de la tôle à celui du cristal (b) = Définition des repères liés à la tôle et au cristal

B.2 Techniques de mesure des orientations cristallo-graphiques

Il existe plusieurs manières de mesurer la texture cristallographique d'une tôle métallique. Il faut néanmoins distinguer les méthodes locales des méthodes globales qui fournissent respectivement la micro ou la macro-texture du matériau analysé. Sans rentrer trop loin dans les détails, donnons une description succincte inspirée de l'ouvrage de Randle et Engler (2000) des techniques utilisées lors de cette étude.

B.2.1 Mesure de la macrotecture

L'acquisition de la macrotecture se réalise très couramment à l'aide d'un dispositif automatisé de diffraction des rayons X. Un faisceau monochromatique de rayons X est dirigé sur l'échantillon polycristallin avec un angle d'incidence normale θ . Une partie de ce rayonnement est réfléchi sous un angle 2θ en suivant la loi de Bragg (équation B.1). Un détecteur enregistre les intensités des rayons diffractés en fonction de l'angle d'incidence entre le faisceau et l'échantillon monté sur un goniomètre. Il est alors mathématiquement possible de remonter à la texture cristallographique globale du matériau.

B.2. TECHNIQUES DE MESURE DES ORIENTATIONS CRISTALLOGRAPHIQUES

Texture	Indices de Miller		Angles d'Euler		
	Plan	Direction	φ_1	ϕ	φ_2
<i>Cube</i>	{0, 0, 1}	<1,0,0>	0.0	0.0	0.0
<i>Goss</i>	{1, 1, 0}	<0,0,1>	0.0	45.0	0.0
<i>P_a</i>	{0, 1, 1}	<1, 2, $\bar{2}$ >	69.47	45.0	0.0
<i>P_b</i>	{0, 1, 1}	<1, $\bar{2}$, 2>	110.53	45.0	0.0
<i>Q_a</i>	{0, 1, 3}	<2, 3, $\bar{1}$ >	303.69	18.43	0.0
<i>Q_b</i>	{0, 1, 3}	< $\bar{2}$, $\bar{3}$, 1>	123.69	18.43	0.0
<i>Q_c</i>	{0, 1, 3}	< $\bar{2}$, 3, $\bar{1}$ >	236.31	18.43	0.0
<i>Q_d</i>	{0, 1, 3}	<2, $\bar{3}$, 1>	56.31	18.43	0.0
<i>Laiton_a</i>	{0, $\bar{1}$, 1}	<2,1,1>	54.74	90.0	45.0
<i>Laiton_b</i>	{0, 1, $\bar{1}$ }	<2,1,1>	125.26	90.0	45.0
<i>Cuivre_a</i>	{1, 1, 2}	<1, 1, $\bar{1}$ >	90.0	35.26	45.0
<i>Cuivre_b</i>	{ $\bar{1}$, 1, 2}	<1, $\bar{1}$, 1>	270.0	35.25	45.0
<i>S_a</i>	{1, 2, 3}	<6, 3, $\bar{4}$ >	301.02	36.7	26.57
<i>S_b</i>	{1, 2, 3}	< $\bar{6}$, $\bar{3}$, 4>	121.02	36.7	26.57
<i>S_c</i>	{1, 2, $\bar{3}$ }	<6,3,4>	58.98	143.3	26.57
<i>S_d</i>	{1, 2, $\bar{3}$ }	< $\bar{6}$, $\bar{3}$, $\bar{4}$ >	238.98	143.4	26.57
<i>R_a</i>	{1, 2, 4}	<2, 1, $\bar{1}$ >	25.4	64.12	14.04
<i>R_b</i>	{1, 2, 4}	< $\bar{2}$, $\bar{1}$, 1>	55.21	29.21	63.43
<i>R_c</i>	{2, 1, 4}	<1, 2, $\bar{1}$ >	58.37	77.39	26.57
<i>R_d</i>	{2, 1, 4}	< $\bar{1}$, $\bar{2}$, 1>	238.37	77.39	26.57
<i>L_a</i>	{1, 1, 2}	<1, $\bar{1}$, 0>	50.77	65.9	63.43
<i>L_b</i>	{1, 1, 2}	< $\bar{1}$, 1, 0>	0.0	35.26	45.0
<i>CT18DN_a</i>	{1, 0, 0}	<0, 1, 3>	108.43	90.0	90.0
<i>CT18DN_b</i>	{1, 0, 0}	<0, $\bar{1}$, 3>	71.56	90.0	90.0
<i>CT45DN</i>	{0, 0, 1}	<1, $\bar{1}$, 0>	45.0	0.0	0.0
<i>Z_a</i>	{1, 1, 1}	<1, $\bar{1}$, 0>	0.0	54.73	45.0
<i>Z_b</i>	{1, 1, 1}	< $\bar{1}$, 1, 0>	60.0	54.73	45.0
<i>Y_a</i>	{1, 1, 1}	< $\bar{2}$, 1, 1>	30.0	54.73	45.0
<i>Y_b</i>	{1, 1, 1}	<2, $\bar{1}$, $\bar{1}$ >	90.0	54.73	45.0

Tableau B.1: Quelques composantes de texture idéales accompagnées de leurs orientations en indices de Miller et en angles d'Euler

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin(\theta)$$

avec n un nombre entier

λ la longueur d'onde du faisceau incident

d_{hkl} la distance inter-réticulaire entre deux plans d'indices $\{hkl\}$

(B.1)

B.2.2 Mesure de la microtexture

La microtexture d'un matériau correspond, quant à elle, à la distribution spatiale de l'orientation de ses grains. L'EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) est le nom de la technique actuelle d'acquisition par analyse cristallographique locale. Elle fait classiquement appel à un appareil d'imagerie électronique type FEG-SEM (Field Emission Gun Scanning Electron Microscope) suppléé par un détecteur EBSD d'électrons rétrodiffusés. Comme le montre la figure B.2, la méthode consiste à faire diffracter un faisceau focalisé d'électrons sur le point de la surface de l'échantillon à analyser. Une caméra CCD enregistre alors les électrons rétrodiffusés sous la forme de bandes de Kikuchi captées par un écran au phosphore. L'exploitation par analyse d'image de ce diagramme de diffraction permet d'indexer de manière automatisée l'orientation du cristal.

D'un point de vue pratique, l'échantillon doit être préalablement poli puis fixé sur une platine motorisée à l'intérieur de la chambre à vide du FEG-SEM. Il est ensuite penché d'un angle de 70° par rapport au faisceau incident afin de maximiser la quantité d'électrons captés par le détecteur. Le contrôle informatisé du montage permet de réaliser successivement déplacement puis indexation des points de la surface et ainsi créer une cartographie bidimensionnelle discrète des orientations de l'échantillon.

Humphreys et Brough (1999) ont mené une évaluation expérimentale concernant la résolution de cette technique : elle se révèle extrêmement précise spatialement (résolution de moins de $50nm$) et angulairement (moins de 1° d'incertitude sur les orientations mesurées).

B.3 Représentation des textures

La texture d'un matériau polycristallin peut se représenter sous plusieurs formes :

- Les *fractions volumiques de composantes* sont des nombres scalaires qui permettent très simplement de quantifier la texture globale à travers la présence de composantes de texture idéales. En effet, si l'orientation d'un grain est contenue à l'intérieur du cône d'angle solide \hat{S} pointant sur une composante idéale, alors ce cristal appartient à même famille que cette composante. Il est courant de fixer l'angle \hat{S} à 15° , ce qui peut physiquement s'expliquer par des considérations énergétiques. Cette formulation est pratique car elle permet de quantifier la présence de certaines composantes de texture, mais elle n'offre pas une vision très large de toutes les composantes

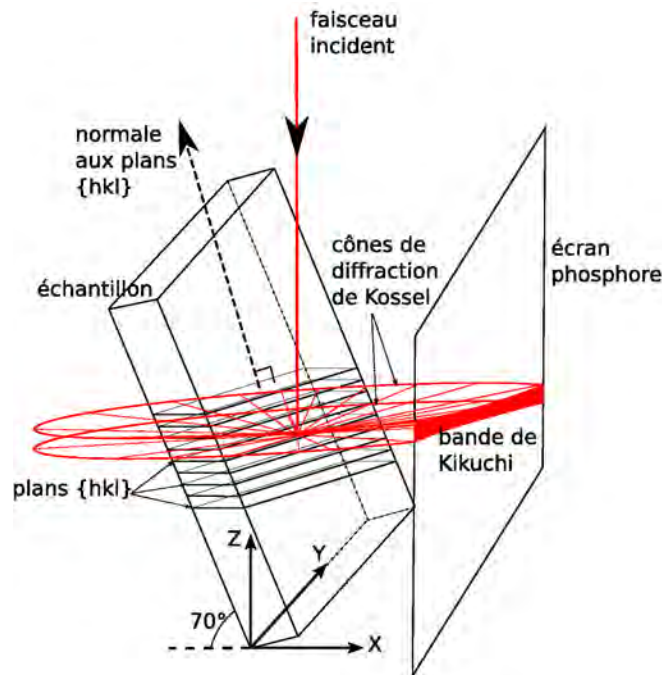


Figure B.2: Schéma de la diffraction des électrons retrodiffusés par un plan $\{hkl\}$ et de la formation d'une bande de Kikuchi lors d'une mesure par EBSD

existantes.

- Les *fonctions de distribution des orientations cristallines FDOC* (ou ODF en anglais) permettent de visualiser la distribution des orientations dans l'espace tridimensionnel des angles d'Euler ($0 \leq \varphi_1, \phi, \varphi_2 \leq 90^\circ$). La représentation graphique d'une FDOC sous forme d'une série de coupes, typiquement à φ_2 constant, est constituée de lignes d'iso-densités de présence des orientations d'un échantillon. Les valeurs numériques associées à ces lignes sont relatives avec les densités de présence rencontrées dans une texture aléatoire, donc dans un matériau non texturé. La figure B.3 indique les positions de quelques orientations idéales de l'aluminium dans une série de coupes de la FDOC.
- Les *figures de pôles* correspondent aux projections stéréographiques des directions normales aux plans cristallographiques du matériau sur un des plans macroscopiques du laminage, typiquement $\{111\}$ ou $\{100\}$.
- Les *cartes de textures* sont des représentations locales bidimensionnelles des orientations cristallographiques après acquisition par EBSD. Elles donnent accès à de

ANNEXE B. TEXTURES CRISTALLOGRAPHIQUES

nombreuses informations telles que la répartition de composantes de texture idéales, la forme et la taille des grains, ou encore le voisinage des grains tels que les désorientations ou les effets de clustering.

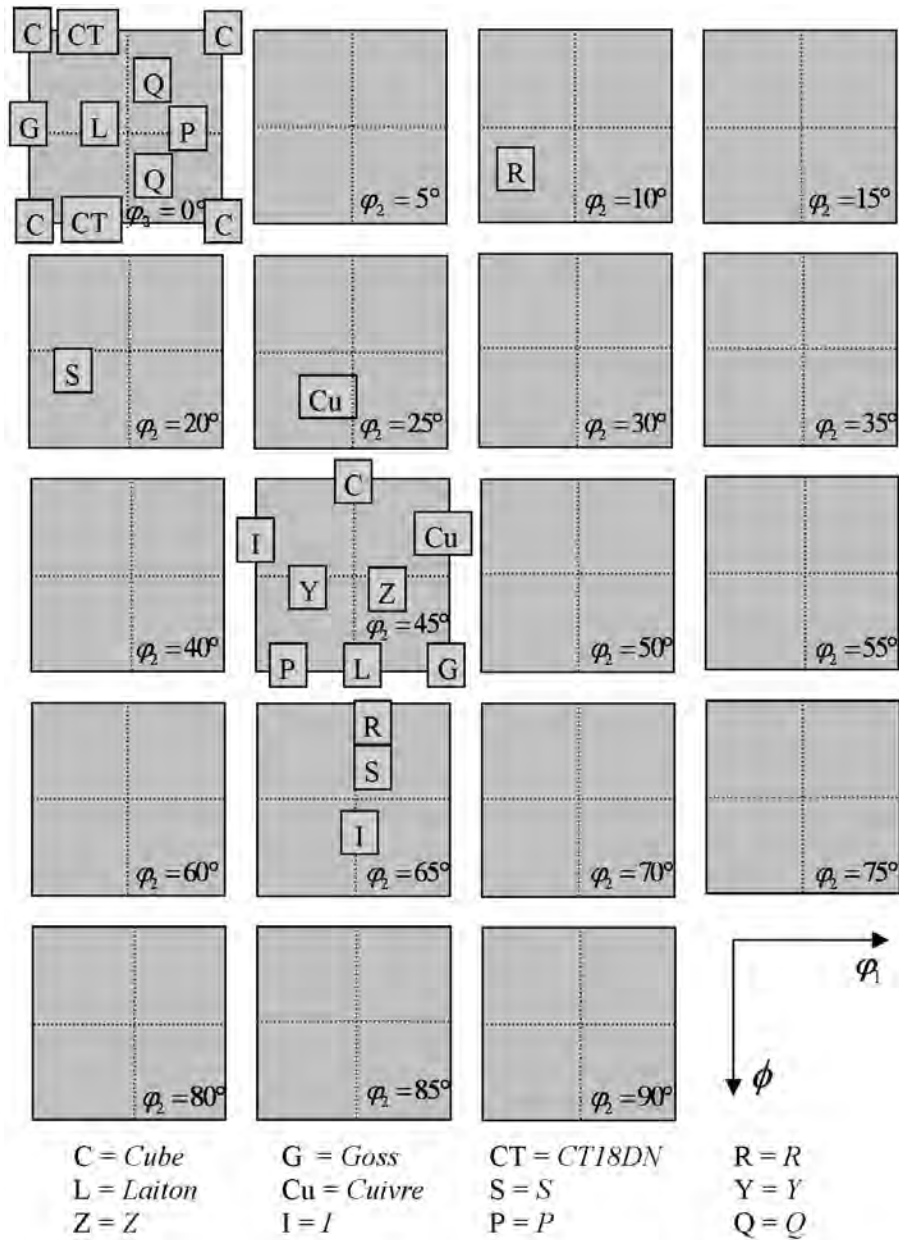


Figure B.3: Exemple de coupes de la FDOC dans lesquelles sont indiquées la localisation de quelques composantes de texture idéales

Annexe C

Relations entre orientations cristallographiques et laminage

C.1 Le laminage

Expérimentalement, le laminage de tôles d'aluminium favorise le développement d'orientations particulières classiquement appelées composantes de laminage. Lors du LaF, les textures *S* et *Cuivre* se développent ainsi que la composante *Laiton* mais dans une intensité plus faible. Le LaC quant à lui renforce la composante *Laiton* au détriment de l'orientation *Cuivre*. Maurice et Driver (1993) ont montré que l'orientation *Cube* était instable en laminage à froid mais plutôt stable à chaud (au-dessus de 430°C) à cause de l'activation par la température de plans de glissement supplémentaires aux 12 plans (111) : les plans non-octaédriques.

