

UNIVERSITÉ PARIS XIII SORBONNE PARIS CITE

N° attribué par la bibliothèque

|||||||

Thèse

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

de l'**Université PARIS 13**

Spécialité : Mécanique Option : Matériaux

Thèse préparée au sein du

Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux

URP CNRS 3407, Université Paris 13

par

Hoang Son TRAN

TITRE

Identification d'un modèle de plasticité cristalline par recalage éléments finis sur des mesures de champs cinématiques issues d'un essai de traction sur des multicristaux d'aluminium pur élaborés par écrouissage critique

Date de soutenance : 02/12/2013

Composition du jury :

V. AUBIN	Professeur, MSSMat/ Ecole Centrale de Paris	Rapporteur
J. CREPIN	Maître de recherche, CdM/ Ecole de Mines de Paris	Rapporteur
F. MERAGHNI	Professeur, LEM3/ ENSAM Metz	Examineur
R. ROTINAT	MCF, MSMP/ ENSAM Châlons-en-Champagne	Examineur
M. HABOUSSI	Professeur, LSPM/ Université Paris 13	Examineur
H. HADDADI	MCF-HDR, LSPM/ Université Paris 13	Directeur de thèse
P. FRANCIOSI	DR CNRS, LSPM	Co-directeur de thèse

© TRAN Hoang Son, 2013

Résumé

Durant les quinze dernières années, l'étude de la plasticité des multicristaux connaît un regain d'intérêt suite au développement de la dynamique des dislocations et la technique des mesures de champs cinématiques. Ce travail vise à utiliser ces dernières afin d'identifier les paramètres de modèles de comportement cristallin. Il s'articule autour de trois parties principales :

La première partie a concerné l'élaboration d'éprouvettes multicristallines avec une seule couche de grains quasi-colonnaires de tailles centimétriques à partir de plaques d'aluminium de pureté commerciale (99,5%). Ce résultat a été obtenu grâce à l'optimisation de la procédure en utilisant des mesures de champs de déformation sur des éprouvettes trapézoïdales ayant subi différentes gammes de déformation et de traitement thermique. L'orientation des grains des deux multicristaux sélectionnés a été mesurée par diffraction en utilisant la méthode de Laue.

La deuxième partie présente les essais de traction sur ces deux multicristaux. Les champs cinématiques ont été mesurés par la méthode de stéréo-corrélation avec une résolution de 2×10^{-4} grâce à une calibration du système de mesure. Ces champs de déplacements ont permis, en plus de calculer les fonctions coût, d'utiliser des conditions aux limites expérimentales et de suivre les déplacements des joints de grains. L'observation des lignes de glissement a été réalisée dans le MEB sur la face B du deuxième multicristal.

La dernière partie de cette étude s'est déroulée sur deux phases. La première concerne la mise en œuvre du protocole d'identification sur le premier multicristal en minimisant une fonction coût qui est une somme pondérée des écarts sur les champs de déplacements et la force. Le jeu identifié a permis une très bonne prévision de la force et des champs cinématiques. La deuxième phase a eu comme objectif la validation du jeu identifié dans la phase précédente en l'utilisant comme paramètres du modèle pour une simulation de l'essai de traction du deuxième multicristal. Cette validation s'est basée sur quatre types d'informations : les champs de déformations, la courbe force-déplacement, la forme des grains et les traces de glissement. On obtient là aussi une très bonne concordance entre simulation et mesure malgré l'utilisation d'un modèle phénoménologique de la plasticité cristalline.

Abstract

The purpose of this study is to propose a procedure to identify the parameters of a constitutive model for the mechanical behaviour of single crystal. This procedure consists in a quantitative comparison between finite element simulations of polycrystalline aggregates with experimental results (Force-Displacement curve and strain fields). The kinematic measurement is done thanks to the digital image correlation technique. The optimal values of the material parameters are derived by a minimization of a total cost function which is a weighted sum between two cost functions calculated respectively on the strain field defined on the same area and the tensile force. This study is divided into three stages:

The first stage was the preparation of polycrystal samples. The main purpose of the experiment is to study the influence of main parameters to optimize the elaboration process. We have succeeded in producing Aluminium polycrystals with a single layer of quasi-columnar grains of centimeter size and single crystals.

The second stage concerns the mechanical test on polycrystals. The samples used in this study contain few centimetre grains crystallographically oriented by X-ray diffraction technique have been analysed at different deformation stages. We examine the scheme of high plastic strain heterogeneity and its evolution with load. The results obtained allow exploiting the identification procedure

The last stage of this study concerns the identification and validation. The finite element mesh geometry is based on the actual 3D morphology of grains. The sensitivity of the strain fields and the global behaviour due to the model parameters and then the crystal orientations were discussed. The influence of some key-elements entering in the identification procedure such as: zones and stages of deformation, the initial set of parameters, the fineness of the mesh and the weights are studied. Another polycrystal was used to validate the identified parameters. In any cases, a good agreement is obtained on the global curve and the prediction of the strain fields.

Remerciements

Je commencerai par remercier les membres du jury : Madame Véronique Aubin et Monsieur Jérôme Crépin pour avoir accepté d'être les rapporteurs de ce travail, Monsieur Mohamed Haboussi, Monsieur Fodil Meraghni et Monsieur René Rotinat pour avoir accepté de participer au jury de thèse. C'est avec enthousiasme que je voudrais remercier tous ceux qui m'ont aidé à mener à bien ce travail.

Je remercie Monsieur Patrick Franciosi qui m'a accueilli au sein du Laboratoire LSPM et d'avoir accepté d'être mon directeur de thèse.

Un grand merci tout particulier à Halim HADDADI pour m'avoir fait partager au quotidien son expérience et son intérêt pour la recherche, de m'avoir guidé et aidé, pour les outils numériques aussi bien de calcul éléments finis que les outils d'identification qu'il a développés et mis à ma disposition, pour son aide durant la préparation et la réalisation des essais mécaniques, pour son soutien constant le long de cette thèse, pour sa patience, sa disponibilité, ses précieux conseils et ses encouragements. Je tiens particulièrement à le remercier pour ses qualités humaines et scientifiques qui m'ont profondément touché.

J'en profite pour remercier les différentes personnes qui ont collaboré à ce travail de thèse et notamment : Marie Hélène Chavanne, Rémi Chiron, Thierry Chauveau, Azziz Hocini.

Merci à toutes les personnes que j'ai côtoyées au Laboratoire LSPM, et qui ont contribué à la bonne ambiance qui a entouré cette étude, et tout particulièrement Lu Tuan, Julie Marteau, Ouarem, Najoua, Tuan Hung, Thanh Thao, Ngoc Lam, Trong Nghia, Tuan Phong, Bui Manh Tuan, Hoang Thanh, Ngoc Binh, Ludovic, Yann Charles, Thanh Huyen, Le Hung.

Je remercie mes parents, pour tout ce qu'ils ont fait pour moi.

Merci To-Me et Léa !

À To-Me et Léa Chau Giang

Table des matières

Résumé.....	i
Abstract.....	ii
Table des matières	v
Liste des tableaux.....	viii
Liste des figures	x
Introduction générale	1

Partie A : Étude bibliographique

I. Élaboration de multicristaux	7
I.1. Introduction.....	7
I.2. Méthode de l'écroissage critique - Recristallisation en phase solide	7
I.3. Protocole retenu	11
II. Les techniques de mesure de champ	13
II.1. Synthèse des techniques existantes.....	13
II.2. Méthode de mesure de champs par l'analyse d'image, les domaines d'application	16
II.3. La technique retenue : La corrélation d'images numériques (CIN)	19
III. Plasticité cristalline	23
III.1. Comportement plastique de monocristal	23
III.1.1. Cission critique - Loi de Schmid	23
III.1.2. Caractéristiques d'écroissage des structures CFC	26
III.1.3. Loi de comportement plastique du monocristal.....	30
IV. Techniques d'identification des lois de comportement.....	38
IV.1. Introduction.....	38
IV.2. Présentations des techniques d'identification	39
IV.2.1. Méthodes de champs virtuels.....	39
IV.2.2. La méthode de l'écart à l'équilibre	39
IV.2.3. La méthode de recalage de modèles éléments finis	40
V. Analyse des sources d'erreurs.	42
V.1. Introduction.....	42
V.2. Erreurs de la méthode de mesure des champs	43
V.3. Erreurs de la mesure d'orientation.....	49
V.4. Erreurs numériques	50
V.5. Erreurs dans la comparaison expériences/simulations.....	51

Partie B : Résultats expérimentaux

VI. Optimisation du protocole d'élaboration des multicristaux d'aluminium .	55
VI.1. Introduction.....	55
VI.2. Optimisation les paramètres de la procédure expérimentale	57
VI.2.1. Dimensions des éprouvettes trapézoïdales	57
VI.2.2. Microstructure initiale.....	59
VI.2.3. Optimisation des paramètres expérimentaux	61
VI.2.4. Détermination de la valeur de déformation critique par la méthode mesure de champs	65
VI.2.5. La procédure retenue pour élaborer des multicristaux.....	68
VI.3. Elaboration des multicristaux et mesure de l'orientation des grains	70
VII. Mesure de champs sur les multicristaux.....	75
VII.1. Procédure expérimentale.....	75

VII.1.1.	Pilotage de l'essai	75
VII.1.2.	Acquisition.....	75
VII.1.3.	Post-traitement des résultats de CIN.....	76
VII.2.	Présentation du comportement de MX1	77
VII.2.1.	La réponse macroscopique.....	77
VII.2.2.	Analyse des champs de déformations expérimentaux	79
VII.3.	Présentation du comportement de MX2	85
VII.3.1.	La réponse macroscopique.....	85
VII.3.2.	Analyse des champs de déformations expérimentaux	87

Partie C : Simulation, Identification & Validation

VIII.	Problème direct	93
VIII.1.	Introduction.....	93
VIII.2.	Modèle de plasticité cristalline de Kalidindi (1992).....	95
VIII.3.	Description du code éléments finis Meso3D	96
VIII.3.1.	Méthode numérique dans le cas du monocristal	96
VIII.3.2.	Description du code de calcul	97
VIII.4.	Simulation par éléments finis de l'éprouvette multicristalline MX1.....	98
VIII.4.1.	Construction des maillages	98
VIII.4.2.	Les simulations avec le jeu des paramètres de référence – L'influence de la finesse du maillage.	101
VIII.4.3.	L'influence de la topologie de surface.....	107
VIII.4.4.	La sensibilité des champs de déformation et de la courbe d'écroutissage aux paramètres du modèle	109
VIII.4.5.	L'influence du facteur de l'écroutissage latent	111
VIII.4.6.	La sensibilité des champs de déformation et de la courbe d'écroutissage aux orientations cristallines mesurés	112
IX.	Identification des paramètres du modèle par analyse inverse	115
IX.1.	Introduction.....	115
IX.2.	Identification de la loi de comportement cristalline en utilisant le comportement global	117
IX.3.	Identification de la loi de comportement cristalline en utilisant le comportement global et la mesure des champs de déformation	119
IX.3.1.	Influence des conditions limites et stades de déformation	119
IX.3.2.	Influence des points de mesure	121
IX.3.3.	Influence du jeu initial	124
IX.3.4.	Influence des coefficients de pondération	127
IX.3.5.	Identification du jeu des paramètres	128
X.	Validation	135
X.1.	Introduction.....	135
X.2.	Simulation avec les paramètres de référence	135
X.2.1.	Identification de loi de plasticité cristalline	138
X.2.2.	La simulation avec le jeu des paramètres identifiés – confrontation avec la mesure expérimentale	139
X.2.3.	Observation des traces des lignes de glissement	147
X.2.4.	Evolution de la forme des grains déformés	149
X.3.	Discussion.....	150
Conclusion	151
A.	Convention de la matrice de transformation	156
A. 1.	Les conventions générales	156

A. 2. La signification de la matrice de passage calculé par méthode de Laue	159
Additif matrice de passage espace direct Laue	160
Le passage du repère Laue au repère dans le code élément finis	160
B. Le microscope électronique à balayage, l'analyse EBSD	162
B.1. Le principe du microscope électronique à balayage (MEB).....	162
B.2. L'EBSD	164
C La machine de traction in-situ	166
D Mesure des champs à l'échelle microscopique	167
D.1 Résultat issus de mesure de l'éprouvette polycristalline	167
D.2 Résultat issus de mesures de l'éprouvette monocristalline.....	171
Reference List	175

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Synthèse des paramètres de la méthode d'écrouissage critique pour des tôles d'aluminium.	11
Tableau III-1: Convention de Schmid et Boas pour désigner les systèmes de glissement dans la structure CFC.....	24
Tableau V-1 : Déformations moyennes et écart-type des erreurs (base de mesure 30 pixel).	46
Tableau V-2 : Impact du changement des valeurs par défaut (Aramis GOM, 2009).	48
Tableau V-3 : L'incertitude de mesure d'orientation par la méthode de Laue.....	50
Tableau VI-1: Paramètres pour le polissage électrolytique.	59
Tableau VI-2: Angles d'Euler (en rad) de MX1 obtenues par la méthode de Laue.	72
Tableau VI-3 : Facteur de Schmid (notation de Schmid et Boas) (MX1).	72
Tableau VI-4: Angles Euler (en rad) de MX2 obtenues par la méthode de Laue.	74
Tableau VI-5: Facteur de Schmid (notation de Schmid et Boas) (MX2).	74
Tableau VIII-1 : Liste des paramètres du modèle.....	96
Tableau VIII-2 : La différence relative moyenne sur la déformation et la force entre le calcul avec le maillage 3(réf) et les résultats avec le maillage1 et le maillage 2.	107
Tableau VIII-3 : L'étude de la sensibilité aux paramètres du modèle, les écarts entre le calcul avec le jeu des paramètres de référence et les résultats obtenues en variant de 20% un des paramètres de ce jeu : (a) $\dot{\gamma}_0$ augmenté de 20% , (b) $1/m$ augmenté de 20% , (c) q augmenté de 20% , (d) h_0 augmenté de 20% , (e) s_0 augmenté de 20% , (f) ss augmenté de 20%, (g) r augmenté de 20%.	110
Tableau VIII-4 : L'étude de la sensibilité aux orientations cristallographiques : (a) Jeu des orientations de référence rajoute 5°, (b) Jeu des orientations de référence réduite 5°.....	113
Tableau IX-1 : Jeu de paramètres initiaux et identifiés en utilisant la courbe expérimentale Force – Déplacement issue de l'essai de traction sur MX1.	117
Tableau IX-2: Paramètres obtenues pour les 2 zones avec trois séries d'images.....	122
Tableau IX-3 : Jeux de paramètres initiaux : jeu de référence, (a) et (b) q modifié de $\pm 20\%$, (c) et (d) h_0 modifié de $\pm 20\%$, (e) et (f) s_0 modifié de $\pm 20\%$, (g) et (h) $s_s^{(u)}$ modifié de $\pm 20\%$, (i) et (j) r modifié de $\pm 20\%$	124
Tableau IX-4: Jeux de paramètres identifiés.	125

Tableau IX-5 : Jeux de paramètres initiaux obtenues par la modification les paramètres du jeu de référence $\pm 20\%$ et les jeux identifiés.	125
Tableau IX-6 : Résultats d'identification obtenus pour différentes valeurs des coefficients des pondérations.....	127
Tableau IX-7 : Jeu des paramètres identifiés sur MX1.	128
Tableau X-1 : Paramètres identifiés sur MX2.	140

Liste des figures

Figure I-1 : Diagramme de recristallisation (Mortensen 2000).	9
Figure I-2: Taille des grains après la recristallisation, en fonction de la déformation, pour deux tailles initiales de grains différentes $D_0 > d_0$ (Philibert et al. 1969).	9
Figure I-3 : Valeur de l'écroutissage critique en fonction de la taille initiale des grains différentes (Fe) (Chaubet et al. 2001).	10
Figure II-1 : Le classement des techniques de mesure de champs cinématiques.	14
Figure II-2 : (a) Différentes motifs de grilles (b) Grille par attaque chimique (c) Grille par micro lithographie (Doumalin 2000).	17
Figure II-3 : Une méthode de calcul de déformation à partir de la mesure des variations de longueurs de réseaux carrés ou circulaires (Dumoulin 2001).	18
Figure II-4: Exemple d'une bonne et une mauvaise corrélations suivant la position du masque dans l'image déformée (Belhabib et al. 2008).	20
Figure II-5 : Principe du calcul des champs de déformations par dérivation numérique (Lagattu et al. 2004).	20
Figure II-6 : Les différentes mires de calibration utilisées par Aramis [®] (mm×mm).	21
Figure III-1 : Les plans denses et les directions denses dans la structure cubique à faces centrées (Salahouelhadj 2007).	23
Figure III-2 : Description géométrique des grandeurs utilisées dans le cas de la traction simple.	25
Figure III-3 : Projection stéréographique faisant apparaître les symétries de la structure cubique à faces centrées. Les systèmes activables en traction simple sont donnés pour chaque triangle (Salahouelhadj 2007).	26
Figure III-4 : Courbe de traction typique pour un monocristal de structure CFC initialement orienté en glissement simple (Keller 2009).	27
Figure III-5 : Courbe de traction uniaxiale de monocristaux d'orientation différents (Jaoul 1964).	29
Figure III-6 : Courbe de cisson résolue en fonction du glissement à diverses températures de monocristal de cuivre (Tabourot et al. 1997).	29
Figure IV-1 : Entrées et sorties des problèmes direct et inverse.	38
Figure IV-2 : Identification d'une loi de comportement par la méthode de recalage éléments finis (Salahouelhadj 2007; Haddadi 2009 ; Haddadi et al. 2012).	41

Figure V-1 : Synoptique de la procédure expérimentale et numérique avec les principales sources d'erreur.	43
Figure V-2 : Le système d'acquisition d'images d'Aramis®	44
Figure V-3 : Qualité du mouchetis (Aramis GOM, 2009) : (a) faible contraste des motifs de mouchetis, (b) Fort contraste des motifs de mouchetis avec distribution de larges tâches qui rend un champ de mesure incomplet, (c) Bons motifs de mouchetis.	45
Figure V-4 : Surface de l'éprouvette après une application du mouchetis.	46
Figure V-5 : Cartographie et histogramme des déformations liées à la translation pour le mouchetis de référence.	46
Figure V-6 : Les erreurs liées à la taille du masque (pixel) (la base de mesure 10 pixels).....	48
Figure V-7 : Les déplacements mesurés par la corrélation d'image 3D (pas 13 pixels, taille de facette 30 pixels).....	49
Figure VI-1 : Synoptique du protocole expérimental de l'élaboration.	56
Figure VI-2 : Courbe contrainte - déformation plastique d'aluminium après un traitement thermique de 2h à 550°C.	57
Figure VI-3 : Champs de déformation axiale calculés pour des éprouvettes d'aluminium de dimensions différentes sollicitées en traction monotone (déplacement imposé 10,5mm) (Calcul avec ABAQUS).	58
Figure VI-4 : La cartographie des grains d'aluminium (99.5 %) de l'éprouvette polycristalline.....	59
Figure VI-5 : La taille des grains de tôle 1mm, 1,5m, 2mm après 2h de traitement thermique à 550°C.	60
Figure VI-6 : Effet de la température du premier traitement sur l'élaboration des éprouvettes multicristallines (apparition des germes lorsque la température est faible).....	62
Figure VI-7 : La variation de la fraction du nombre de grain en fonction de la taille des grains de polycristal d'aluminium (99.5 %) selon le temps de traitement thermique.	63
Figure VI-8 : Influence du temps de 2ème traitement (a) La recristallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 2h (b) La recristallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 18h de plus.	64

Figure VI-9 : Influence du temps de 2ème traitement (a) La recristallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 18h (b) La recristallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 24h de plus.	64
Figure VI-10: Influence du mode de découpe (a) Les éprouvettes sont coupées par cisaillement (b) L'éprouvette est découpée 2 côté par électroérosion (c) L'éprouvette est découpée par électroérosion sur son côté gauche.	65
Figure VI-11 : L'état recristallisé et les cartographies du champ de déformation d'éprouvette trapézoïdale d'aluminium de dimension 160x50x40 déformée en traction monotone (déplacement imposé 12mm (a), 8mm (b) et 4mm (c)) (recristallisation à 550°C).	66
Figure VI-12 : Courbe de la taille des grains en fonction de la déformation à différentes températures de recuit.	67
Figure VI-13 : Diagramme de recristallisation pour l'aluminium 99,5%.	67
Figure VI-14 : L'état recristallisé et les cartographies du champ de déformation d'éprouvette rectangulaire d'aluminium de dimension 160x50 déformée en traction monotone (déplacement imposé 5mm (a), 3,5mm (b)) (mesure par Aramis).	68
Figure VI-15 : La procédure d'élaboration des éprouvettes multicristallines.	68
Figure VI-16 : (a) Faces A et B à la fin du processus d'élaboration, (b) Plan de découpe de l'éprouvette multicristalline pour l'essai de traction.	69
Figure VI-17 : Schéma de l'éprouvette multicristalline MX1 avec la numérotation des grains et le repère qui leur associé.	71
Figure VI-18 : Schéma de l'éprouvette multicristalline MX2 avec la numérotation des grains et le repère qui leur associé.	73
Figure VII-1: Le champ de déplacement U_y mesuré par Aramis : (a) cartographie brute (b) après une extrapolation.	76
Figure VII-2 : Essai de traction sur l'éprouvette MX1 : courbe du déplacement du mors supérieur en fonction du temps.	77
Figure VII-3 : Evolution du champ de déformation axiale (E_{yy}) au cours de l'essai de traction de l'éprouvette MX1.	78
Figure VII-4 : Glissement non homogène de l'éprouvette MX1 au niveau des mors.	80
Figure VII-5 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} dans le domaine élastique (stade 14).	81

Figure VII-6 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 15, 21 et 60....	82
Figure VII-7 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 124, 153 et 178.	83
Figure VII-8 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 189, 234 et 302.	84
Figure VII-9 : Essai de traction sur l'éprouvette MX2 : courbe du déplacement du mors supérieur en fonction du temps.....	85
Figure VII-10 : Evolution du champ de déformation axiale (E_{yy}) au cours de l'essai de traction de l'éprouvette MX2.....	86
Figure VII-11: Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 21, 30 et stade 100.	88
Figure VII-12: Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 138, 177 et 262.	89
Figure VIII-1 : Élément utilisé dans les simulations : élément hexaédrique à 8 nœuds et 8 points d'intégrations.	98
Figure VIII-2 : Points-clés des faces A et B de l'éprouvette MX1 utilisés pour la construction des maillages.	99
Figure VIII-3 : Vues de deux faces de l'éprouvette.....	99
Figure VIII-4 : Vue 3D des joints de grains.	100
Figure VIII-5 : Trois finesses de maillage de la face A de l'éprouvette MX1.	100
Figure VIII-6 : Courbe Force –Déplacement expérimentale avec les gros points correspondant aux résultats de calcul par éléments finis et les stades de la mesure.	101
Figure VIII-7 : Influence du maillage sur les résultats de la traction et comparaison avec le résultat expérimental.....	102
Figure VIII-8 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis avec 3 maillage à 0,2%, 4,1% et 10,1% de déformation horizontale ε_{yy} moyenne.....	103
Figure VIII-9 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis de déformation verticale ε_{xx} avec 3 maillage à 0,2%, 4,1% et 10,1% ε_{yy} moyenne.	104
Figure VIII-10 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis de déformation ε_{xy} avec 3 maillage à 0,2%, 4,1% et 10,1% de ε_{yy} moyenne.	105
Figure VIII-11 : Distribution de la profondeur sur la surface mesurée.	107

Figure VIII-12 : Champs de déformation issus de la simulation sur 2 maillages (1924 éléments) et leurs cartographies des écarts absolus sur les déformations à 4,1% de déformation moyenne (configuration initiale).....	108
Figure VIII-13 : Courbes de force de traction en fonction du déplacement issues de la simulation en variant de +20% un des paramètres du jeu initial.	110
Figure VIII-14 : Courbes de force de traction en fonction du déplacement issues de la simulation en variant le facteur d'écrouissage latent.....	111
Figure VIII-15 : Courbes de force de traction en fonction du déplacement issues de la simulation en variant les orientations des initiaux $\pm 5^\circ$	113
Figure VIII-16 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis de déformation avec 3 jeux d'orientation cristallographique différents à 4,1% de déformation horizontale ε_{yy}	114
Figure IX-1 : Influence du jeu initial des paramètres : courbes de Force-Déplacement issue de l'essai et les simulations avec deux jeux des paramètres identifiés	118
Figure IX-2 : Influence de la condition limite imposée : évolution de la différence moyenne sur le déplacement entre les champs de déplacement mesuré et simulé en fonction du déplacement imposé.	120
Figure IX-3 : Influence de la condition limite imposée : évolution de la différence relative moyenne sur le déplacement entre les champs de déplacement traverse mesuré et simulé.	121
Figure IX-4 : Positions des zones de mesure.....	122
Figure IX-5 : Influence de la position des points de mesures sur la différence moyenne (a,b) et la différence relative (c) sur le déplacement entre les champs de déplacement mesuré et simulé.	123
Figure IX-6 : Comparaison des paramètres identifiés avec le jeu initial (a) et (b) q modifié de $\pm 20\%$, (c) et (d) h_0 modifié de $\pm 20\%$, (e) et (f) s_0 modifié de $\pm 20\%$, (g) et (h) $s_s^{(u)}$ modifié de $\pm 20\%$, (i) et (j) r modifié de $\pm 20\%$, (k) et (l) la modification les paramètres du jeu initial $\pm 20\%$	126
Figure IX-7 : Évolution de la fonction coût en fonction des itérations.	128
Figure IX-8 : Évolution des paramètres identifiés en fonction des itérations.	129
Figure IX-9 : Courbe de Force-Déplacement (MX1) (a) et Contrainte vraie-déformation vraie (b) avec le jeu des paramètres identifiés (1924 éléments).	130

Figure IX-10 : Profils des déformations à 4,1% de déformation ε_{yy} moyenne issue de la mesure de champs et les simulations avec le jeu identifié.....	131
Figure IX-11 : Comparaison des champs de déplacements mesurés et le calcul avec le jeu de paramètres identifiés (déformation moyenne de 4,1%).	132
Figure IX-12 : Comparaison des champs de déformations expérimentales et calculés par élément finis avec le jeu des paramètres identifiés (déformation moyenne de 4,1%)......	133
Figure X-1: Points-clés des faces A et B de l'éprouvette MX2 utilisés pour la construction des maillages.	136
Figure X-2 : Joints de grains sur les deux faces de l'éprouvette MX2.	137
Figure X-3 : Trois finesses de maillage de la face A de l'éprouvette MX2.	137
Figure X-4 : Influence des maillages sur le comportement macroscopique.....	138
Figure X-5 : Évolution de la fonction coût en fonction des itérations.....	140
Figure X-6 : Évolution des paramètres identifiés en fonction des itérations.....	141
Figure X-7 : Courbes Force-Déplacement et Contrainte-Déformation vraie expérimentale et issues des simulations avec deux jeux identifiés à partir des identification sur MX2 et sur MX1 (les gros points correspondant aux champs issus de calcul par éléments finis et la mesure des champs).....	142
Figure X-8 : Champs des déformations à 0.3% de déformation moyenne (a) mesuré (b) simulé avec le jeu identifié (c) écart absolu.	143
Figure X-9 : Champs des déformations à 4,1% de déformation moyenne (a) mesuré (b) simulé avec le jeu identifié (c) écart absolu.....	144
Figure X-10 : Champs des déformations à 8,95% de déformation moyenne (a) mesuré (b) simulé avec le jeu identifié (c) écart absolu.	145
Figure X-11 : Profils des déformations ε_{yy} ε_{xx} ε_{xy} selon l'axe AA et BB à 4,1% de déformation moyenne issue de la mesure de champs et simulées.	146
Figure X-12 : L'état de surface de l'éprouvette MX3 après polissage.	147
Figure X-13 : Vérification expérimentale de l'orientation des traces de glissement...	148
Figure X-14 : Comparaison des formes de grains déformés entre la simulation (lignes rouges) et la mesure (lignes noires) à 0,3%, 7,8% et 18,5% de déformation moyenne.....	149
Figure A-1 : La définition des angles d'Euler de la $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ basé sur un système de rotation.....	158

Figure B-1 : Schéma de principe d'un MEB.	162
Figure B-2 : Zones d'émission BSE et SE.....	163
Figure B-3: Obtention du diagramme dit de « pseudo Kikuchi ».....	164

Introduction générale

L'exigence de l'industrie en matériaux plus performants pousse les mécaniciens à développer des modèles qui puissent rendre compte de différents trajets de chargement et décrire efficacement le comportement à l'échelle macroscopique, de même qu'à l'échelle microscopique. Depuis une trentaine d'années, les travaux de recherche sur la description du comportement plastique des matériaux métalliques ont progressé par le développement des moyens d'analyse expérimentaux (EBSD, MET, diffraction, microextensométrie). En même temps, l'augmentation de la puissance d'ordinateur permet de réaliser des simulations de plus en plus fines de champs mécaniques (calculs d'agrégats des grains, dynamique de dislocations, dynamique moléculaire). L'outil informatique actuel n'autorise pas le calcul du comportement d'un polycristal à partir de la description à l'échelle atomique ou à l'échelle des dislocations. A cause de cette raison, pour modéliser plus finement le comportement du polycristal, il est donc nécessaire d'améliorer les modèles de type milieu continu.

En fait, la microstructure du matériau polycristallin est très complexe. Le passage du comportement d'un grain seul (monocristal) au comportement d'agrégats de grains exige d'intégrer l'effet de la texture et de la morphologie des grains, les interactions entre les grains, l'effet des joints de grains ...pour reproduire précisément son comportement. Toutefois, l'identification d'une loi de comportement cristallin est une étape clé. Ainsi, il est nécessaire de développer une procédure robuste visant à déterminer les paramètres d'un modèle de plasticité cristalline et la tester sur des matériaux modèles comme des multicristaux.

Depuis 2003, le Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux (ex. LPMTM) développe des méthodes de caractérisation expérimentale telles que les mesures de champs cinématiques. Du côté numérique, un code de calcul par éléments finis en 3D écrit dans le cadre des grandes déformations et rotations a été développé au LPMTM par (Haddadi 1996), puis étendu à la plasticité cristalline par (Héraud 1998) dans le cadre d'une collaboration entre LPMTM, le LMS de l'École polytechnique et le CEA. Ce code s'appelle Meso3D, il a été écrit dès le départ de façon modulaire afin d'y implémenter facilement de nouvelles lois de comportement ou de nouveaux types d'éléments. Il permet de réaliser des simulations d'agrégats des grains entourés d'un

milieu homogène équivalent. La fiabilité et la stabilité du code Meso3D ont été améliorées au cours des travaux de thèse de Salahouelhadj (2007). Ces derniers travaux ainsi que ceux de Zeghadi (2005) et Héripré (2006) ont permis de montrer la difficulté, voire l'impossibilité d'identifier un modèle cristallin à partir de mesures de champs réalisées à la surface d'un polycristal avec méconnaissance de la forme 3D des grains analysés. Il existe au moins trois possibilités pour améliorer la prise en compte de la géométrie :

- L'EBSD 3D qui consiste à réaliser au moins une dizaine de cycles enlèvement de matière (polissage ou FIB) suivi d'un scan EBSD. Cette étape ne peut se faire qu'après l'essai mécanique, donc sur une géométrie modifiée.
- La μ -CT qui nécessite l'utilisation d'un tomographe qui est l'équivalent pour les matériaux d'un scanner médical. Si les grains sont micrométriques, il sera difficile de recentrer la géométrie par rapport aux mesures de champs réalisées en surface et/ou en volume.
- Elaborer des multicristaux qui sont des matériaux modèles dont la forme des grains peut être déterminée avec une grande précision. Ces grains peuvent être de taille millimétrique ou centimétrique, ce qui permet l'utilisation de caméras optiques pour réaliser les mesures de champs.

Cette dernière possibilité a été retenue pour cette étude car elle présente plusieurs avantages quand elle est appliquée à l'aluminium de pureté commerciale : (i) matière première à bas coût (20€ par plaque de 25 x 25 cm), (ii) protocole d'écrouissage critique rapide (30 heures) et peu onéreux (une traction simple précédée et suivie par un traitement thermique), (iii) et une structure cristalline CFC se déformant principalement par activation de systèmes de glissement.

Nous avons réussi à élaborer des multicristaux qui comportent une seule couche de grains quasi-colonnaires. La différence d'orientation cristalline entre les grains conduit à des champs de déformations très hétérogènes. Ces champs ont été mesurés par stéréocorrélation. La minimisation de l'écart entre les résultats de la simulation et les mesures à la fois au niveau local ainsi qu'au niveau global, avec le premier multicristal (MX1), a permis d'identifier un jeu de paramètres de la loi cristalline utilisée (Kalidindi 1992).

Cette procédure a été validée avec succès grâce à un essai de traction réalisé sur un deuxième multicristal (MX2) qui n'a pas été utilisé dans le protocole d'identification.

Le plan de ce manuscrit est partagé en trois parties principales:

- La première partie comprend l'étude bibliographique des outils utilisés dans le cadre de ce travail. Les **chapitres 1** et **2** présentent respectivement la méthode d'élaboration de multicristaux à gros grains en Aluminium et une revue des techniques de mesures de champs cinématiques. Le **chapitre 3** rappelle les bases de la plasticité cristalline, ainsi que différents modèles phénoménologiques et physiques rapportés dans la littérature. Ensuite, le **chapitre 4** présente quelques techniques d'identification basées sur les mesures de champs. Enfin, le **chapitre 5** évoque les différentes sources d'incertitude intervenant aussi bien au niveau expérimental que numérique.