Au centre d'une tôle, le mode de déformation imposé aux grains est de type compression plane selon DL. Cependant, les symétries du procédé de laminage font que les conditions de déformation ne sont pas constantes dans l'épaisseur mais changent d'une couche à l'autre. Des composantes de texture de cisaillement telles que *Z*, *Y* ou *CT45DN* peuvent apparaître dans certaines couches de grains plus ou moins proches de la surface.

Ce phénomène a été observé expérimentalement et analysé par plusieurs auteurs (Truskowski *et al.*, 1980; Lee et Duggan, 1991; Engler *et al.*, 2000; Pérocheau et Driver, 2000). Ils mettent notamment en lumière l'hétérogénéité de pénétration du cisaillement à l'intérieur des tôles, ce qui se traduit par de forts gradients de texture dans l'épaisseur. La figure C.1 schématise une passe de laminage d'une demi-tôle et détaille les grandeurs importantes pour l'analyse mécanique du problème. Deux termes de cisaillement doivent être ajoutés au tenseur de déformation en compression plane : γ_g qui correspond aux cisaillements dus à la réduction géométrique d'épaisseur, et γ_f aux cisaillements créés par les frottements entre le rouleau de laminage et la surface de la tôle. Pour un volume

ANNEXE C. RELATIONS ENTRE ORIENTATIONS CRISTALLOGRAPHIQUES ET LAMINAGE

élémentaire de matière, ces deux termes de cisaillement atteignent une valeur maximale avant de passer par la valeur nulle pour enfin changer de signe au cours de la passe, c'est le passage du plan neutre. Les cisaillements avant puis après le plan neutre se compensent parce que la tôle ressort plane, mais leur cumul permet le développement de ces composantes de texture particulières.

Le critère L_c/h prend à la fois en compte la géométrie du laminoir et le taux de réduction appliqué ($h = (H_0 + H_f)/2$ et $L_c =$ longueur de l'arc de contact). Il permet de rendre compte de deux cas extrêmes rencontrés :

- Lorsque $L_c/h \geq 5$, c'est à dire une réduction importante par passe (plus de 40%), la couche de cisaillement est fine et localisée en surface ou en extrême surface.
- Lorsque $L_c/h < 0.5$, ce qui correspond à de plus petites prises de passe (environ 4%), la couche de cisaillement apparaît dans des couches plus profondes de la tôle.

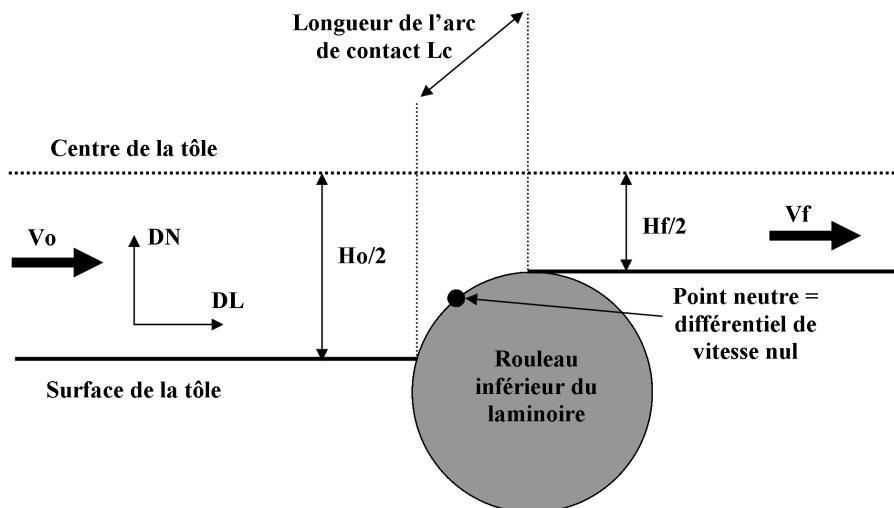


Figure C.1: Schématisation d'une passe de laminage sur une demi-tôle et illustration des paramètres dimensionnels importants

C.2 Textures de recristallisation

La recristallisation d'une tôle est un processus activé thermiquement qui modifie radicalement la microstructure du matériau. Elle correspond à la formation d'une nouvelle structure granulaire au dépend de la structure initialement déformée par germination et

croissance de grains. Ce phénomène très complexe est contrôlé par de nombreux paramètres tels que le taux de déformation, la température, la vitesse de montée en température ou encore la taille de grains initiale. La recristallisation entière ou non d'un matériau métallique entraîne une diminution de son énergie stockée ainsi qu'un changement de sa texture cristallographique.

Typiquement, il a souvent été constaté (Humphreys et Hatherly, 1995) lors de la recristallisation d'une tôle d'aluminium après LaF, une augmentation de la quantité des textures *Cube*, *Goss*, *P* et *Q*. Cependant, le développement quantitatif et spatial de ces composantes est dicté par les conditions thermo-mécaniques et l'ancienne microstructure, c'est à dire par la distribution spatiale initiale des textures, des particules de seconde phase et de la précipitation durcissante.

C.2.1 Recristallisation de la texture *Cube*

Dillamore et Katoh (1974) puis Basson et Driver (2000) ont analysé théoriquement la formation de bandes de transition provenant de la séparation de l'orientation *Cube* en deux sous-ensembles symétriques durant la déformation. Des observations expérimentales (Ridhaa et Hutchinson, 1982; Hutchinson, 1992; Vatne *et al.*, 1994) confirment que la texture *Cube* recristallise préférentiellement à l'interface de zones ayant une relation de désorientation de $25-40^\circ \langle 111 \rangle$. Ce type de joint de grains est typiquement créé par le côtoiement des composantes *Cube* et *S*. Ainsi, comme les grains *Cube* possèdent un avantage en ce qui concerne la taille de la sous-structure par rapport à *S*, ils ont le potentiel de croître dans les régions de texture *S* à partir des bandes de transition.

C.2.2 Recristallisation par Particle Stimulated Nucleation (PSN)

Humphreys (1977) a mené une étude sur la recristallisation autour des particules de seconde phase dans des alliages d'aluminium. Il a montré que ces particules peuvent servir de site de nucléation (Particle Stimulated Nucleation ou PSN) si leur taille est supérieure à une taille critique (approximativement $> 1\mu m$). Cela est expliqué par le fait que ces grosses particules jouent le rôle de concentrateur de contraintes et produisent à leur périphérie des zones de très forte déformation. Mais il faut aussi tenir compte des effets de ralentissement de la migration des joints de grains par les dispersoïdes (Zener Pinning) ou l'attraction des solutés (Solute Drag).

Dans les alliages AA6xxx, lorsque la PSN est le mécanisme de recristallisation majoritaire, la croissance des grains est plus rapide que celle dans le même matériau sans particules de seconde phase (Engler *et al.*, 1997). Dans ce cas, la texture globale de recristallisation est faible en terme d'intensité, mais caractérisée par la présence des composantes *P* et *CT18DN* (Engler, 1996; Vatne *et al.*, 1997).

C.2.3 Structure granulaire et précipitation à l'état T4

Lemaître (2004) a vérifié que les tôles AA6016 produite par ALCAN possédaient à l'état T4 une structure granulaire homogène équiaxe ou peu allongée (rapport de forme DL/DT maximal de 2/1) avec une taille de grains moyenne comprise entre 30 et 50 μm . Cependant, il a été observé l'existence de forts gradients de taille de grains travers l'épaisseur pour certaines gammes de fabrication.

A cause des éléments d'addition, plusieurs types de particules de seconde phase coexistent au sein des tôles. Durant la solidification, de grosses particules intermétalliques α ou β , de compositions respectives $Al_{12}(Fe, Mn)_3Si$ et Al_5FeSi , se développent sous forme d'aiguilles ou de crêpes (Minoda *et al.*, 2006; Lassance *et al.*, 2007). A cause de leur forte présence (typiquement 1%) et de leurs tailles (1 à 10 μm), elles sont très néfastes pour la formabilité du matériau car elles encouragent l'initiation de fissures par cavitation (décohésion avec la matrice).

Ces alliages contiennent aussi des éléments de transition secondaires en très faible quantité destinés à affiner le grain de coulée (Ti , Zr) ou à retarder la recristallisation lors du recuit de mise en solution (Mn , Cr , Zr). Comme ces atomes ont de très faibles solubilités et diffusivités, ils précipitent sous forme de très petites particules appelées dispersoïdes. Même si ces particules ne sont pas aussi efficaces que les précipités durcissant Mg_2Si , elles participent au blocage des dislocations et à la réduction de la mobilité des joints de grains.

C.3 Pistes d'amélioration de la qualité de surface

Les alignements de texture présents dans les matières lignées sont hérités du processus de laminage qui allonge les grains par aplatissage selon DN. Plusieurs solutions relatives au procédé de fabrication pour produire une microtexture plus homogène dans les tôles métalliques ont donc été envisagées (Engler et Hirsch, 2002; Chang *et al.*, 2005).

Ramage *et al.* (1998); Ikeda *et al.* (2007); Inagaki (2007) ont appréhendé expérimentalement l'effet de la température en sortie du LaC. Ils ont ainsi noté qu'une réduction de la température (inférieure à 300°C) lors du LaC bloquait la recristallisation et pouvait améliorer la susceptibilité au *lignage*.

Hamada *et al.* (2003) proposent comme solution un meilleur contrôle de la coulée des aciers inoxydables ferritiques afin d'augmenter la taille de la zone de grains équiaxes par rapport à la zone de gros grains colonnaires.

Les techniques de laminage asymétrique ou de laminage croisé sont potentiellement intéressantes. Même si ce ne sont pas encore des procédés utilisables à une échelle industrielle, ils ont pour conséquence d'introduire profondément dans les tôles des composantes

de cisaillement intenses. Lee (2004) montre que la modification de la microstructure et tout particulièrement la réduction de la taille de grains pouvait être suffisante pour casser l'alignement des textures et ainsi un niveau de *lignage* trop important.

Jin et Lloyd (2005) se sont intéressés à l'influence de la teneur en fer d'un alliage AA6111 sur les textures de recristallisation. Le nombre de grosses particules au fer augmente bien avec la teneur en fer, et la taille de grains est réduite. Par contre, les changements sur la microtexture, et en particulier la recristallisation par PSN, sont trop faibles pour modifier la susceptibilité au *lignage*.

Jin et Lloyd (2005) ont observé que la taille des bandes de texture à l'état T4 dépendait de la taille de grains initiale et du taux de LaF. Aussi, une des solutions la plus efficace et la plus couramment utilisée reste l'introduction d'un recuit de recristallisation au cours du LaF (Sheppard et Richards, 1986; Huh et Engler, 2001). Il permet une recristallisation de la microtexture qui se retrouve dans un état à peu près équiaxe avant les dernières passes de laminage. La morphologie et la balance des composantes de texture formées en sont grandement améliorées.

Annexe D

Quantification du *lignage*

D.1 Images de pierrage utilisées pour l'étude de la reproductibilité des notes

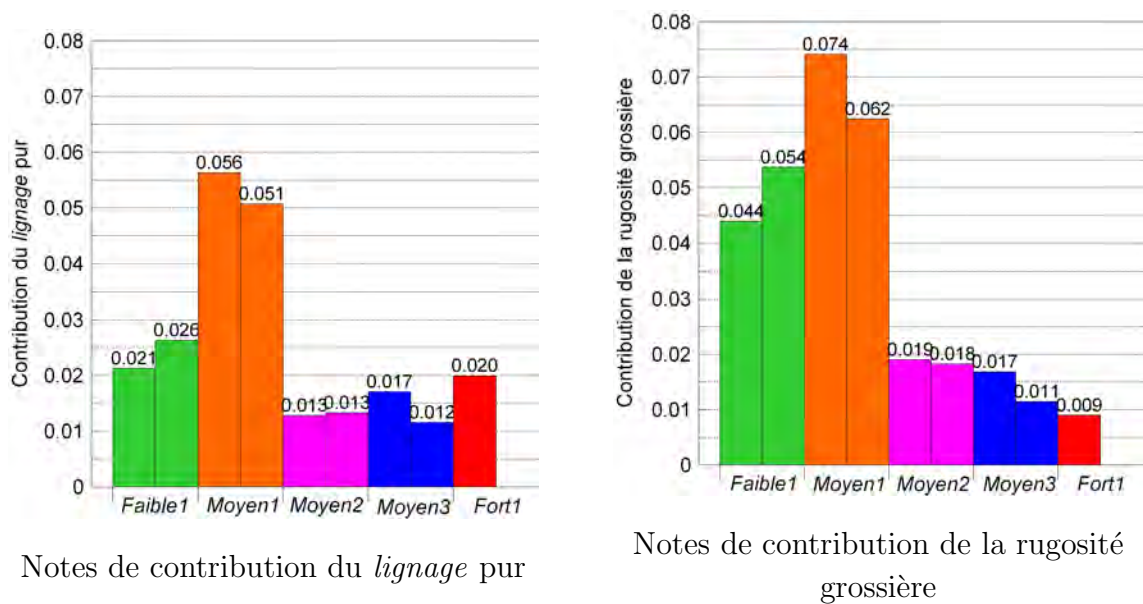
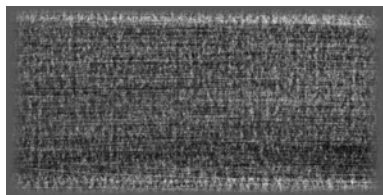
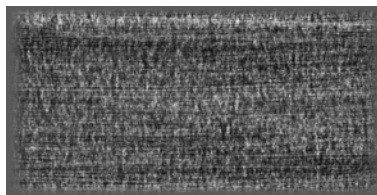


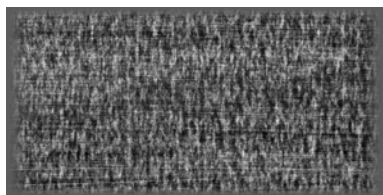
Figure D.1: Comparaison des contributions individuelles calculées à partir des images de pierrage présentées dans la figure D.2



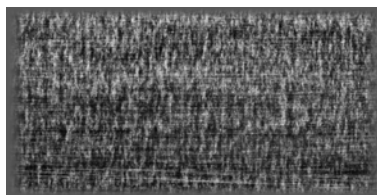
Échantillon n1 matière *Faible1*



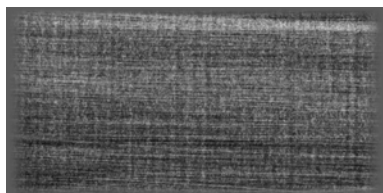
Échantillon n2 matière *Faible1*



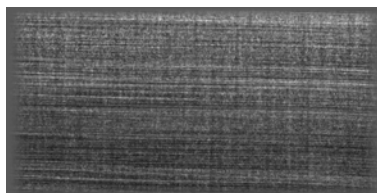
Échantillon n1 matière *Moyen1*



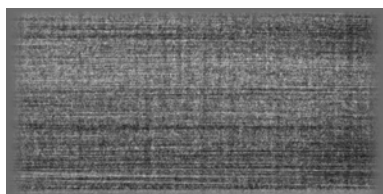
Échantillon n2 matière *Moyen1*



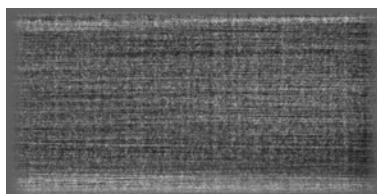
Échantillon n1 matière *Moyen2*



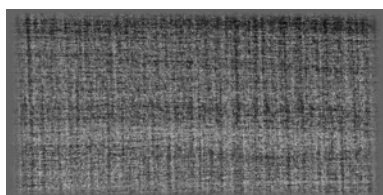
Échantillon n2 matière *Moyen2*



Échantillon n1 matière *Moyen3*



Échantillon n2 matière *Moyen3*



Échantillon n1 matière *Fort1*

20mm



Figure D.2: Images de pierrage utilisées pour l'évaluation de la reproductibilité des notes produites par le code de quantification du *lignage*

D.2 Images de pierrage utilisées pour l'étude de l'effet de leur résolution

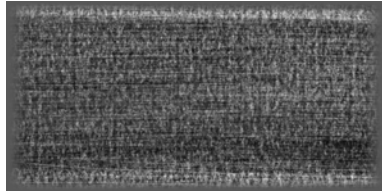


Image initiale *Faible1*
Résolution $106\mu m/pixel$

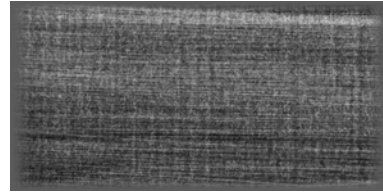


Image initiale *Moyen2*
Résolution $106\mu m/pixel$

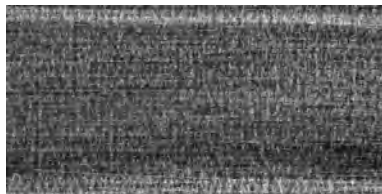


Image *Faible1* $172\mu m/pixel$

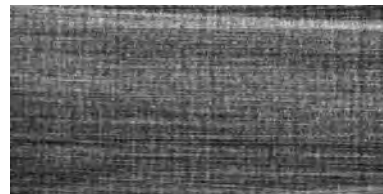


Image *Moyen2* $172\mu m/pixel$



Image *Faible1* $278\mu m/pixel$



Image *Moyen2* $278\mu m/pixel$



Image *Faible1* $406\mu m/pixel$



Image *Moyen2* $406\mu m/pixel$



Image *Faible1* $540\mu m/pixel$



Image *Moyen2* $540\mu m/pixel$

Figure D.3: Quelques images de pierrage utilisées pour l'étude de l'effet de la résolution des données d'entrée sur la quantification du *lignage*

D.3 Images de pierrage utilisées pour l'étude de l'effet de leur taille

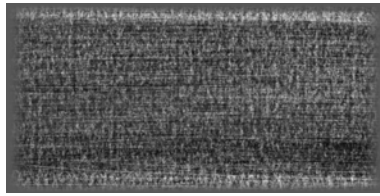


Image initiale *Faible1*
Taille de 42.4x84.8mm²

20mm

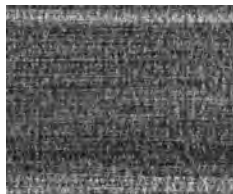


Image *Faible1* 42.4x51.4mm²



Image *Faible1* 22.6x84.8mm²



Image *Faible1* 42.4x31.1mm²



Image *Faible1* 11.9x84.8mm²



Image *Faible1* 42.4x18.8mm²



Image *Faible1* 6.4x84.8mm²



Image *Faible1* 42.4x11.5mm²



Image *Faible1* 3.4x84.8mm²

Figure D.4: Quelques images de pierrage de la matière *Faible1* utilisées pour l'étude de l'effet de la taille des données d'entrée sur la quantification du *lignage*

D.3. IMAGES DE PIERRAGE UTILISÉES POUR L'ÉTUDE DE L'EFFET DE LEUR TAILLE

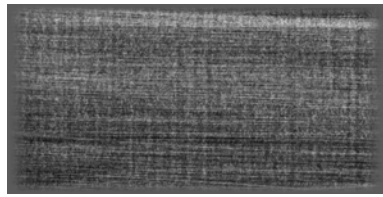


Image initiale *Moyen2*
Taille de $42.4 \times 84.8 \text{mm}^2$

20mm

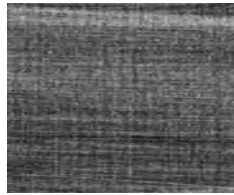


Image *Moyen2* $42.4 \times 51.4 \text{mm}^2$

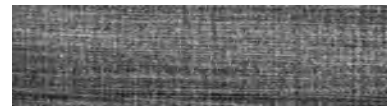


Image *Moyen2* $22.6 \times 84.8 \text{mm}^2$

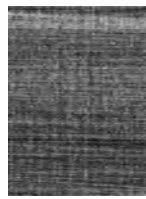


Image *Moyen2* $42.4 \times 31.1 \text{mm}^2$



Image *Moyen2* $11.9 \times 84.8 \text{mm}^2$

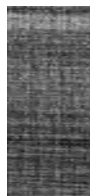


Image *Moyen2* $42.4 \times 18.8 \text{mm}^2$



Image *Moyen2* $6.4 \times 84.8 \text{mm}^2$



Image *Moyen2* $42.4 \times 11.5 \text{mm}^2$



Image *Moyen2* $3.4 \times 84.8 \text{mm}^2$

Figure D.5: Quelques images de pierrage de la matière *Moyen2* utilisées pour l'étude de l'effet de la taille des données d'entrée sur la quantification du *lignage*

D.4 Images de pierrage utilisées pour la quantification du *lignage*

Les figures ci-dessous présentent les images de pierrage obtenues à partir de 16 matières différentes après traction uniaxiale selon DT et préparées selon le protocole décrit dans le manuscrit. Elles ont été classées dans trois catégories par estimation visuelle du niveau de *lignage* à leur surface : *Faible*, *Moyen* et *Fort*.

Les échantillons qui ont un niveau de *lignage Faible* (figure D.6) présentent tous une rugosité de surface macroscopique de morphologie isotrope, appelée rugosité grossière ou globulaire.

Les surfaces des matières à *Fort* susceptible au *lignage* de la figure D.8 sont dominées par des bandes parallèles à DL, dont la densité et la largeur varient. Ces bandes traversent les images de part en part car leurs tailles excèdent 50mm. La morphologie de surface est sans ambiguïté très directionnelle et les ondulations sont marquées et périodiques.

La catégorie des matières à niveau de *lignage Moyen* (figure D.7) regroupe par contre deux morphologies de rugosité de surface distinctes. Il y a d'un côté les matières ayant quelques bandes faiblement marquées et espacées (*Moyen2*, *Moyen3*, *Moyen5* et *Moyen6*), et de l'autre côté des matières à surface mixte constituées d'un mélange de bandes et de motifs de rugosité grossière (*Moyen1* et *Moyen4*).

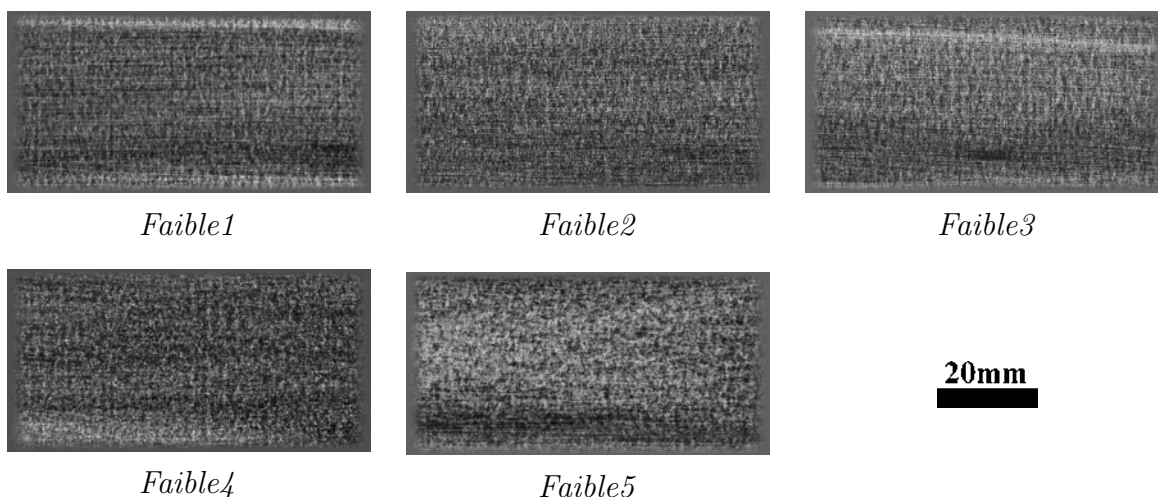


Figure D.6: Images de pierrage des échantillons dont la surface présente un niveau de *lignage* estimé visuellement comme *Faible*

D.4. IMAGES DE PIERRAGE UTILISÉES POUR LA QUANTIFICATION DU
LIGNAGE

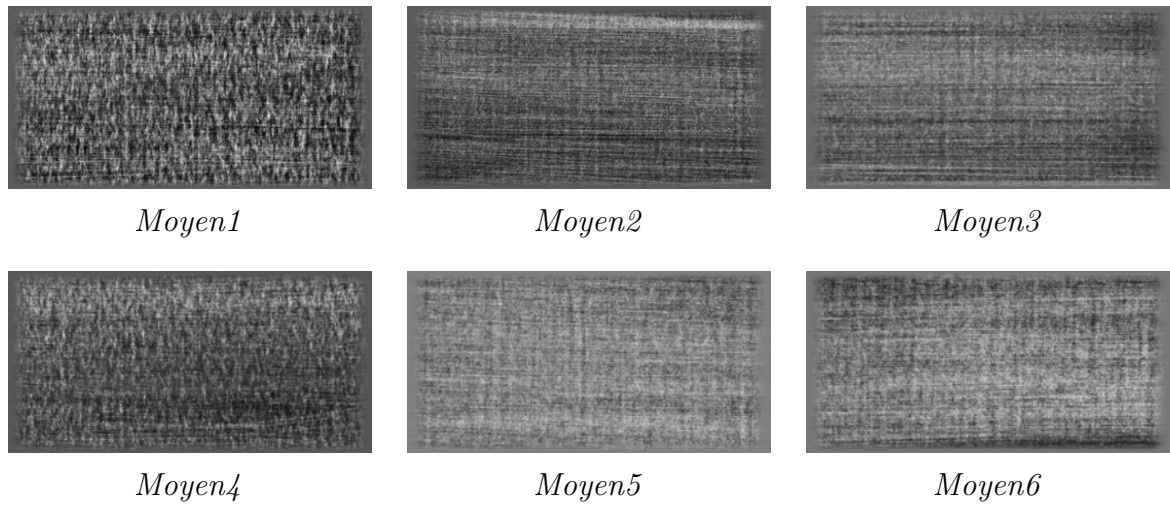


Figure D.7: Images de pierrage des échantillons dont la surface présente un niveau de *lignage* estimé visuellement comme *Moyen*

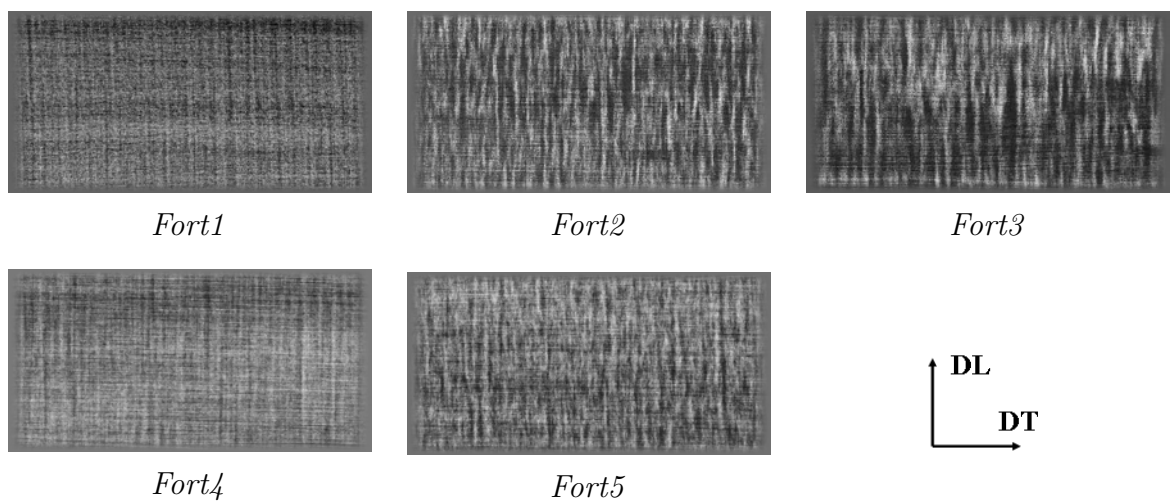


Figure D.8: Images de pierrage des échantillons dont la surface présente un niveau de *lignage* estimé visuellement comme *Fort*

Annexe E

Outils de manipulation et d'analyse des orientations

La présentation des outils d'analyse et de manipulation des orientations décrite ci-dessous s'appuie en partie sur le code *orilib* écrit en langage C (Quey, 2008). Nous ne pouvons qu'inviter le lecteur à se reporter au chapitre III du manuscrit de thèse de Quey (2009) pour connaître le détail des méthodes et des équations utilisées.