- La deuxième partie regroupe les résultats expérimentaux. Elle comporte 2 chapitres : Le **chapitre 6** présente l'optimisation de la procédure d'élaboration des multicristaux d'aluminium grâce aux mesures de champs de déformation sur des éprouvettes trapézoïdales en étudiant différents paramètres thermomécaniques. Les résultats obtenus permettent de fabriquer des éprouvettes multicristallines avec une seule couche de grains quasi-colonnaires de taille centimétrique. L'orientation des grains des deux multicristaux sélectionnés a été mesurée par diffraction X en utilisant la méthode Laue. Le **chapitre 7** contient les résultats des mesures de champs réalisées sur les deux multicristaux choisis. L'utilisation de la méthode de stéréo-corrélation nous a permis de mesurer les trois champs de déplacement (U_x , U_y et U_z). Les erreurs de mesure ont été considérablement réduites grâce à la calibration, ce qui nous a permis de mesurer ces champs sur la quasi-totalité des éprouvettes. Par conséquent, il a été possible d'utiliser des conditions aux limites expérimentales, et de suivre l'évolution de la forme des grains malgré le dépôt de la couche de peinture nécessaire à la corrélation d'images.

- La troisième partie présente les simulations numériques (problème direct), la méthode d'identification (problème inverse) et la validation. Le **chapitre 8** présente le code éléments finis Meso3D et la loi de plasticité cristalline, ainsi que des études sur la sensibilité des champs de déformations et du comportement macroscopique aux paramètres du modèle et à la finesse du maillage. Ces études ont permis de limiter le nombre de paramètres à identifier. Dans le **chapitre 9**, la robustesse du protocole

d'identification a été vérifiée par une étude de sensibilité des jeux identifiés sur MX1 à différents paramètres parmi lesquels, il y a les coefficients de pondération, la zone de mesure utilisée, le jeu initial. Cette procédure ainsi que les paramètres identifiés sont validés par l'application de cette méthodologie sur MX2 qui est rapportée dans le **chapitre 10**, les résultats obtenus montrent une très bonne concordance entre les calculs et les mesures.

Une conclusion générale de ce travail ainsi que les perspectives sont présentées à la fin du mémoire. Les mesures des champs de déformation sur un polycristal et un monocristal à l'échelle microscopique seront présentés dans l'annexe **D**, ces champs nous permettent de mieux comprendre le comportement des grains aux différentes échelles.

Partie A

Étude bibliographique

Chapitre I. Élaboration de multicristaux

I.1. Introduction

L'éprouvette multicristalline se compose de grains d'orientations différentes sur une seule couche dans l'épaisseur ce qui nécessite au final des grains de taille suffisamment grande, typiquement centimétrique. Il existe différents types de procédés pour élaborer les matériaux cristallins à gros grains :

- La recristallisation par des cycles de traitement thermique
- La solidification orientée à partir de la phase liquide (méthode de type Bridgman)
- La recristallisation dirigée d'une phase solide écrouie (méthode de type écrouissage critique)

La première méthode nécessite de très longues durées (jusqu'à 20 jours au total), la méthode Bridgman nécessite des fours spéciaux. La méthode d'écrouissage critique est relativement simple par rapport aux autres techniques. Elle sera présentée dans ce qui suit.

I.2. Méthode de l'écrouissage critique - Recristallisation en phase solide

La méthode d'écrouissage critique a été réalisée pour la première fois par (Carpenter and Elam 1921) dans le but de préparer des monocristaux, elle permet par un traitement thermomécanique approprié, de développer des gros grains par recristallisation, à partir d'une plaque polycristalline écrouie. Le principe de cette méthode s'appuie sur l'existence, pour une microstructure donnée, d'une déformation minimale nécessaire pour amorcer la recristallisation lors d'un traitement thermique après déformation. Dans

ces conditions de déformation minimale, il a été montré que, comme le nombre de germes est alors très faible, la croissance conduit à la formation de multicristaux à gros grains voire à la formation de monocristaux.

Il y a trois étapes principales pour la réaliser:

- Un recuit de restauration et d'homogénéisation, ce qui efface les contraintes résiduelles lors du laminage.
- Une déformation au-delà d'une valeur critique pour pouvoir créer des germes de recristallisation lors du traitement thermique.
- Un recuit de recristallisation, les germes qui ont des orientations et des déformations favorables croissent sous l'effet de la température.

Pour chaque matériau, de nombreux paramètres expérimentaux doivent être ajustés. Ces paramètres sont principalement les températures et les durées des traitements thermiques, le taux de la déformation, la taille initiale des grains, la pureté du matériau ... Chacun de ces paramètres influence la procédure et la taille finale des grains.

Il existe dans la littérature les courbes qui lient la taille des grains obtenus aux autres paramètres de la méthode (Mortensen 2000; Philibert et al. 1969). Comme La Figure I-1 montre, pour des déformations élevées, la recristallisation a lieu à des T° plus basses. Les grains sont obtenus avec des températures élevées et des déformations faibles. Il y a pour chaque température une déformation minimale en dessous de laquelle la recristallisation n'a pas lieu. Cette déformation minimale augmente avec une diminution de la température. Elle est due au fait que, pour avoir une probabilité raisonnable de germination, l'énergie stockée lors de la déformation doit être augmentée lors que la température est diminuée. Le seul paramètre qui peut être affecté est la densité de dislocations, qui doit augmenter pour garder la probabilité de germination constante. Inversement, à une déformation donnée, la recristallisation ne se produit qu'à partir d'une certaine température.

Dans la Figure I-1, on trouve que la taille des grains augmente fortement si la température est élevée et la déformation est faible. On peut comprendre ce phénomène en raisonnant qu'à température élevée, le rapport entre taux de germination et vitesse de

croissance est diminué: donc, une fois qu'un germe est formé, il croît très rapidement. A déformation faible, le taux de germination est faible. Cette combinaison de vitesse de croissance et de taux de germination mène à la formation de gros grains.

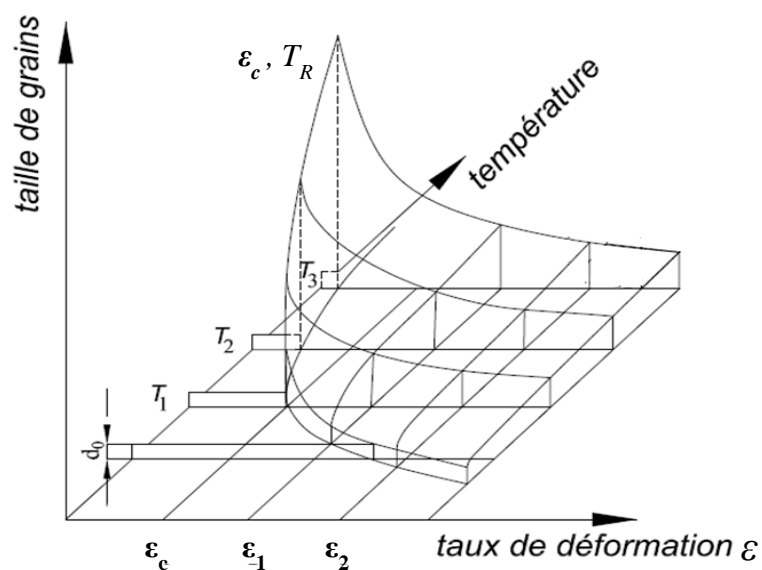


Figure I-1 : Diagramme de recrystallisation (Mortensen 2000).

A paramètres de procédure constants, la microstructure initiale influence la taille finale des grains obtenus par la technique d'écroutissage critique et la valeur de l'écroutissage critique. Comme la Figure I-2 le montre, à partir de deux microstructures présentant des diamètres moyens de grains différents, on obtient une taille maximale différente après les traitements.

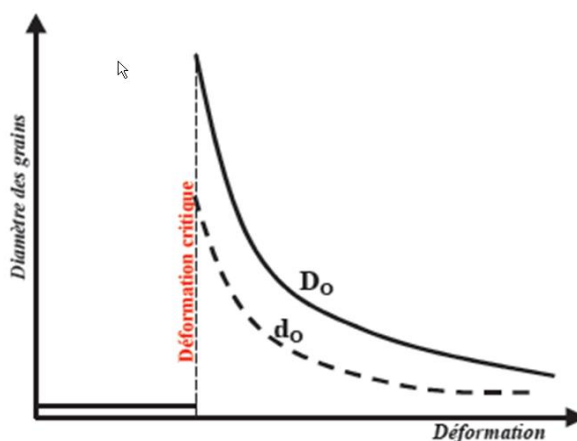


Figure I-2: Taille des grains après la recrystallisation, en fonction de la déformation, pour deux tailles initiales de grains différentes $D_0 > d_0$ (Philibert et al. 1969).

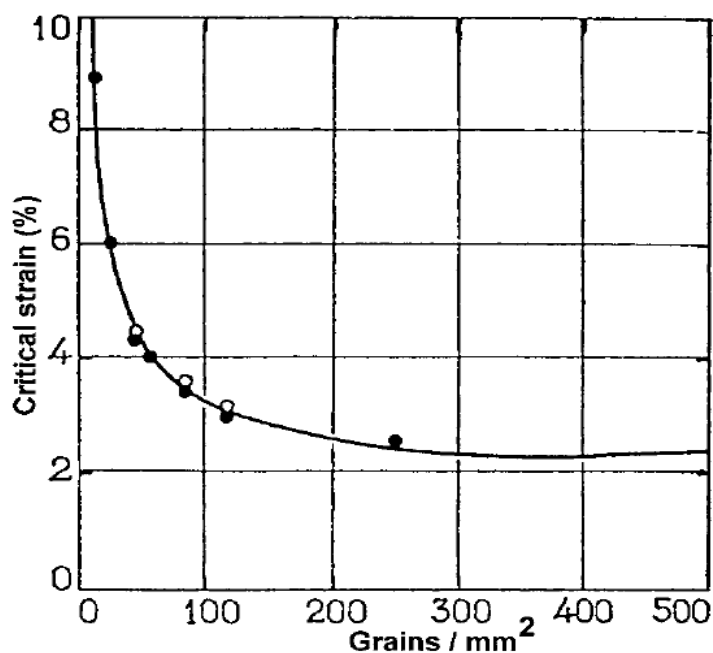


Figure I-3 : Valeur de l'écroutissage critique en fonction de la taille initiale des grains différentes (Fe) (Chaubet et al. 2001).

La courbe de la Figure I-3 présente la dépendance de la valeur de déformation imposée à la microstructure initiale, elle a été étudiée pour le fer. Plus la taille des grains initiaux est grande, plus la valeur de déformation critique est élevée. On trouve qu'il existe une valeur de déformation minimale pour que la recristallisation ait lieu, celle-ci est d'environ 2%.

Pour pouvoir utiliser les éprouvettes multicristallines obtenues par cette méthode, il est nécessaire de vérifier les points suivants :

- Une seule couche de grains pour éviter des inconnues d'ordre géométrique ;
- Faible variation des orientations cristallographiques dans chacun des grains.

I.3. Protocole retenu

La technique d'écrouissage critique est retenue pour élaborer des multicristaux d'aluminium pur. Le Tableau I-1 présente les paramètres de cette méthode dans la littérature. On peut constater que ces jeux des paramètres expérimentaux sont très différents ainsi que la taille finale des grains obtenue. Ceci nous conduit à optimiser des paramètres de la procédure. Les résultats de cette étude seront présentés dans le chapitre V.

Auteurs	1 ^{er} recuit T°/Durée	ϵ_c /Pureté	2 ^e recuit T°/Durée	Taille des Grains
(Carpenter et al. 1921)	550°C/6h	2% / 99,6%	600°C/2-3jours	80mm
(Yao et al. 1993)	pas de recuit	2% / 99,99%	600°C/7-10jours	70mm
(Dumoulin 2001)	510°C/30min	0,8 -1,2% / 99,5%, 2 - 3% / 99,99%	550°C/1h	5-40mm
(Saai 2007)	550°C/45 min	1,8-3.2% / 99,5%	600°C/2h	30mm
(Zhao et al. 2008)	pas de recuit	Tôle laminée/ 99,99%	600°C/2jours	3,5mm
(Seeberger 2009)	560°C/60min	2.5% / 99,5%	640°C/1h	20mm

Tableau I-1 : Synthèse des paramètres de la méthode d'écrouissage critique pour des tôles d'aluminium.

Chapitre II. Les techniques de mesure de champ

II.1. Synthèse des techniques existantes

La mesure de la déformation sous sollicitation mécanique est une information cruciale pour identifier le comportement mécanique d'un matériau. Plusieurs méthodes de mesure de la déformation ont été développées, elles sont classées en trois grandes catégories :

- La mesure indirecte en supposant que le champ de déformation est homogène dans la zone utile de l'éprouvette. La donnée expérimentale est la variation de la distance entre les mors de la machine. Cette méthode ne donne qu'une représentation de la réponse moyenne de l'éprouvette.
- Les méthodes imposant un contact entre l'outil de mesure et l'objet étudié, c'est le cas des jauges de déformation et des extensomètres. Les jauges fournissent une mesure quasi-ponctuelle en fonction de leur taille tandis que l'extensomètre donne une information plus locale que celle obtenue en mesurant le déplacement entre les mors mais cela reste une donnée moyenne.
- Les méthodes sans contact ont permis d'étudier la répartition de la déformation surfacique. L'absence de contact permet d'éviter les interactions entre l'appareil de mesure et l'éprouvette. D'autre part, ces techniques sont développées à l'échelle plus fine pour étudier le comportement local qui nous aide à raffiner des lois de comportement et à comprendre les mécanismes locaux tels que les mécanismes de déformation, d'endommagement et de fissuration.

Ces dernières méthodes, qui mesurent des champs de déformation, sont basées sur des principes différents, le choix d'une méthode dépend de différents aspects : l'application,

le phénomène et la précision étudiée, le dispositif expérimental. On classe dans le paragraphe suivant l'ensemble des techniques de mesure de champ en 3 catégories (Figure II-1) :

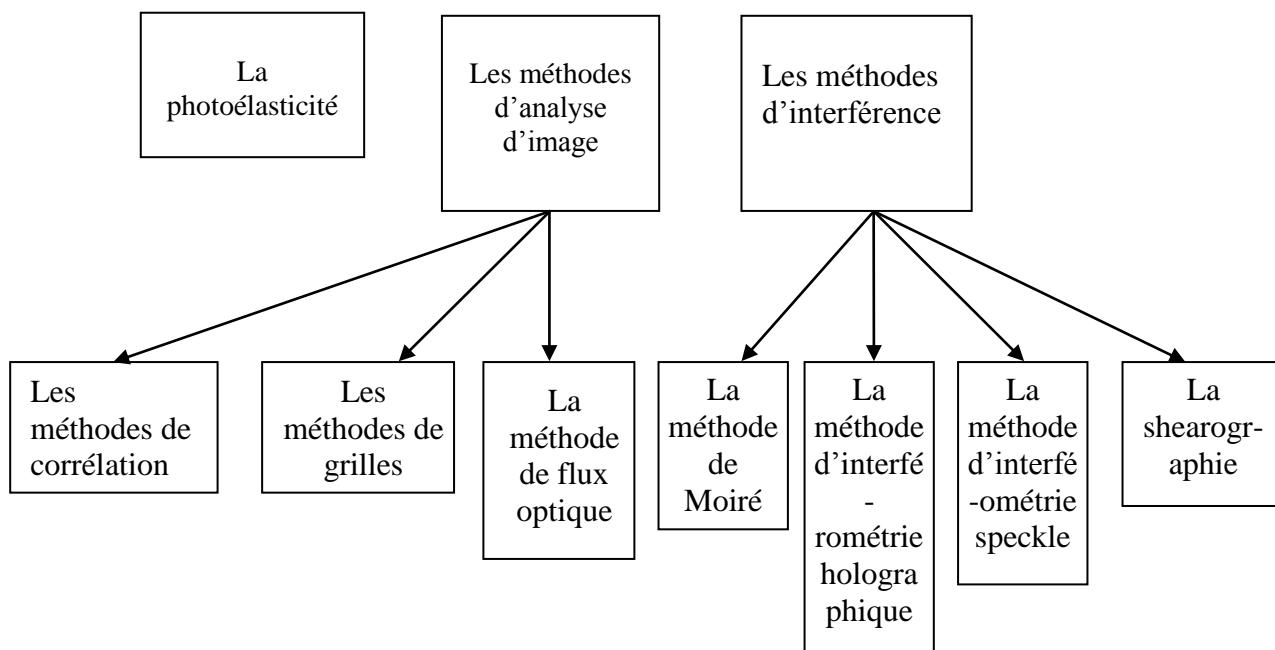


Figure II-1 : Le classement des techniques de mesure de champs cinématiques.

La photoélasticité

C'est la méthode qui se base sur les propriétés optiques de biréfringence de certains matériaux transparents. Sous le chargement, on observe des franges qui sont causées par la déformation dans le matériau. Des analyses de ces franges se font par un polariscope qui peut fournir le champ de déformation du matériau dans domaine élastique.

Les techniques d'interférences

Différentes techniques qui se basent sur le phénomène d'interférences : une frange d'interférence est le lieu où l'intensité résultante des ondes lumineuses et la différence de phase de ces ondes sont constantes. La distance entre les franges est égale à la variation de la phase ou à la différence de chemin optique entre faisceaux. Généralement, les ondes doivent provenir de la même source. On peut citer quelques techniques qui se fondent sur ce principe :

La méthode de moiré a été développée la 1ère fois par Rayleigh en 1874, elle a été largement étudiée et est encore développée aujourd'hui. Ces méthodes analysent les interférences entre un réseau régulier de lignes parallèles qui sert de référence et le réseau à l'état déformé qui est déposée sur la surface de l'échantillon. Cette technique est limitée à des petites zones d'analyse avec des précautions de manipulation mais la précision de mesure peut atteindre $\pm 5 \cdot 10^{-6}$ en déformation dans les bonnes conditions et l'échelle de mesure se situe entre 0,001% et 50% (Avril 1974).

La méthode d'interférométrie holographique : on y observe des franges d'interférence (interférogramme) après l'éclairage d'hologramme. L'évolution de l'interférogramme donne accès aux déplacements dans le plan d'observation et un troisième faisceau permet d'accéder au calcul du champ de déplacement tridimensionnel. Cette méthode obtient une grande précision de l'ordre de $0,05 \mu m$ et la taille de la zone observée est comprise entre quelques mm^2 à $2m^2$ mais elle nécessite un montage expérimental et une procédure de manipulation encombrants (Luxon and Parker 1985).

La méthode d'interférométrie speckle qui porte comme autre nom la granularité laser. Elle se base sur le même principe que l'interférométrie holographique mais on remplace

la plaque photographique par une caméra CCD (Smigielski 2001). La différence fondamentale entre ces deux techniques est l'utilisation d'une lentille pour former l'image de l'objet sur le capteur de la caméra en interférométrie speckle. Il n'est plus possible de restituer une image tridimensionnelle. La mesure par cette méthode est limitée aux petits déplacements et une faible déformation de quelques pour cent.

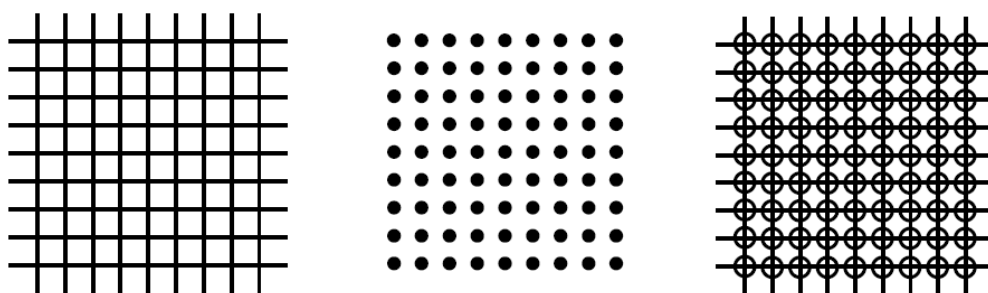
La shearographie consiste à mesurer les gradients de déplacements directement sur une figure d'interférences. L'objet est éclairé par une source de lumière cohérente qui est réfléchi vers un montage optique créant une paire d'images cisailées. Elles créent un interférogramme speckle. Une analyse de deux distributions de phases obtenues est liée au champ de déplacement. La précision de cette méthode dépend du taux de 'cisaillement' des images et elle est limitée à de petites déformations et détecte des déplacements très faibles. Elle exige aussi la présence de nombreux instrument optique précis (Dumoulin 2001).

II.2. Méthode de mesure de champs par l'analyse d'image, les domaines d'application

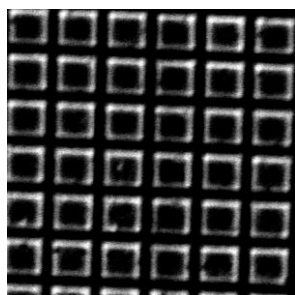
Les méthodes d'analyse d'image sont des méthodes de mesure de champs non intrusives offrant l'accès aux champs de déplacement surfacique d'une éprouvette sollicitée. Ces méthodes procèdent par les comparaisons des photographies de la surface des éprouvettes sollicitées et de la surface étudiée avant sollicitation. Ces comparaisons nécessitent l'existence d'un grand nombre de détails répartis sur la surface observée. Les géométries de repères sont des motifs différents comme les grilles de lignes, les réseaux de cercles ou les motifs aléatoires. Les détails repérés sont observés par divers moyens : le microscope optique, le microscope électronique à balayage ou le système des caméras CCD. Le moyen et le marquage sont adaptés à la taille de l'échelle étudiée. Le principe de ces méthodes consiste à trouver la position d'un même repère dans chaque image. Différentes méthodes existent dans la littérature, la précision de la mesure des déplacements dépend de la résolution des équipements, les conditions d'essai, la puissance des moyens informatiques qui sont variés selon la technique employée. On distingue trois types des méthodes d'analyse d'image :

Les méthodes de grille qui utilisent des repères régulièrement espacés. On suit le déplacement des repères par un traitement d'image simple comme le marquage ou les

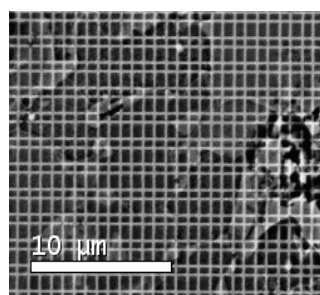
variations des caractéristiques de figures géométriques (diamètre d'un cercle, côté d'un carré). Divers motifs et méthodes de dépôt des grilles sont développés pour les études à différentes échelles. On classe en particulier les techniques de marquage : les techniques de peinture, les techniques de dépôt métallique, les méthodes de gravage mécanique et les techniques de gravage chimique (Figure II-2). Les techniques de dépôts de la grille par micro-électrolithographie et le marquage par attaque chimique sont plus faciles à effectuer pour les petites échelles et adaptées pour l'observation au MEB. Les figures ci-dessous montrent les différents motifs de grilles et les grilles obtenues par différentes techniques (Doumalin 2000).



(a)



(b)



(c)

Figure II-2 : (a) Différents motifs de grilles (b) Grille par attaque chimique (c) Grille par micro lithographie (Doumalin 2000).

La déformation peut être calculée directement à partir de la mesure des variations des caractéristiques géométrique d'un réseau (Figure II-3).

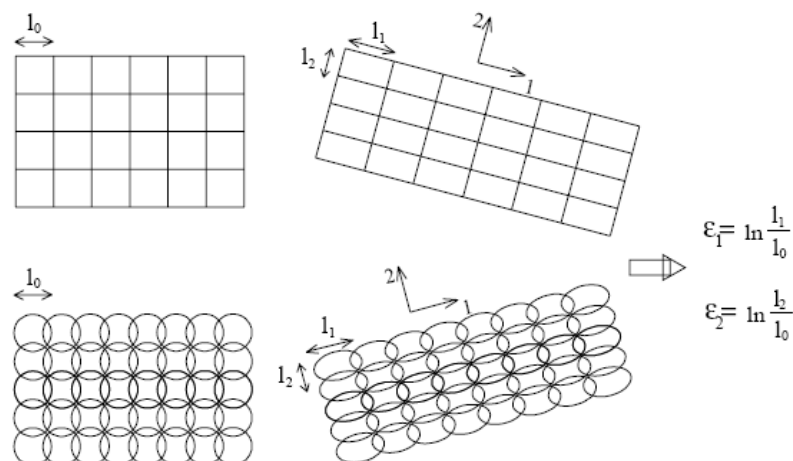


Figure II-3 : Une méthode de calcul de déformation à partir de la mesure des variations de longueurs de réseaux carrés ou circulaires (Dumoulin 2001).

La méthode de corrélation d'image numérique trouve ses origines du côté de la mécanique de fluides pour le but de chercher un moyen d'accéder à la vitesse d'un fluide simultanément en un grand nombre de points. La première application notable en mécanique du solide a vu le jour dans les années 80 et son utilisation est en pleine expansion actuellement. Son principe consiste à suivre les détails locaux qui sont des motifs aléatoires (mouchetis) à la surface de l'éprouvette. Ce type de repère peut exister naturellement à la surface ou on utilise les moyens artificiels pour le créer tel que le dépôt de peinture noire et blanche, le dépôt de toner d'imprimante ou la manière optique par interférence d'une source lumineuse cohérente sur la surface rugueuse de l'éprouvette (granularité laser). On utilise également des grilles pour la corrélation, avec l'avantage d'éviter de cacher la microstructure du matériau observé. Cette technique sera plus amplement détaillée dans le paragraphe suivant.

Les méthodes du flux optique Ces méthodes détectent le mouvement des objets à partir d'une séquence d'image en postulant que l'intensité lumineuse des objets observés se conserve au cours du mouvement. Ces techniques donnent une bonne évaluation de la déformation locale puisque le champ de déplacements est déterminé en chaque pixel mais pour l'application de la mécanique de matériaux, il reste à le prouver.

II.3. La technique retenue : La corrélation d'images numériques (CIN)

Le choix de la technique repose essentiellement sur l'échelle étudiée, le calcul numérique des déformations ainsi que sur les types de sollicitation que doit subir l'échantillon. La recherche de cette thèse s'effectue sur une échelle macroscopique car on réalise les études sur des éprouvettes qui sont composées d'une dizaine de grains de taille centimétrique. Parmi toutes les techniques décrites, la méthode de corrélation d'images sur surface aléatoire est retenue à cause de sa simplicité. Elle permet d'analyser des surfaces de grande taille, les mises en œuvre exigent un système de deux caméras et des bombes de peinture. Le traitement des données numériques est rapide. Le principe et la procédure expérimentale vont maintenant être présentés dans le paragraphe suivant.

II.3.1.1. Le Principe de la méthode

La corrélation d'images consiste à associer à un point matériel M situé au centre d'un pixel de coordonnées (X_i, Y_i) dans une image de référence A, prise avant le début de l'essai de traction, les coordonnées (x_i, y_i) du même point matériel dans une image B prise au cours de la sollicitation. Un petit domaine de pixels identifié par les valeurs de niveaux de gris de chaque pixel représente le point A (Figure II-4). En supposant que les niveaux de gris se conservent de l'image initiale à l'image de l'état déformé, la détermination de ces coordonnées passe par la minimisation d'un 'facteur de corrélation' qui quantifie le niveau de ressemblance des deux sous-images.

Il y a deux familles de formulation des coefficients de corrélation :

La formulation de type produit scalaire : $C = \sum_{i \in D} f(X_i, Y_i) \cdot g(x_i, y_i)$

où $f(X_i, Y_i)$, $g(x_i, y_i)$ sont les niveaux de gris dans les images de référence et déformé, D le domaine de corrélation. Il est possible de normaliser C et de raisonner sur un coefficient compris entre 0 et 1, si on utilise l'expression suivante :

$$C = 1 - \frac{\sum_{i \in D} f(X_i, Y_i) \cdot g(x_i, y_i)}{\sqrt{\sum_{i \in D} (f(X_i, Y_i))^2} \cdot \sqrt{\sum_{i \in D} (g(x_i, y_i))^2}}$$

La formulation de type moindre carré : $C = \sum_{i \in D} (f(X_i, Y_i) - g(x_i, y_i))^2$ qui représente la somme des écarts entre les niveaux de gris des deux domaines de corrélation homologues. Pour la même raison de normaliser ce coefficient, on obtient la forme suivant :

$$C = \frac{\sum_{i \in D} (f(X_i, Y_i) - g(x_i, y_i))^2}{\sqrt{\sum_{i \in D} (f(X_i, Y_i))^2} \cdot \sqrt{\sum_{i \in D} (g(x_i, y_i))^2}}$$

Pour une revue plus complète sur les différents facteurs de corrélation possibles, les lecteurs peuvent consulter les références (Doumalin 2000; Vacher 2003). Le choix de la forme du coefficient de corrélation est important pour la corrélation, surtout pour des images obtenues au MEB. L'image suivante montre une bonne corrélation

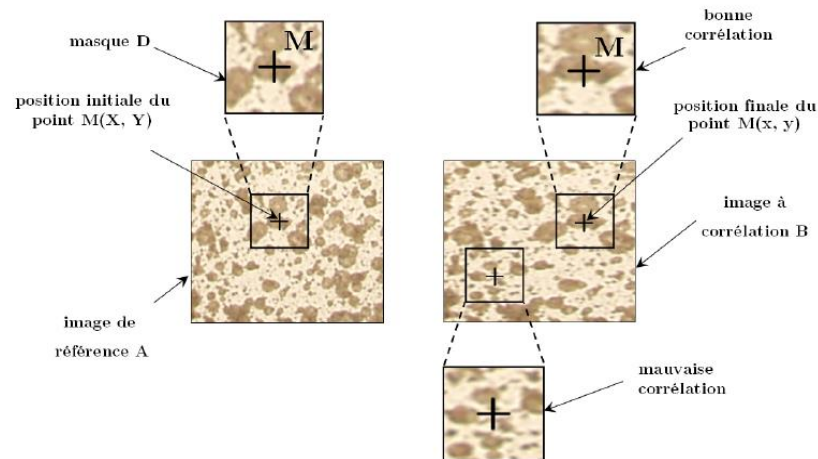


Figure II-4: Exemple d'une bonne et une mauvaise corrélation suivant la position du masque dans l'image déformée (Belhabib et al. 2008).

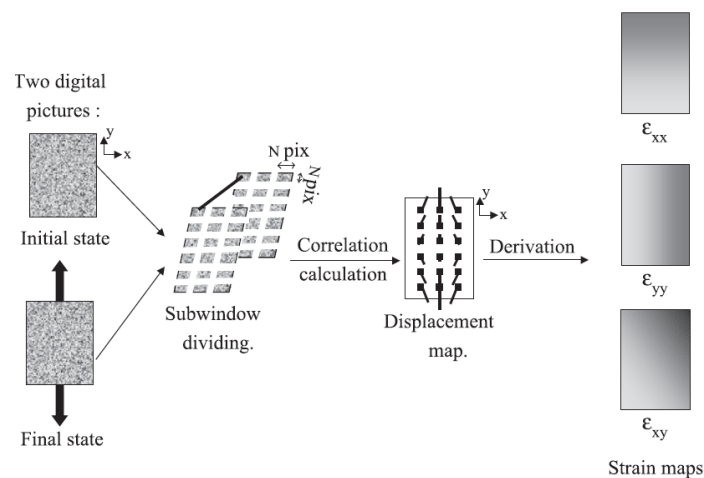


Figure II-5 : Principe du calcul des champs de déformations par dérivation numérique (Lagattu et al. 2004).

A partir de mesures de champs de déplacement, il existe différentes méthodes de dérivation de mesures pour reconstruire le champ de déformation (Figure II-5), la méthode globale se base sur des approximations élément finis, l'autre locale s'appuyant sur l'approximation diffuse (Geers et al. 1996; Avril et al. 2007). À l'heure actuelle, on peut trouver de nombreux logiciels de corrélation d'image commerciaux (ASAME par CamSys, Vic Correlated Solutions, Aramis GOM, 400 Dantec, etc.) ou universitaires (Correla et CorrelVol développés par le LMS Poitiers, 7D par LMECA Annecy, CorrelManuV par le LMS Ecole Polytechnique, KelKins au LMGC Montpellier, Correli au LMT Cachan, etc.) (Crouzeix 2008). En cas de mesure 2D, le déplacement hors plans provoque une distorsion d'image qui entraîne des déformations parasites. L'utilisation de deux caméras est une solution qui permet de limiter des erreurs liées à l'optique. Cette méthode donne en fait accès à des déplacements supplémentaires liés à la profondeur des points de la surface. Le principe du calcul des déplacements est le même que celui de 2D, mais passe par la reconstruction géométrique de la surface qui est calculée par triangulation. La reconstruction de la surface nécessite la connaissance de la géométrie du système stéréoscopique obtenue par une procédure de calibrage. Elle consiste à utiliser une mire plane qui est disposée sur une grille de points blancs régulière avec plusieurs points particuliers (Figure II-6). Ces points servent à estimer, en utilisant plusieurs paires d'images stéréoscopiques de cette mire vue sous différentes orientations, la position et l'angle relatif entre deux caméras. La stéréo-corrélation reprend ensuite le même principe que la corrélation d'images numériques. Un appariement par corrélation est réalisé entre deux images d'un même objet mais vues par deux caméras différentes. Un appariement dit "temporel" est ensuite réalisé entre ces différentes paires d'images stéréoscopiques. A partir des reconstructions 3D de l'échantillon, les champs de déplacements sont calculés à l'instant t. Un inconvénient de cette méthode, c'est la limitation de la taille de la zone d'étude qui dépend du calibrage. On peut trouver plus de détails dans les travaux de (Vacher 2003; Aramis GOM 2009).

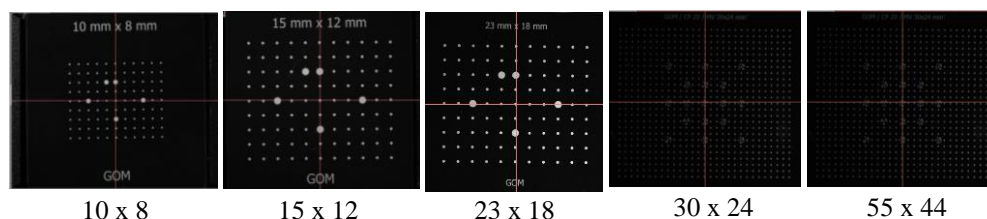


Figure II-6 : Les différentes mires de calibration utilisées par Aramis® (mm×mm).

Chapitre III. Plasticité cristalline

III.1. Comportement plastique de monocristal

III.1.1. Cission critique - Loi de Schmid

A basse température, la déformation plastique des monocristaux est caractérisée à l'échelle cristallographique, par le glissement des dislocations sur les plans denses des atomes (plans contenant le plus d'atomes) et parallèlement aux directions denses du réseau cristallin (Figure III-1). Dans le réseau C.F.C, il existe quatre plans de glissement de type $\{111\}$, avec chacun trois directions denses de type $\langle 110 \rangle$

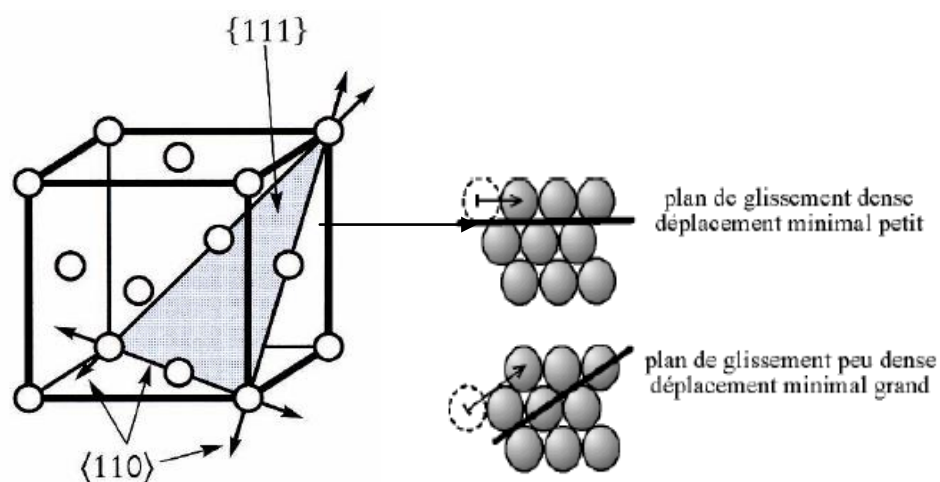


Figure III-1 : Les plans denses et les directions denses dans la structure cubique à faces centrées (Salahouelhadj 2007).

La notation de Schmid et Boas précise les différentes paires (plan et direction) admissibles, et attribue une lettre à un plan et un chiffre à un vecteur donné (Tableau III-1). Chaque direction $\langle 110 \rangle$ est commune à 2 plans $\{111\}$. Il existe alors 12 systèmes de glissement de même type pour la structure CFC. Ils ne sont pas indépendants et on vérifie aisément qu'aucune combinaison de plus de 5 systèmes n'est unique. En

particulier, chacun des 4 groupes de systèmes utilisant un même plan (coplanaires) sont liés par la relation $\vec{b}_1 + \vec{b}_2 + \vec{b}_3 = 0$ (somme de vecteurs de Burgers nulle).

Plans de glissement	Vecteurs de Burgers = directions de glissement des plans	Systèmes de glissement potentiels
A ($\bar{1}11$)	$[\bar{0}\bar{1}1], [101], [110]$	A2, A3, A6
B ($1\bar{1}1$)	$[0\bar{1}\bar{1}], [\bar{1}01], [\bar{1}10]$	B2, B4, B5
C ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$)	$[011], [101], [\bar{1}10]$	C1, C3, C5
D ($1\bar{1}\bar{1}$)	$[011], [\bar{1}01], [110]$	D1, D4, D6

Tableau III-1: Convention de Schmid et Boas pour désigner les systèmes de glissement dans la structure CFC.

Schmid a formulé la condition générale d'écoulement sur un système dans un cristal. Une dislocation devient mobile si la composante suivant la direction de glissement, du vecteur de contrainte appliqué à un plan de glissement est égale à une valeur seuil τ_c , appelée contrainte (cission) critique. La contrainte (cission) résolue pour le système (s) est déterminée par :

$$\tau^{(s)} = (\sigma n^{(s)}) \cdot g^{(s)} = \sigma : (g^{(s)} \otimes n^{(s)})$$

Où σ est le tenseur de contrainte appliquée, $n^{(s)}$ est la normale unitaire au plan de glissement, $g^{(s)}$ le vecteur colinéaire au vecteur de Burgers correspondant (Figure III-2). La loi de Schmid s'énonce alors:

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

où $\dot{\gamma}^{(s)}$ est la vitesse de glissement sur le système (s). Le glissement peut se produire quand la cission résolue sur un plan cristallographique atteint sa valeur critique. Il se produit si cette égalité subsiste après un incrément de chargement, donc si les vitesses d'accroissement de la cission résolue et de la cission critique restent égales. Dans le cas de traction uni axiale, la cission résolue est donnée par :

$$\tau = \frac{F}{S_0} \cos \theta \cos \chi$$

Où χ est l'angle entre l'axe de chargement et la normale au plan de glissement ; θ est l'angle entre l'axe de chargement et la direction de glissement, $M = \cos \theta \cos \chi$ est le facteur Schmid, S est la section de l'éprouvette. Les systèmes de glissement initialement actifs sont ceux pour lesquels le facteur Schmid est le plus grand puisque tous les systèmes d'un même type ont la même cission critique initiale. Dans le cas de la traction uniaxiale, on détermine les systèmes actifs en positionnant l'orientation de l'axe de traction sur une projection stéréographique (Figure III-3).

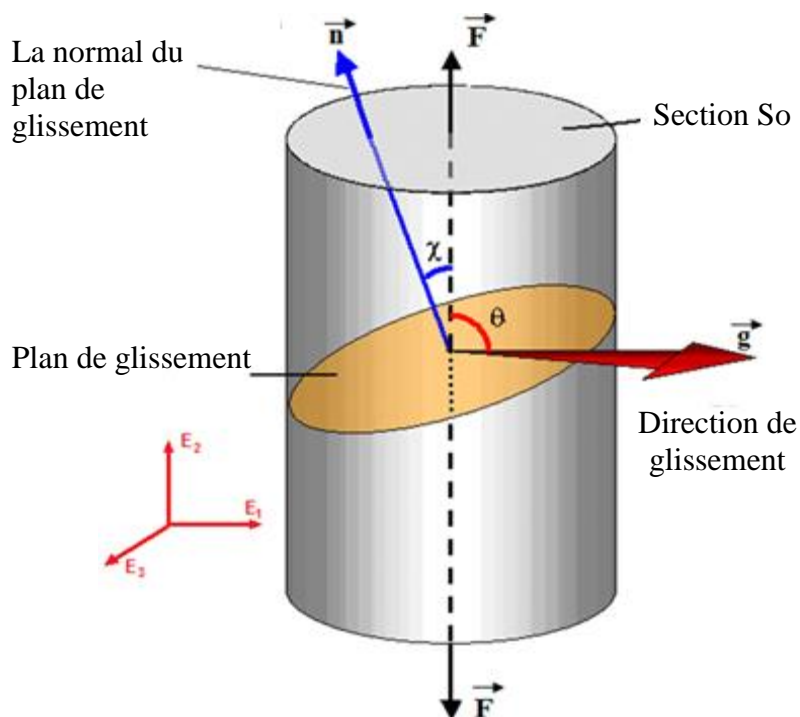


Figure III-2 : Description géométrique des grandeurs utilisées dans le cas de la traction simple.

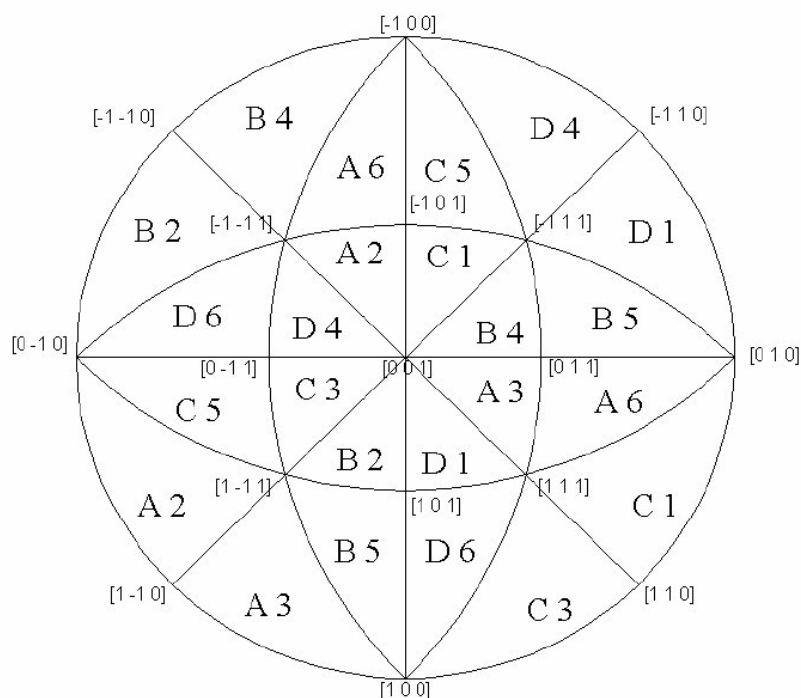


Figure III-3 : Projection stéréographique faisant apparaître les symétries de la structure cubique à faces centrées. Les systèmes activables en traction simple sont donnés pour chaque triangle (Salahouelhadj 2007).

Au-delà du seuil initial, les cissions critiques peuvent évoluer, et cette évolution n'est généralement pas identique pour tous les systèmes même s'ils sont du même type. Cette évolution est causée par l'écroutissage du cristal, c'est-à-dire son durcissement sous l'effet de la multiplication des dislocations qu'il contient.

III.1.2. Caractéristiques d'écroutissage des structures CFC

Pour la plupart des monocristaux de structure CFC en déformation par glissement à température ambiante (autour de $0.3T_f$ plus précisément, T_f est la température de fusion), trois stades successifs de durcissement lors d'un essai uniaxiale ont été mis en évidence depuis longtemps (Figure III-4). On analyse souvent les courbes de contrainte résolue sur le système primaire en fonction du glissement accumulé sur ce même système. Elles présentent trois stades dans le cas où l'axe de traction est loin d'une situation de glissement multiple (Philibert et al. 1969; Adda et al. 1990). Lorsque la déformation est très élevée ou lorsque la température d'essai est plus élevée (à partir de $0,4 T_f$ environ), un stade supplémentaire (stade IV) est observé. Aux très hautes températures on retrouve 3 stades mais ce ne sont en général pas les mêmes car le

premier est le stade IV (M. Zehetbauer, 1993). A cause de la striction et la rupture des éprouvettes au cours des essais de traction à température ambiante, on observe seulement jusqu'au stade III.

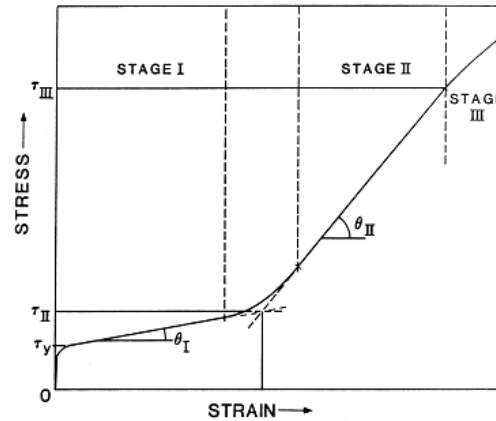


Figure III-4 : Courbe de traction typique pour un monocristal de structure CFC initialement orienté en glissement simple (Keller 2009).

Stade I : Lorsqu'un monocristal subit un chargement uniaxial qui a son orientation située au centre du triangle standard, un seul système de glissement est déclenché par une contrainte faible, c'est la contrainte seuil qu'il faut appliquer pour activer des sources de production de dislocations mobiles de type Frank-Read. Si les dislocations sont réparties sur tous les systèmes de manière comparable (densité isotrope), l'estimation de la contrainte seuil pour un système est donnée par :

$$\tau_{\mu} = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$$

où ρ représente la densité totale des dislocations.

Pendant le stade I, la friction de réseau est faible, le taux de durcissement près constant et de l'ordre $d\tau/d\gamma < 10^{-3} \mu$. Ce stade est donc quasiment linéaire. La plupart de dislocations produites, appartenant au système de glissement actif, atteignent la surface et les lignes de glissement sont généralement longues et droites ; la distance séparant les traces de glissement et leurs longueurs sont indépendantes de la déformation, c'est-à-dire qu'un nombre fixe de sources existe dès le début de la déformation. Le nombre de dislocations stockées dans le matériau est augmenté lorsque les dislocations mobiles

s'arrêtent, l'augmentation de la densité de dislocations sur le système primaire induit des interactions de plus en plus fréquentes entre les dislocations (dipôles, empilements).

Stade II : Ce stade quasi linéaire lui aussi mais de pente plus élevée (typiquement $\mu/300$) n'est pas toujours apparent à l'ambiante pour l'aluminium mais il est nettement présent pour d'autres matériaux CFC de plus faible énergie de faute d'empilement. Avec l'augmentation de la contrainte appliquée, la rotation du réseau cristallin amène l'axe de traction vers une position de symétrie (frontière du triangle standard), et d'autres systèmes de glissement vont s'activer un peu avant ou un peu après avoir atteint une position de symétrie (qui peut être dépassée pour des raisons d'anisotropie d'écroutissage). L'activation simultanée de deux systèmes dans deux plans différents multiplie les intersections et les points d'ancrage, la distance libre des segments diminue et le mécanisme Frank-Read exige une contrainte plus élevée pour être activé. La formation de structures denses de dislocations provoque aussi de plus nombreuses interactions (jonctions, formation de barrières de type Lomer-Cottrell). Cet état entraîne un stade d'écroutissage linéaire avec fort taux de durcissement ($d\tau/d\gamma < \mu/300$) et ce module ne dépend pas ou peu de la température. Les densités de dislocations primaire et secondaire tendent durant ce stade à redevenir comparables, par augmentation sur le système secondaire principalement.

Stade III : La troisième stade est caractérisé par l'activation du glissement dévié au sein du matériau, essentiel pour que les processus d'annihilation de dislocations se multiplient. On parle de « restauration ». A cause du grand nombre de dislocations produites au cours des stades précédents, la probabilité pour que deux dislocations de signes opposés se rencontrent est grande, alors l'annihilation de dislocations est facilitée et la densité de dislocations se stabilise. Au cours du stade III, le durcissement est parabolique, il décroît linéairement avec la contrainte appliquée.

Les différents paramètres influençant la forme de cette courbe de tractions sont évoqués ci-après :

L'influence de l'orientation initiale : pour un monocristal de manière à activer plusieurs systèmes de glissements, le stade I disparaît, l'évolution de l'écroutissage est le stade II dans un premier temps et puis le stade III (Figure III-5).

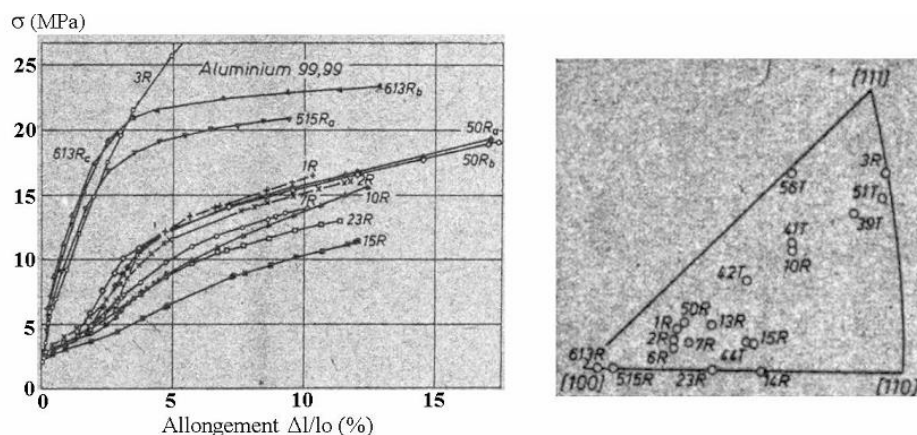


Figure III-5 : Courbe de traction uniaxiale de monocristaux d'orientation différents (Jaoul 1964).

L'influence de la température : Une baisse de la température provoque une extension des stades I et II mais la pente du stade II reste constante. La température influence la valeur de la cission critique (Figure III-6).

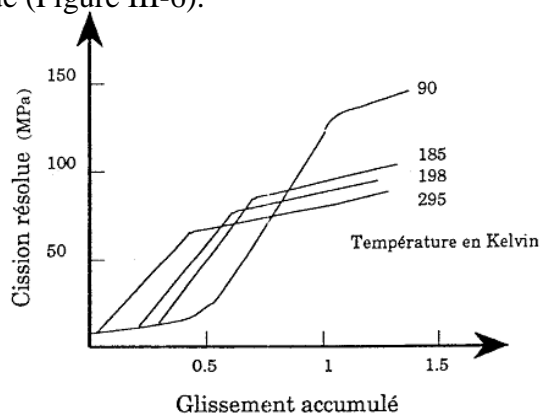


Figure III-6 : Courbe de cission résolue en fonction du glissement à diverses températures de monocristal de cuivre (Tabourot et al. 1997).

L'influence de la pureté du matériau : Les éléments d'addition influencent fortement le comportement du matériau même en très faible quantité. Ils modifient le niveau des contraintes et même le taux de durcissement.

L'influence des conditions expérimentales : La faible limite élastique des éprouvettes monocristallines exige une manipulation très attentive. Le type de dispositif est un facteur important pour l'essai de traction. La rotation du réseau peut être éliminée complètement par utilisation des mordaches à rotules mais l'existence d'une partie non déformée est encore une source de contrainte parasite. Par contre, le mors rigide diminue la longueur de stade I et induit des effets de couples dans l'éprouvette qui peut favoriser l'activité de systèmes secondaires à cause d'un effort tranchant

perpendiculaire à l'éprouvette. Lorsque la section de l'éprouvette diminue à longueur fixée, on observe l'allongement du stade I, ceci s'explique par le fait que le libre parcours moyen des dislocations primaires est augmenté et par la diminution des couples de contrainte induits dans l'éprouvette par le montage.

Le comportement macroscopique des monocristaux est donc en résumé régi par divers mécanismes élémentaires interagissant entre eux. Les nombreuses observations menées au microscope électronique à transmission ont montré qu'une forte corrélation existe entre les stades de durcissement et les structures de dislocations. La modélisation de comportement de ces matériaux nécessite donc des bonnes interprétations ces mécanismes. De nombreux modèles ont été proposés dans la littérature suivant l'importance accordée à différentes caractéristiques de la déformation. Ils reposent sur différents effets de l'interaction entre des dislocations.

III.1.3. Loi de comportement plastique du monocristal

Depuis quelques années, les recherches sur le comportement plastique des matériaux cristallins à partir des mécanismes physiques se développent en partenariat resserré avec le monde industriel où la mise en forme des métaux est un enjeu essentiel. Le but de ces modélisations avancées est l'intégration des différents mécanismes physiques à l'origine de la plasticité en restituant au plus près et de manière prédictive le comportement macroscopique du matériau. Les lois que nous présentons dans ce paragraphe proviennent de deux approches principales : des lois qui se basent sur les densités de dislocations et les lois plus phénoménologiques mais néanmoins définies à l'échelle cristalline. Elles relient toutes les quantités de glissement aux cissions résolues sur un ensemble de systèmes de glissement. Elles font intervenir soit des densités de dislocations, soit des glissements cumulés comme variables internes. Il faut distinguer deux approches différentes pour aborder l'écoulement dans un monocristal : le type « élasto-plastique » qui nécessite d'utiliser des critères spécifiques pour lever les indéterminations mathématiques lors d'un glissement multiple; le type « élasto-viscoplastique », qui lève les indéterminations mais devient plus compliqué en impliquant les déformations et leurs vitesses dans les équations constitutives. Toutes ces lois présentes dans ce paragraphe se décomposent en deux lois qui définissent : la vitesse du glissement sur les systèmes cristallins (loi d'écoulement) et l'évolution des variables internes (loi d'écrouissage).

III.1.3.1. Loi d'écoulement plastique

Pour décrire la loi d'écoulement du monocristal, on peut considérer (dans un ensemble plus large) trois grands types de formulations : la loi de Schmid, la loi de type percolation et la loi puissance, chacune déclinée dans un nombre de variantes plus ou moins grand. Dans cette partie, on présente l'établissement de la loi d'écoulement de type puissance selon la forme développée par Teodosiu (Teodosiu 1975).

Le mouvement d'une dislocation sur le système de glissement est gouverné par les obstacles, la cission résolue nécessaire pour activer le mouvement de la dislocation est décrit par la formule suivante :

$$\tau^{(s)} = \tau_{\mu}^s + \tau^{*s}$$

τ_{μ}^s : Contrainte à longue distance engendrée par les obstacles (contrainte athermique)

τ^{*s} : Contrainte à courte distance (thermiquement activée).

La vitesse de mouvement d'une dislocation est donnée par la formule :

$$v = \frac{bv_D}{\exp\left(\frac{\Delta G_0}{kT}\right) \left[2sh\left(\frac{\tau^{*s} \Delta V^*}{kT}\right) \right]^{-1}}$$

Le passage du comportement d'une dislocation à la vitesse d'écoulement sur le système s'est décrit par Orowan en supposant que la vitesse moyenne de toutes les dislocations mobiles du système suit la même loi :

$$\dot{\gamma}^{(s)} = \rho_m^s b \bar{v}$$

En développement limité au premier ordre, remplacer τ^{*s} par $\tau_{\mu}^s - \tau^{(s)}$, on obtient la formule finale :

$$\dot{\gamma}^{(s)} = \rho_m^s b^2 v_D \exp\left(\frac{-\Delta G_0}{kT}\right) \left| \frac{\tau^{(s)}}{\tau_c^{(s)}} \right|^{\frac{\tau_m^s \Delta V^*}{kT}} \text{sign}(\tau^{(s)})$$

En posant :

$$\dot{\gamma}_0 = \rho_m^s b^2 v_D \exp\left(\frac{-\Delta G_0}{kT}\right) \text{ et } n = \frac{\tau_m^s \Delta V^*}{kT}$$

on a la forme générale de la relation d'écoulement entre la vitesse de déformation et la contrainte en forme de loi puissance

$$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau^{(s)}}{\tau_c^{(s)}} \right|^n \text{sign}(\tau^{(s)})$$

$\dot{\gamma}^{(s)}$: Vitesse de glissement sur le système (s)

L'exposant n de cette loi est identique pour tous les systèmes de glissement dans le cas d'un cristal de structure cubique à faces centrées (C.F.C.). En plus, la limite d'application du développement est $\tau^{*s} \ll \tau_{\mu}^s$, c'est-à-dire que cette loi est valide en régime de déformation à froid (température inférieure à $0,3T_f$ environ).

III.1.3.2. Loi d'érouissage

Pour la loi d'érouissage, la distinction principale se fonde sur la nature des variables. Il faut bien distinguer les lois purement phénoménologiques qui ne prennent en compte que le glissement plastique, les lois semi-phénoménologiques qui incorporent des variables à signification physique, et les modèles physiques qui sont basées sur l'analyse des dislocations.

Les lois phénoménologiques relient les vitesses de cisssions critiques aux vitesses de glissement via une matrice de modules d'érouissage à laquelle on attribue directement des propriétés (comme l'isotropie, l'anisotropie, la positivité, la symétrie,..) conformément au cadre de la mécanique des milieux continus en plasticité. Ces approches ne réfèrent pas aux mécanismes microstructuraux sous-jacents. Les modules diagonaux représentent l'auto-érouissage et les termes non diagonaux les interactions entre paires de systèmes. Les travaux précurseurs sur ces approches sont ceux de Koiter, Mandel (Mandel 1965), Hill (Hill 1948), Hutchinson (Hutchinson 1964a; Hutchinson 1964b), Asaro, Needleman (Asaro and Needleman 1984). De nombreuses hypothèses sur la matrice d'interaction ne sont pas réalistes physiquement, en particulier lorsqu'ils sont pris constants, ou lorsque les termes non diagonaux sont supposés inférieurs aux

termes diagonaux (Zarka 1972; Zarka 1973). Mais l'analyse de ces situations a permis la construction de modèles avancés et correctement fondés au plan mécanique, ce que les approches physiques ne garantissaient pas toujours.

La formulation des modèles physiques est basée sur l'analyse de l'évolution des cisssions critiques, qui dépendent du glissement sur l'ensemble des systèmes via l'évolution des densités de dislocations selon les divers systèmes de glissement et une matrice de coefficients d'interactions entre celles-ci dont les termes diagonaux représentent les interactions entre dislocations d'un même système et les autres représentent les interactions entre paires de dislocations de systèmes différents. Les termes diagonaux mettent en jeu des interactions à distance (et en stade III les annihilations directes) tandis que les interactions de paires sont dominées par les mécanismes d'intersection. De cette matrice de coefficients qui sont quasi constants on explicite la matrice des modules d'écrouissage qui eux sont variables. Ces approches microstructurales permettent d'explicitier une part de la complexité de la matrice des modules d'écrouissage et des évolutions relatives de ses termes. Les coefficients de la matrice d'interactions de dislocations peuvent être estimées soit indirectement par les mesures expérimentales de l'écrouissage latent (Franciosi 1984; Jackson et al 1967; Wu et al. 1991; Miyaoto et al. 1977), soit directement par des calculs numériques de dynamique des dislocations une technique qui n'est permise que depuis une douzaine d'années environ (Fivel 1997; Fivel and Forest 1999; Devincere et al. 2006; Madec 2001). Les approches phénoménologiques d'origine de Koiter et Mandel ne seront pas reprises ici. A l'heure actuelle, les approches phénoménologiques intègrent les fondements physiques établis, en donnant aux modules d'écrouissage des expressions en accord aux formes physiquement réalistes, en partant des premiers modèles de Taylor, Kocks notamment. Les approches physiques qui se basent sur la décomposition des mécanismes élémentaires des dislocations permettent de décrire le comportement du monocristal sous différentes conditions de sollicitation, tandis que les modèles récents d'agrégats (Arsenlis and Parks 2002; Arsenlis and Parks 1999; Evers et al. 2004; Evers et al. 2002; Ma et al. 2006b) intègrent aussi les effets de joints des grains via l'analyse de "Geometrically Necessary Dislocations" (GND). Les tableaux ci-dessous résument des modèles du comportement du monocristal par différentes approches.

	Auteur	Lois de comportement		Matériaux/Avantage/Inconvénient/Référence
		Loi d'écoulement	Loi d'écrouissage	
Modèles phénoménologiques	Taylor (1935)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left \frac{\tau^{(s)}}{\tau_c^{(s)}} \right ^n \text{sign}(\tau^{(s)})$	$\forall s, \dot{\tau}_c^s = h_0 \dot{\gamma}$	<p>Cubique</p> <p>+ Simple Ecrouissage isotrope, la première approche</p> <p>- Ne pas tenir en compte l'effet de l'écrouissage latent (Taylor 1934), (Saimoto and Van Houtte 2011), (Havlicek et al. 1990)</p>
	Kocks (1976)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left \frac{\tau^{(s)}}{\tau_c^{(s)}} \right ^n \text{sign}(\tau^{(s)})$	$\dot{\tau}_c = h_0 \frac{\tau_{sat} - \tau_c}{\tau_{sat} - \tau_0} \dot{\gamma} ; \tau_{sat} = k_{sat} \left \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} \right ^{\frac{A}{RT}} ; \dot{\gamma} = \sum_s \dot{\gamma}^s $	<p>L'acier 316 L (N) en fluage</p> <p>+ Saturation de l'écrouissage à une valeur qui dépend de la température. Ecrouissage isotrope, Saturation de l'écrouissage dépend de la température.</p> <p>- Ne pas tenir en compte l'effet de l'écrouissage latent (Kocks and Mecking 2003), (Mecking et Kocks 1981), (Mecking et al. 1996)</p>
	Peirce et Asaro (1983)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left \frac{\tau^{(s)}}{\tau_c^{(s)}} \right ^n \text{sign}(\tau^{(s)})$	$\dot{\tau}_c^s = \sum_u h^{su} \dot{\gamma}^u $ $h^{(su)} = qh(\gamma) + (1-q)h(\gamma)\delta^{su}$ $h(\gamma) = h_0 \sec^2\left(\frac{h_0\gamma}{\tau_{sat} - \tau_0}\right); \dot{\gamma}^u = \sum_s \dot{\gamma}^{(s)}$	<p>L'aluminium</p> <p>+ Au chargement quasi-statique, séparer l'auto écrouissage et l'écrouissage latent</p> <p>- Valable pour les calculs 2D (Peirce et al. 1983), (Asaro and Needleman 1984), (Asaro and Lubarda 2006)</p>
	Anand et Kalidindi (1992)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{ \tau^{(s)} }{s^{(s)}} \right)^n \text{sign}(\tau^s)$	$\dot{s}^{(s)} = \sum_\beta h^{(s\beta)} \dot{\gamma}^{(s)} $ $s^s = s_0 \text{ à } t = 0, h^{(su)} = q^{(su)} h^{(u)}$	<p>Le cuivre et l'aluminium, à froid</p> <p>+ Valable par différents comparaison numériques et expérience. (Anand 2004), (Kalidindi et al. 1992), (Kalidindi et al. 2004), (Raabe et al. 2001) (Badulescu et al. 2011), (Zaefferer et al., 2003)</p>
Méric et Cailletaud (1991)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \left\langle \frac{ \tau^{(s)} - x^{(s)} - r^{(s)}}{K} \right\rangle^{n^s} \text{sign}(\tau^{(s)} - x^{(s)})$	$ \tau^{(s)} - x^{(s)} > r^{(s)} ; x^{(s)} = c^{(s)} \alpha^{(s)}$ $r^{(s)} = r_0^{(s)} + \sum_s h^{(su)} Q^{(u)} (1 - \exp(-b^{(u)} v^{(u)}))$ $\dot{\alpha}^{(s)} = \dot{\gamma}^{(s)} - d^{(s)} \alpha^{(s)} \left(\varphi^{(s)} + (1 - \varphi^{(s)}) \exp(-\delta^{(s)} v^{(s)}) \right) \dot{\gamma}^{(s)} $	<p>Les superalliages base nickel et Acier 316</p> <p>+ Ecrouissage cinématique, modèle basé sur l'observation macroscopique (Méric et al. 1991; Méric et al. 1994), (Cailletaud et al. 2003), (Forest et Cailletaud 2005), (Zeghadi 2005) (Barbe 2000),</p>	

	Auteur	Lois de comportement		Matériaux/Avantage/Inconvénient/ Référence
		Loi d'écoulement	Loi d'écrouissage	
Modèles Physiques	Teodosiu (1971)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left \frac{\tau^{(s)}}{\tau_c^{(s)}} \right ^n \text{sign}(\tau^{(s)})$	$\dot{\tau}_c^s = \sum_u h^{su} \dot{\gamma}^u \quad h^{(su)} = \frac{\mu}{2} a^{(su)} \frac{1}{\sqrt{\sum_q a^{(sq)} \rho^{(q)}}} \left(\frac{1}{K} \sqrt{\sum_{q \neq u} \rho^{(q)}} - 2y_c \rho^{(u)} \right)$ $\dot{\rho}^u = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{K} \sqrt{\sum_{q \neq u} \rho^{(q)}} - 2y_c \rho^{(u)} \right) \dot{\gamma}^u $	<p>Cubiques + Comportement à froid, prendre en compte le stade III (Teodosiu 1975), (Hoc et al. 2003)</p>
	Franciosi 1980-1984	<p>Loi écoulement de type Schmid généralisée</p>	$\tau_c^{(s)} = \mu b \sqrt{\sum_q a^{(sq)} (\rho_0^{(q)} + \rho_M^{(q)} + \rho_J^{(q)})}$ $\dot{\tau}_c^{(s)} = \sum_{q=1}^N \left(A^{(sq)} \dot{\tau}^{(q)} + B^{(sq)} \dot{\gamma}^{(q)} \right) \quad A^{(sq)} = \frac{(\mu b)^2}{2\tau_c^{(s)}} a^{(sq)} \frac{\partial \rho_M^{(q)}}{\partial \tau^{(q)}}$ $B^{(sq)} = \frac{(\mu b)^2}{2\tau_c^{(s)}} \sum_{p=1}^{N_s} a^{(sp)} \frac{\partial \rho_J^{(q)}}{\partial \gamma^{(q)}}$	<p>Cubique (C.C, C.F.C) + Physique complet, classer les natures des interactions entre dislocations des différents systèmes de glissement - Difficile à implanter pour le calcul numérique (Franciosi, P. 1982 ; Franciosi, P. 1984)</p>
	Cuitino et Ortiz (1993)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left[\left(\frac{\tau^{(s)}}{g^{(s)}} \right)^n - 1 \right] \quad \text{si } \tau^{(s)} > g^{(s)}$ <p>= 0 sinon</p>	$g^s = h^{ss} \dot{\gamma}^s$ $h^{(ss)} = h_c^s \left(\frac{g^s}{\tau_c^s} \right)^3 \left\{ \cosh \left[\left(\frac{\tau_c^s}{g^s} \right)^2 \right] - 1 \right\}$ $h_c^s = \frac{\tau_c^s}{\gamma_c^s}; \tau_c^s = \alpha \mu b \sqrt{\pi n^s}; \gamma_c^s = \frac{b \rho^s}{2\sqrt{n^s}}$ $n^s = \sum_u a^{su} \rho^u; \rho^{(s)} = \rho_{sat} \left[1 - \left(1 - \frac{\rho_0}{\rho_{sat}} \right) e^{-\frac{\gamma^s}{\gamma_{sat}}} \right]$	<p>L'aluminium + Nouvelle approche par les formules de type percolation - Saturé trop rapidement (Cuitino and Ortiz 1993), (Cuitino 1996), (Zhao et al. 2007; Zhao et al. 2008)</p>