E.1 Rappels théoriques sur les quaternions

Comme nous l'avons vu dans l'annexe B, il existe de nombreux descripteurs d'orientations cristallographiques qui sont équivalents entre eux, bien que les angles d'Euler soient couramment employés. Cependant, les quaternions sont des objets mathématiques qui se révèlent beaucoup plus pratiques lorsqu'il est nécessaire de manipuler et de transformer des orientations. Ils ont été abondamment utilisés dans les programmes que nous avons développés, c'est pourquoi un rappel théorique est formulé ci-dessous.

Par définition, un quaternion q est un quadruplet $(\rho, \lambda, \mu, \nu)$ de nombres réels. Il est composé d'une partie réelle (le scalaire ρ) et d'une partie purement imaginaire $\lambda i + \mu j + \nu k$ qui respecte la règle suivante $i^2 = j^2 = k^2 = ijk = -1$. Ainsi, il peut être écrit comme une combinaison linéaire de ses éléments de base (équation E.1).

$$q = \rho + \lambda i + \mu j + \nu k \tag{E.1}$$

Donnons tout de suite les formules E.2 et E.3 qui permettent respectivement de passer d'une écriture en angles d'Euler $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ à une écriture en quaternions $(\rho, \lambda, \mu, \nu)$, et

ANNEXE E. OUTILS DE MANIPULATION ET D'ANALYSE DES ORIENTATIONS

inversement.

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

$$\begin{cases} \varphi_1 = \arctan \frac{\nu}{\rho} - \arctan \frac{-\mu}{\lambda} \\ \phi = 2 \arctan \sqrt{\frac{\lambda^2 + \mu^2}{\rho^2 + \nu^2}} \\ \varphi_2 = \arctan \frac{\nu}{\rho} + \arctan \frac{-\mu}{\lambda} \end{cases} \quad (\text{E.3})$$

L'algèbre des quaternions possède des propriétés particulières. Ainsi, la somme de deux quaternions q_1 et q_2 (équation E.4), et la multiplication d'un quaternion q par un nombre réel a (équation E.5) se réalisent comme suit :

$$q_1 + q_2 = (\rho_1 + \rho_2) + (\lambda_1 + \lambda_2)i + (\mu_1 + \mu_2)j + (\nu_1 + \nu_2)k \quad (\text{E.4})$$

$$\forall a \in \mathbb{R}, \quad aq = (a\rho) + (a\lambda)i + (a\mu)j + (a\nu)k \quad (\text{E.5})$$

Le produit entre deux quaternions q_1 et q_2 s'obtient par la relation E.6. Comme formulé dans l'équation E.7, le produit de quaternion est associatif et distributif, mais pas commutatif.

$$q_3 = q_1 q_2 = \begin{cases} \rho_3 = \rho_1 \rho_2 - \lambda_1 \lambda_2 - \mu_1 \mu_2 - \nu_1 \nu_2 \\ \lambda_3 = \rho_1 \lambda_2 + \lambda_1 \rho_2 + \mu_1 \nu_2 - \nu_1 \mu_2 \\ \mu_3 = \rho_1 \mu_2 - \lambda_1 \nu_2 + \mu_1 \rho_2 + \nu_1 \lambda_2 \\ \nu_3 = \rho_1 \nu_2 + \lambda_1 \mu_2 - \mu_1 \lambda_2 + \nu_1 \rho_2 \end{cases} \quad (\text{E.6})$$

$$\begin{cases} (q_1 q_2) q_3 = q_1 (q_2 q_3) \\ q_3 (q_1 + q_2) = q_3 q_1 + q_3 q_2 \text{ et } (q_1 + q_2) q_3 = q_1 q_3 + q_2 q_3 \\ q_1 q_2 \neq q_2 q_1 \end{cases} \quad (\text{E.7})$$

E.2. MANIPULATIONS D'ORIENTATIONS À L'AIDE DES QUATERNIONS

Le conjugué d'un quaternion, noté q^* , s'obtient comme pour un nombre complexe (équation E.8) :

$$q^* = \rho - \lambda i - \mu j - \nu k \quad (\text{E.8})$$

La norme d'un quaternion $\|q\|$ se calcule par l'équation E.9, et l'inverse d'un quaternion q^{-1} par l'expression E.10.

$$\|q\| = \sqrt{qq^*} = \sqrt{\rho^2 + \lambda^2 + \mu^2 + \nu^2} \quad (\text{E.9})$$

$$q^{-1} = \frac{q^*}{\|q\|^2} \quad (\text{E.10})$$

Il est cependant important de noter que les quaternions qui ont été employés en tant que descripteurs se doivent de toujours être unitaires et positifs, c'est à dire $\|q\| = 1$ et $\rho \geq 0$. C'est pourquoi, à la suite de toute modification, les quaternions ont été normalisés (équation E.11).

$$q_{norm} = \frac{q}{\|q\|} \quad (\text{E.11})$$

E.2 Manipulations d'orientations à l'aide des quaternions

Les manipulations d'orientations qui nous intéressent se résument à des calculs de rotations inverses et à des compositions de rotations. Ainsi, une rotation inverse q_{inv} est directement obtenue par l'expression $q_{inv} = q^{-1} = q^*$.

Lorsqu'il est nécessaire d'exprimer une orientation dans un système de coordonnées (SdC) différent, il faut réaliser un changement de SdC (figure E.1). Soit C_s le repère de l'ancien SdC, C'_s le repère du nouveau SdC et q_s l'orientation du nouveau SdC exprimé dans l'ancien SdC (repère C_s). Si q est l'orientation du cristal dans l'ancien SdC, son expression dans le nouveau SdC C'_s est donnée par la relation E.12.

$$q' = q_s^{-1}q \quad (\text{E.12})$$

En pratique, nous nous sommes servi de cette relation pour changer le SdC dans lequel les mesures d'orientation par EBSD ont été réalisées. En effet, pour des raisons expérimentales lors des acquisitions, le repère de l'échantillon C'_s ne coïncidait pas avec le repère de travail C_s du MEB-FEG. C'est pourquoi chaque orientation cristallographique q a été transformée à l'aide de l'équation E.12 et du quaternion $q_s = (0.707, 0.0, 0.0, 0.707)$ décrivant la rotation entre les deux SdC C_s et C'_s .

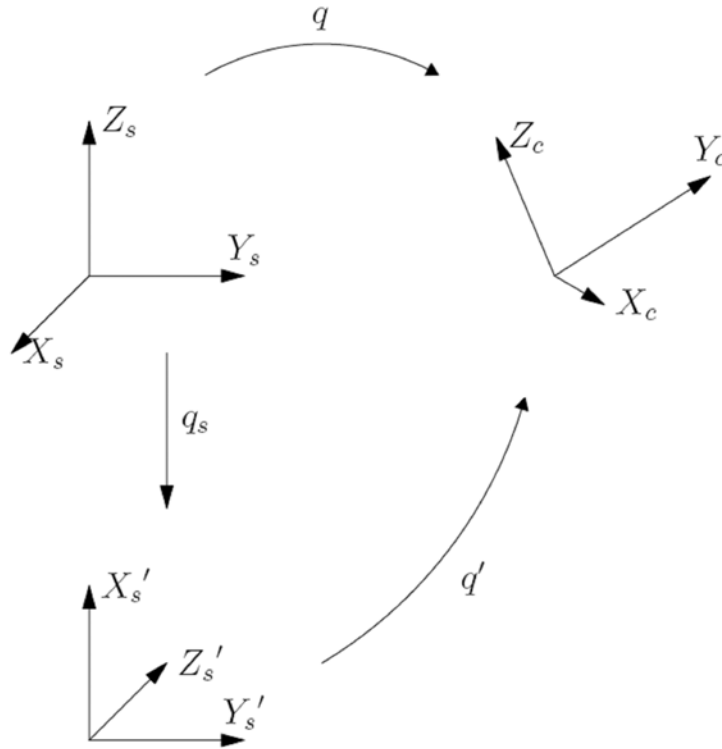


Figure E.1: Illustration du changement de SdC (Quey, 2009). C_c est le SdC lié au cristal. C_s et C'_s sont l'ancien et le nouveau SdC dans lesquels l'orientation du cristal est exprimée. q_s est l'orientation du nouveau SdC C'_s exprimée dans l'ancien SdC C_s

La composition de deux rotations successives q_1 puis q_2 en une seule rotation q , comme schématisée par la figure E.2, est exprimée dans le SdC de référence C_0 . Cependant, la rotation q_2 peut être exprimée soit dans le SdC résultant de la rotation q_1 , noté C_1 , soit dans C_0 et sera notée q_2^{ref} . La rotation q est alors obtenue par la relation E.13.

$$q = q_1 q_2 = q_2^{ref} q_1 \quad (\text{E.13})$$

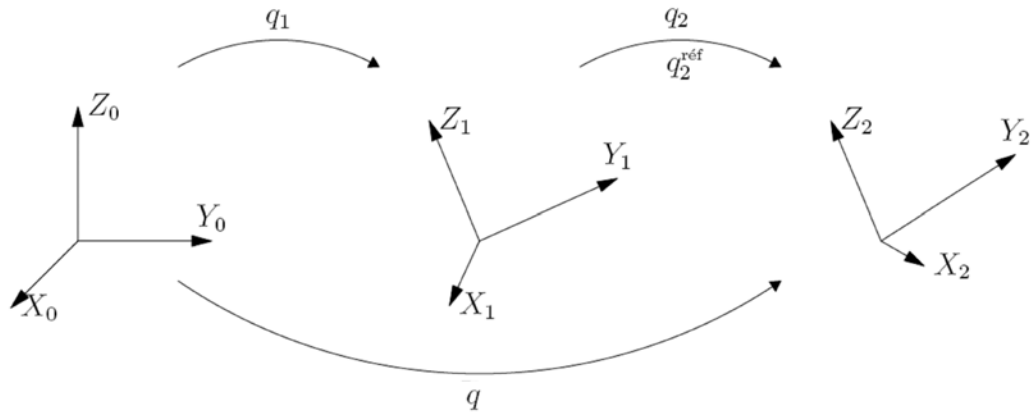


Figure E.2: Illustration de la composition de deux rotations q_1 puis q_2 en une seule rotation q (Quey, 2009)

E.2.1 Symétries cubiques

La symétrie cubique du cristal fait qu'il existe 24 manières différentes d'exprimer une même orientation physique q . Ces 24 orientations q_i ($i \in \llbracket 1, 24 \rrbracket$) sont cristallographiquement équivalentes car elles ne dépendent que du choix du système de coordonnées SdC de référence, et sont reliées entre elles par des opérateurs de symétrie U_i à travers l'expression E.14.

$$q_i = qU_i \tag{E.14}$$

- L'identité :

$$U_1 = (1; 0; 0; 0)$$

- Les trois rotations de 90° autour de chacun des trois axes $\langle 100 \rangle$:

$$\begin{aligned} U_2 &= (1/\sqrt{2}; 1/\sqrt{2}; 0; 0) \\ U_3 &= (0; 1; 0; 0) \\ U_4 &= (-1/\sqrt{2}; 1/\sqrt{2}; 0; 0) \\ U_5 &= (1/\sqrt{2}; 0; 1/\sqrt{2}; 0) \\ U_6 &= (0; 0; 1; 0) \\ U_7 &= (-1/\sqrt{2}; 0; 1/\sqrt{2}; 0) \\ U_8 &= (1/\sqrt{2}; 0; 0; 1/\sqrt{2}) \\ U_9 &= (0; 0; 0; 1) \\ U_{10} &= (-1/\sqrt{2}; 0; 0; 1/\sqrt{2}) \end{aligned}$$

- Les rotations de 180° autour de chacun des six axes $\langle 110 \rangle$:

$$\begin{aligned} U_{11} &= (0; 1/\sqrt{2}; 1/\sqrt{2}; 0) \\ U_{12} &= (0; 0; 1/\sqrt{2}; 1/\sqrt{2}) \\ U_{13} &= (0; 1/\sqrt{2}; 0; 1/\sqrt{2}) \\ U_{14} &= (0; -1/\sqrt{2}; 1/\sqrt{2}; 0) \\ U_{15} &= (0; 0; -1/\sqrt{2}; 1/\sqrt{2}) \\ U_{16} &= (0; 1/\sqrt{2}; 0; -1/\sqrt{2}) \end{aligned}$$

- Les deux rotations de 120° autour de chacun des quatre axes $\langle 111 \rangle$:

$$\begin{aligned} U_{17} &= (1/2; 1/2; 1/2; 1/2) \\ U_{18} &= (-1/2; 1/2; 1/2; 1/2) \\ U_{19} &= (1/2; -1/2; 1/2; 1/2) \\ U_{20} &= (-1/2; -1/2; 1/2; 1/2) \\ U_{21} &= (1/2; 1/2; -1/2; 1/2) \\ U_{22} &= (-1/2; 1/2; -1/2; 1/2) \\ U_{23} &= (1/2; 1/2; 1/2; -1/2) \\ U_{24} &= (-1/2; 1/2; 1/2; -1/2) \end{aligned}$$

E.2.2 Fractions volumiques

Le calcul des fractions volumiques des composantes de texture fait appel à la notions d'angle de désorientation Θ entre deux orientations q_1 et q_2 . La désorientation est définie comme la rotation q_d qui permet de faire passer l'orientation q_1 à l'orientation q_2 . Lorsque ces deux orientations sont exprimées dans le même SdC, $q_d = q_1^{-1}q_2$ et alors $\Theta = 2 \arccos(2\rho_d^2 - 1)$.