	Auteur	Lois de comportement		Matériaux/Avantage/Inconvénient /Référence
		Loi d'écoulement	Loi d'écrouissage	
Modèles Physiques	Saai (2007)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\tau^{(s)} - \tau_{cin}^{(s)}}{\tau_{\mu}^{(s)}} \right)^n \text{sign}(\tau^{(s)} - \tau_{cin}^{(s)})$	$\tau_{\mu}^{(s)} = \mu b \sqrt{\sum_u \alpha^{(su)} \rho^{(u)}} ; \tau_{cin}^{(s)} = \frac{\mu b}{4(1-\nu)} \lambda^{(s)} \rho_{is}^{(s)}$	L'aluminium + Variable pour écrouissage cinématique, 2 types dislocation s stockées (Saai 2007; Saai et al. 2010)
	Busso et McClintock (1996)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0 \exp \left[-\frac{F_0}{\kappa \theta} \left\{ 1 - \left\langle \frac{ \tau^{(s)} - S^{(s)} \mu / \mu_0}{\hat{\tau}_0 \mu / \mu_0} \right\rangle^p \right\}^q \right] \text{sign}(\tau^{(s)})$	$S^{(s)} = \lambda \mu b \sqrt{\sum_{u=1}^N h^{(su)} \rho_T^{(s)}} ; \rho_T^{(u)} = \rho_e^{(u)} + \rho_s^{(u)}$	Nikel, Al-0.5%Mg, Cuivre + Valide par différents calculs. Variable dislocation type coin et vis (Cheong and Busso 2006; Cheong and Busso 2004; Busso and McClintock 1996; Busso et al. 2000), (Abrivard 2009)
	Ohashi (1987)	Loi écoulement de type Schmid.	$\dot{\tau}^s = \sum_u h^{su} \dot{\gamma}^u ; \tau^s = \tau_0 + \sum_u a^{su} \alpha \mu b \sqrt{\rho_s^u}$ $\dot{\rho}_s^{(s)} = \frac{c \dot{\gamma}^s}{b L^s} ; L^s = \frac{c^*}{\left(\sqrt{\sum_u w^{su} (\rho_s^{(u)} + \ \rho_G^{(u)}\)} \right)} ; h^{su} = \frac{a^{su} \alpha \mu c}{2(L^u \sqrt{\rho_s^{(u)}})}$	CFC, Nickel. + Paramètres de dislocation de type SSD et GND - Peu réaliste à grande déformation plastique (Ohashi 1994; Ohashi 1990; Ohashi et al. 2009)
Modèle Interface	A.Ma (2006)	$\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0^s \exp \left[-\frac{Q_{slip}}{k_B \theta} \left(1 - \frac{ \tau^s - \tau_{pass}^s}{\tau_{pass}^s} \right) \right] \quad \text{si } \tau^s > \tau_{pass}^s$ $= 0 \quad \text{si } \tau^s \leq \tau_{cut}^s$ Au joint des grains : $\dot{\gamma}^{(s)} = \dot{\gamma}_0^s \exp \left[-\frac{Q_{eff}}{k_B \theta} \left(1 - \frac{ \tau^s - \tau_{pass}^s}{\tau_{pass}^s} \right) \right] \quad \text{si } \tau^s > \tau_{pass}^s$ $= 0 \quad \text{si } \tau^s \leq \tau_{cut}^s$	$\dot{\gamma}_0^s = \frac{k_B \theta v_0}{c_1 c_3 G b^2} \sqrt{\rho_p^s} \quad \tau_{pass}^s = c_1 G b \sqrt{\rho_p^s} ; \tau_{cut}^s = \frac{Q_{slip}}{c_2 c_3 b^2} \sqrt{\rho_F^s}$ Au joint des grains : $\tau_{cut}^s = \frac{Q_{eff}}{c_2 c_3 b^2} \sqrt{\rho_F^s} ; Q_{eff} = Q_{slip} + Q_{GB}^s ; Q_{GB}^s = c_9 E_{GB}^s$	Bicristal Aluminium, zone au des joints de grains + Dislocation de type SSD et GND, valide par la confrontation numérique et expérience - Formules lourdes, nombre des paramètres énorme (Ma et al. 2006b; Ma et al. 2006a; Ma et al. 2006c; Ma and Roters 2004; Ma et al. 2007)

Chapitre IV. Techniques d'identification des lois de comportement

IV.1. Introduction

On considère un solide en état d'équilibre et on se pose deux problèmes mécaniques : le premier problème consiste à déterminer les champs de contrainte et de déformation à partir des efforts appliqués et des relations de comportement. On l'appelle le problème direct; au contraire, le problème qui consiste à identifier les paramètres de loi de comportement à partir des données expérimentales est nommé le problème inverse (Figure IV-1).

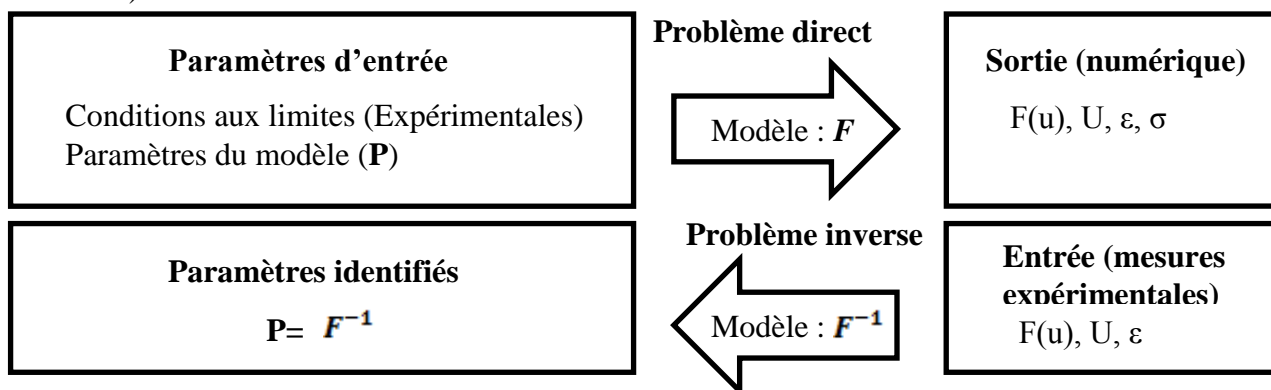


Figure IV-1 : Entrées et sorties des problèmes direct et inverse.

L'objet principal de ce travail est d'utiliser les mesures de champs de déplacements pour identifier les paramètres de la loi de comportement plastique, via un nombre d'essais si possible réduit sur des éprouvettes multicristallines. Dans la littérature, on peut trouver plusieurs méthodes exploitées pour différents types de matériaux. On trouve une revue de ces différentes techniques dans (Avril et al. 2008; Avril et al. 2007). Parmi ces méthodes, on s'intéresse à celles appliquées aux matériaux hétérogènes. Les paragraphes suivants représentent les méthodes d'identification qui se basent sur la mesure de champs cinématiques.

IV.2. Présentations des techniques d'identification

IV.2.1. Méthodes de champs virtuels

Une approche beaucoup efficace pour l'identification des paramètres élasto-plastiques à partir de mesures de champs, qui ne nécessite pas du calcul EF, a été proposée par Grédiac (Grédiac 1989; Grédiac et al, 2002); (Avril et al. 2007). Initialement développée pour l'identification des propriétés élastiques, la méthode des champs virtuels (VFM) a été validée pour l'identification des paramètres élasto-plastiques sur des données simulées par (Grédiac et al. 2002), puis sur des données expérimentales par (Pannier et al., 2006) et (Avril et al. 2007).

Cette méthode est basée sur le principe des travaux virtuels : les champs de déplacement mesurés sont utilisés pour quantifier les composantes du tenseur de contrainte dans le spécimen. Les contraintes résultantes dépendent de paramètres du modèle de comportement par les relations contrainte-déformation, en exigeant que les contraintes assurent de satisfaire des contraintes d'équilibre (via le principe des travaux virtuels), des paramètres du matériau d'entrée sont mis à jour jusqu'à ce que l'équilibre soit atteint (Avril et al. 2008).

IV.2.2. La méthode de l'écart à l'équilibre

La méthode de l'écart à l'équilibre est une méthode utilisant des champs de déplacements mesurés pour l'identification. Il s'agit non pas de propriétés mécaniques moyennes sur la surface étudiée, mais de champs de propriétés en un nombre fini de régions de la structure étudiée. La formulation proposée peut être dérivée pour l'identification de champs de propriétés mécaniques ou thermiques (Claire et al. 2003).

La méthode repose sur l'écriture de l'équilibre mécanique à l'intérieur de la structure étudiée. L'idée est de chercher un champ de propriétés mécaniques qui conduit, pour un champ de déplacements donné, à l'équilibre interne ($div(\sigma)=0$) de la structure. La traduction de cet équilibre, écrit sous une forme faible (entre des éléments adjacents pour une discrétisation EF donnée de l'objet étudié), conduit à un système d'équations linéaires. Dans ce système, les inconnues sont les champs de modules élastiques, tandis que les données sont les champs de déplacements mesurés.

IV.2.3. La méthode de recalage de modèles éléments finis

Une idée simple pour identifier un modèle mécanique à l'aide mesures de champs de déplacements consiste à recalculer de façon itérative la réponse d'un modèle EF à partir d'une comparaison entre champs cinématiques calculés et champs mesurés (Figure IV-2). A chaque nouveau calcul de l'écart constaté entre les deux champs, on en déduit une correction à apporter aux paramètres du modèle mécanique, afin de réduire l'écart entre les deux champs (mesurés et simulés).

Cette méthode est moins difficile à mettre en œuvre et elle est très générique. Elle conduit toutefois systématiquement à des temps de calculs élevés (résolution itérative). Elle est par ailleurs généralement assez sensible au bruit de mesure (Avril et al. 2008b). Elle demande enfin une attention particulière en termes de détermination des efforts, étant donné que seules les résultantes des actions mécaniques sur les frontières peuvent être mesurées. L'hétérogénéité du champ de déformations peut être générée par un « accident géométrique » sur une éprouvette (Meuwissen et al. 1998; Belhabib 2007; Mohammad Sadeghi 2010). Il est possible d'étendre ces méthodes aux cas de l'élastoplasticité (Cooreman et al. 2007), même si la détermination de la matrice de sensibilité peut se révéler plus délicate. Concernant les matériaux cristallins, on trouve de nombreux travaux visant à identifier les paramètres de lois de comportement cristallines (Hérispré 2006; Dexet 2006 ; Salahouelhadj 2007). Cette méthode est retenue ici pour identifier les paramètres du modèle monocristallin.

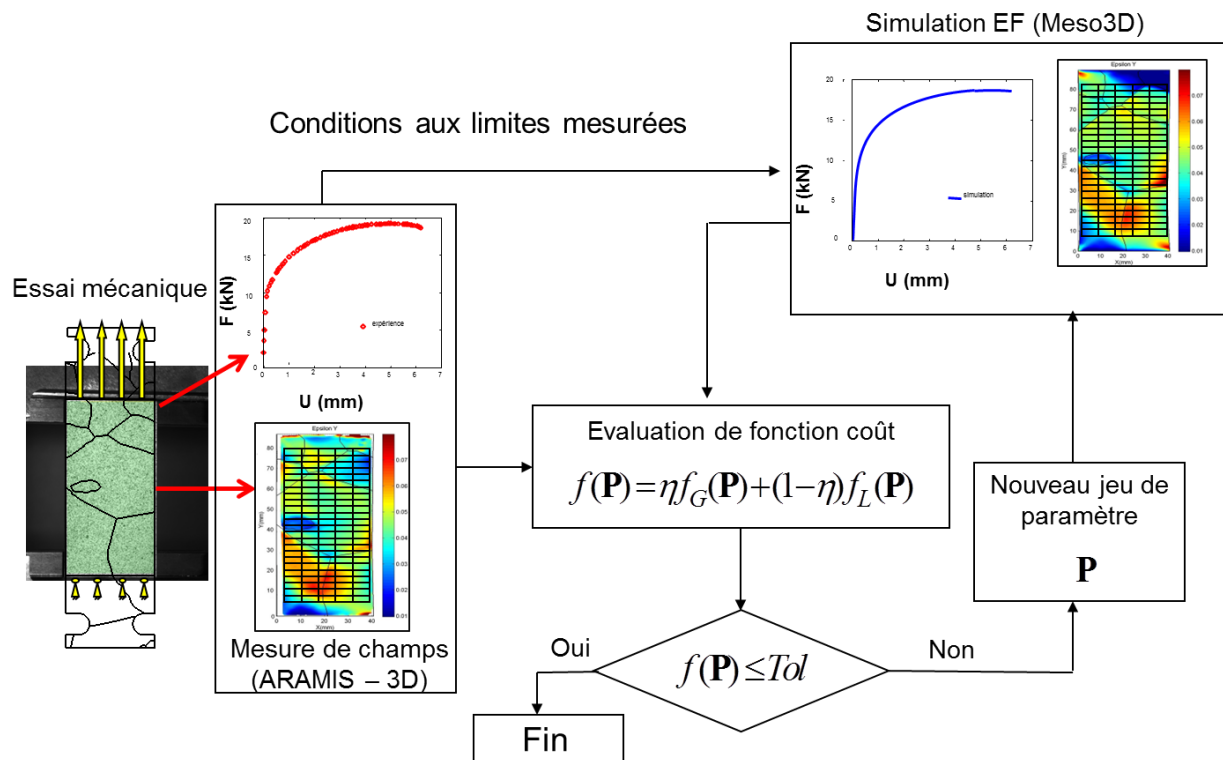


Figure IV-2 : Identification d'une loi de comportement par la méthode de recalage éléments finis (Salahouelhadj 2007; Haddadi 2009 ; Haddadi et al. 2012).

Chapitre V. Analyse des sources d'erreurs.

V.1. Introduction

Des études systématiques sur les incertitudes de la méthode d'identification par recalage de modèles éléments finis ont été analysées par (Héripré 2006 ; Cooreman et al. 2007). La Figure V-1 synthétise la procédure expérimentale et numérique de notre étude et les sources de l'erreur principale. Les mesures principales sont basées sur la méthode de mesures des champs, la première application pour les travaux d'élaboration de multicristaux a pour but de déterminer approximativement la valeur de la déformation critique. Ensuite, les mesures de champ cinématique sur la surface des multicristaux sont effectuées. Les champs de déformations expérimentaux et les informations structurales avec les calculs éléments finis servent à identifier les paramètres de la loi de comportement utilisée en minimisant la différence simulation-expérience. Cependant, pour assurer la fiabilité de l'identification, il est indispensable d'estimer les erreurs pouvant intervenir au niveau de la mesure expérimentale et au niveau des calculs. Une étude systématique des incertitudes est représentée dans les paragraphes suivants avec pour but de quantifier les erreurs liées à chaque étape. Elles ont été classées en 3 catégories : les erreurs purement expérimentales, les incertitudes d'origine numérique, les erreurs de superposition simulations/mesures.

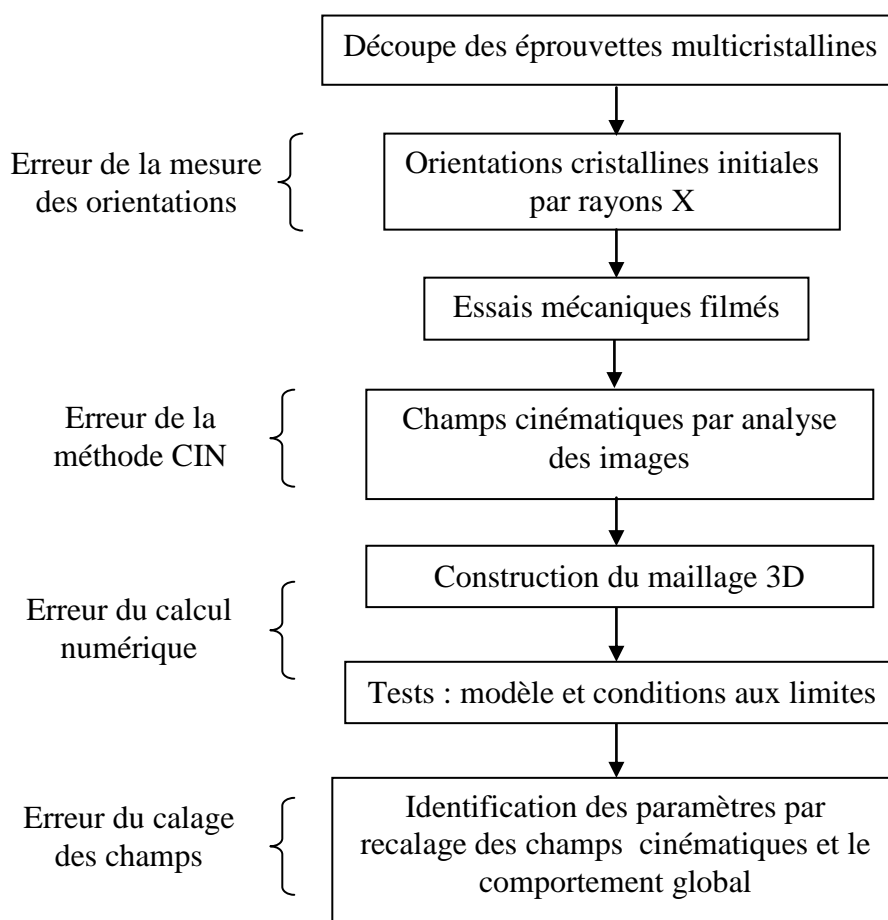


Figure V-1 : Synoptique de la procédure expérimentale et numérique avec les principales sources d'erreur.

V.2. Erreurs de la méthode de mesure des champs

La mesure de champs cinématiques est la source des erreurs principales de cette étude. En effet, à l'échelle macroscopique, la mesure 3D par le système de deux caméras permet de mesurer de très petites déformations dans le domaine élastique (à moins de 0,2%). Les différentes sources d'erreurs de cette technique sont rapportées dans (Belhabib 2007 ; Haddadi et al. 2008). On les classe en deux catégories :

- La première source est liée à la qualité du matériel de mesure et à l'environnement de travail comme les lentilles et le capteur de la caméra, la luminosité, le contraste et la stabilité des dispositifs.
- La deuxième est celle liée à la qualité du repère (aléatoire ou régulier), à l'algorithme de corrélation et aux paramètres du post-traitement.

L'estimation de précision de la méthode de mesure consiste à étudier le champ des déformations de l'éprouvette dans le même état mécanique, les déformations obtenues, théoriquement nulles, donnent l'erreur globale de mesure.

Pour étudier le champ cinématique des multicristaux à taille centimétrique, le système de mesure (qui comprend le système de caméra avec le logiciel) qui est utilisé dans cette étude est celui développé par Aramis GOM (Figure V-2). L'utilisation de deux caméras en stéréovision permet de limiter les erreurs liées à l'optique et donne en fait accès à des déplacements 3D des points de la surface, mais limite forcément la taille de la zone d'étude. La luminosité et la stabilité du système sont bien contrôlées. Dans cette étude, les erreurs de la première source sont négligeables, les erreurs liées aux paramètres de post-traitement et la qualité de mouchetis seront rapportées suivantes.

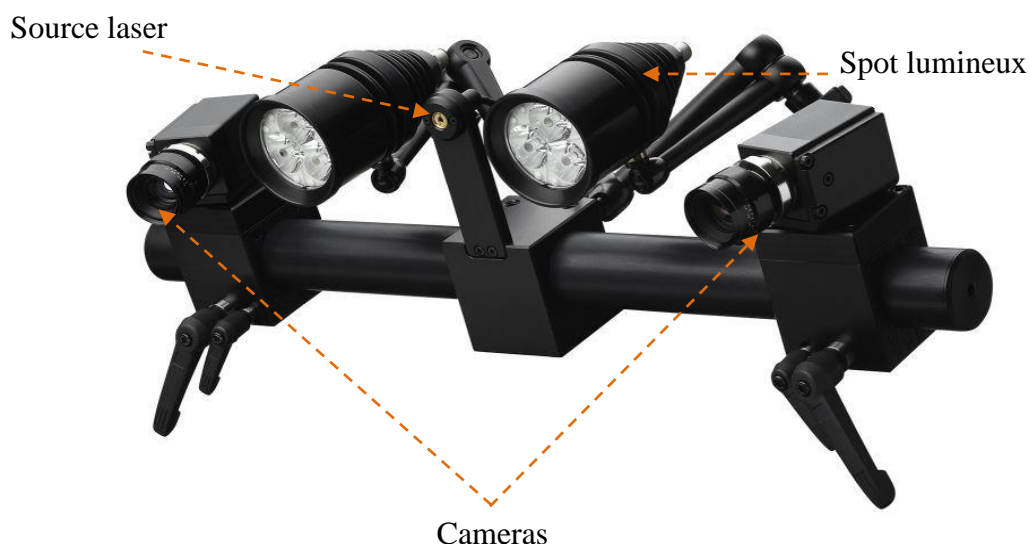


Figure V-2 : Le système d'acquisition d'images d'Aramis®.

Influence de la qualité du mouchetis sur la corrélation

Le mouchetis est indispensable pour que la corrélation fonctionne correctement parce que la surface du matériau étudié n'est pas assez contrastée à l'état naturel. Cette étape consiste à déposer préalablement une couche fine de peinture blanche suivie des jets de peinture noire sur la surface de l'éprouvette. Il faut assurer que la couche de peinture se déforme bien en même temps que la surface de celle-ci et reste collée au cours de chargement. Expérimentalement, on suggère une application du mouchetis à 30 minutes avant le début de l'essai.

Une question se pose sur la reproductibilité de cette méthode en raison de la difficulté de maîtrise de la densité, de la distribution et de la taille des tâches qui dépendent de l'opérateur. De plus, la technique de stéréovision limite fortement la zone d'étude, la taille de celle-ci dépend de l'étape de calibration, une zone plus large est mieux adaptée à des tâches de tailles différentes que celle plus petite, c'est pourquoi il faut établir des mouchetis de référence qui donnent le moins d'erreurs possible pour chaque taille d'objet étudié. La comparaison de la similarité entre le mouchetis réalisé et la référence est indispensable avant l'essai.

Qualitativement, le mouchetis doit satisfaire les exigences suivantes :

- La répartition des tâches homogène.
- Le bon contraste local des tâches.
- La taille des tâches idéales est de 3 pixels dans l'image numérique.
- La densité de tâches noire couvre environ 50% de la zone d'étude.

La Figure V-3-a montre une surface peu aléatoire par manque de contraste, le mouchetis dans la Figure V-3-b n'assure pas la condition de distribution aléatoire, la Figure V-3-c montre un exemple du mouchetis idéal pour la corrélation. La Figure V-4 représente le mouchetis déposé sur un échantillon par la technique disponible au laboratoire, les erreurs obtenues en utilisant le mouchetis de référence sont montrés sur la Figure V-5 et le Tableau V-1 associé. L'erreur maximale obtenue sur la déformation est égale à 0,027% dans les directions x et y.

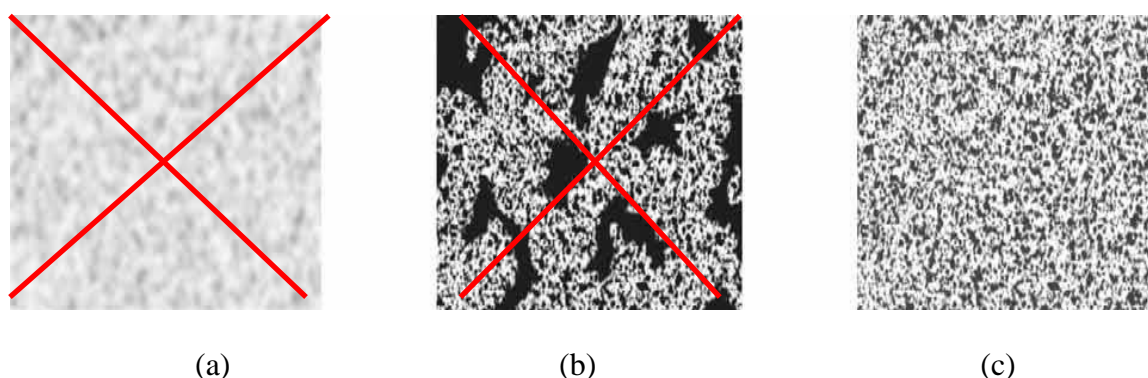


Figure V-3 : Qualité du mouchetis (Aramis GOM, 2009) : (a) faible contraste des motifs de mouchetis, (b) Fort contraste des motifs de mouchetis avec distribution de larges tâches qui rend un champ de mesure incomplet, (c) Bons motifs de mouchetis.

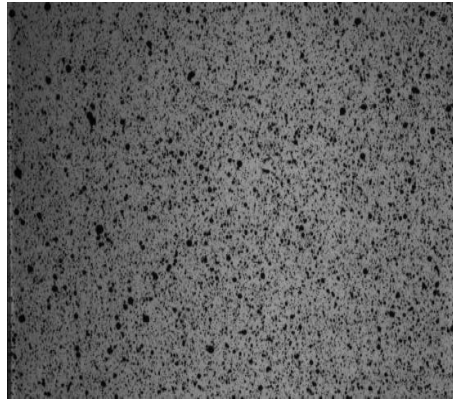


Figure V-4 : Surface de l'éprouvette après une application du mouchetis.

	ε_{xx}	ε_{yy}
Moyenne	0,001%	0,001%
Ecart-type	0,027%	0,027%

Tableau V-1 : Déformations moyennes et écart-type des erreurs (base de mesure 30 pixel).

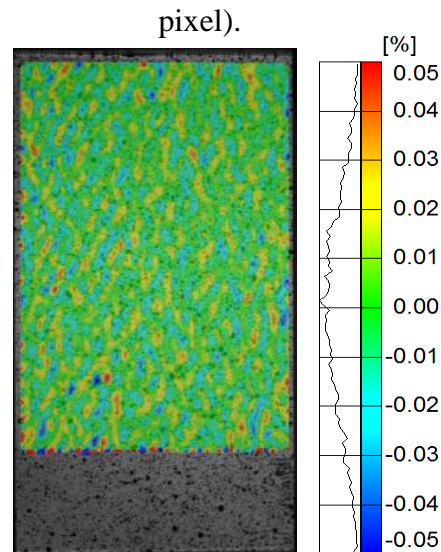


Figure V-5 : Cartographie et histogramme des déformations liées à la translation pour le mouchetis de référence.

Influence de la taille de facette et du pas sur la corrélation

Par défaut du logiciel, les paramètres du post-traitement des facettes sont fixés à 15x15 pixels, avec un pas de 13 pixels. Ils correspondent à un compromis entre précision et temps de calcul. Tout changement des paramètres devra donc être fait en prenant en

compte les remarques résumées dans le Tableau V-2. Une autre corrélation a été effectuée sur les mêmes images que l'étape précédente mais avec la variation de la taille de facette et le pas de mesure. Les courbes dans la Figure V-6 montrent que les erreurs diminuent en prenant la taille de facette plus grande, on trouve qu'à 30 pixels, l'erreur tend vers une valeur asymptotique de 0,02% pour la base de mesure de 10 pixels. Ces résultats concordent avec ceux obtenus par (Lecompte et al. 2006; Belhabib 2007; Yaofeng and Pang, 2007). Toutefois, si l'on prend une taille de facette plus grande que la base de la mesure, la question de la position réelle des points de mesure se pose.

Le pas des facettes a également une influence notable sur la précision des mesures. Théoriquement, l'erreur de mesure diminue si l'on augmente la base de mesure mais on détecte moins bien les effets locaux. En revanche, plus le pas de facette est petit, plus la densité des points de calcul est élevée ce qui nécessitera beaucoup plus de temps de calcul avec plus de bruit de mesure mais en contrepartie, il donne plus de points de mesure. Dans le cas des multicristaux, les champs des déformations plastiques sont très hétérogènes, le grand pas de grille risque de ne pas capter des zones locales ou de diminuer leur amplitude.

La Figure V-7 montre le déplacement du mors mesuré par la corrélation d'image 3D à 5, 10, 20mm (déplacement du mors affiché sur la machine de traction), on trouve une petite différence entre deux données ce qui nous aide à avoir une idée la précision relative des dispositifs et un moyen pour évaluer l'erreur de mesure de champs si on considère la valeur enregistrée par MTS comme la référence.

La taille des facettes est grande	<ul style="list-style-type: none"> • La précision des points de mesure résultant est améliorée, • Le calcul prend moins de temps, • Des effets locaux dans la facette ne pourront pas être étudiés.
La taille des facettes est petite	<ul style="list-style-type: none"> • La précision des points de mesure résultant est détériorée, • Le calcul est plus rapide, • Des effets locaux peuvent être saisis.
Le pas des facettes est petit	<ul style="list-style-type: none"> • La densité des points de mesure est améliorée, • Temps de calcul plus grand, • Un chevauchement des zones reste acceptable jusqu'à 50%.
Le pas des facettes est grand	<ul style="list-style-type: none"> • La densité des points de mesure diminue, • Temps de calcul moins grand.

Tableau V-2 : Impact du changement des valeurs par défaut (Aramis GOM, 2009).

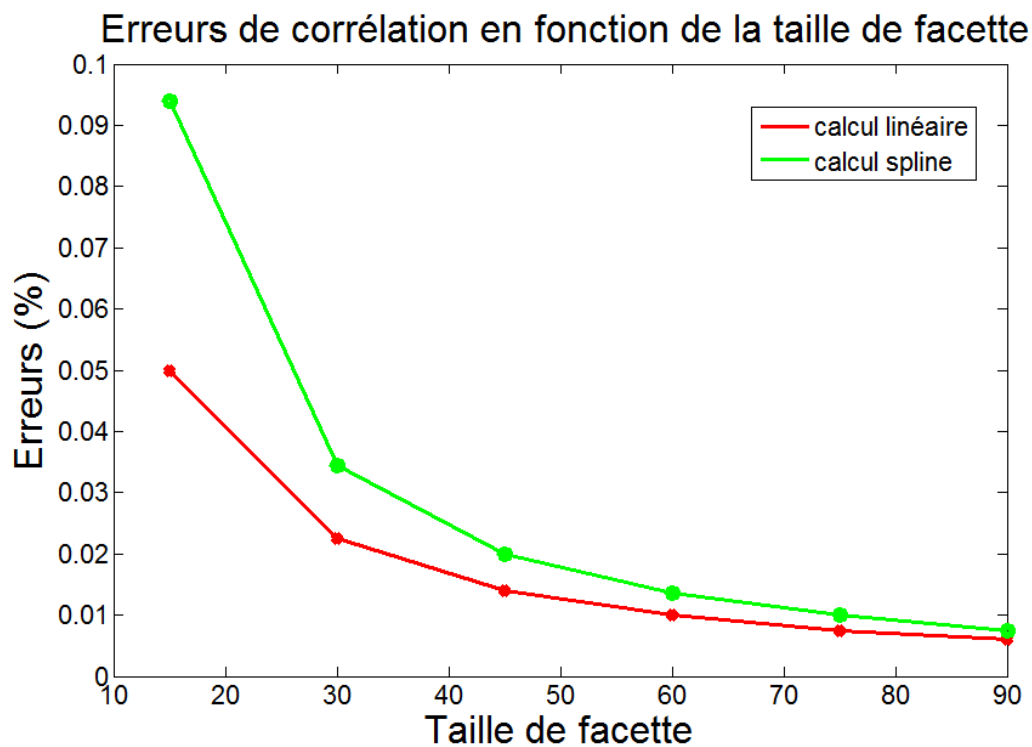


Figure V-6 : Les erreurs liées à la taille du masque (pixel) (la base de mesure 10 pixels).

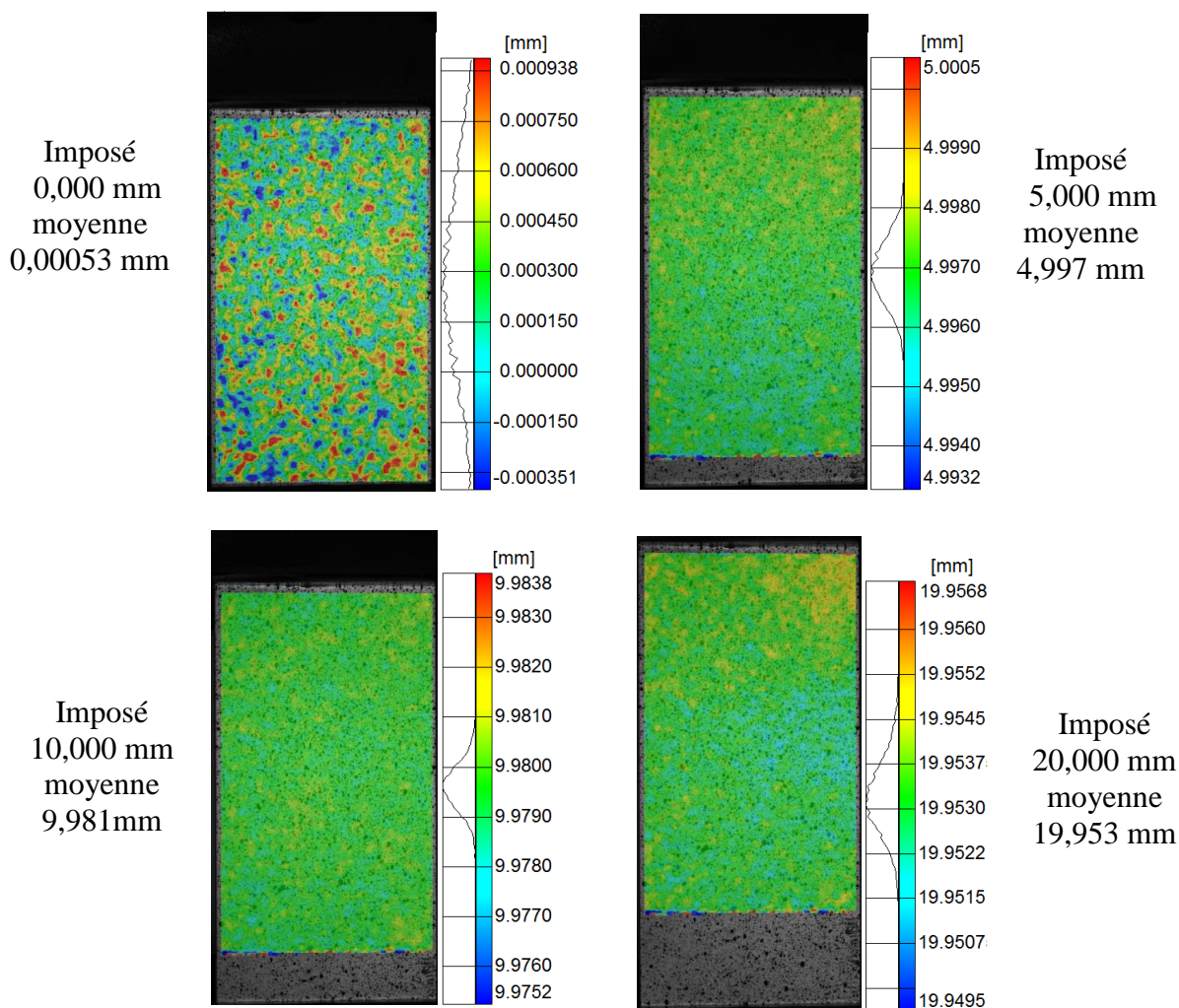


Figure V-7 : Les déplacements mesurés par la corrélation d'image 3D
(pas 13 pixels, taille de facette 30 pixels).

V.3. Erreurs de la mesure d'orientation

La méthode de Laue est utilisée dans cette étude pour déterminer l'orientation cristallographique des grains constituant les éprouvettes multicristallines. Elle permet d'obtenir la matrice de transformation entre le repère du laboratoire et le repère cristallin du grain analysé. Ces mesures sont locales, le diamètre du faisceau des rayons X est de 1 μm , la profondeur de pénétration dépend de la capacité d'absorption du matériau étudié.

Les incertitudes d'une telle méthode sont liées à la précision du dispositif à l'étape de la mise en place de l'éprouvette et au dépouillement des données. L'autre source d'erreur liée à l'état intrinsèque du multicristal, c'est la variation d'orientation de la maille cristalline dans chaque grain. Pour les grains dont la taille est de quelques centimètres, il

est difficile de vérifier la désorientation prenant place à l'intérieur d'un grain et surtout dans la zone transitionnelle près des joints de grains. La non prise en compte de cette variation provoquera des différences entre la mesure expérimentale et le calcul numérique. Dans ce travail, on suppose que le phénomène de désorientation présent dans les grains étudiés reste très faible. Des mesures d'orientation sont effectuées dans le même grain pour vérifier la précision des manipulations. Les résultats de mesure de trois angles Euler (Convention de (Bunge 1986)) sur trois grains sont représentés sur le Tableau V-3.

Angles	Grain1			Grain2			Grain3		
	ϕ_1	ϕ	ϕ_2	ϕ_1	ϕ	ϕ_2	ϕ_1	ϕ	ϕ_2
Mesure 1 (rad)	1,584	1,633	1,027	0,862	1,446	1,249	2,989	1,445	0,608
Mesure 2 (rad)	1,579	1,638	1,019	0,859	1,437	1,246	2,967	1,452	0,610
Écart (°)	0,26	-0,28	0,44	0,19	0,49	0,15	1,25	-0,38	-0,12

Tableau V-3 : L'incertitude de mesure d'orientation par la méthode de Laue

V.4. Erreurs numériques

Dans ce paragraphe, on résume les incertitudes numériques de cette étude. Il y a trois sources d'erreurs qui proviennent du choix de la loi comportement, du maillage des éléments fins et ainsi que des conditions aux limites imposées.

L'estimation de la première source d'incertitude est difficile à cause de la disponibilité des modèles adaptés au matériau étudié dans le code de calcul, du nombre des paramètres à identifier de chaque modèle. Théoriquement, l'intégration des paramètres avec une signification physique permet de mieux décrire le comportement du matériau, et de réduire les écarts entre les mesures et les calculs numériques, en supposant qu'on soit capable de déterminer tous les paramètres des modèles. De plus, l'éprouvette multicristalline contient des joints de grains dont le comportement est encore un mystère. Cette source d'erreur n'est pas abordée ici.

Le maillage du multicristal est construit par discrétisation de la structure réelle à l'aide du contraste des grains de deux faces. Divers points positionnés sur la frontière des grains sur chacune des faces permettent de décrire l'inclinaison des joints et de reconstruire une géométrie 3D par le logiciel SIMAIL. Dans le maillage EF, la géométrie de chaque grain est désignée par ses sommets, la limite du nombre des arrêtes

ne permet pas de suivre les traces réelles des joints. De plus, on utilise l'élément hexaédrique dans le calcul, ce type d'éléments est plus adapté pour décrire la déformation plastique mais il faut éviter de créer des éléments trop distordus. Pour bien respecter ce principe, il est impossible de révéler la forme réelle des grains dans les zones où les deux faces sont assez différentes. Et l'indétermination de forme des joints dans l'épaisseur nous pose un problème difficile. Malgré ses complexités, il conduit à un calcul plus fidèle à la réalité.

V.5. Erreurs dans la comparaison expériences/simulations

La superposition des résultats numériques sur la structure réelle et les champs mesurés permet non seulement une comparaison qualitative et quantitative des écarts entre simulation EF et expérience, mais aussi d'optimiser le jeu des paramètres du modèle utilisé par minimisation des différences entre les champs calculés et les champs mesurés. Pour ce faire, il faut connaître ces données au même point matériel.

La première source d'incertitude provient du calage entre le champ obtenu par la corrélation d'images et la même zone sur le maillage EF. Cette étape est réalisée manuellement en repérant les coins des zones étudiées par leurs coordonnées. L'intérêt de la stéréovision permet d'éviter la distorsion du champ des déformations surfaciques, la zone observée par les caméras est prédéfinie pour superposer les joints de grains sur celle-là. On peut la réaliser de façon très précise (au 1pixel \approx 0,053mm près) sur les deux images.

Pour calculer l'écart au même point, on a retenu la grille virtuelle donnée par le logiciel de corrélation d'images. Des interpolations aux points correspondant aux nœuds de cette grille à partir des nœuds du maillage élément finis sont nécessaires. Les incertitudes qui proviennent de cette étape sont complètement numériques et dépendent des fonctions d'interpolation.

Partie B

Résultats expérimentaux

Chapitre VI. Optimisation du protocole d'élaboration des multicristaux d'aluminium

VI.1. Introduction

La méthode d'élaboration retenue pour fabriquer les multicristaux d'aluminium est celle de l'écroutissage critique. Plusieurs étapes thermomécaniques sont nécessaires, avec 2 traitements thermiques et une déformation imposée. Il y a 5 paramètres à optimiser, ce sont : T° du 1^{er} traitement thermique et sa durée, valeur de déformation critique, T° de la recristallisation et la durée de 2^{ème} traitement. La taille des grains obtenue est une fonction de ces 5 paramètres. Afin d'économiser le matériau et le nombre d'essais préliminaires, il faut dimensionner des éprouvettes trapézoïdales qui vont servir à déterminer le taux d'écroutissage critique et la variation de taille des grains en fonction de la déformation. En utilisant des éprouvettes trapézoïdales, la valeur de déformation (écroutissage) critique est déterminée approximativement à partir du champ mesuré au niveau de la zone de début de la germination.

La Figure VI-1 présente le protocole expérimental correspondant à l'étape de production d'éprouvettes multicristallines. Des analyses ont été faites pour optimiser les paramètres utilisés dans la procédure tels que la température de recuit du premier traitement, l'influence de la température et du temps de 2^{ème} traitement thermique, la déformation locale à cause de la méthode de découpage. Toutes les étapes devront être réalisées avec précaution vu la faible contrainte d'écoulement du matériau étudié, et en particulier lors des essais mécaniques où on risque de provoquer une déformation locale qui perturbe la détermination de la valeur critique réelle et introduit des petits germes indésirables dans les éprouvettes multicristallines et monocristallines élaborées. Les détails des résultats d'optimisation seront rapportés dans les sections suivantes.

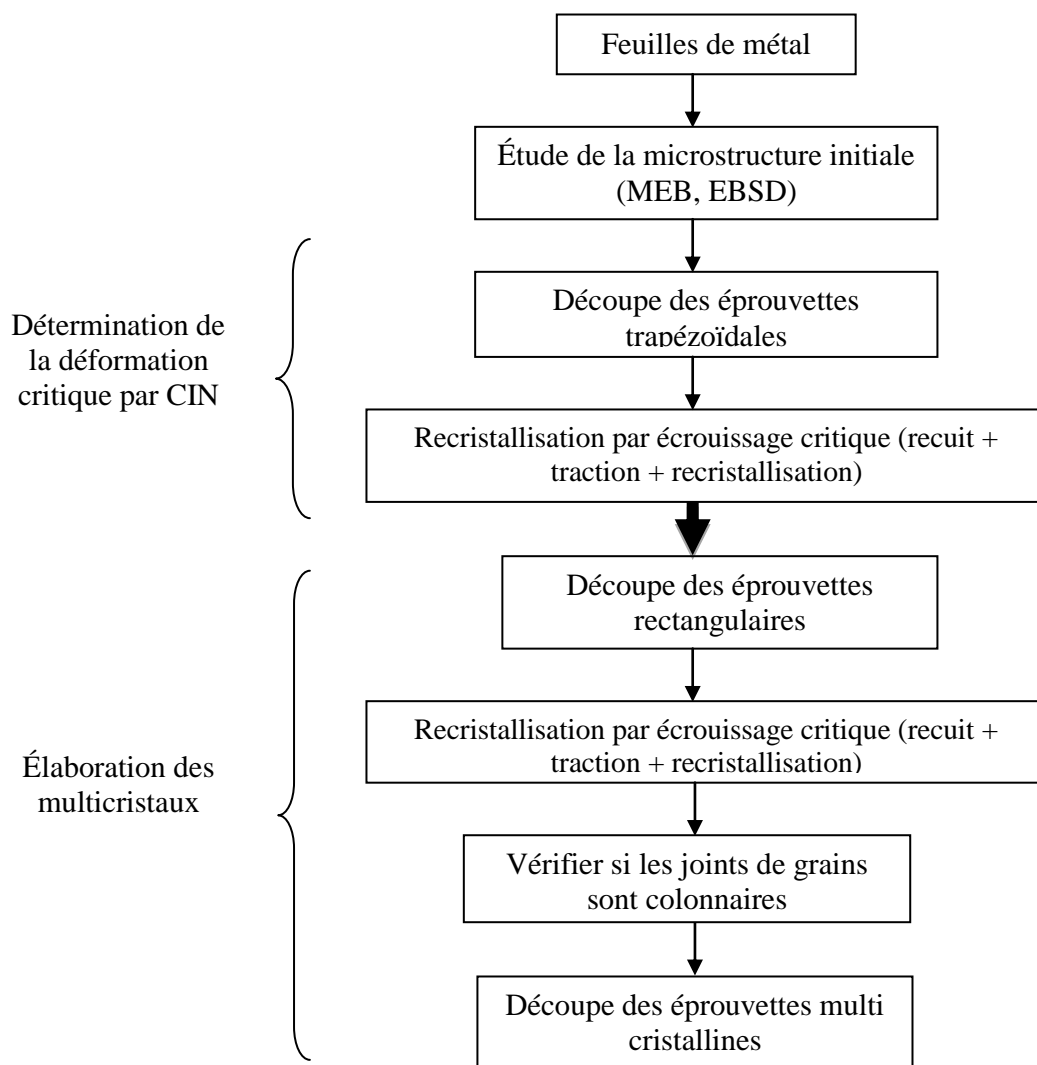


Figure VI-1 : Synoptique du protocole expérimental de l'élaboration.

VI.2. Optimisation de la procédure expérimentale

VI.2.1. Dimensions des éprouvettes trapézoïdales

Des simulations numériques sont effectuées pour optimiser la géométrie de l'éprouvette trapézoïdale. Le but est d'obtenir une distribution régulière de la déformation et de couvrir une large gamme de déformation dans la même éprouvette. Les calculs sont réalisés avec le logiciel ABAQUS, les paramètres de la loi d'écrouissage de l'Aluminium pur après restauration 2h dans le four à 550°C sont déterminés à partir de la courbe expérimentale de la Figure VI-2. Pour l'élasticité on prend un module d'Young $E = 69 \text{ GPa}$, Coefficient de Poisson $\nu = 0.33$.

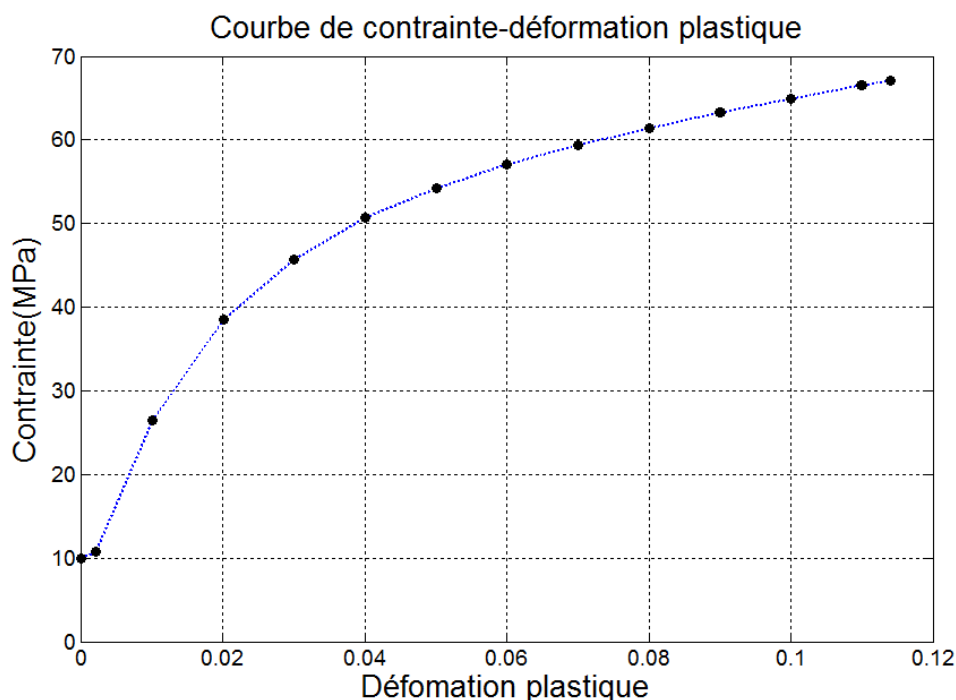


Figure VI-2 : Courbe contrainte - déformation plastique d'aluminium après un traitement thermique de 2h à 550°C.

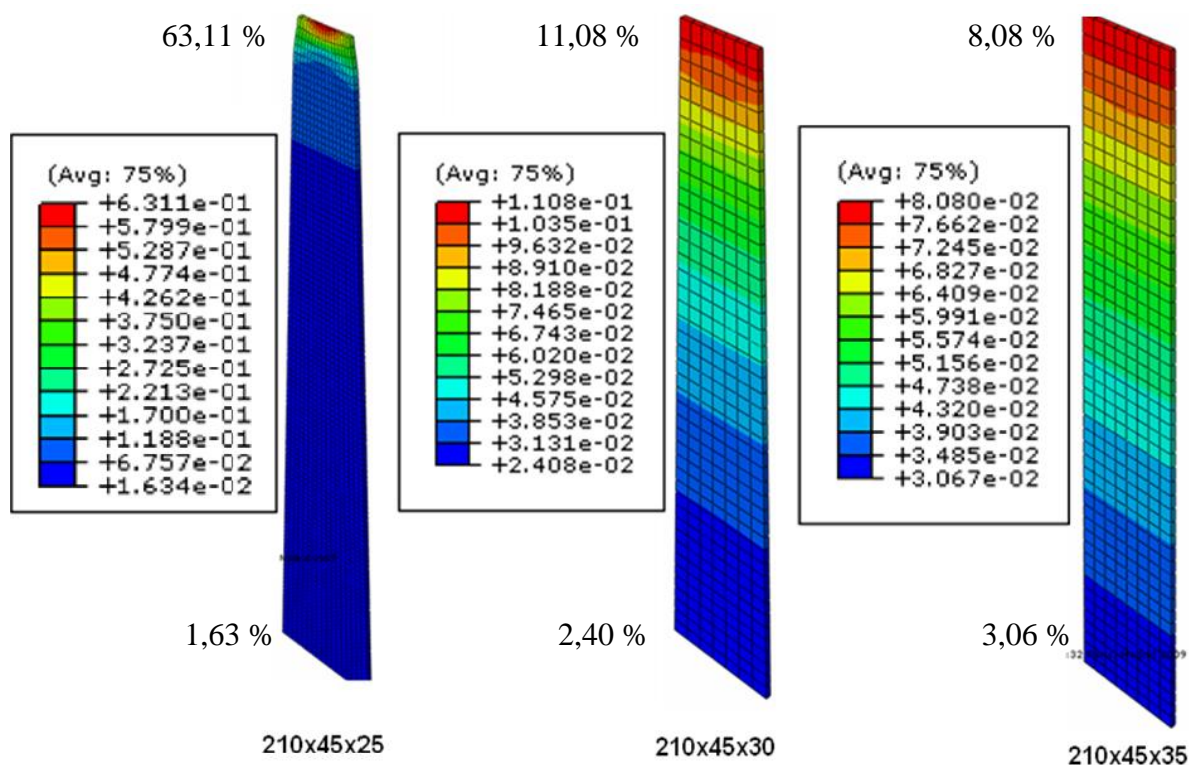


Figure VI-3 : Champs de déformation axiale calculés pour des éprouvettes d'aluminium de dimensions différentes sollicitées en traction monotone (déplacement imposé 10,5mm) (Calcul avec ABAQUS).

La Figure VI-3 représente les champs de déformation longitudinale des éprouvettes d'aluminium de forme trapézoïdale. Pour l'éprouvette de dimension 210x45x25, le champ de déformation varie de 1,6% à 63% mais la distribution n'est pas régulière, les déformations élevées se concentre au niveau de la petite base tandis que la déformation minimale concerne plus de la moitié de l'éprouvette. Les calculs sur les éprouvettes de dimension 210x45x30, 210x45x35 nous donnent une distribution du champ de déformation plus régulière, de 2,4% à 11% pour la dimension 210x45x30, de 3% à 8,1% pour la dimension 210x45x35. Pour diverses éprouvettes trapézoïdales, les déformations surfaciques ont été mesurées par le système Aramis qui confirme les prévisions numériques. Donc, pour couvrir le champ le plus large de manière régulière, on utilise des éprouvettes trapézoïdales avec le rapport entre les deux bases (B/b) est compris entre 1,2 à 1,5.

VI.2.2. Microstructure initiale

Le polycristal d'aluminium choisi dans le cadre de cette thèse est d'une pureté commerciale de 99,5%. Par ailleurs, nous ne connaissons ni la composition chimique exacte du matériau, ni les traitements thermomécaniques subis par celui-ci lors de sa fabrication ou de son laminage pour obtenir des tôles. L'analyse de la microstructure est donc une étape nécessaire pour notre procédure d'optimisation. La préparation de la surface de l'échantillon pour cette observation est présentée ci-dessous.

Préparation de l'échantillon

Le polissage mécanique de l'aluminium a été réalisé avec les séries de papier abrasif grade 1200, 2400 et 4000. Des séries possédant de plus gros grains risqueraient d'endommager l'échantillon car l'aluminium presque pur est un métal particulièrement mou. Il faut d'ailleurs être vigilant et exercer une faible pression lors du polissage. Une étape de polissage électrolytique doit être réalisée pour finir la préparation des éprouvettes. Le Tableau VI-1 ci-dessous présente les paramètres du polissage électrolytique.

Matériau	Solution	Tension (V)	Flux	Durée (s)	Température (°C)	Courant (A)
Aluminium	A2	50	15	25	0	1,6

Tableau VI-1: Paramètres pour le polissage électrolytique.

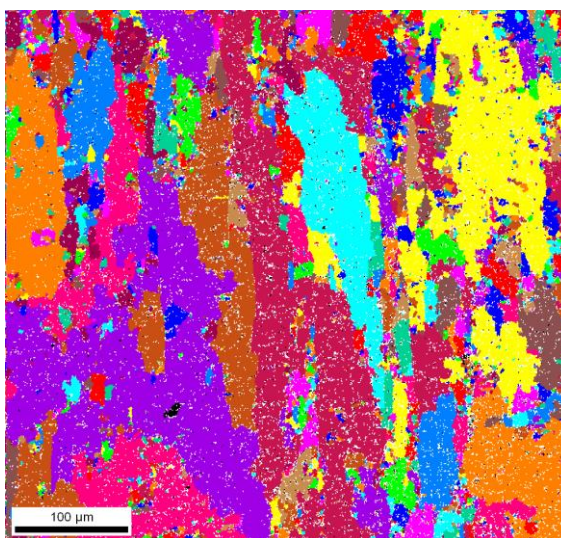


Figure VI-4 : La cartographie des grains d'aluminium (99.5 %) de l'éprouvette polycristalline.

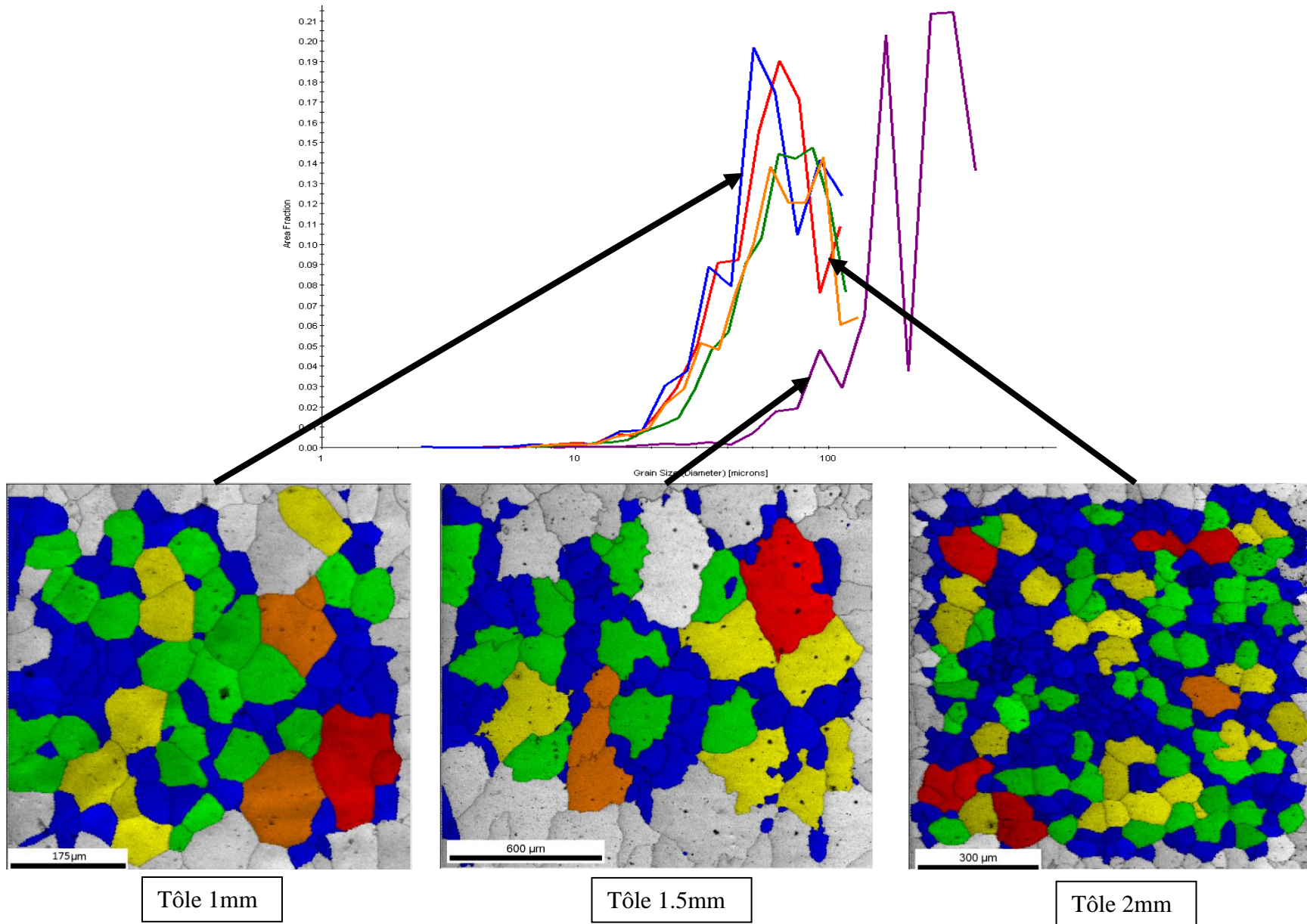


Figure VI-5 : La taille des grains de tôle 1mm, 1,5m, 2mm après 2h de traitement thermique à 550°C.

La Figure VI-4 montre la microstructure de tôle d'aluminium après laminage, c'est un état très bruité et mal indexé par EBSD. Une étape de traitement thermique est nécessaire pour effacer l'histoire de chargement et établir un état de microstructure initial identique. On observe la recristallisation primaire après le 1er traitement à 550°C dans la Figure VI-5, à l'issue de cette étape, le matériau est entièrement recristallisé (la taille de grain est équiaxe et l'indice de qualité est élevé). Dans cette étude, on a testé le matériau des trois fournisseurs dont l'épaisseur est de 1mm, 1,5mm et 2mm, afin d'obtenir des éprouvettes dont les joints de grains sont bien transverses dans toute l'épaisseur et perpendiculaires aux surfaces. Bien que les trois matériaux soient de la même nuance, les tailles des grains varient pour les différentes marques des tôles étudiées. La tôle de 1,5mm contient des grains qui ont la taille moyenne trois fois plus grande que les autres, la taille des grains de tôle d'épaisseur 1 mm varie de 5 μm à 120 μm (valeur moyenne autour de 50 μm) et celle de la tôle d'épaisseur 2mm est un peu plus grande (moyenne 65 μm). Les tests sur les tôles d'épaisseur 1,5mm ne nous permettent pas d'obtenir des gros grains. Pour pouvoir élaborer les éprouvettes qui contiennent une seule couche des grains quasi-colonnaires, la tôle 1mm est retenue pour la suite de notre étude.

VI.2.3. Optimisation des paramètres expérimentaux

Dans la procédure d'élaboration, il y a beaucoup de facteurs qui influencent sur le résultat final. Pour étudier cet ensemble de paramètres, on va faire varier l'un en fixant les autres. Toutefois, il est difficile de tester tous les paramètres entrant en compte tels que la taille initiale des grains, l'influence des impuretés et la méthode de chargement thermique. Dans le cadre de cette thèse, on va étudier les paramètres suivants considérés comme les plus importants: influence de la température, influence du temps du 1^{er} traitement thermique, influence du temps du 2^{ème} traitement thermique, influence de la déformation induite par la méthode de découpe. Tous ces paramètres influencent nettement la qualité de surface des éprouvettes multicristallines obtenues.

VI.2.3.1. Influence de la température du 1^{er} traitement

Une série d'éprouvettes trapézoïdales est soumise à des premiers recuits différents mais aux mêmes conditions de déformation et de deuxième traitement thermique. On observe

l'effet de la température sur l'état de surface des éprouvettes multicristallines (Figure VI-6). Si la température est faible (moins de 450°C), il existe encore des petits germes sur la surface après traitement, ce sont les zones non recristallisées. Pour éviter ces défauts, deux possibilités sont examinées : augmenter la température et augmenter la durée de traitement. Pour optimiser le temps de manipulation dans la journée, l'augmentation de la température est envisagée, et la température raisonnable est se trouve être 550°C.

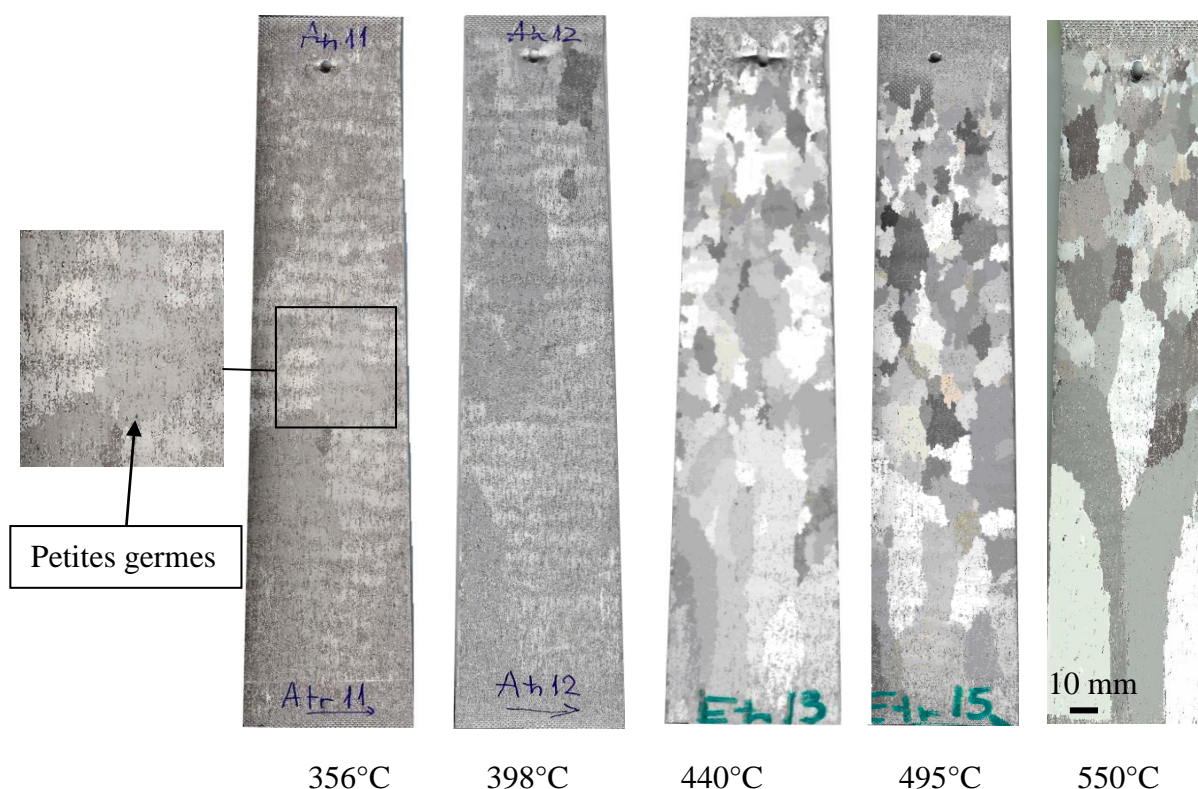


Figure VI-6 : Effet de la température du premier traitement sur l'élaboration des éprouvettes multicristallines (apparition des germes lorsque la température est faible).

VI.2.3.2. Influence de la durée de 1er traitement thermique

La courbe rouge de la Figure VI-7 correspond à un recuit de 30 minutes à 550°C, les autres courbes correspondent à des temps de 1h, 2h, 3h et 24h respectivement. On observe alors que la plupart des grains ont atteint la taille maximale après 1h de la recristallisation primaire. C'est-à-dire que le temps de traitement trop long n'est pas nécessaire. Néanmoins, ce n'est pas trop court pour assurer d'effacer les contraintes

subies lors de sa mise en forme et restaurer la microstructure homogène. Le temps optimal retenu est de 1h à 2h.

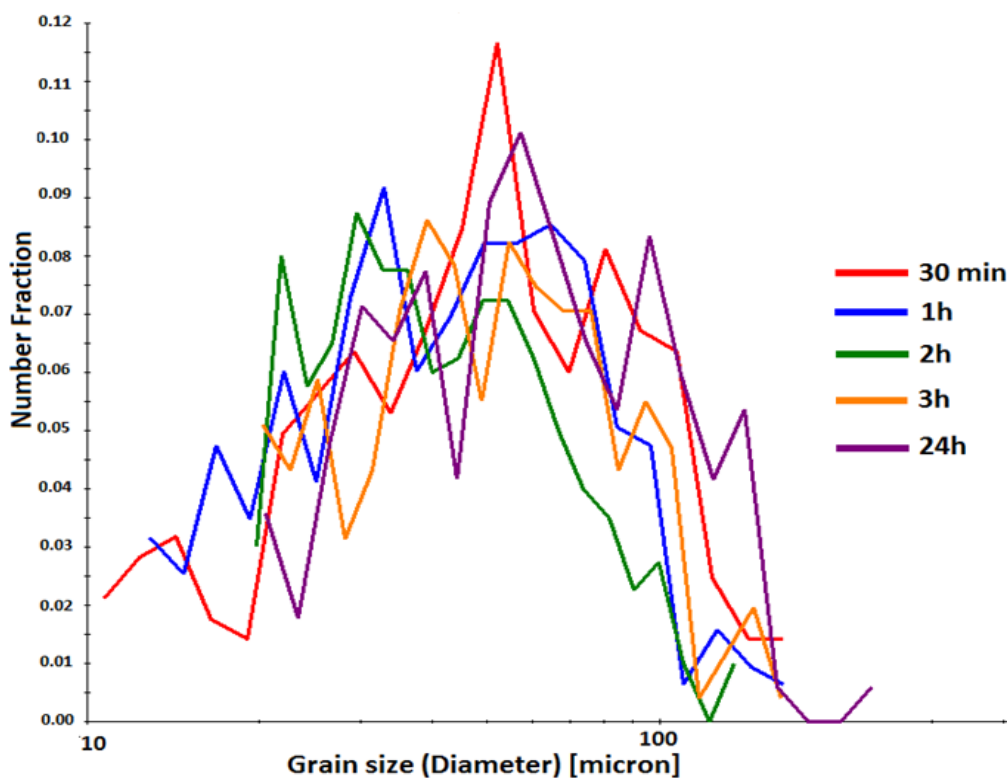


Figure VI-7 : La variation de la fraction du nombre de grain en fonction de la taille des grains de polycristal d'aluminium (99.5 %) selon le temps de traitement thermique.