Dans cette étude, une orientation cristallographique appartient à une composante de texture idéale si leur désorientation est inférieure ou égale à 15° . Avec cette convention, il est possible qu'il existe un recouvrement entre deux composantes idéales. Si une orientation se trouve dans cette zone, elle sera affectée à la composante idéale avec qui elle possède la plus petite désorientation.

Pour analyser les fractions volumiques de texture d'un matériau, il est possible de les comparer avec celles d'un matériau artificiellement isotrope, c'est à dire sans composante de texture dominante. Pour cela, nous avons généré une texture isotrope par une série d'orientations discrètes qui respectent l'équation théorique E.15, et dont les fractions volumiques sont présentées dans le tableau E.1.

$$\begin{cases} \varphi_1 = 360r_1 \\ \phi = (180/\pi) \arccos(1 - 2r_2) \\ \varphi_2 = 360r_3 \end{cases} \quad \text{avec } (r_1, r_2, r_3) \in [0, 1[\quad (\text{E.15})$$

<i>Cube</i>	<i>CT18DN</i>	<i>Goss</i>	<i>P</i>	<i>Q</i>	<i>Laiton</i>	<i>Cuivre</i>	<i>S</i>	<i>R</i>	<i>I</i>
1.79	3.83	1.83	3.51	7.53	3.39	3.26	4.78	6.15	3.52

Tableau E.1: Fraction volumique (en %) de quelques composantes idéales présentes dans une texture théoriquement isotrope (équation E.15)

E.2.3 Calcul d'une moyenne d'orientations

Glez et Driver (2001) ont détaillé la méthodologie du calcul d'une moyenne d'orientations. Les orientations à moyenner doivent être exprimées par les quaternions qui possèdent l'écriture minimisant les désorientations entre eux. Cela consiste en pratique à prendre une orientation de référence, à transformer chacune des autres orientations à l'aide de l'équation E.14 et à calculer à chaque fois la désorientation entre l'orientation de référence et l'orientation alors transformée. L'expression qui minimise la désorientation doit être conservée pour la suite de la procédure. Finalement, l'orientation moyenne q_{moy} du jeu d'orientations q_i où $i \in \llbracket 1, n \rrbracket$ est obtenue par l'équation E.16 qui peut être illustrée dans le cas 2D par la figure E.3.

$$q_{moy} = \frac{\sum_{i=1}^n q_i}{\left\| \sum_{i=1}^n q_i \right\|} \quad (\text{E.16})$$

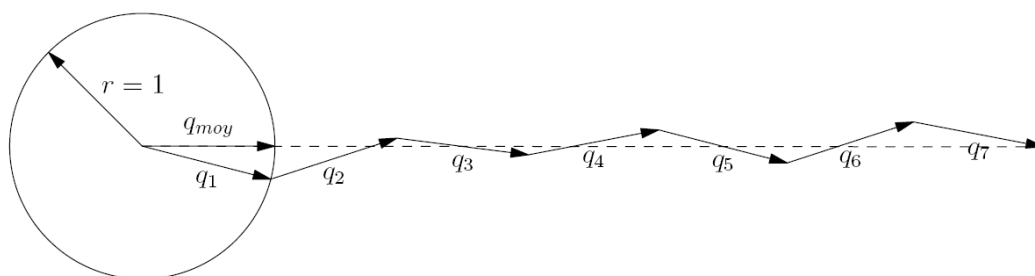


Figure E.3: Illustration 2D du calcul d'une orientation moyenne effectuée par sommation des vecteurs unitaires puis normalisation. q_1, \dots, q_7 sont les orientations à moyenner, et q_{moy} est l'orientation moyenne (Humphreys *et al.*, 2001)

Annexe F

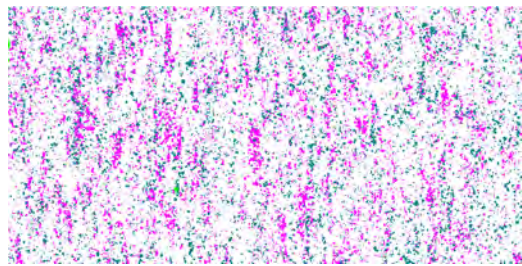
Effet de la déformation sur l'évolution individuelle des composantes de texture

Les cartes de la figure F.1 permettent de se rendre compte de l'évolution de la distribution spatiale des composantes de texture *Cube*, *CT18DN*, *Laiton* et *I* avec la déformation dans les deux matières *Faible1* et *Moyen2*. La microstructure était initialement dans un état T4 (cartes C1), et la déformation a été réalisée par traction uniaxiale sens DT de 15% (cartes C2).

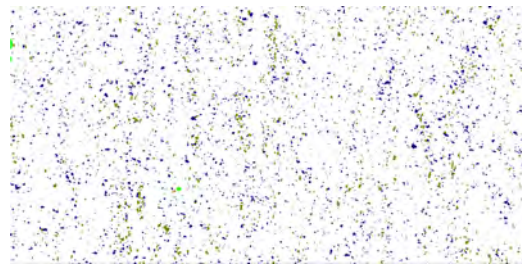
Les cartes C1 et C2 représentent exactement la même zone qui a été préalablement repérée par des marques d'indentation. Il faut noter que les cartes C2 après déformation ont été redimensionnées pour faciliter les comparaisons. L'abréviation PNI se réfère aux points non indexés présents dans les mesures de microtexture, et il est possible de se rendre compte que les fractions volumiques de PNI sont inférieures à 4% et leurs répartitions spatiales plutôt aléatoires.

Les composantes *Cube* et *CT18DN* ont légèrement diminué alors que les composantes *Laiton* et *I* se sont intensifiées. Les distributions ont ainsi évolué mais de manière concertée et progressive, ce qui est tout à fait cohérent avec les travaux expérimentaux de Bennett *et al.* (2009).

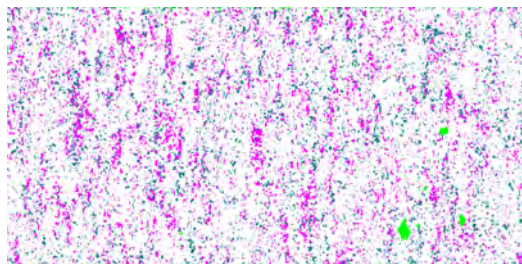
ANNEXE F. EFFET DE LA DÉFORMATION SUR L'ÉVOLUTION INDIVIDUELLE DES COMPOSANTES DE TEXTURE



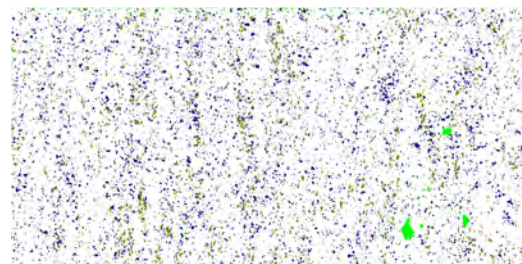
(a) Matière *Faible1* état T4 (carte C1)



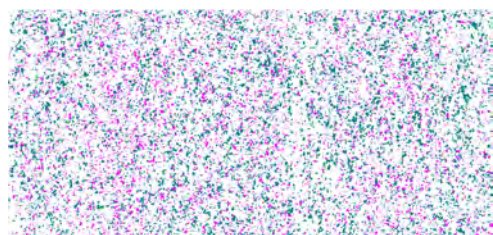
(b) Matière *Faible1* état T4 (carte C1)



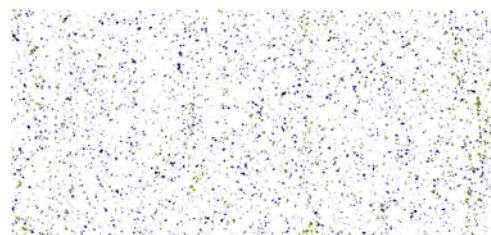
(c) Matière *Faible1* après traction
(carte C2 redimensionnée)



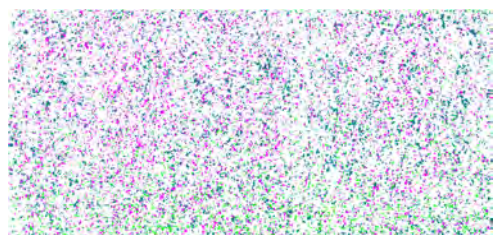
(d) Matière *Faible1* après traction
(carte C2 redimensionnée)



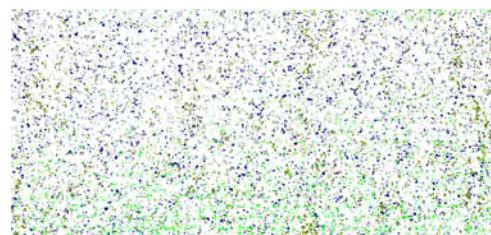
(e) Matière *Moyen2* état T4 (carte C1)



(f) Matière *Moyen2* état T4 (carte C1)



(g) Matière *Moyen2* après traction
(carte C2 redimensionnée)



(h) Matière *Moyen2* après traction
(carte C2 redimensionnée)

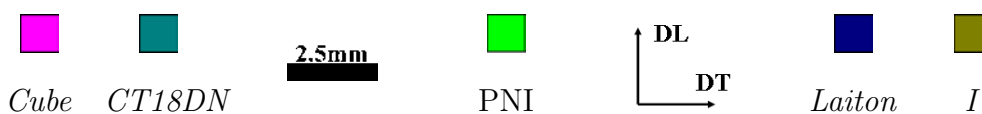


Figure F.1: Cartes en composantes de texture de la même zone, avant et après 15% de déformation. Nota : l'abréviation PNI réfère aux points non indexés.

(a-d) = Couche de la matière *Faible1* située à $30\mu m$ sous la surface ($p = 0.94$)

(e-h) = Couche de la matière *Moyen2* située à $100\mu m$ sous la surface ($p = 0.8$)

Annexe G

Évolution de la distribution en taille de grains avec la profondeur

Les figures G.1, G.2 et G.3 présentent les cartes de distribution en taille de grains des matières *Faible1*, *Moyen2* et *Fort1*. Elles ont été obtenues par le code de reconstruction de la structure granulaire (désorientation critique fixée à 15°) à partir des acquisitions de microtexture par la technique de *serial sectioning*.

Les matières *Faible1* et *Fort1* présentent des distributions en taille de grains plus hétérogènes que dans la matière *Moyen2*. Ces deux matières contiennent ainsi quelques très gros grains alors que ceux de la matière *Moyen2* ont une très faible dispersion de taille.

La distribution hétérogène en taille de grains influence très probablement les déformations locales des couches de grains. Mais nous n'avons pas été en mesure de quantifier son effet car il aurait été nécessaire de décorréler les contributions de la géométrie des grains de celles des orientations cristallographiques. Or le caractère tridimensionnel des phénomènes physiques rend la résolution du problème extrêmement délicate. Nous avons alors négligé le facteur géométrique dans la suite de l'étude.