VI.2.3.3. Influence la durée du 2eme traitement thermique

Les effets de la température et de la durée de recuit de recristallisation se manifestent par les zones non recristallisées après traitement. Dans le cas de l'aluminium, on est limité par la température de fusion 660°C et le phénomène de polygonisation. En fait, il existe encore une autre difficulté rencontrée au cours du travail : des éprouvettes en forme de tôle mince sont très molles, elles se déforment facilement surtout à température supérieure 600°C . On fixe la température dans le four à 550°C . La Figure VI-8 et la Figure VI-9 montrent que la fraction de recristallisation augmente en fonction du temps de recuit. On trouve que la durée minimale pour que la recristallisation soit complète est de 24h.

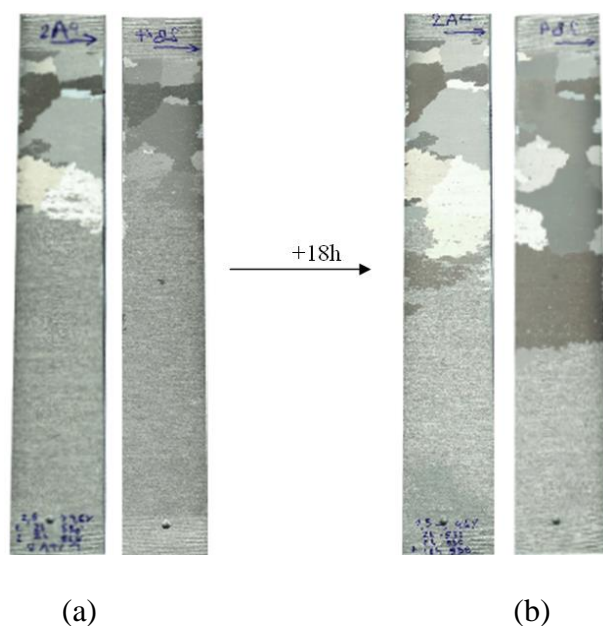


Figure VI-8 : Influence du temps de 2ème traitement (a) La recrystallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 2h (b) La recrystallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 18h de plus.

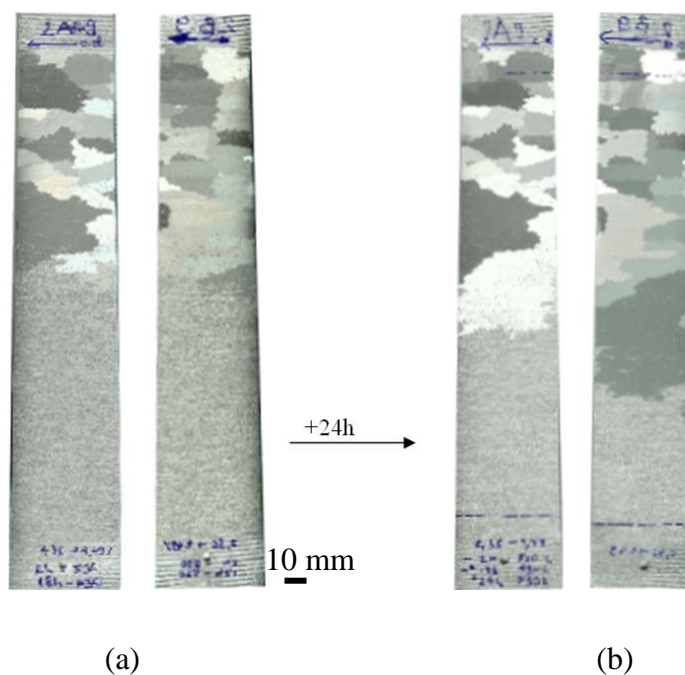


Figure VI-9 : Influence du temps de 2ème traitement (a) La recrystallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 18h (b) La recrystallisation de l'aluminium dans le four à 550°C pendant 24h de plus.

VI.2.3.4. Influence de la méthode de découpe

Afin d'étudier l'influence du mode de découpe des échantillons devant subir le protocole d'élaboration, trois éprouvettes ont été découpées respectivement par une cisaille, par électroérosion et une troisième par les deux méthodes (une méthode par côté). Nous avons observé dans les trois cas l'apparition des grains centimétriques (Figure VI-10). La découpe par cisaillement est plus simple à réaliser mais il se forme certaines zones plus déformées qui donnent des petits grains après recristallisation mais elle ne semble pas influencer l'apparition de gros grains.

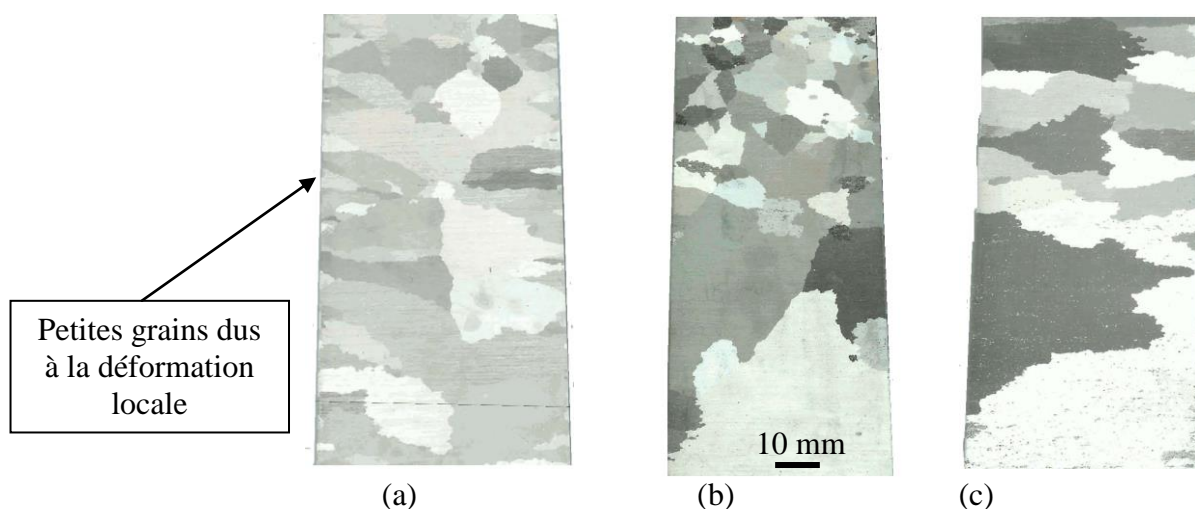


Figure VI-10: Influence du mode de découpe (a) Les éprouvettes sont coupées par cisaillement (b) L'éprouvette est découpée 2 côté par électroérosion (c) L'éprouvette est découpée par électroérosion sur son côté gauche.

VI.2.4. Détermination de la valeur de déformation critique par la méthode des mesures de champs

Nous avons effectué une série d'essais expérimentaux sur des éprouvettes trapézoïdales découpées dans des tôles d'aluminium pour déterminer la valeur de la déformation critique (Figure VI-11). Pour chaque grain, on mesure sa taille et on relève la valeur de déformation mesurée par Corrélation d'Images Numériques (CIN) (au centre de ce grain). On trouve la variation de taille des grains en fonction de la déformation locale. La Figure VI-12 représente les courbes d'écrouissage critique aux différentes températures du deuxième recuit, plus la température est élevée, plus la valeur critique est faible et les grains sont plus grands. La surface dans la Figure VI-13 confirme le diagramme de recristallisation théorique dans la littérature. La Figure VI-14 présente

deux multicristaux obtenus : on trouve de la difficulté pour imposer la faible déformation uniforme par essai de traction.

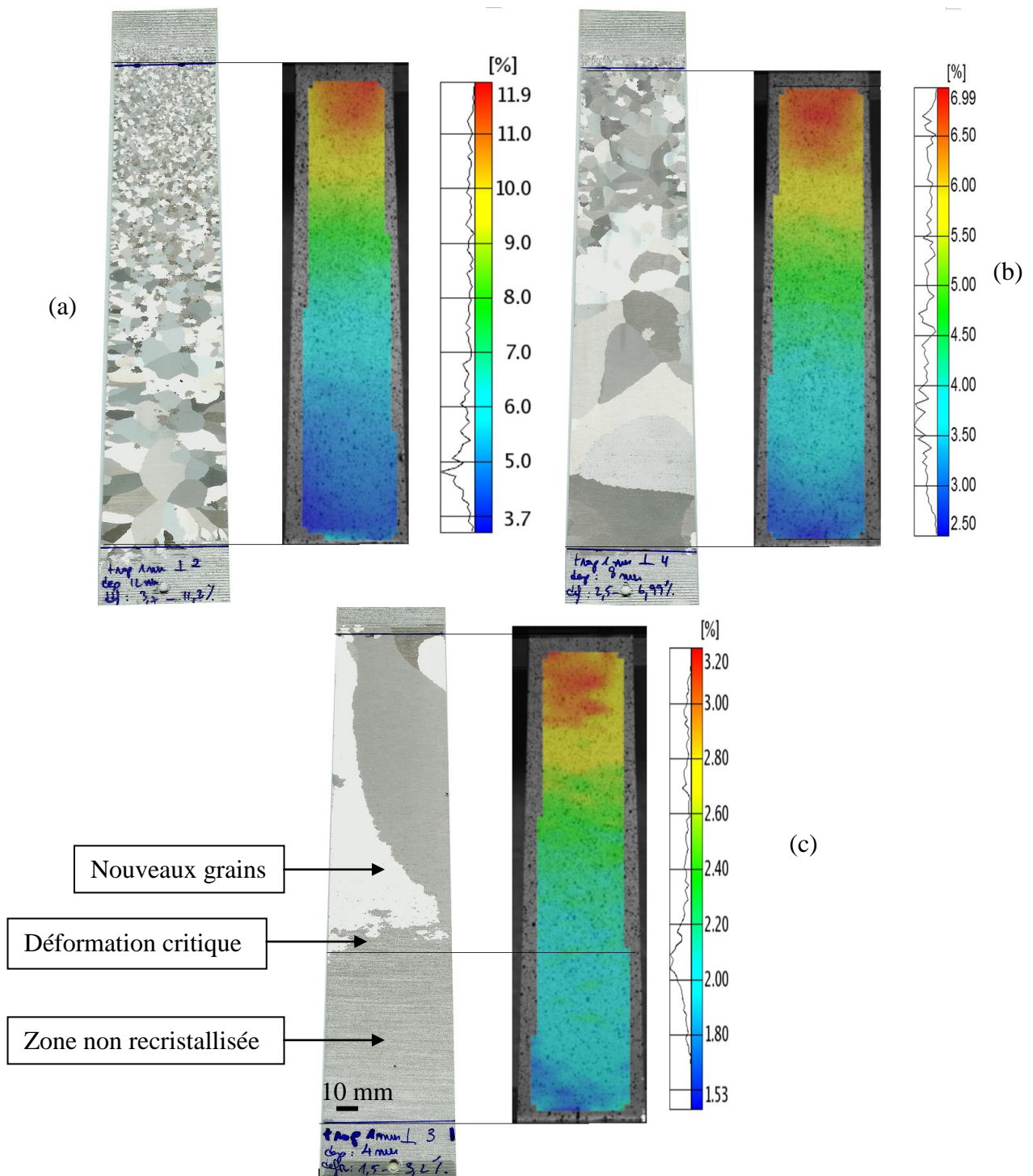


Figure VI-11 : L'état recristallisé et les cartographies du champ de déformation d'éprouvette trapézoïdale d'aluminium de dimension 160x50x40 déformée en traction monotone (déplacement imposé 12mm (a), 8mm (b) et 4mm (c)) (recristallisation à 550°C).

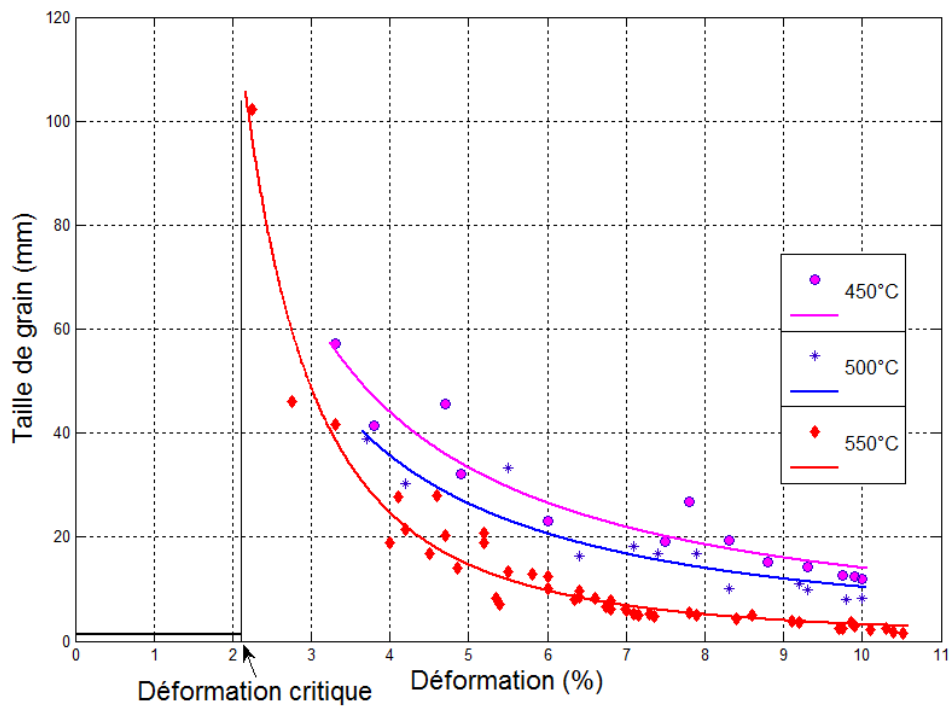


Figure VI-12 : Courbe de la taille des grains en fonction de la déformation à différentes températures de recuit.

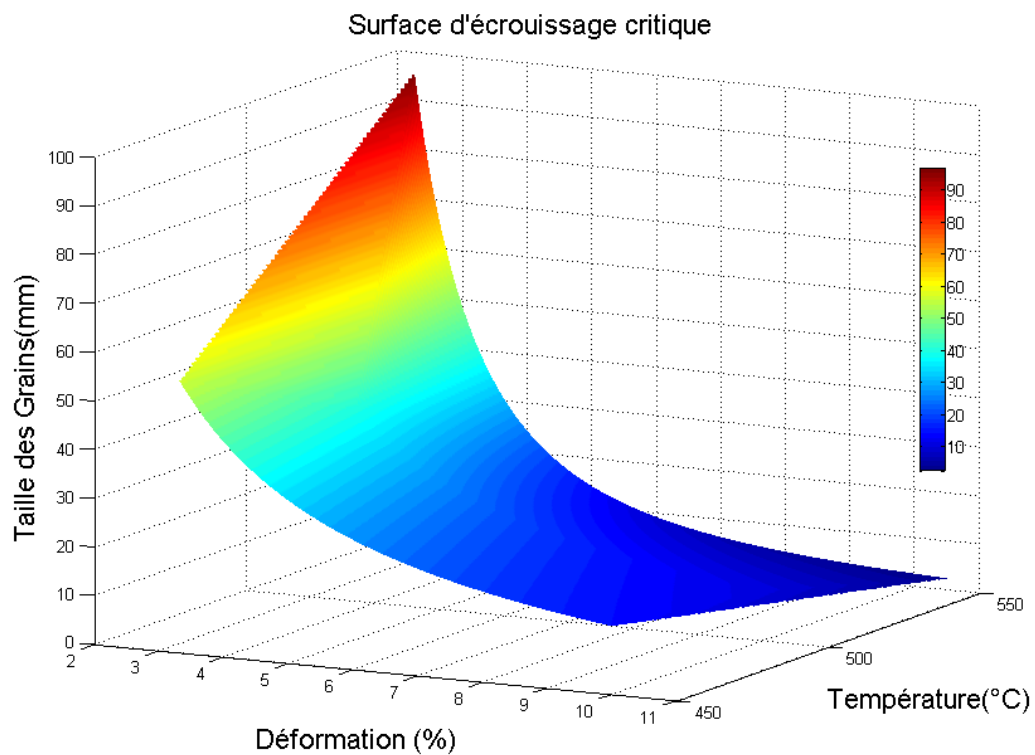


Figure VI-13 : Diagramme de recristallisation pour l'aluminium 99,5%.

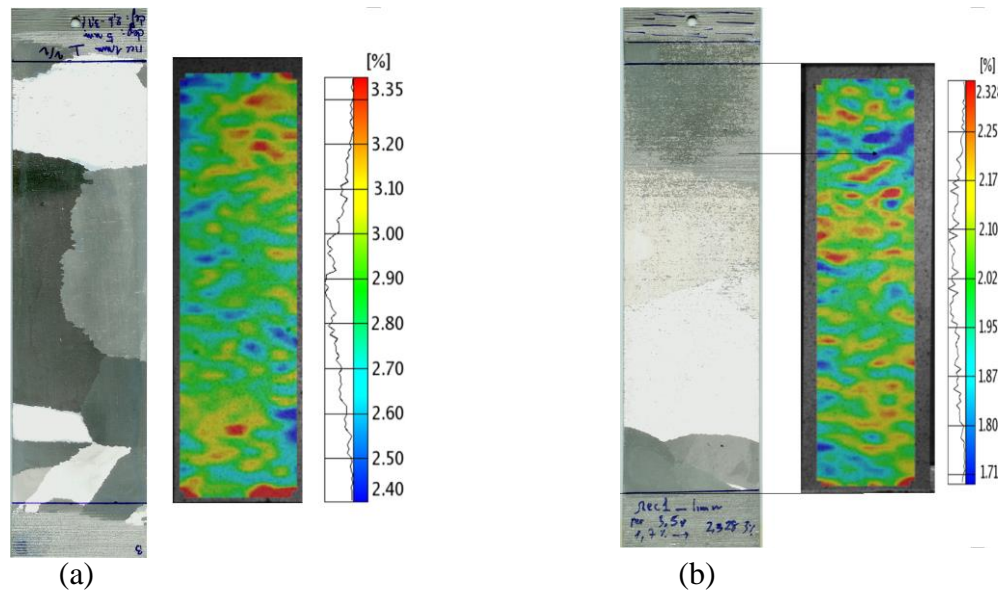


Figure VI-14 : L'état recristallisé et les cartographies du champ de déformation d'éprouvette rectangulaire d'aluminium de dimension 160x50 déformée en traction monotone (déplacement imposé 5mm (a), 3,5mm (b)) (mesure par Aramis).

VI.2.5. La procédure retenue pour élaborer des multicristaux

La préparation des éprouvettes multicristallines est faite en plusieurs étapes qui sont schématisées dans la Figure VI-15.

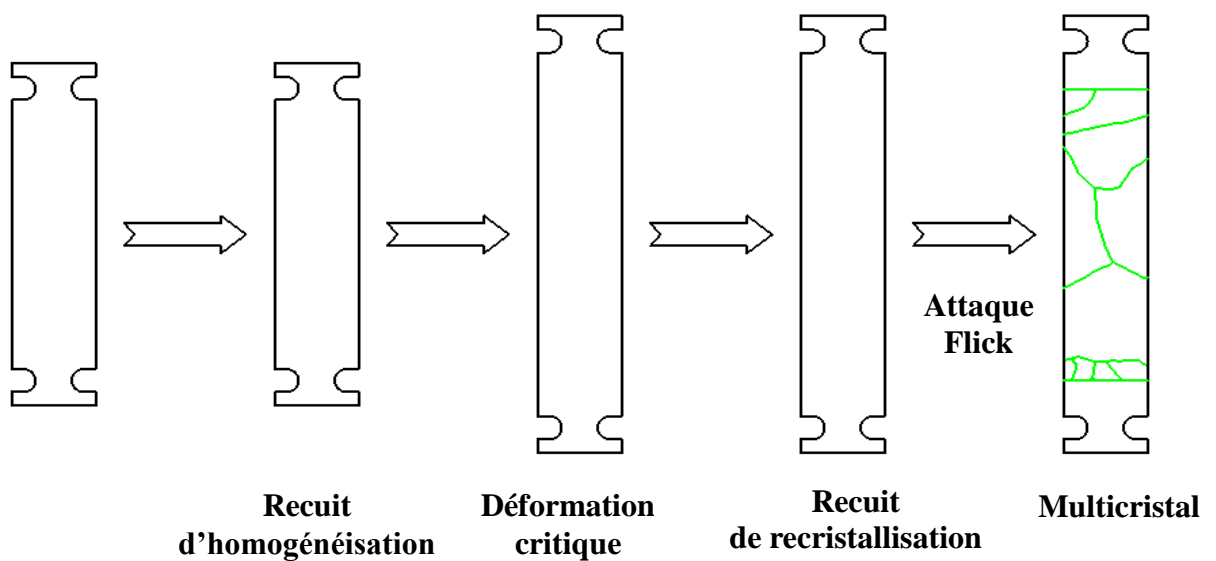


Figure VI-15 : La procédure d'élaboration des éprouvettes multicristallines.

- Le découpage des éprouvettes sous la forme illustrée dans la Figure VI-15 à partir d'une tôle laminée.
- Recuit à 550°C pendant 2h
- Traction uni axiale 2,1% (Vitesse = 0,5mm/min)
- Recuit de recristallisation : 24h à 550°C
- Révélation des grains à l'aide de la solution de Flick: H₂O 78 %, HCl 13 %, HF 9%.

La Figure VI-16 montre deux faces d'une éprouvette multicristalline préparée par cette procédure et la découpe proposée pour l'essai de traction. Des éprouvettes multicristallines sont découpées dans ces échantillons par électroérosion pour ne pas créer des contraintes résiduelles. La superposition des traces des joints de grains sur les deux faces permet de voir si les grains sont plus ou moins colonnaires, c'est à dire si l'on a bien une seule couche de grains avec la même distribution géométrique sur les deux faces. Les multicristaux obtenus ont des formes très variées qui nous permettent d'observer aussi l'effet de la morphologie des grains sur le comportement local.

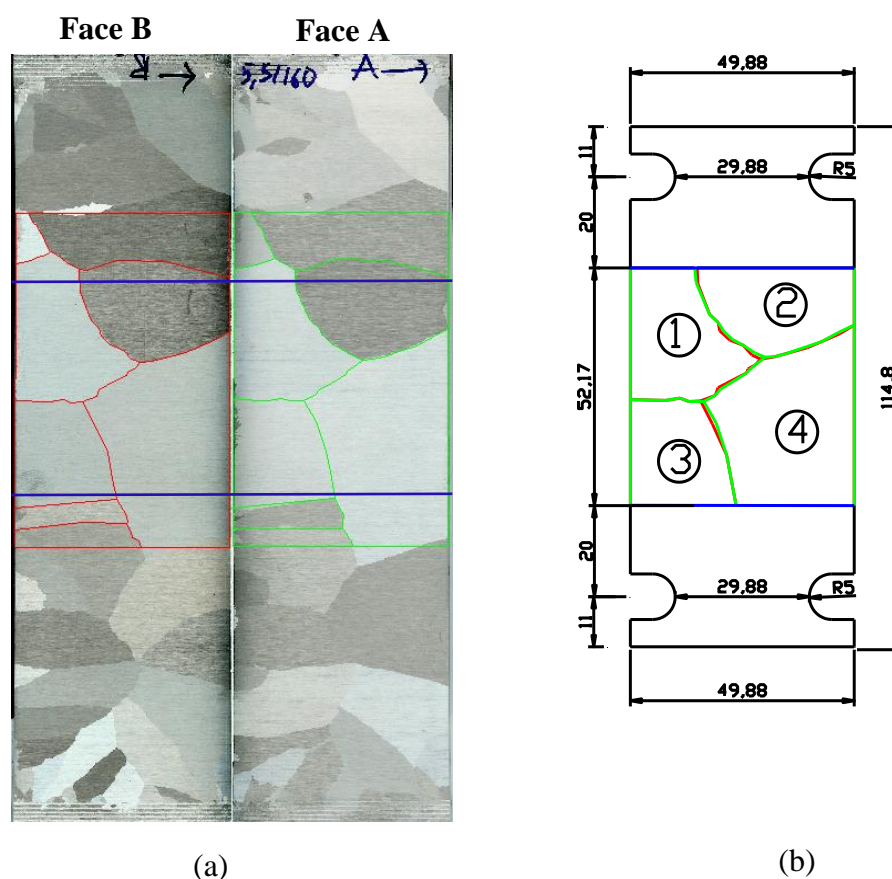


Figure VI-16 : (a) Faces A et B à la fin du processus d'élaboration, (b) Plan de découpe de l'éprouvette multicristalline pour l'essai de traction.

Conclusion : On peut nettement observer sur les différentes éprouvettes la forme des grains, ils sont allongé selon la direction de laminage, c'est-à-dire qu'il existe une composante de texture majoritaire qui favorise la croissance des grains. Cela nous permet de préparer des éprouvettes multicristallines dont la morphologie des grains est différente.

La préparation des éprouvettes multicristallines par la méthode d'écrouissage critique est difficile à mettre au point. On cite quelques difficultés principales suivantes :

- Les nombreux paramètres qui interviennent dans le procédé.
- Le changement de nuance, la méthode de fabrication et la composition chimique des tôles exigent des nouvelles expériences afin de déterminer les autres paramètres.
- La faible résistance de l'aluminium pur rend sa manipulation très délicate.

Cependant, la méthode nous permet d'élaborer des éprouvettes multicristallines qui ont la taille de grains de quelques centimètres et des éprouvettes monocristallines planes. Le temps de chaque manipulation ne dépasse pas 2 jours ce qui est plutôt raisonnable par rapport à d'autres procédés. Elle fournit aussi des éprouvettes de bonne qualité de surface et facilite le choix de découpage des éprouvettes multicristallines pour l'essai de traction et la mesure de champs.

VI.3. Elaboration des multicristaux et mesure de l'orientation des grains

L'identification nécessite une éprouvette pour obtenir les paramètres et une autre pour les valider, à cause de cette raison. On a donc choisi deux éprouvettes multicristallines pour réaliser des essais de traction. La première éprouvette (MX1) a été choisie le problème direct et l'identification, la deuxième (MX2) sert à la validation. Les dimensions des deux éprouvettes sont représentées dans la Figure VI-17 (MX1) et la Figure VI-18 (MX2). Le repère global et le repère cristallin de chaque grain sont liés par les trois angles d'Euler, les orientations sont mesurées par la méthode Laue et reportées dans le Tableau VI-2 (MX1) et le Tableau VI-4 (MX2). Les valeurs du facteur de Schmid de chaque grain sont données dans le Tableau VI-3 (MX1) Tableau VI-5 (MX2). Les géométries des grains sont bien distinguées à l'œil nu grâce à leur contraste, l'étape de superposition de la frontière des grains des deux faces montre une distribution des joints des grains semblable, ce qui signifie une faible inclinaison des

joints par rapport à la surface et confirme la qualité de la procédure d'élaboration du matériau.

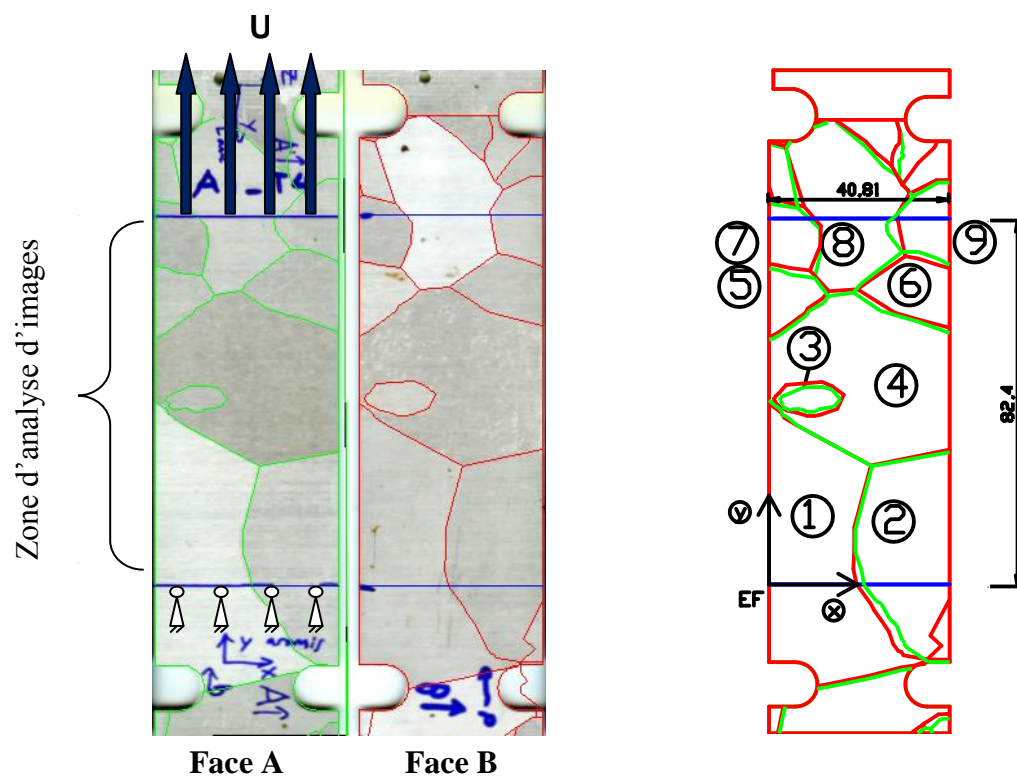


Figure VI-17 : Schéma de l'éprouvette multicristalline MX1 avec la numérotation des grains et le repère qui leur associé.

No grain	ϕ_1	ϕ	ϕ_2
1	1.448	1.328	1.079
2	0.466	1.277	0.952
3	-1.604	1.690	1.207
4	-2.278	1.530	1.318
5	-0.702	1.586	1.127
6	0.219	1.380	0.563
7	-1.986	1.755	1.376
8	-1.793	1.183	1.052
9	-0.439	1.402	1.005

Tableau VI-2: Angles d'Euler (en rad) de MX1 obtenues par la méthode de Laue.

Sys. Glissement	Grain1	Grain2	Grain3	Grain4	Grain5	Grain6	Grain7	Grain8	Grain9
1 (A2)	0.447	0.402	0.446	0.051	0.056	0.489	0.297	0.384	0.191
2 (A3)	0.226	0.241	0.171	0.282	0.044	0.331	0.169	0.224	0.142
3 (A6)	0.221	0.160	0.314	0.334	0.012	0.158	0.466	0.159	0.049
4 (D4)	0.147	0.156	0.227	0.037	0.259	0.259	0.253	0.111	0.300
5 (D1)	0.121	0.324	0.097	0.410	0.091	0.322	0.246	0.141	0.178
6 (D6)	0.268	0.168	0.324	0.448	0.167	0.062	0.312	0.252	0.121
7 (C3)	0.099	0.485	0.217	0.076	0.079	0.380	0.219	0.018	0.227
8 (C5)	0.038	0.173	0.071	0.024	0.452	0.353	0.049	0.006	0.299
9 (C1)	0.137	0.311	0.289	0.052	0.372	0.126	0.170	0.025	0.271
10 (B2)	0.494	0.073	0.405	0.165	0.123	0.268	0.330	0.477	0.264
11 (B4)	0.309	0.090	0.197	0.103	0.316	0.362	0.126	0.359	0.463
12 (B5)	0.185	0.017	0.298	0.061	0.192	0.094	0.204	0.118	0.199

Tableau VI-3 : Facteur de Schmid (notation de Schmid et Boas) (MX1).

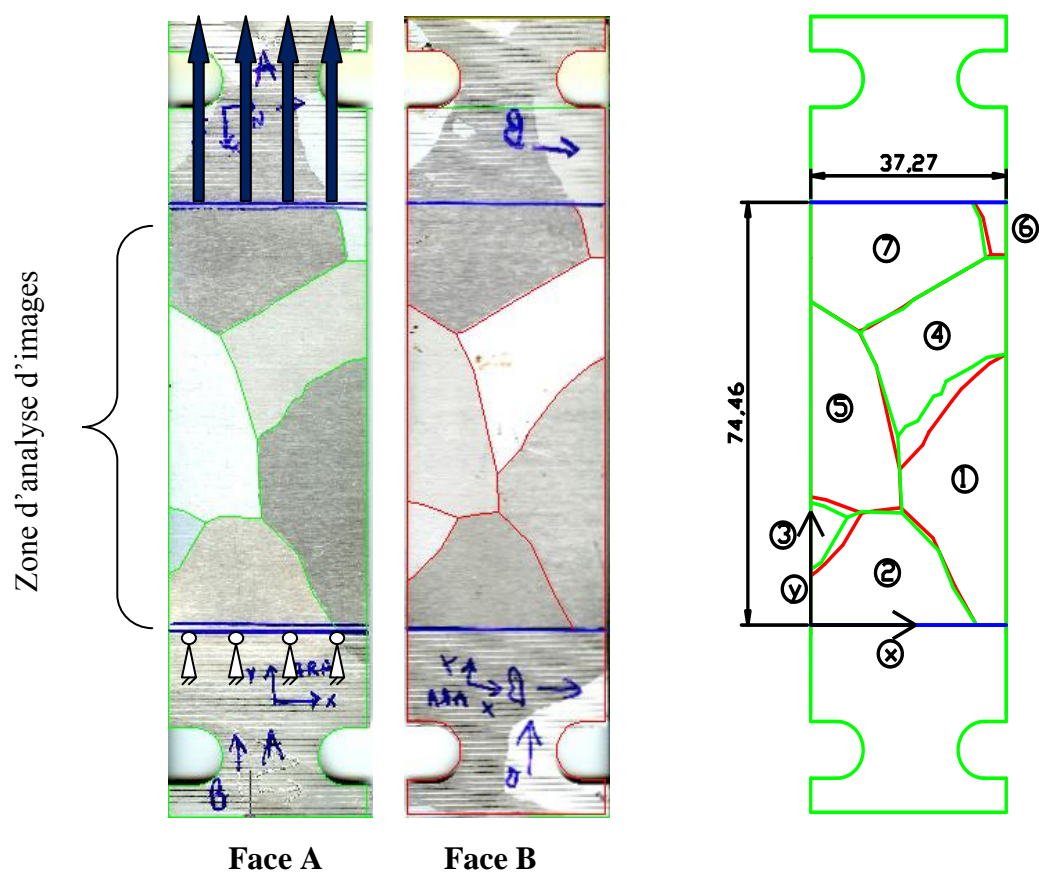


Figure VI-18 : Schéma de l'éprouvette multicristalline MX2 avec la numérotation des grains et le repère qui leur associé.

No grain	ϕ_1	ϕ	ϕ_2
1	-2.901	1.353	0.753
2	0.334	1.325	1.241
3	-1.799	1.388	0.662
4	1.710	1.347	0.533
5	1.165	1.353	1.056
6	-1.355	1.097	0.699
7	2.175	1.545	1.631

Tableau VI-4: Angles Euler (en rad) de MX2 obtenues par la méthode de Laue.

Sys. Glissement	Grain1	Grain2	Grain3	Grain4	Grain5	Grain6	Grain7
1 (A2)	0.006	0.470	0.367	0.113	0.080	0.437	0.149
2 (A3)	0.407	0.174	0.168	0.331	0.390	0.066	0.136
3 (A6)	0.003	0.410	0.008	0.250	0.217	0.046	0.108
4 (D4)	0.402	0.235	0.190	0.032	0.092	0.324	0.177
5 (D1)	0.005	0.363	0.029	0.438	0.027	0.081	0.039
6 (D6)	0.012	0.246	0.457	0.126	0.030	0.426	0.300
7 (C3)	0.0061	0.424	0.329	0.075	0.270	0.309	0.080
8 (C5)	0.060	0.186	0.098	0.489	0.300	0.035	0.341
9 (C1)	0.408	0.189	0.138	0.107	0.363	0.014	0.096
10 (B2)	0.058	0.223	0.090	0.239	0.083	0.010	0.449
11 (B4)	0.003	0.046	0.038	0.188	0.190	0.127	0.068
12 (B5)	0.4139	0.011	0.266	0.158	0.090	0.102	0.477

Tableau VI-5: Facteur de Schmid (notation de Schmid et Boas) (MX2).

Chapitre VII. Mesure de champs sur les multicristaux.

VII.1. Procédure expérimentale

VII.1.1. Pilotage de l'essai

On a utilisé la machine instrumentée MTS 100 kN pour les essais de traction. Les essais effectués ont été réalisés avec deux vitesses de déplacement de traverse (0.48 mm/min jusqu'à 1mm et 4.8mm/min). Le choix de ces vitesses permet d'acquérir des images à faible déformation au début de l'essai, dans la zone élastique, et donc de détecter au mieux l'entrée dans le domaine plastique de chacun des grains. Le saut de vitesse permet de réduire la durée totale des essais.

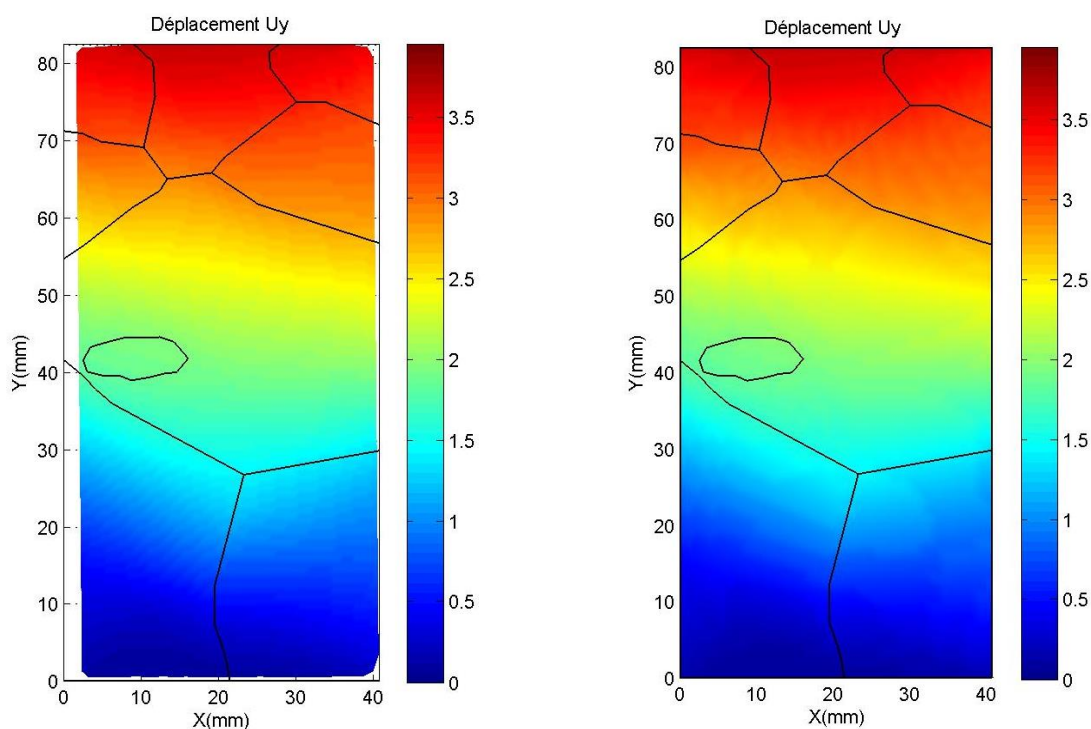
VII.1.2. Acquisition

La zone utile des éprouvettes choisies varie de 70 mm (MX2) à 85 mm (MX1), celle nous permet d'utiliser le système de stéréo-corrélation pour l'acquisition des images au cours des essais. Un système de deux appareils photo numériques ayant un capteur CDD de 5 Méga Pixels est combiné à deux lampes à LED pour avoir un éclairage uniforme. Ce système est fourni par Aramis®GOM. Un calibrage doit être réalisé avant la mesure pour déterminer les paramètres intrinsèques du système. Pour que la corrélation fonctionne correctement, les images doivent donc être texturées, assez contrastées et le motif doit être suffisamment aléatoire. Lorsque le matériau et la lumière ne le permettent pas, un mouchetis est déposé à la surface des échantillons (cela consiste en général à déposer une couche de peinture blanche suivie de jets de peinture noire). Il faut aussi s'assurer que la couche de peinture se déforme bien en même temps que le matériau métallique et reste collée à la surface de l'éprouvette tout au long de l'essai mécanique. Dans cette étude, le mouchetis est réalisé 30 minutes avant le début de l'essai mécanique. Une fréquence d'acquisition des images de 1 image/s est utilisée au cours de l'essai.

VII.1.3. Post-traitement des résultats de CIN

Les champs des déformations sont calculées par logiciel Aramis, la base de mesure est de 13 pixels (0.689mm) qui correspond à une taille de pixel de 53 μ m, la taille de facette est de 30 pixel et l'incertitude de l'ordre 0,02%. Pour étudier la grande déformation plastique, on doit travailler avec un formalisme adapté : les champs de déformation issus des calculs par éléments finis étant donnés sous la forme du tenseur de Green-Lagrange, on représentera les champs mesurés sous la même forme. Grâce aux champs de déplacement mesurés, les résultats obtenus seront présentés dans la configuration déformée.

On constate les manques des points calculés aux bords de l'éprouvette à cause de la corrélation (FigureVII-1-a). Une extrapolation des champs mesurés nous permet de compléter des champs cinématiques aux deux extrémités de l'éprouvette qui alimentent des conditions aux limites réelles pour nos calculs numériques (FigureVII-1-b)



FigureVII-1: Le champ de déplacement U_y mesuré par Aramis : (a) cartographie brute
(b) après une extrapolation.

VII.2. Présentation du comportement de MX1

VII.2.1. La réponse macroscopique

La courbe de déplacement imposé en fonction du temps est présentée dans la Figure VII-2. Cette relation nous aide à bien synchroniser le champ cinématique mesuré et la donnée macroscopique qui est pilotée par la machine. Les stades de déformation les plus marquants correspondent aux divers instants de déformation plastique indiqués sur la courbe « Force-Déplacement » dans la Figure VII-3. La limite élastique, d'après cette courbe est de l'ordre de 10 MPa. Elle montre aussi un taux d'écroutissage important et le seuil de rupture est 6 fois plus grand par rapport à la limite élastique.

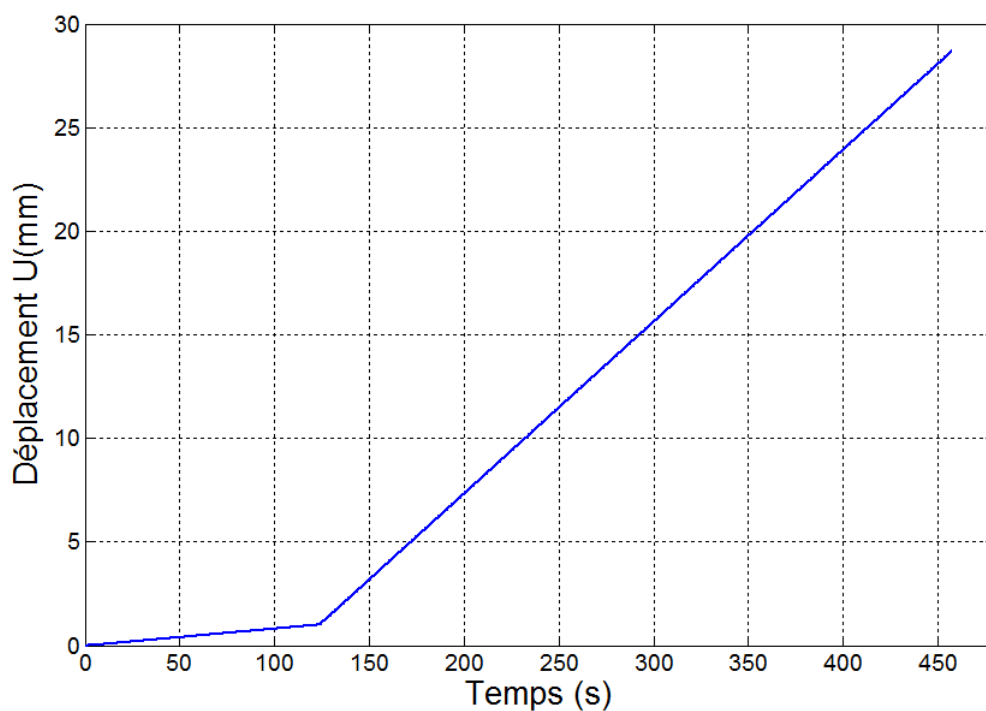


Figure VII-2 : Essai de traction sur l'éprouvette MX1 : courbe du déplacement du mors supérieur en fonction du temps.

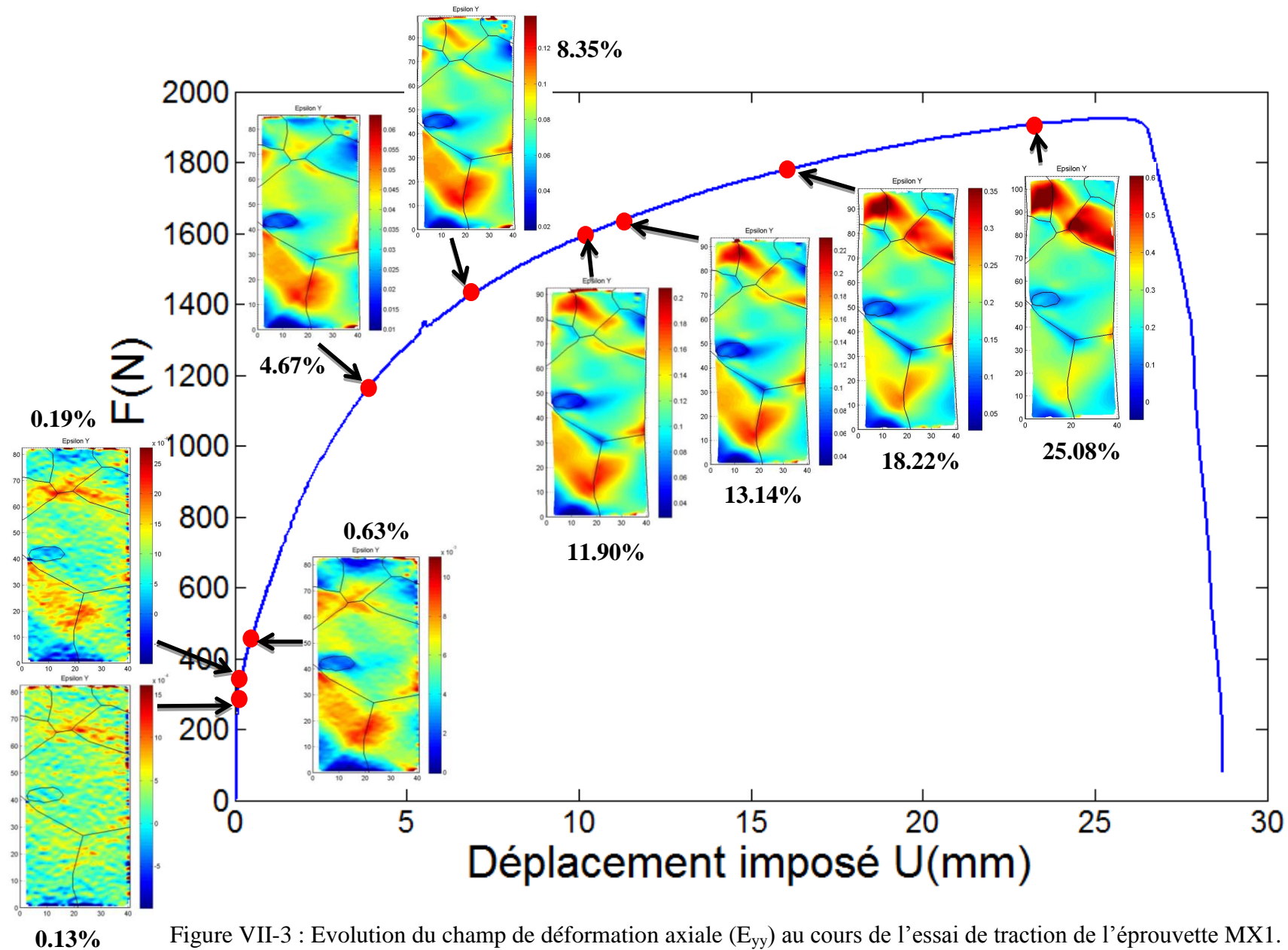


Figure VII-3 : Evolution du champ de déformation axiale (E_{yy}) au cours de l'essai de traction de l'éprouvette MX1.

VII.2.2. Analyse des champs de déformations expérimentaux

Les informations recueillies à partir de la mesure de champ sont très abondantes notamment celles des localisations de déformation au cours de chargement. Grâce aux images acquises, on peut détecter des glissements importants aux deux extrémités (Figure VII-4), résultant du serrage et du jeu au niveau des mors. Ces conditions cinématiques doivent être prise en compte dans les calculs numériques.

Les cartographies de déformations sont représentées dans la Figure VII-5, la Figure VII-6, la Figure VII-7 et la Figure VII-8 . Les composantes ε_{xx} , ε_{yy} et ε_{xy} sont déterminées pour différentes états de déformation, les cartographies à l'instant des stades 14 montre des champs de déformations homogènes dans le domaine du comportement élastique. La déformation longitudinale augmente nettement au cours du chargement, la limite élastique est détectée au stade 15 qui correspond à une force de 303 N et un déplacement de 0.102mm sur la courbe force-déplacement. On observe déjà une zone localisée de déformation, ce phénomène peut être expliqué par l'influence de condition limite ou expérimentale (éprouvette inclinée) sur le comportement des grains, soit le grain atteint localement le seuil plastique. Les champs obtenus dans le domaine élastique ne sont pas lisses car le bruit de mesure est comparable aux faibles déformations.

Au stade 21 qui correspond à la force de 331 N et le déplacement 0.156mm (déformation moyenne est de 0,19%), on détecte bien l'entrée dans domaine plastique au niveau macroscopique et au niveau local, les cartes 21 et 60 dans la Figure VII-6 montrent des déformations significatives dans les grains 1, 5 et au joint triple entre les grains 4, 5 et 8. Cette observation semble indiquer que l'hétérogénéité du champ des déformations plastique est déclenchée dès le début du régime plastique. La faible déformation homogène dans le grain 3 est due à son orientation cristallographique « plus rigide » par rapport à l'état de contrainte, (facteur Schmid = 0.446). Les deux extrémités de l'éprouvette sont moins déformées que son milieu, ceci résulte de l'effet de bord à proximité des mors. On trouve un phénomène de renforcement de l'amplitude de déformation aux lieux privilégiés de la localisation. Au stade 153, qui correspond à une déformation longitudinale moyenne 8,26%, l'histogramme de distribution de la déformation couvre les valeurs de 2% à 14%. Une bande plastifiée notable localisée entre le grain 7 et le grain 8 est détectée. L'évolution et la propagation de cette bande traverse les grains 6, 7 et 8 jusqu'à la fin de l'essai qui engendre la rupture de l'éprouvette (Figure VII-8).

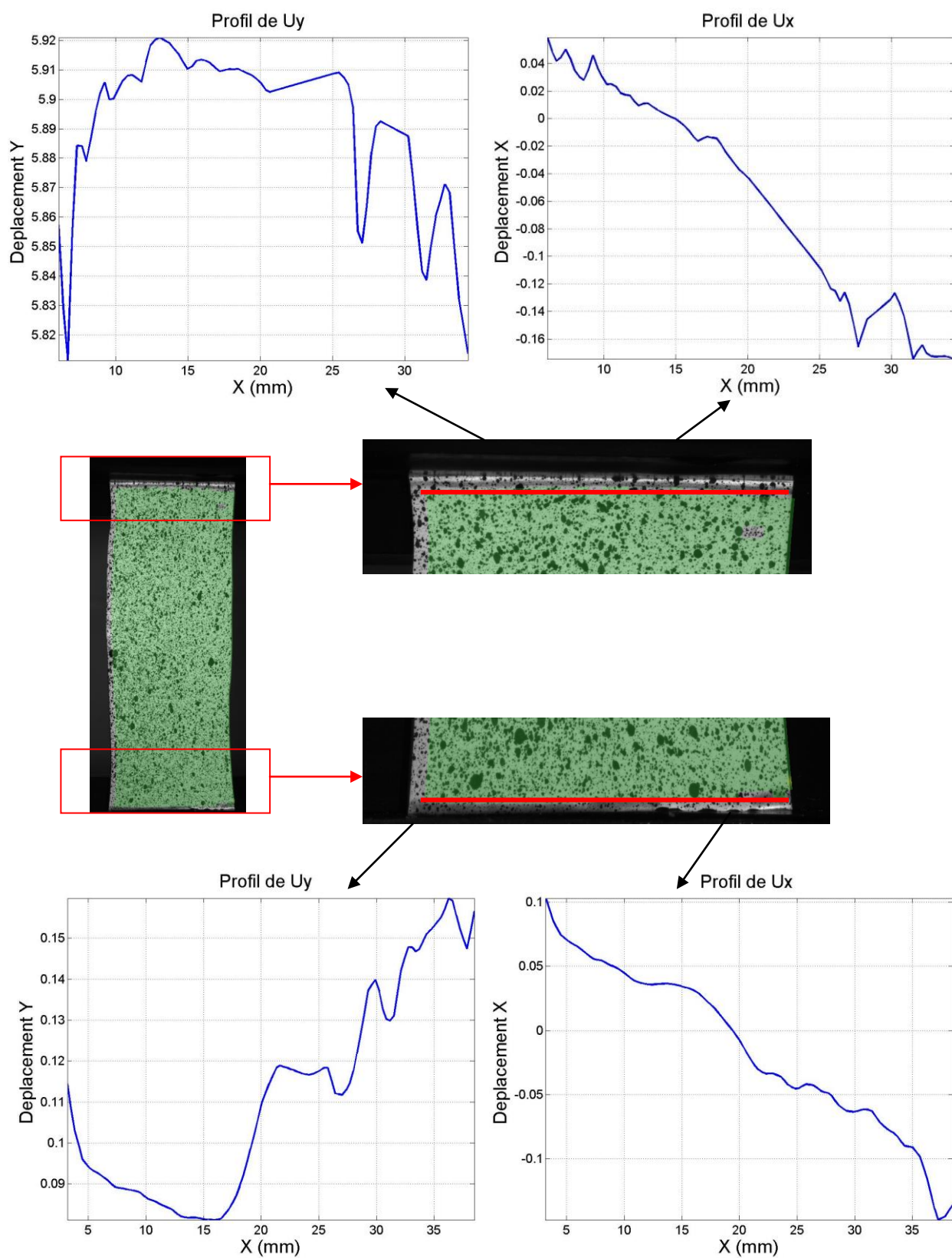
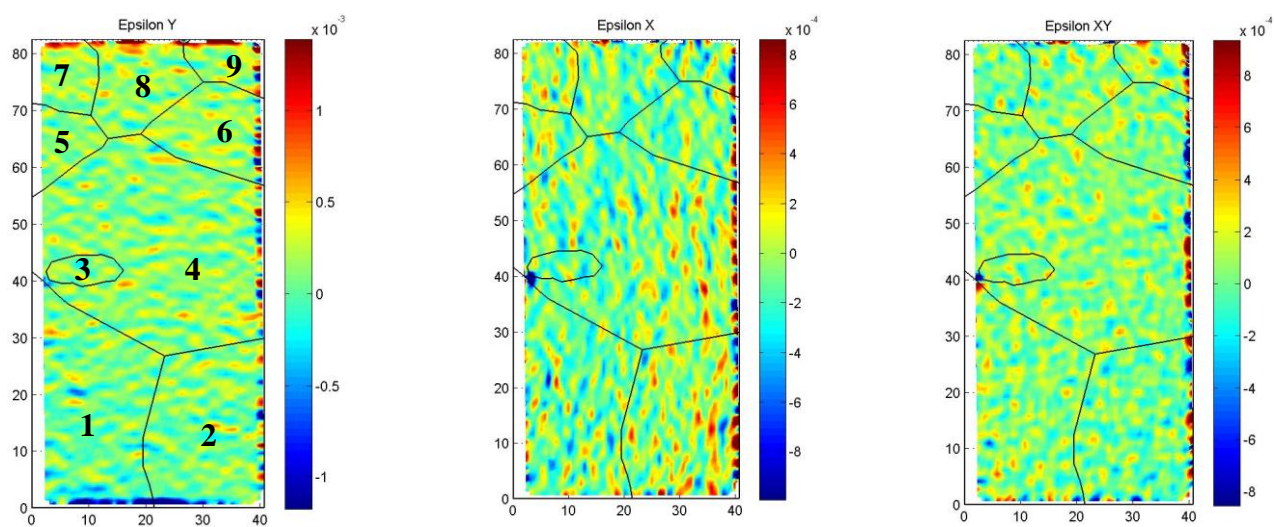


Figure VII-4 : Glissement non homogène de l'éprouvette MX1 au niveau des mors.



Stade 14

Figure VII-5 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} dans le domaine élastique (stade 14).

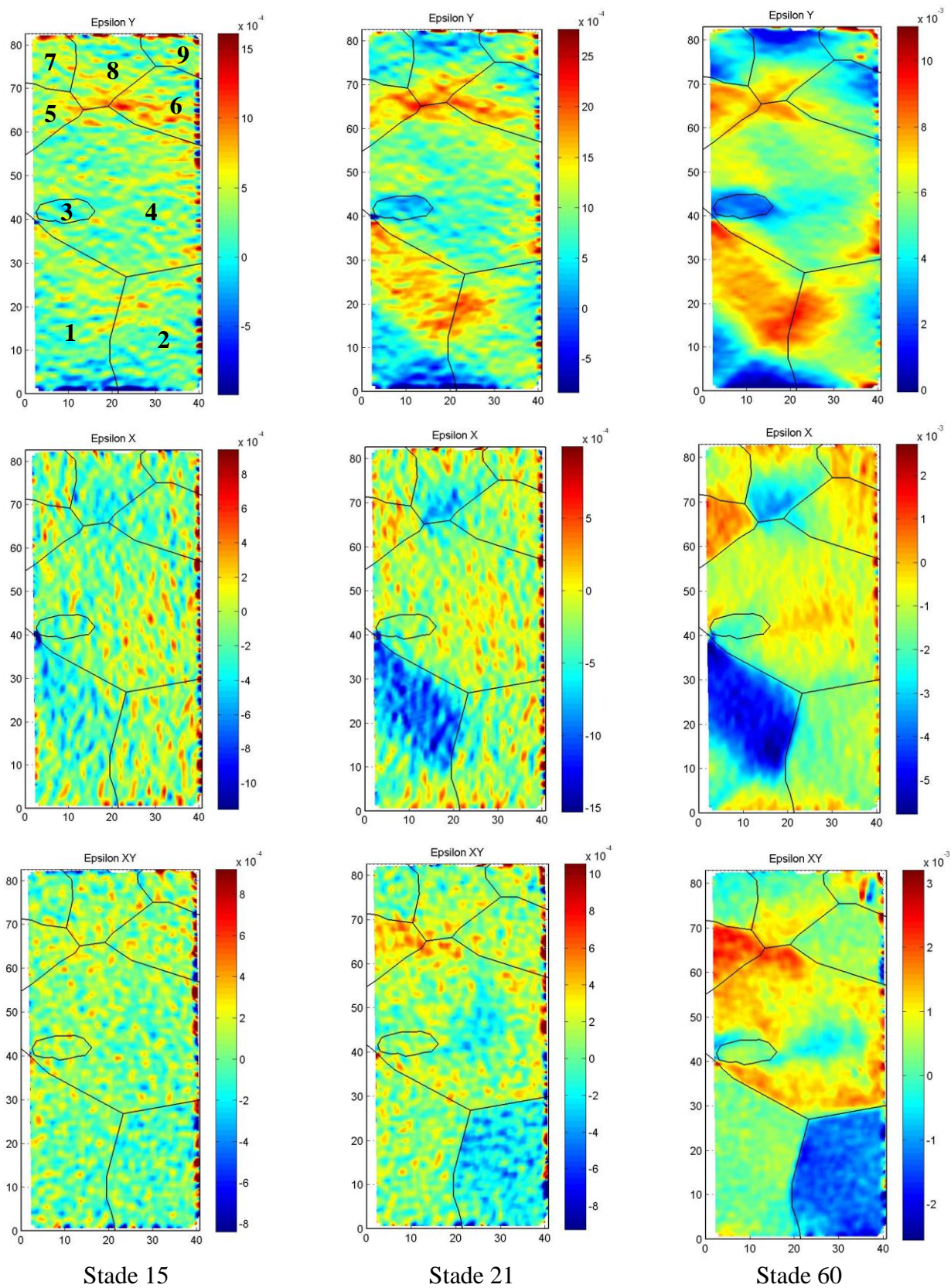


Figure VII-6 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 15, 21 et 60.

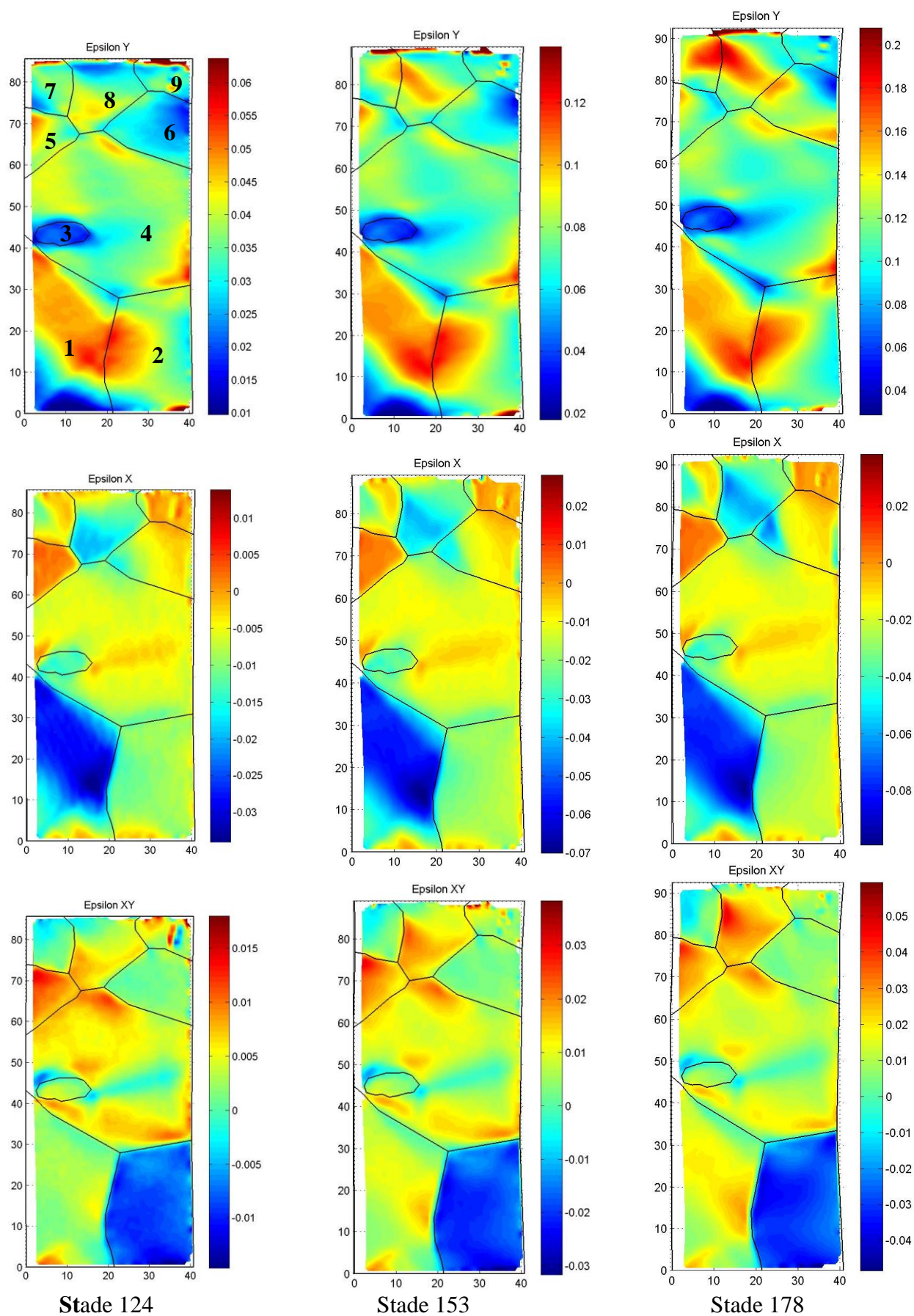


Figure VII-7 : Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 124, 153 et 178.