ANNEXE G. ÉVOLUTION DE LA DISTRIBUTION EN TAILLE DE GRAINS AVEC LA PROFONDEUR

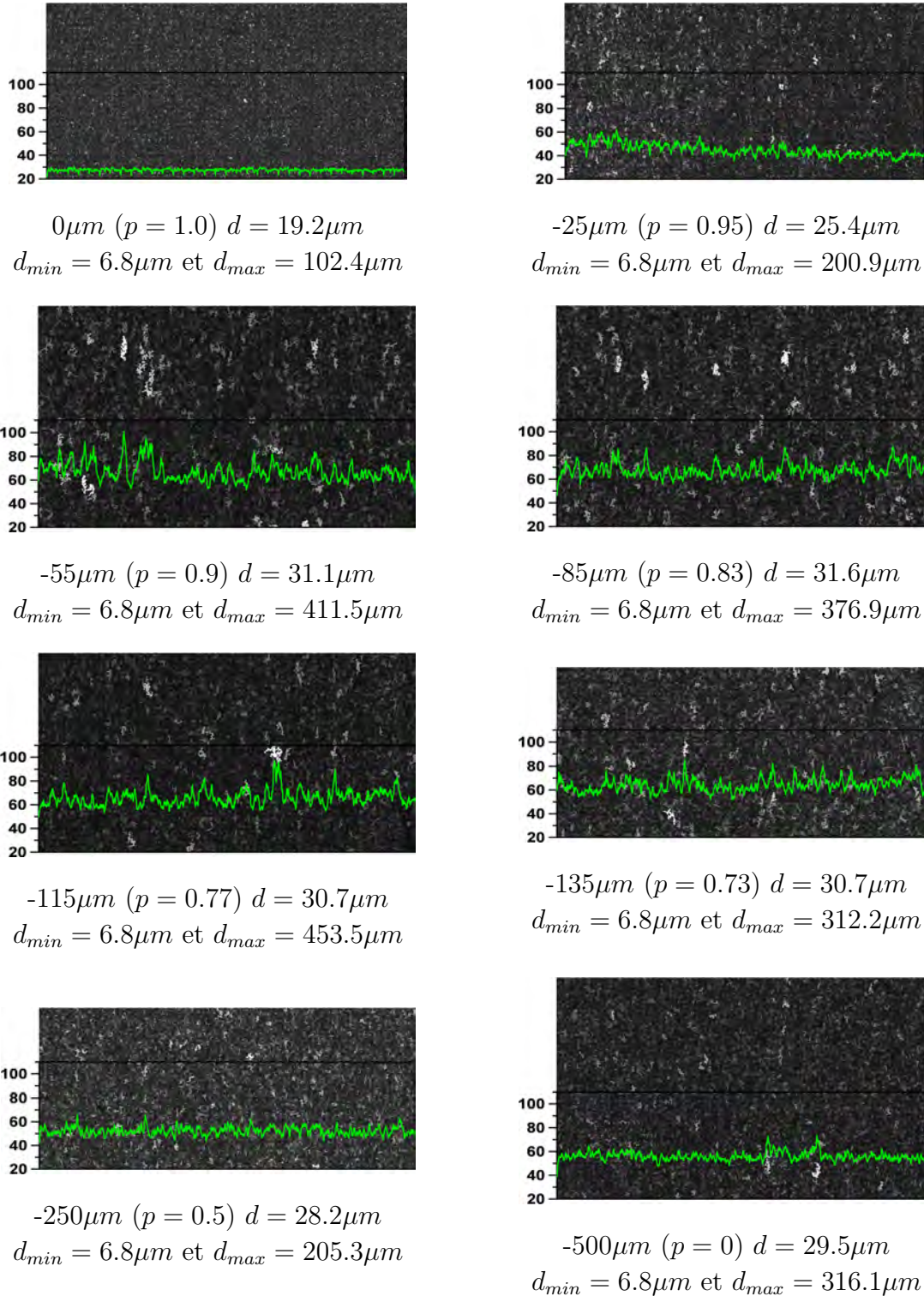
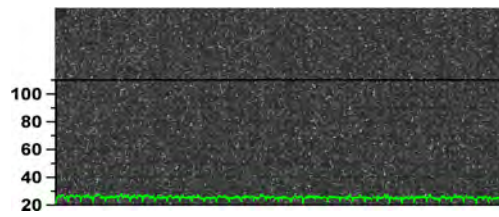
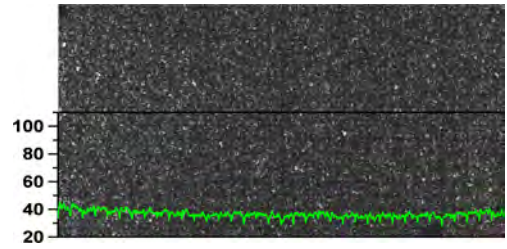


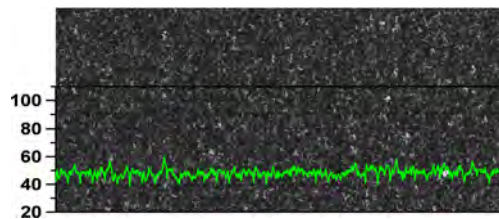
Figure G.1: Matière *Faible1*. Cartes de distributions en taille de grains calculées à partir des acquisitions EBSD par le code de reconstruction de la microstructure. En vert est indiqué le profil de variations selon DT



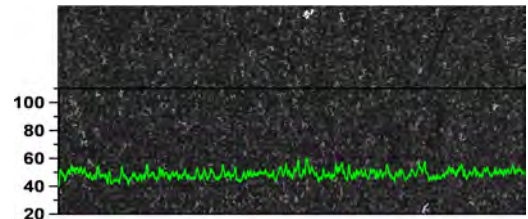
$0\mu m$ ($p = 1.0$) $d = 18.4\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 79.5\mu m$



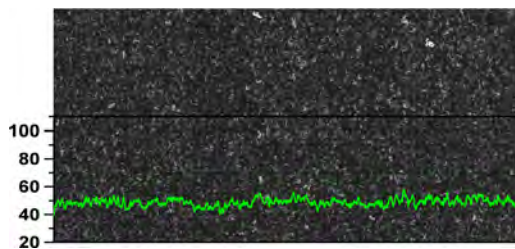
$-25\mu m$ ($p = 0.95$) $d = 23.3\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 122.8\mu m$



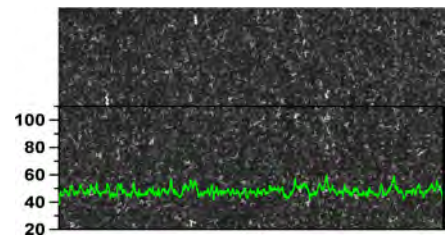
$-55\mu m$ ($p = 0.89$) $d = 27.3\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 199.5\mu m$



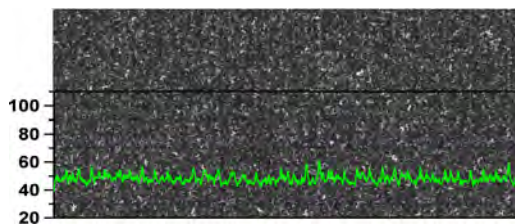
$-85\mu m$ ($p = 0.83$) $d = 27.7\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 241\mu m$



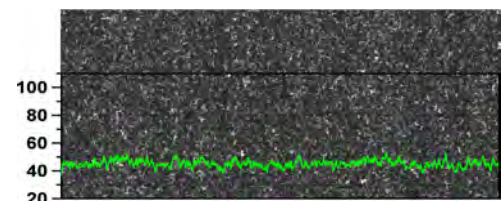
$-115\mu m$ ($p = 0.77$) $d = 28.5\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 214.3\mu m$



$-135\mu m$ ($p = 0.73$) $d = 27.4\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 191.8\mu m$



$-250\mu m$ ($p = 0.5$) $d = 28.4\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 155.1\mu m$



$-500\mu m$ ($p = 0.0$) $d = 26.9\mu m$
 $d_{min} = 6.8\mu m$ et $d_{max} = 144.1\mu m$

Figure G.2: Matière *Moyen2*. Cartes de distributions en taille de grains calculées à partir des acquisitions EBSD par le code de reconstruction de la microstructure. En vert est indiqué le profil de variations selon DT

ANNEXE G. ÉVOLUTION DE LA DISTRIBUTION EN TAILLE DE GRAINS AVEC LA PROFONDEUR

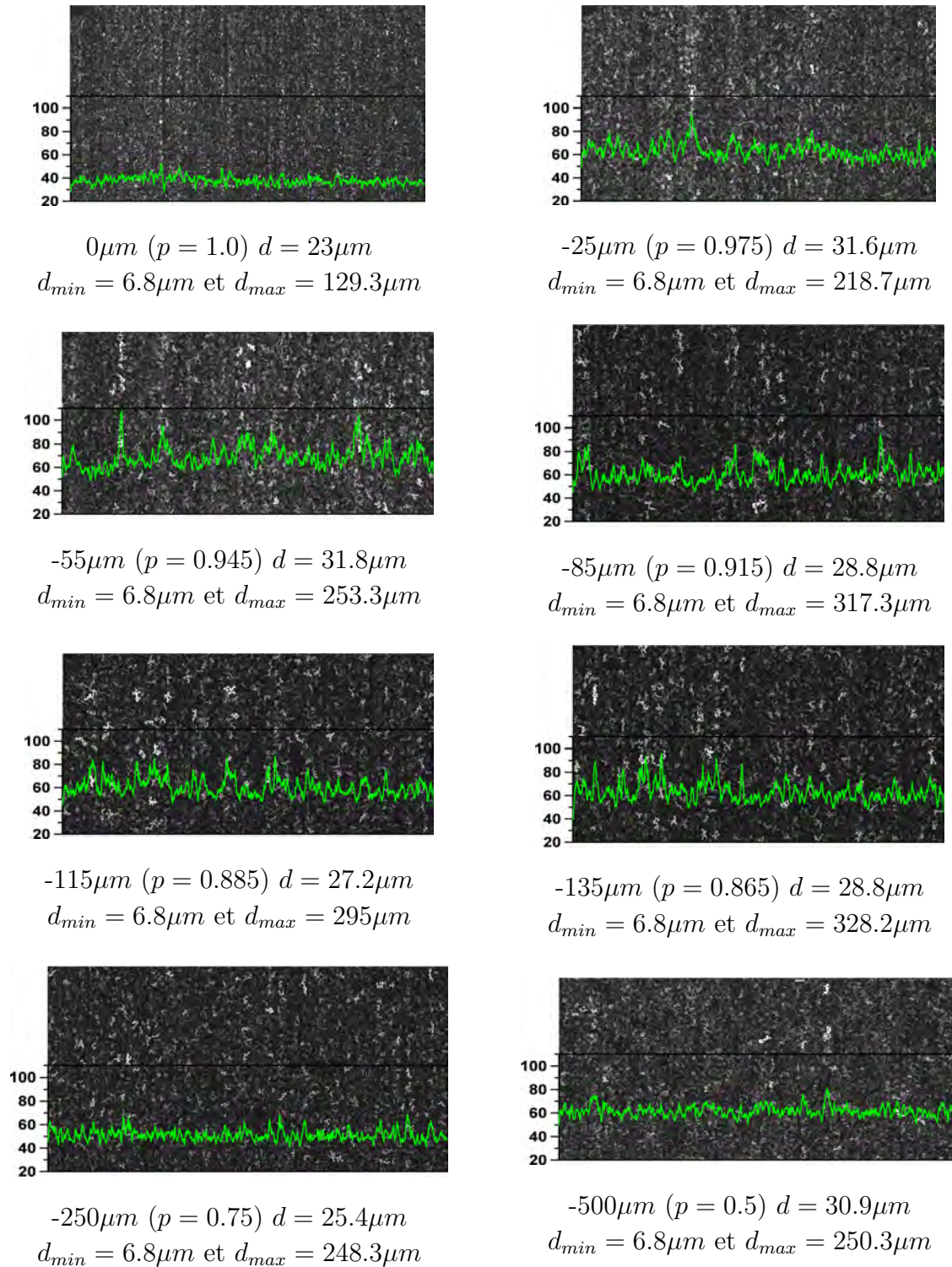


Figure G.3: Matière Fort1. Cartes de distributions en taille de grains calculées à partir des acquisitions EBSD par le code de reconstruction de la microstructure. En vert est indiqué le profil de variations selon DT

Annexe H

Loi d'écrouissage isotrope du modèle par Éléments Finis

H.1 Paramètres de la loi d'écrouissage

Les paramètres de la loi d'écrouissage (équation 5.19) ont été déterminés en les fittant sur le comportement macroscopique d'un échantillon mesuré expérimentalement. Un essai de compression plane bi-encastée à température ambiante sur un échantillon sandwich AA6016 (images H.1(a) et H.1(b)) a été mené par Mattei (2009) à l'aide d'un dispositif de Channel Die. La figure H.2(a) présente la courbe contrainte-déformation $\bar{\Sigma} \Leftrightarrow \bar{E}$ réalisée en deux passes successives entre lesquelles une couche mince de téflon a été renouvelée afin de minimiser les effets du frottement.

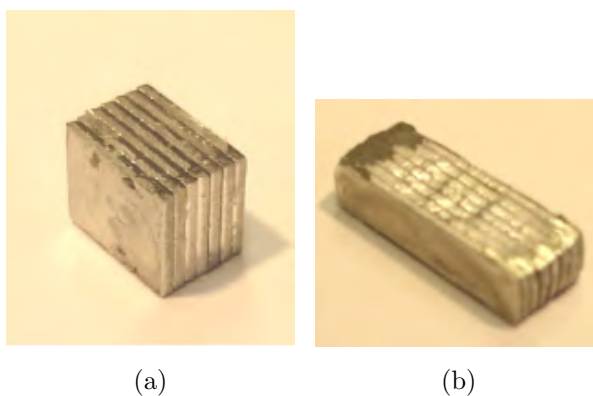


Figure H.1: Essai de compression plane réalisé à température ambiante sur des tôles AA6016 (Mattei, 2009) (a) = Échantillon sandwich initial (b) = Échantillon sandwich après une déformation logarithmique $\bar{E} = 0.9$

ANNEXE H. LOI D'ÉCROUISSAGE ISOTROPE DU MODÈLE PAR ÉLÉMENTS FINIS

La méthodologie pour fitter la loi d'écroissage sur les données expérimentales a consisté à transformer la courbe macroscopique $\bar{\Sigma} \Leftrightarrow \bar{E}$ en courbe équivalente microscopique $\tau \Leftrightarrow \gamma$ par l'intermédiaire du facteur de Taylor T moyen de l'échantillon ($T = \bar{\Sigma}/\tau = \sum |\dot{\gamma}|/\bar{E}$). La dérivée $\Theta = \partial\bar{\Sigma}/\partial\bar{E}$ a été calculée puis tracée en fonction de τ .

Avec un facteur de Taylor moyen évalué à 2.95 à partir des données de texture RX, les paramètres Θ_{IV} , Θ_0 , τ_s et α ont été ajustés comme le montre le graphique H.2(b). Les valeurs de ces paramètres qui ont été utilisées dans les simulations sont présentées dans le tableau H.1.

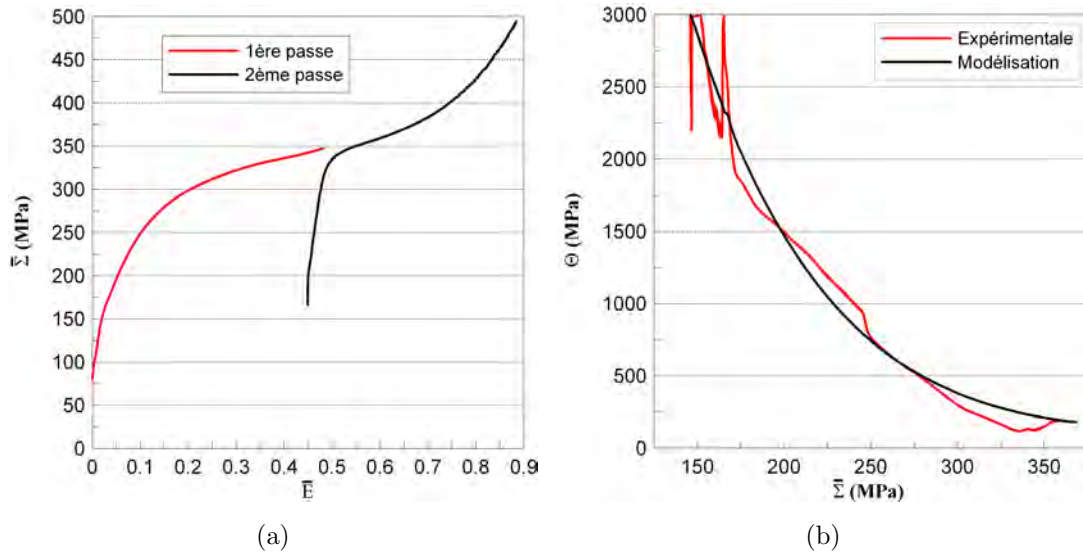


Figure H.2: (a) = Courbe expérimentale contrainte-déformation $\bar{\Sigma} \Leftrightarrow \bar{E}$ formée de deux passes successives (b) = Courbes $\Theta \Leftrightarrow \bar{\Sigma}$ expérimentales et fittées par la loi de type Voce modifiée

Paramètres	Θ_{IV}	Θ_0	α	τ_s
Valeurs fittées	11MPa	1900MPa	9	273MPa

Tableau H.1: Paramètres de la loi d'écroissage fittés sur les données expérimentales de compression

H.2 Sensibilité du modèle avec les paramètres de la loi d'écroissage

A travers cette analyse de sensibilité, nous avons cherché à déterminer l'effet de l'écroissage sur le développement de la rugosité de surface lors des simulations. Ainsi, pour un maillage et une sollicitation mécanique donnés, nous avons fait varier la loi d'écroissage implémentée dans le modèle par Éléments Finis, et observé les changements des altitudes hors-plan après simulation.

Le tableau H.2 montre qu'une variation relative de 50% d'un des paramètres de la loi d'écroissage (Θ_0 , α ou τ_s) ne modifie les altitudes des éléments que de 0.5% maximum. Cette très faible évolution traduit le fait que l'écroissage isotrope du matériau n'est pas un paramètre mécanique contrôlant la formation du *lignage* comme l'ont précédemment montré Wu et Lloyd (2004).

Variation relative (en %)			
Θ_0	α	τ_s	Altitudes des éléments
0	0	-15	0.08
0	0	15	0.07
0	0	-50	0.34
0	0	50	0.21
0	-15	0	0.06
0	15	0	0.05
0	-50	0	0.28
0	50	0	0.17
-15	0	0	0.13
15	0	0	0.13
-50	0	0	0.13
50	0	0	0.36

Tableau H.2: Etude des variations relatives de la rugosité de surface simulée (altitudes hors-plan) avec les variations des paramètres de la loi d'écroissage du modèle par Éléments Finis

Bibliographie

- G.J. BACZYNSKI, R. GUZZO, M.D. BALL et D.J. LLOYD : Development of roping in an aluminum automotive alloy aa6111. *Acta Materialia*, 48:3361–3376, 2000.
- F. BASSON et J.H. DRIVER : Deformation banding mechanisms during plane strain compression of cube-oriented fcc crystals. *Acta Materialia*, 48:2101–2115, 2000.
- P. S. BATE et J. Quinta da FONSECA : Texture development in the cold rolling of if steel. *Materials Science and Engineering A*, 380(1-2):365–377, 2004.
- P.S. BATE : Texture inhomogeneity and limit strains in aluminium sheet. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 27:515–520, 1992.
- P.S. BATE : Modelling deformation microstructure with the crystal plasticity finite-element method. *Philosophical Transactions - Royal Society - Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 357 no. 1756:1589–1601, 1999.
- P.S. BATE, M. MOORE et S.A. COURT : Texture segregation and texture change in the biaxial stretching of aa6016. *Dans ICOTOM14, Textures of Materials, Levain, Belgique, pp585–590*, 2005.
- A. BEAUDOIN, J. BRYANT et D. KORZEKWA : Analysis of ridging in aluminum auto body sheet metal. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29:2323–2332, 1998.
- R. BECKER : Effects of strain localization on surface roughening during sheet forming. *Acta Materialia*, 46:1385–1401, 1998.
- T.A. BENNETT, R.H. PETROV et L.A.I. KESTENS : Texture induced surface roping in an automotive aluminium sheet. *Scripta Materialia*, 61:733–736, 2009.
- T.A. BENNETT, L.-Z. ZHUANG, P. RATCHEV, R.H. PETROV et L.A.I. KESTENS : Characterizing the microstructure in aa6016 exhibiting roping. *Dans ICAA11, Aachen, Germany*, 2008.
- J. BISHOP et R. HILL : A theoretical derivation of the plastic properties of a polycrystalline face-centered metal. *Philosophical Magazine*, 42:414–427, 1951.

BIBLIOGRAPHIE

- H. BUNGE : *Texture Analysis in Material Science*. Butterworth, London, 1982.
- G.B. BURGER, A.K. GUPTA, P.W. JEFFREY et D.J. LLOYD : Microstructural control of aluminum sheet used in automotive applications. *Materials Characterization*, 35:23–39, 1995.
- C.S.T. CHANG, A.S.C. YEUNG et B.J. DUGGAN : Producing a random recrystallization texture in 6111 aluminium alloy. *Materials Science Forum*, 495–497:591–596, 2005.
- H.C. CHAO : The mechanism of ridging in ferritic stainless steels. *Trans. ASM*, 60:37–50, 1967.
- Y.S. CHOI : *Surface Roughening of 6022-T4 Aluminium Sheets Deformed in Plane Strain Tension*. Thèse de doctorat, Carnegie Mellon University, 2001.
- Y.S. CHOI, H.R. PIEHLER et A.D. ROLLETT : Formation of mesoscale roughening in 6022-t4 aluminium sheets deformed in plane-strain tension. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35:513–524, 2004.
- Y.S. CHOI, H.R. PIEHLER et A.D. ROLLETT : Introduction and application of modified surface roughness parameters based on the topographical distributions of peaks and valleys. *Materials Characterization*, 58:901–908, 2007.
- Y.S. CHOI, A.D. ROLLETT et H.R. PIEHLER : Application of two-point orientation autocorrelation function. *Materials Transactions*, 47:1313–1316, 2006.
- J.W. COOLEY et J.W. TUKEY : An algorithm for the machine calculation of complex fourier series. *Mathematics of Computation*, 19:297–301, 1965.
- Y.Z. DAI et F.P. CHIANG : On the mechanism of plastic deformation induced surface roughness. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 114:432–438, 1992.
- I.L. DILLAMORE et H. KATOH : The mechanisms of recrystallization in cubic metals with particular reference to their orientation dependence. *Metal Science*, 8:73–83, 1974.
- J.H. DRIVER : Lectures at the 3rd international summer school on aluminium alloy technology, norway. 1995.
- O. ENGLER : Nucleation and growth during recrystallisation of aluminium alloys investigated by local texture analysis. *Materials Science and Technology*, 12:859–872, 1996.
- O. ENGLER et E. BRÜNGER : On the correlation of texture and ridging in aa6016 automotive alloys. *Materials Science Forum*, 396–402:345–350, 2002.

- O. ENGLER et J. HIRSCH : Texture control by thermomechanical processing of Al-Mg-Si sheet alloys for automotive applications—a review. *Materials Science and Engineering A*, 336:249–262, 2002.
- O. ENGLER, M.Y. HUH et C. TOMÉ : Crystal-plasticity analysis of ridging in ferritic stainless steel sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36:3127–3139, 2005.
- O. ENGLER, X.W. KONG et P. YANG : Influence of particle stimulated nucleation on the recrystallization textures in cold deformed aluminium alloys part I experimental observations. *Scripta Materialia*, 37:1665–1674, 1997.
- O. ENGLER, C. TOMÉ et M. HUH : A study of through-thickness texture gradients in rolled sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31:2299–2315, 2000.
- M. FRACZKIEWICZ : Le lignage dans les tôles de carrosserie automobile série 6016. Mémoire de D.E.A., Centre de Recherche de Voreppe d’Alcan, École des Mines de Saint Étienne, 2006.
- J.C. GLEZ et J.H. DRIVER : Orientation distribution analysis in deformed grains. *Journal of Applied Crystallography*, 34:280–288, 2001.
- C. GUANGNAN et S. HUAN : Roughening of the free surfaces of metallic sheets during stretch forming. *Materials Science and Engineering A*, 128:33–38, 1990.
- J.-I. HAMADA, Y. MATSUMOTO, F. FUDANOKI et S. MAEDA : Effect of initial solidified structure on ridging phenomenon and texture in type 430 ferritic stainless steel sheets. *ISIJ*, 43, no 12:1989–1998, 2003.
- W.F. HOSFORD : *The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals*. 1993.
- M.Y. HUH et O. ENGLER : Effect of intermediate annealing on texture, formability and ridging of 17. *Materials Science and Engineering A*, 308:74–87, 2001.
- F.J. HUMPHREYS : The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium. *Acta Metallurgica*, 25:1323–1344, 1977.
- F.J. HUMPHREYS, P.S. BATE et P.J. HURLEY : Orientation averaging of electron backscattered diffraction data. *Journal of Microscopy*, 201, no 1:50–58, 2001.
- F.J. HUMPHREYS et I. BROUGH : High resolution electron backscatter diffraction with a field emission gun scanning electron microscope. *Journal of Microscopy*, 195:6–9, 1999.
- F.J. HUMPHREYS et M. HATHERLY : *Recrystallisation and Related Annealing Phenomena*. Pergamon, Oxford, 1995.

BIBLIOGRAPHIE

- J.W. HUTCHINSON : Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials. *Proceedings of the Royal Society, A* 348:101–127, 1976.
- W.B. HUTCHINSON : Nucleation of recrystallization. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 27, no 11:1471–1475, 1992.
- K.I. IKEDA, T. YOSHIHARA, N. TAKATA et H. NAKASHIMA : Relation between ridging and texture components in al-mg-si alloy. *Proceedings of the Third International Conference on Recrystallization and Grain Growth, Korea*, 1:71–76, 2007.
- H. INAGAKI : Texture development in 6000 series al-mg-si alloys for car body panels. *Materials Science Forum*, 558–559:77–84, 2007.
- H. JIN et D.J. LLOYD : Roping in 6111 aluminum alloys with various iron contents. *Materials Science and Engineering A*, 403:112–119, 2005.
- H. JIN et D.J. LLOYD : Evolution of texture in aa6111 aluminum alloy after asymmetric rolling with various velocity ratios between top and bottom rolls. *Materials Science and Engineering A*, 465:267–273, 2007.
- H. JIN, P.D. WU, M.D. BALL et D.J. LLOYD : Three-dimensional texture determination of 6111 aluminium alloy sheet by precise serial sectioning and ebsd measurement. *Materials Science and Technology*, 21, no4:419–428, 2005.
- N. KAWAI et T. NAKAMURA : Surface roughening of polycrystalline metal sheet during plastic deformation. *Trans. JSME*, 250:1337–1343, 1986.
- H.M. KIM et J.A. SZPUNAR : Ridging phenomena in textured ferritic stainless steel sheets. *Materials Science Forum*, 157–162:753–760, 1994.
- R.D. KNUTSEN : Correlating microstructural features and surface roughening in ferritic stainless steel. *Materials Science Forum*, 550:65–74, 2007.
- S. KUSTERS, M. SEEFELDT et P. VAN HOUTTE : On the correlation of surface texture and strain induced surface roughness in aa6xxx aluminum sheet. *Dans ICOTOM15, Materials Processing and Texture, Pittsburg, USA*, p731–742, 2008.
- D. LASSANCE, D. FABRÈGUE, F. DELANNAY et T. PARDOEN : Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx al alloy. *Progress in Materials Science*, 52:62–129, 2007.
- C.S. LEE et B.J. DUGGAN : A simple theory for the development of inhomogeneous rolling textures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 22:2637–2643, 1991.

- D.N. LEE : Asymmetric rolling as means of texture and ridging control and grain refinement of aluminum alloy and steel sheets. *Materials Science Forum*, 449–452:1–6, 2004.
- P.S. LEE, G. JARVIS, A.D. ROLLETT, H.R. PIEHLER et B.L. ADAMS : Observation of through-thickness deformation bands in an aluminium 6111 alloy deformed in plane strain tension. *The Mineral, Metals & Materials Society*, p. 161–169, 2000.
- P.S. LEE, H.R. PIEHLER, B.L. ADAMS, G. JARVIS, H. HAMPEL et A.D. ROLLETT : Influence of surface texture on orange peel in aluminum. *Journal of Materials Processing Technology*, 80-81:315–319, 1998.
- P.S. LEE, A.D. ROLLETT et B.L. ADAMS : Development and application of a disorientation correlation function. *Dans ICOTOM 12, Montréal, pp 21–28*, 1999.
- C. LEMAÎTRE : Le lignage des tôles automobile en aluminium. Mémoire de D.E.A., Centre de Recherche de Voreppe d’Alcan, École des Mines de Saint Étienne, 2004.
- P. LEQUEU, P. GILORMINI, F. MONTHEILLET, B. BACROIX et J.J. JONAS : Yield surfaces for textured polycrystals, crystallographic approach. *Acta Metallurgica*, 35:439–451, 1987.
- L. MATTEI : Sertissabilité de tôles en alliages d’aluminium pour la carrosserie automobile. *Dans 19ème Congrès Français de Mécanique, Marseille, 2009*.
- C. MAURICE et J. H. DRIVER : High temperature plane strain compression of cube oriented aluminium crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41:1653–1664, 1993.
- T. MINODA, M. ASANO et H. YOSHIDA : Influence of iron content on the mechanical properties of aa6016 alloy sheet. *Materials Science Forum*, 519–521:859–864, 2006.
- A. MORITA : Aluminium alloys for automobile applications. *Dans Proc. of ICAA-6, Toyohashi, Japan, 1998*.
- B. NOWICKI : Multiparameter representation of surface roughness. *Wear*, 102:161–176, 1985.
- K. OSAKADA et M. OYANE : On the roughening of free surface in deformation process. *Bulletin of JSME*, 14:171–177, 1971.
- Y. OZEKI, T. MINODA, H. TANAKA et H. YOSHIDA : Influence of texture on roping development in al-mg-si alloy sheet. *Dans ICAA11, Aachen, Germany, 2008*.

BIBLIOGRAPHIE

- S.H. PARK, D.N. KIM, K.Y. Lee et C.G. PARK : Evolution of microstructure and texture associated with ridging in ferritic stainless steels. *ISIJ International*, 42, no 1:100–105, 2002.
- F. PÉROCHEAU et J.H. DRIVER : Texture gradient simulations for extrusion and reversible rolling of fcc metals. *International Journal of Plasticity*, 16:73–89, 2000.
- H.R. PIEHLER et G.W. JARVIS : Distributed lineal localizations in mechanically textured aluminum alloy sheets subjected to biaxial straining. *Dans Proceedings of PLASTICITY'99, Ed. by Khan, A.S., Cancun, Mexico, p827–830*, 1999.
- R. QUEY : *Orilib, a collection of routines for orientation manipulation*, 2.0 édition, 2008. <http://sourceforge.net/projects/orilib>.
- R. QUEY : *Suivi de microtextures dans l'aluminium en grande déformation à chaud*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, 2009.
- J. Quinta da FONSECA, E.C. OLIVER, P.S. BATE et P.J. WITHERS : Evolution of intergranular stresses during in situ straining of if steel with different grain sizes. *Materials Science and Engineering A*, 437(1):26–32, 2006. Neutron Diffraction Characterization of Mechanical Behavior.
- D. RAABE, M. SACHTLEBER, H. WEILAND, G. SCHEELE et Z. ZHAO : Grain-scale micromechanics of polycrystal surfaces during plastic straining. *Acta Materialia*, 51:1539–1560, 2003.
- R.M. RAMAGE, J.D. BRYANT et A.J. BEAUDOIN : Textural evolution and spatial distribution in aa6111-t4 automotive body sheet. *Automotive Alloys II, TMS*, p. 19–26, 1998.
- V. RANDLE et O. ENGLER : *Introduction to Texture Analysis : Macrotexture, Microtexture and Orientation Mapping*. Gordon and Breach Science Publishers, 2000.
- M. RENOARD et M. WINTERBERGER : *Détermination de l'amplitude des glissement dans la déformation plastique homogène d'un monocristal sous l'effet de contraintes et de déplacements imposés*. 1981.
- A.A. RIDHAA et W.B. HUTCHINSON : Recrystallisation mechanisms and the origin of cube texture in copper. *Acta Metallurgica*, 30, no 10:1929–1939, 1982.
- P.M.B. RODRIGUES et R. AKERET : Surface roughening and strain inhomogenities in aluminum sheet forming. *Dans Proceedings of the 12th Biennial Congress of the International Deep Drawing Research Group (IDDRG), Santa Margherita, Italy, p.73–84*, 1982.

- E. SCHMID et W. BOAS : *Plasticity of Crystals*. 1968.
- T. SHEPPARD et P. RICHARDS : Roping phenomena in ferritic stainless steels. *Materials Science and Technology*, 2:693–699, 1986.
- H.-J. SHIN, J.-K. AN, S.H. PARK et D.N. LEE : The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel. *Acta Materialia*, 51:4693–4706, 2003.
- H.-J. SHIN, S.H. HONG et D.N. LEE : Analysis of ridging in ferritic stainless steel and aluminum alloy. *Key Engineering Materials*, 274–276:11–18, 2004.
- C.W. SINCLAIR : Embedded grain rotation and roping of stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38:2435–2441, 2007.
- A.W.F. SMITH : *The Recrystallization and Texture of Al-Mg-Si Alloys*. Thèse de doctorat, Manchester Materials Science Centre, 2002.
- M.R. STOUT et J.B. HUBBARD : Analysis of deformation-induced surface morphologies in steel sheet. *Acta Materialia*, 53:4293–4304, 2005.
- M.R. STOUT et R. RICKER : The relationship between grain size and the surface roughening behavior of al-mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33:2883–2889, 2002.
- K.J. STOUT, P.J. SULLIVAN, W.P. DONG, E. MAINSAH, N. LUO, T. MATHIA et H. ZAHOUANI : The development of methods for the characterization of roughness in three dimensions. Rapport technique, Commission de la Communauté Européenne, n°15178EN, Bruxelles, Belgique, 1993.
- K. SUZUKI et S. ASAMI : Ridging phenomenon related to the undulated segregation-pattern on transverse section in ferritic stainless steel. *ISIJ*, 24, no 5:359–364, 1984.
- H. TAKECHI, H. KATO et T. NAKAYAMA : The mechanism of ridging phenomenon in 17 *Trans. JIM*, 31:717–723, 1967.
- G. TAYLOR : Plastic strain in metals. *Japan Institute of Metals*, p. 307–324, 1938.
- T.R. THOMAS : *Rough Surfaces*. Longman Press, London, 1982.
- P.F. THOMSON et B.V. SHAFER : The roughening of free surfaces during plastic working. *International Journal of Machine Tool Design and Research*, 22:261–264, 1982.
- W. TONG, L.G. HECTOR, H. WEILAND et L.F. WIESERMAN : In situ surface characterization of a binary aluminum alloy during tensile deformation. *Scripta Materialia*, p. 1339–1344, 1997.

BIBLIOGRAPHIE

- W. TRUSZKOWSKI, J. KROL et B. MAJOR : Inhomogeneity of rolling texture in fcc metals. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 11:749–758, 1980.
- H. UTSUNOMIYA, M.P.F. SUTCLIFFE, H.R. SHERCLIFF, P.S. BATE et D.B. MILLER : Three-dimensional topography of the matt surface in aluminium pack rolling. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(7):1083–1096, 2004.
- P. VAN HOUTTE : *Logiciel MTM-FHM*. Université Catholique de Louvain, seconde édition, 1995.
- H.E. VATNE, O. DAALAND et E. NES : On the formation of cube texture in aluminium. *Material Science Forum*, 157–162:1083–1094, 1994.
- H.E. VATNE, O. ENGLER et E. NES : Influence of particles on recrystallisation textures and microstructures of aluminium alloy 3103. *Materials Science and Technology*, 13:93–102, 1997.
- C.S.D.C VIANA, F.S. CANDIDO et A.L. PINTO : An electron back scattering diffraction (ebSD) analysis of the origins of ridging in aisi 430 steel sheets. *Proceedings of ITOCOM 14, Belgium*, 1, 2005.
- C.S.D.C VIANA, A.L. PINTO, F.S. CANDIDO et R.G. MATHEUS : Analysis of ridging in three ferritic stainless steel sheets. *Materials Science and Technology*, 22, no 3:293–300, 2006.
- D. WILSON, W. ROBERTS et P. RODRIGUES : Effect of grain anisotropy on limit strains in biaxial stretching : part ii : sheets of cubic metals and alloys with well-developed preferred orientations. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12:1603–1611, 1981.
- W.R.D. WILSON et W. LEE : Mechanics of surface roughening in metal forming processes. *Journal of manufacturing science and engineering*, 123, no 2:279–283, 2001.
- N.J. WITTRIDGE et R.D. KNUTSEN : Thermo-mechanical processing in theory, modelling and practice, swedish society for materials technology, stockholm, p390–397. 1997.
- N.J WITTRIDGE et R.D KNUTSEN : A microtexture based analysis of the surface roughening behaviour of an aluminium alloy during tensile deformation. *Materials Science and Engineering A*, 269:205–216, 1999.
- R. WRIGHT : Anisotropic plastic flow in ferritic stainless steels and the roping phenomenon. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 3:83–91, 1972.
- P. D. WU et D. J. LLOYD : Analysis of surface roughening in aa6111 automotive sheet. *Acta Materialia*, 52:1785–1798, 2004.

- P. D. WU, D. J. LLOYD, A. BOSLAND, H. JIN et S. R. MAC EWEN : Analysis of roping in aa6111 automotive sheet. *Acta Materialia*, 51:1945–1957, 2003a.
- P. D. WU, D. J. LLOYD et S. R. MAC EWEN : A simple model describing roping in aluminium sheet. *Scripta Materialia*, 48:1243–1248, 2003b.
- P.D. WU, H. JIN, Y. SHI et D.J. LLOYD : Analysis of ridging in ferritic stainless steel sheet. *Materials Science and Engineering A*, 423:300–305, 2006.
- K. YAMAGUCHI et P.B. MELLOR : Thickness and grain size dependence of limit strains in sheet metal stretching. *International Journal of Mechanical Sciences*, 18:85–90, 1976.
- K. YAMAGUCHI, N. TAKAKURA et S. IAMATANI : Increase in forming limit of sheet metals by removal of surface roughening with plastic strain. *Journal of Materials Processing Technology*, 48:27–34, 1995.
- Z. ZHAO, R. RADOVITZKY et A. CUITINO : A study of surface roughening in fcc metals using direct numerical simulation. *Acta Materialia*, 52:5791–5804, 2004.

Alban GUILLOTIN

A STUDY OF PLASTIC STRAIN-INDUCED SURFACE ROUGHNESS
IN THIN AA6016 ALUMINIUM SHEETS

Speciality : Materials Science and Engineering

Keywords : Al-Mg-Si Aluminium Alloy, Surface Roughness, Roping, Through-Thickness Texture, Crystal Plasticity Finite Element Method, Autocorrelation Function, Areal Power Spectral Density function

Abstract :

As part of a project on aluminium alloys for vehicle weight reduction, the origins of roping in AA6016 aluminium sheets have been studied. This strain-induced phenomenon is related to surface roughness but involves narrow alignments along the rolling direction (RD). It lowers the surface quality, and its intensity is visually evaluated by vehicle manufacturers.

An original quantification method is proposed. The morphological characterization of roughness features has been measured by using frequency functions such as the areal power spectral density. The overall roping quality mark, determined from quantifications of both the isotropic and unidirectional components, shows good agreement with the visual assessment, especially for the intermediate roping levels which exhibit several different surface appearances.

The material microtexture has been experimentally measured through grain to grain layers by using serial sectioning and EBSD scans. The first 4 to 5 layers under the surface (-120µm) seem to play a leading role in the micromechanics of roping development since they simultaneously exhibit a high average grain size, significant segregation of crystallographic orientations, and a close similitude between surface roughness and microstructural feature wavelengths.

Numerical simulations verified that the identified texture pairs (Cube/Goss, Cube/Random and Cube/CT18DN) have sufficient out-of-plane strain difference to promote one element thick layer undulations. But, the mechanical influence of this layer decreases gradually with depth, and becomes negligible below 4 other layers.

Alban GUILLOTIN

ÉTUDE DE LA RUGOSITÉ DE SURFACE INDUITE PAR
LA DÉFORMATION PLASTIQUE DE TÔLES MINCES
EN ALLIAGE D'ALUMINIUM AA6016

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

Mots clefs : Al-Mg-Si, Rugosité de Surface, Lignage, Texture Cristallographique, Plasticité Cristalline, Éléments Finis, Autocorrélation, Densité de Puissance Spectrale

Résumé :

Dans le cadre d'un programme de recherche visant à l'allègement de la structure des véhicules, l'origine du lignage dans des tôles en aluminium AA6016 a été étudiée. Ce phénomène, qui peut apparaître à la suite d'une déformation plastique, est apparenté à de la rugosité de surface alignée dans la direction de laminage (DL). Sa présence est néfaste à une bonne finition de surface, et son intensité est appréciée visuellement par les fabricants.

Une méthode de quantification rationnelle a été développée. La caractérisation de la distribution morphologique des motifs de rugosité a été rendue possible par l'utilisation de fonctions fréquentielles telle la densité de puissance spectrale. La note globale, construite à partir de la quantification individuelle des composantes de lignage pur et de rugosité globulaire, s'est montrée en bon accord avec les estimations visuelles, et notamment avec le niveau de lignage intermédiaire regroupant plusieurs aspects de surface différents.

La microstructure des matériaux à l'état T4 a été expérimentalement mesurée couche de grains par couche de grains à l'aide d'un couplage entre polissage contrôlé et acquisition par EBSD. Les 4 à 5 premières couches sous la surface (-120µm) semblent jouer un rôle mécanique prépondérant dans la formation du lignage car elles offrent à la fois une grande taille de grains moyenne, une importante ségrégation d'orientations cristallines, et une forte similitude de longueurs d'onde entre la rugosité de surface et les motifs de la microtexture.

Des simulations numériques ont permis de vérifier que les couples de texture identifiés (Cube/Goss, Cube/Aléatoire et Cube/CT18DN) possédaient des différences d'amincissements hors-plans suffisantes pour générer l'ondulation d'une couche d'éléments. En revanche, l'influence mécanique de cette même couche décroît très rapidement avec son enfouissement dans la profondeur et devient négligeable sous plus de 4 couches d'éléments.