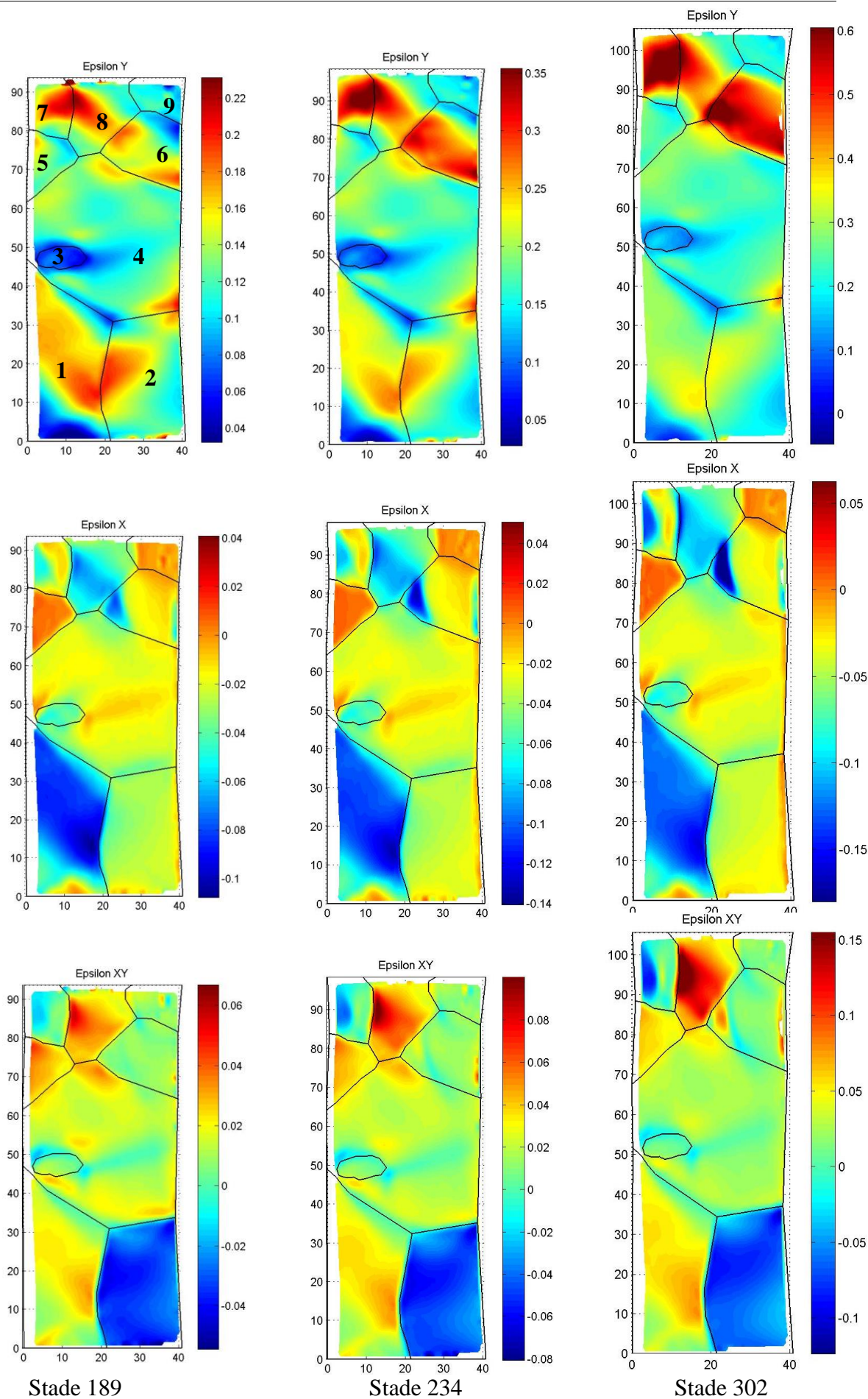


Figure VII-8 : Champs des déformations ϵ_{yy} , ϵ_{xx} et ϵ_{xy} mesurées : stade 189, 234 et 302.

VII.3. Présentation du comportement de MX2

VII.3.1. La réponse macroscopique

Pour l'essai de traction sur la deuxième éprouvette, on a imposé la même vitesse de chargement et la même fréquence d'acquisition que le test précédent. La Figure VII-9 représente le déplacement imposé en fonction du temps. Pour faciliter l'observation des lignes de glissement, cet essai est arrêté à 20mm de déplacement du mors, avant la rupture. La Figure VII-10 représente l'évolution de la force en fonction du déplacement au cours de l'essai. Cette courbe présente le taux d'écroutissage (important) ainsi que la ductilité du matériau utilisé. Dans la section suivante, on montrera les champs de déformations mesurés.

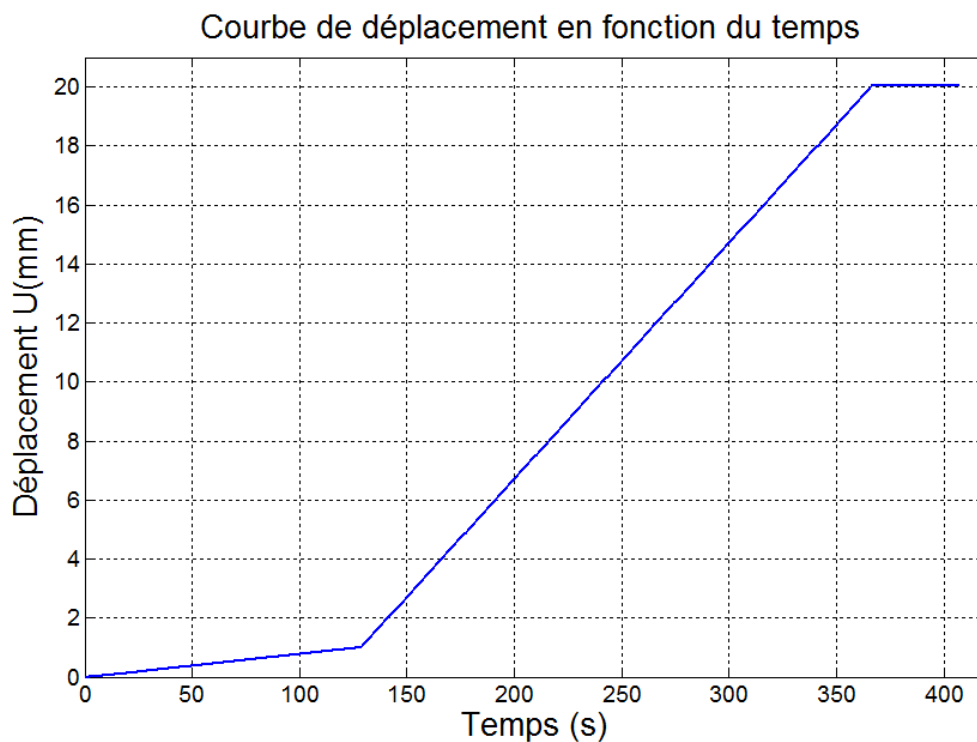


Figure VII-9 : Essai de traction sur l'éprouvette MX2 : courbe du déplacement du mors supérieur en fonction du temps.

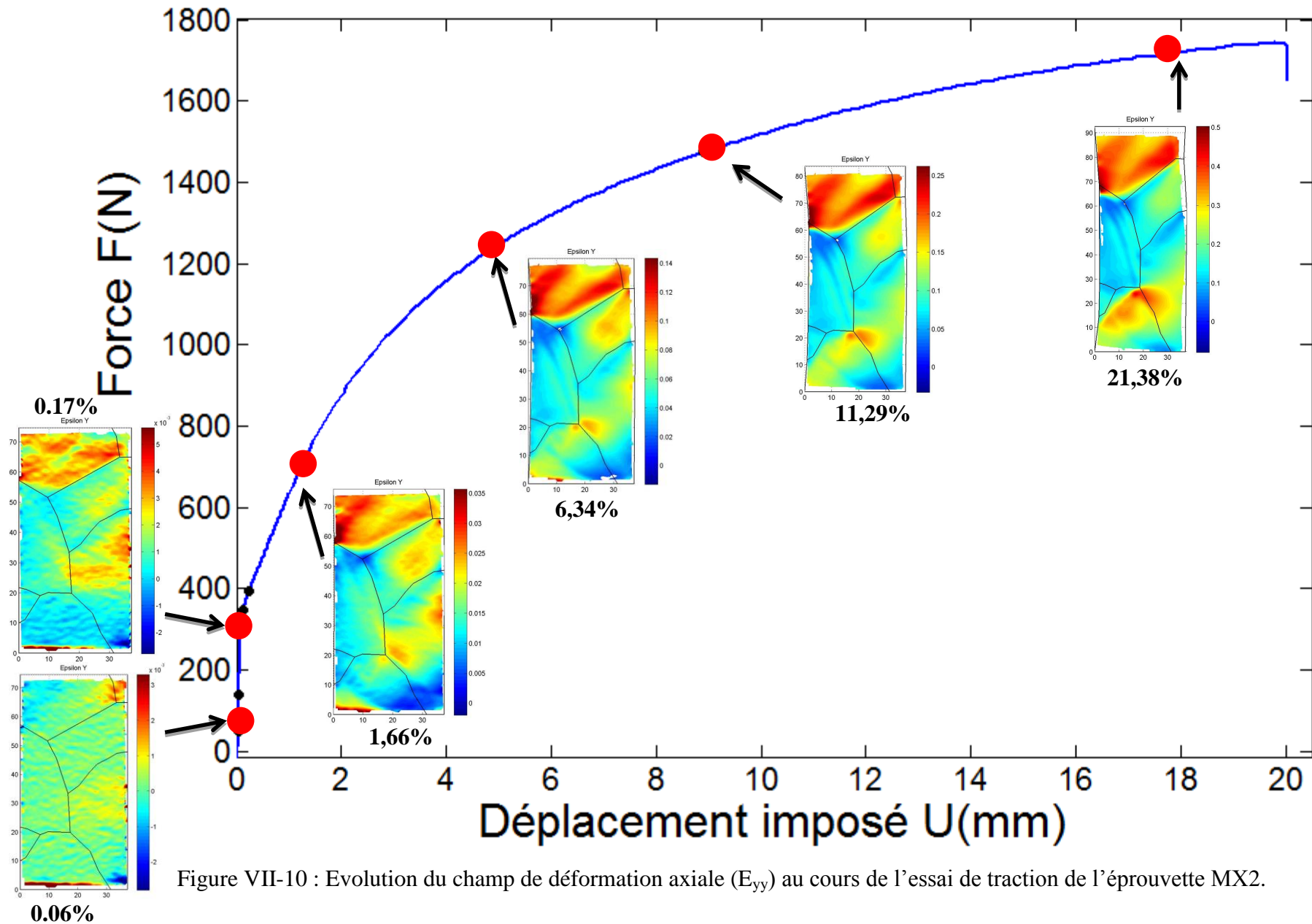


Figure VII-10 : Evolution du champ de déformation axiale (E_{yy}) au cours de l'essai de traction de l'éprouvette MX2.

VII.3.2. Analyse des champs de déformations expérimentaux

Les champs de ε_{xx} , ε_{yy} et ε_{xy} sont déterminées pour différents niveaux de chargement. Les cartographies correspondantes sont représentées dans la Figure VII-11 et la Figure VII-12. On trouve au stade 12, la cartographie relève une localisation des déformations plastique dans le domaine du comportement élastique dans le grain 6. La limite élastique macroscopique est détectée au stade 16 qui correspond à la force de 321,5 N et le déplacement imposé 0,083 mm. La bande de localisation traverse le grain 6 et le grain 7. On a trouvé aussi des localisations significatives de déformation dans les grains 1 et 4. Les zones localisées sont renforcées au cours du chargement. Le bord inférieur à droite est moins déformé par rapport au reste de l'éprouvette. On trouve une strie de faible cisaillement dans le grain 5 (à partir du stade 138).

Conclusion : Les champs mesurés mettent en évidence l'hétérogénéité de la déformation plastique des multicristaux. Le comportement individuel des grains dépend non seulement de la morphologie des grains mais encore de leurs orientations cristallographiques et des conditions aux limites. La méthode des éléments finis combinée à un modèle de comportement cristallin nous permettra de prendre en compte ces paramètres.

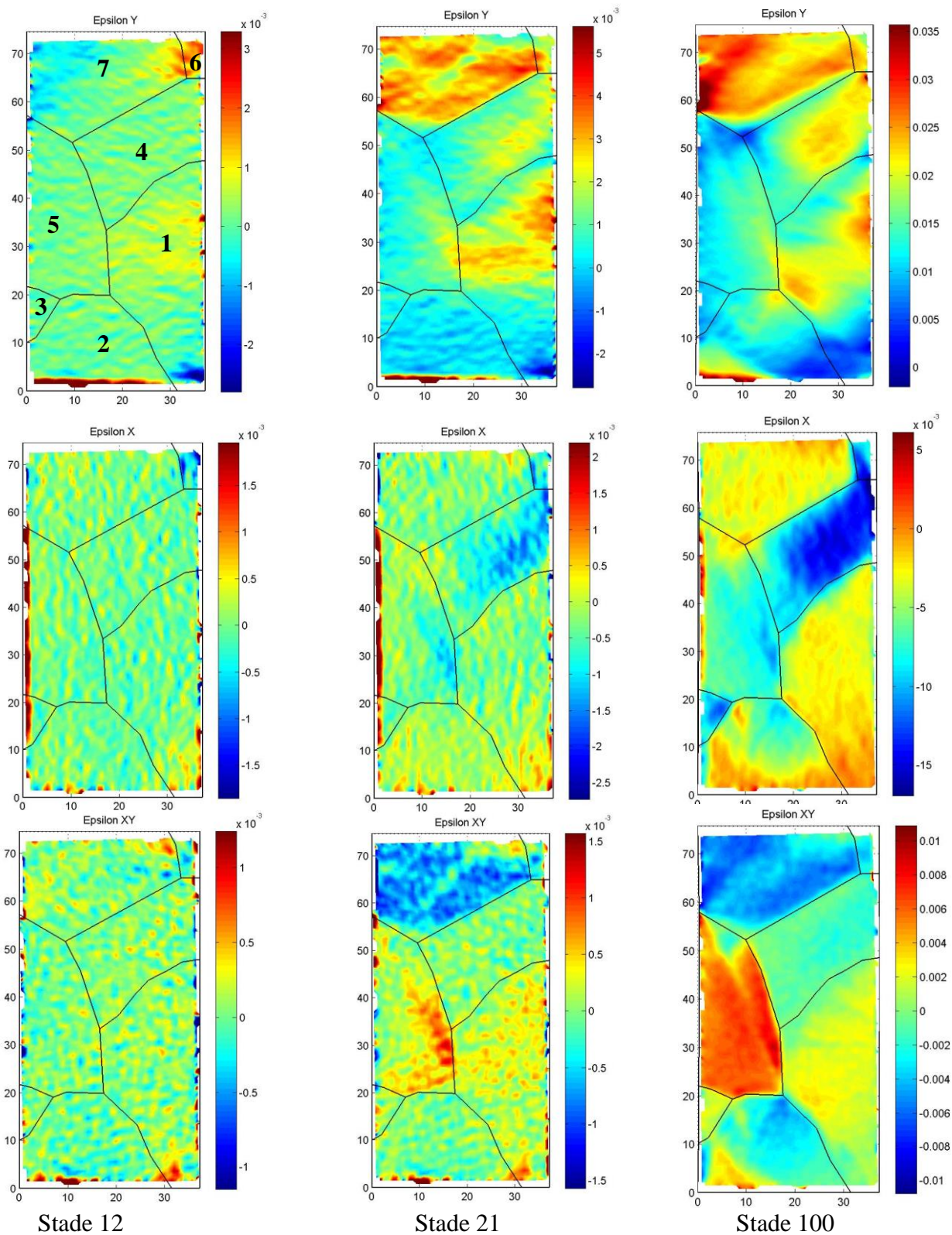


Figure VII-11: Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 21, 30 et stade 100.

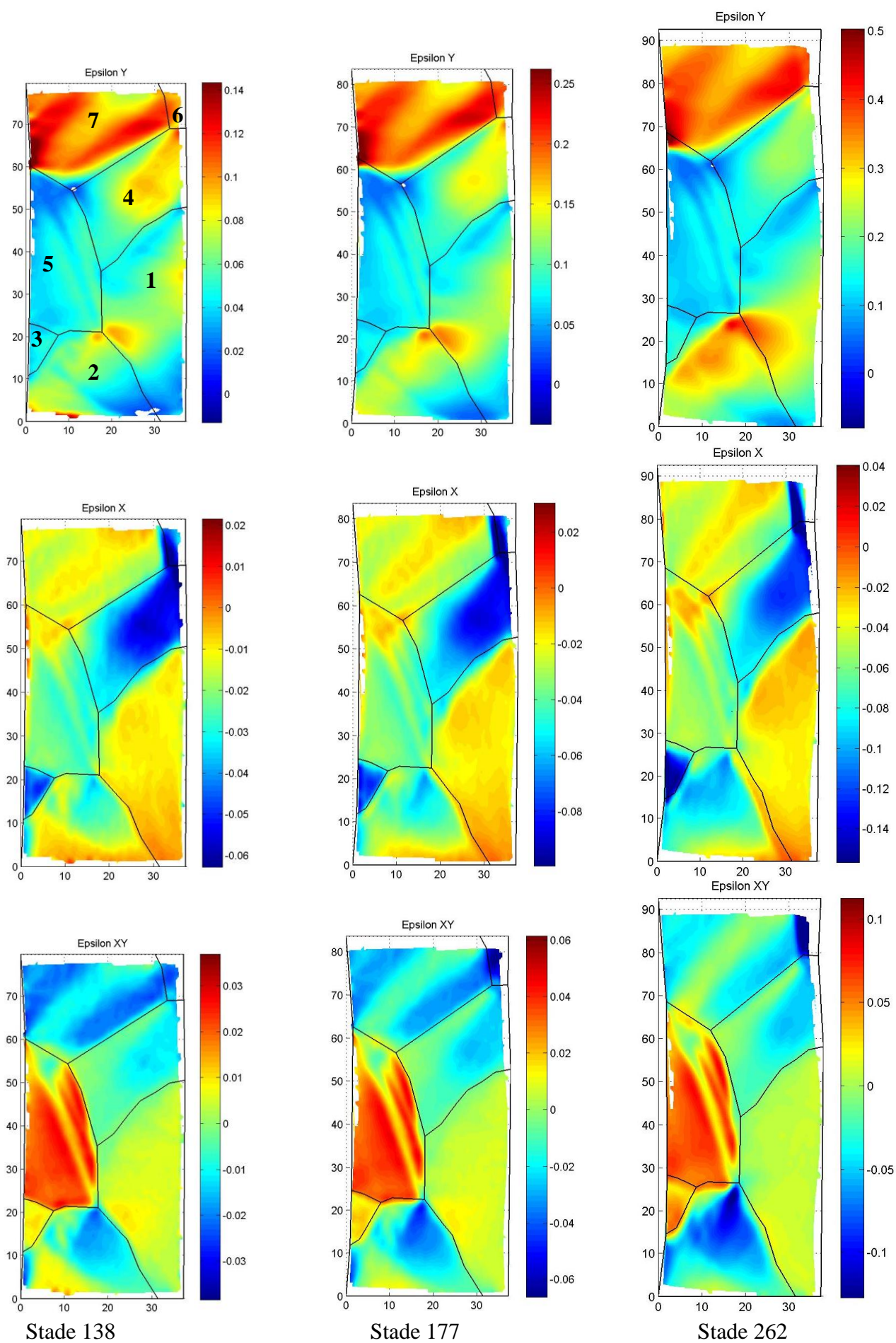


Figure VII-12: Champs des déformations ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} mesurées : stade 138, 177 et 262.

Partie C
Simulation, Identification
& Validation

Chapitre VIII. Problème direct

VIII.1. Introduction

Des études du comportement d'agrégats cristallins aux différentes échelles par des méthodes numériques ont été réalisées par différents auteurs. Les problèmes majeurs de telles approches, concerne la morphologie réelle des grains et la loi de comportement. À l'échelle microscopique, beaucoup de possibilités de maillage sont réalisées. La méthodologie n'utilise qu'une information surfacique de la microstructure, le maillage éléments finis est créé par extrusion des grains de surface dans la troisième direction et les conditions aux limites en déplacement provenant des mesures de surface sont appliquées, sur les nœuds dans l'épaisseur, les faces de côtés restant libres (Héripré 2006; Dexet 2006; Hoc et al. 2003; Salahouelhadj 2007 ; Evrard 2008 ; Aubin 2008). La question se pose concernant l'influence de la microstructure cachée sous la surface étudiée. Certaines méthodes dans la littérature ont été étudiées afin d'évaluer l'influence des couches de grains inconnues sur la couche surfacique. Un programme de simulations de microstructures a été mis en place de manière à construire une microstructure 3D fictive possédant la même microstructure de surface et compatible avec les informations statistiques de morphologie et de texture de matériau (Barbe 2005; Zeghadi 2005; St-Pierre et al. 2008). D'autre part, un équipement récent qui combine un FIB (Focused Ion Beam) avec un MEB et une caméra EBSD ultra-rapide permet d'observer la microstructure 3D réelle couche par couche. Grâce à cette technique, Cédât (Cédât 2008) a proposé un maillage EF d'agrégat des grains de composite métal-céramique MoTiC à partir de la cartographie d'orientation en 3D, mais cette technique pose des difficultés de couplage avec la mesure de champs surfacique parce que l'observation des couches est obtenue par abrasion de la surface de l'échantillon. Malgré son intérêt et ses riches informations, la robustesse de l'identification par le couplage microstructure/comportement mécanique à telle échelle reste à étudier. On peut citer quelques sources des erreurs suivantes : le champ

cinématique surfacique observé dépend de la microstructure sous-jacente dont la caractérisation complète 3D est impossible par les techniques actuelles, la construction de microstructures virtuelles nous donne une bonne concordance de la réponse macroscopique simulée et expérimentale mais est incapable de reproduire précisément les zones localisées. La précision de la mesure de champs cinématiques et l'erreur de la procédure de recalage entre les champs EBSD (obtenus en configuration inclinée) et les champs mesures (en configuration plane) sont encore problèmes délicats. De plus, plus la taille de grains est petite, plus la fraction des joints de grains est élevée, plus son influence sur le comportement se manifeste, mais quasiment toutes les simulations réalisées ont utilisé la loi de comportement monocristallin et considèrent que le volume des joints est nul (sauf la simulation de (Musienko 2005) qui a utilisé une méthode de génération de maillages particuliers, comportant explicitement des joints de grains avec pour but d'étudier l'endommagement intergranulaire, et les travaux de Ma, A. (Ma et al. 2006) qui a développé un modèle en se basant sur la théorie de SSD et GND pour étudier l'effet du joint de grains sur le comportement local d'un bicristal d'Aluminium). Cette hypothèse ne permet pas de décrire exactement des comportements locaux, de plus, ce type de simulation exige un temps de calcul énorme. Plus récemment, beaucoup d'auteurs ont utilisé l'approche multicristalline (éprouvette plate qui contient une seule couche d'un ensemble des grains dont les joints sont perpendiculaires aux grandes surfaces) comme le passage du monocristal au polycristal. (Zhao et al. 2008; Merzouki et al. 2010; Raabe et al. 2001; Kalidindi et al. 2004; Zhang and Tong 2004; Harder 1999; Delaire. 1997; Delaire et al. 2000; Havlicek et al. 1990; Saai 2007; Cheong and Busso 2006). Cette approche a des avantages car agrandir l'hétérogénéité d'agrégat des grains de l'échelle micro à l'échelle observable à l'œil nu nous permet de réduire des bruits de mesure, et, plus important, la discrétisation des éprouvettes nous aide à réaliser le maillage EF en 3D de structure réelle d'agrégat. On peut aussi négliger l'influence des joints de grains à cause de la très faible fraction volumique à de telle échelle.

L'objectif de cette partie est d'identifier les paramètres du modèle de plasticité cristalline. Pour éviter de multiples erreurs dues aux différentes mesures à l'échelle microscopique, la procédure d'identification par recalage des modèles éléments finis sera menée sur les multicristaux. Cette démarche nécessite approche de calcul robuste et la validation du modèle utilisé. Dans ce chapitre, on va présenter le

modèle de plasticité cristalline et le code élément finis MESO3D qui permet d'obtenir la réponse mécanique du multicristal (Problème direct). Dans ce qui suit, on présentera l'influence du maillage et de la topologie de surface, la sensibilité des champs de déformation et de la courbe F(U) vis à vis des paramètres du modèle et l'orientation des grains. Ces études sont réalisées sur l'éprouvette MX1.

VIII.2. Modèle de plasticité cristalline de Kalidindi (1992)

La loi comportement utilisée dans cette étude est celle de Kalidindi (1992) qui a été présentée précédemment. Elle a été développée pour l'Aluminium et pour le cuivre à température ambiante. La loi d'écoulement et la loi d'écrouissage s'écrivent de la manière suivante :

$$\begin{aligned}\dot{\gamma}^{(s)} &= \dot{\gamma}_0 \left(\frac{|\tau^{(s)}|}{s^{(s)}} \right)^{1/m} \text{sign}(\tau^s) \\ s^{(s)} &= s_0 \text{ à } t = 0 \\ \dot{s}^{(s)} &= \sum_{u=1}^{12} h^{(su)} |\dot{\gamma}^{(u)}| \\ h^{(su)} &= q^{(su)} h^{(u)} \\ q^{(su)} &= \begin{cases} 1 & \text{si } s \text{ et } u \text{ sont des systèmes coplanaire} \\ q & \text{ailleurs} \end{cases} \\ h^{(su)} &= H^{(su)} \left| 1 - \frac{s^{(u)}}{s_s^{(u)}} \right|^r \text{sgn} \left(1 - \frac{s^{(u)}}{s_s^{(u)}} \right)\end{aligned}$$

$$H^{(su)} = h_0 \begin{bmatrix} [A] & q[A] & q[A] & q[A] \\ q[A] & [A] & q[A] & q[A] \\ q[A] & q[A] & [A] & q[A] \\ q[A] & q[A] & q[A] & [A] \end{bmatrix} \text{ avec } [A] = \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{bmatrix}$$

Dans ces équations, $\dot{\gamma}_0 (s^{-1})$ la vitesse de glissement de référence, m la sensibilité à la vitesse, q le rapport d'écrouissage latent, τ^s (MPa) la cission résolue sur le système s , $H^{(su)}$ (MPa) la matrice d'écrouissage, h_0 (MPa) le module d'écrouissage, $s^{(s)}$ le paramètre de résistance au glissement sur le système s et $s_s^{(u)}$ la valeur de $s^{(u)}$ à saturation

Le comportement élastique de l'aluminium est pratiquement isotrope, les valeurs de constantes élastique non-nulles de l'aluminium pur sont les suivantes :

$$C_{11} = 107\text{GPa}, C_{12} = 60,8\text{GPa}, C_{44} = 28,3\text{GPa}. \left(\frac{C_{11} - C_{12}}{2C_{44}} = 0,82 \right)$$

La liste des paramètres du modèle avec les valeurs de la littérature (Badulescu et al. 2010) est présentée dans le Tableau VIII-1.

Paramètres	Signification	Valeur numérique de référence
$\dot{\gamma}_0$	Vitesse de glissement de référence	1e-3
$1/m(-)$	Sensibilité à la vitesse	83,3
$q(-)$	Rapport d'écrouissage latent	1,4
$h_0 [MPa]$	Facteur d'écrouissage	240
$s_0 [MPa]$	Paramètre de résistance au glissement sur le système s à $t = 0$	4
$s_s^{(u)} [MPa]$	Valeur de $s^{(u)}$ à saturation	40
$r(-)$		2,5

Tableau VIII-1 : Liste des paramètres du modèle.

VIII.3. Description du code éléments finis Meso3D

VIII.3.1. Méthode numérique dans le cas du monocristal

Intégration numérique des lois de comportement

Pour le cas monocristallin, la loi de comportement permet de calculer l'incrément de glissement et l'incrément de cission réduite à chaque pas de temps. Un schéma adopté pour déterminer les incréments de glissement sur chaque système de glissement est du type 'Forward Gradient'. Son principe a été exposé par (Peirce et al., 1983) pour décrire la plasticité phénoménologique des matériaux puis pour la plasticité du monocristal.

Discrétisation par éléments finis

Afin d'utiliser la méthode des éléments finis, on doit discrétiser le domaine en éléments. Pour cette simulation, on utilise un élément hexaédrique (Figure VIII-1) à huit nœuds et

à huit points d'intégration réduite qui est bien adaptée à l'incompressibilité plastique et qui donne également un bon compromis entre la précision et le temps de calcul.

VIII.3.2. Description du code de calcul

Le code de calcul utilisé dans le cadre de ce travail est nommé MESO3D, il est l'extension cristalline (Héraud 1998, Haddadi 2013) du code EVIMP3D développé par Haddadi et fiabilisé par Salahouelhadj, Haddadi et Héraud (Salahouelhadj 2007; Héraud 1998). C'est un code de calcul par éléments finis qui permet de résoudre des problèmes 3D dans le cadre des grandes déformations et rotations en utilisant des lois de comportement macroscopiques et des lois de comportement cristallines. Dans le cadre de cette étude, deux types de condition aux limites sont utilisés :

Conditions aux limites homogènes: ce type de condition aux limites consiste à imposer un déplacement homogène aux surfaces $y=L$ et $y=0$ avec un vecteur contrainte nul sur les surfaces latérales (parallèles à y).

$$\begin{cases} U_y(x, 0, z) = 0 \\ U_y(x, L, z) = U_y(\text{mors}) \\ U_x(x, 0, z) = U_x(x, L, z) = 0 \\ U_z(x, 0, z) = U_z(x, L, z) = 0 \\ \vec{t} = \vec{\sigma} \vec{n} = 0 \text{ sur les surfaces latérales} \end{cases}$$

Conditions aux limites expérimentales : C'est un nouveau type de conditions aux limites qui a été implémenté récemment dans Meso3D par Haddadi 2013. Les déplacements mesurés sont extrapolés aux nœuds des frontières inférieure et supérieure du maillage. Ce type de conditions aux limites permet de prendre en compte la non-homogénéité des déplacements le long de ces deux extrémités de l'éprouvette induite par le glissement observé au niveau des mors de la machine de traction (Figure VII-4).

Plusieurs tests de fiabilisation de la partie cristalline du code ont été réalisés au cours des travaux de (Héraud 1998) et (Salahouelhadj 2007; Salahouelhadj and Haddadi 2010). Un test plus récent a été effectué par Haddadi (Badulescu et al. 2011) sur une éprouvette multicristalline qui donne un bon accord entre les champs de déformation simulés et expérimentaux. On a un code fiable pour simuler le comportement d'agrégats de grains. Le modèle de Kalidindi qui est adapté aux métaux CFC et à l'aluminium en

particulier sera utilisé pour les simulations éléments finis et donc, pour notre procédure d'identification.

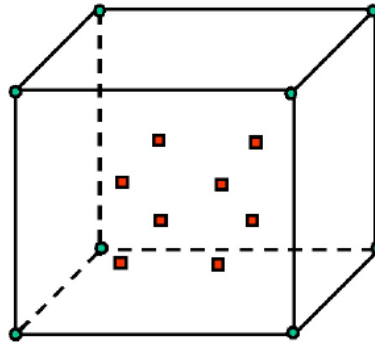


Figure VIII-1 : Élément utilisé dans les simulations : élément hexaédrique à 8 nœuds et 8 points d'intégrations.

VIII.4. Simulation par éléments finis de l'éprouvette multicristalline MX1

VIII.4.1. Construction des maillages

Le maillage du multicristal est réalisé par discrétisation de la structure réelle de l'éprouvette et construit par le logiciel SIMAIL 6.4 disponible au LSPM. Pour conduire un calcul plus précis, on construit un modèle 3D qui respecte la géométrie du joint des grains et son inclinaison dans l'épaisseur. Divers points-clés aux joints de grains de deux faces ont été relevés à la main dans ce but (Figure VIII-2). Ces coordonnées sont introduites dans un logiciel qui permet de générer la géométrie des grains (Figure VIII-3 et Figure VIII-4), le type d'élément et le nombre. Les résultats des simulations par éléments finis sont connus pour être sensibles au raffinement du maillage, surtout le comportement local. Pour limiter le temps de calcul et étudier la capacité de reproduire les champs locaux. Trois finesses de maillage sont étudiées dans cette étude (Figure VIII-5). Dans tous les cas les maillages ne constituent qu'une seule couche d'éléments dans l'épaisseur. La condition aux limites de type 'surfaces latérales libres' est utilisée dans le cadre de cette étude.

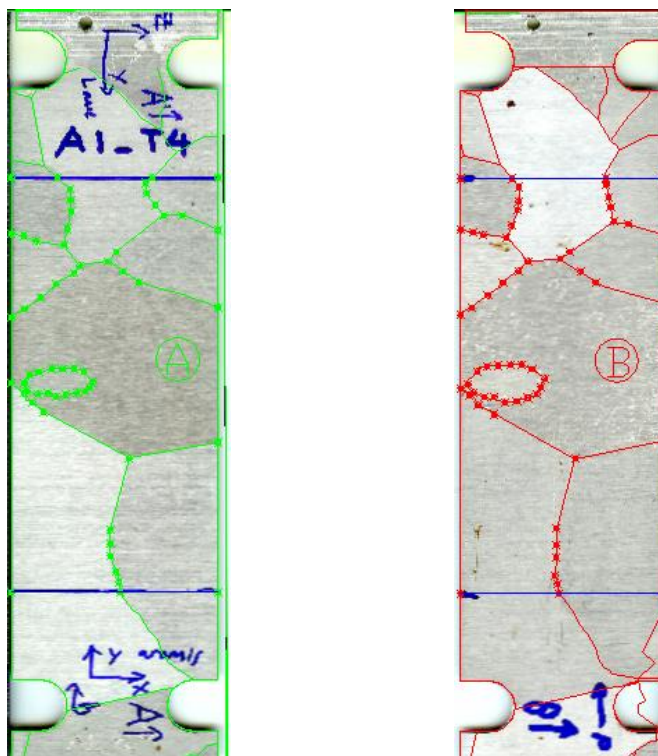
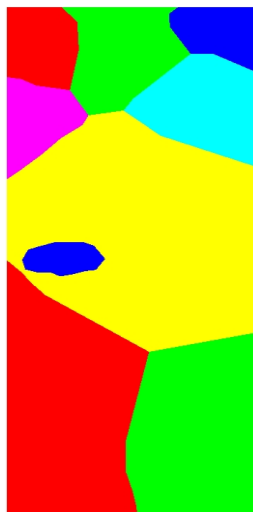
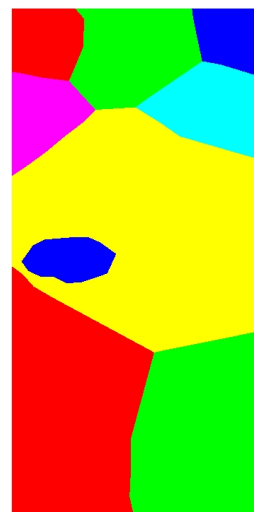


Figure VIII-2 : Points-clés des faces A et B de l'éprouvette MX1 utilisés pour la construction des maillages.



Face A



Face B

Figure VIII-3 : Vues de deux faces de l'éprouvette.

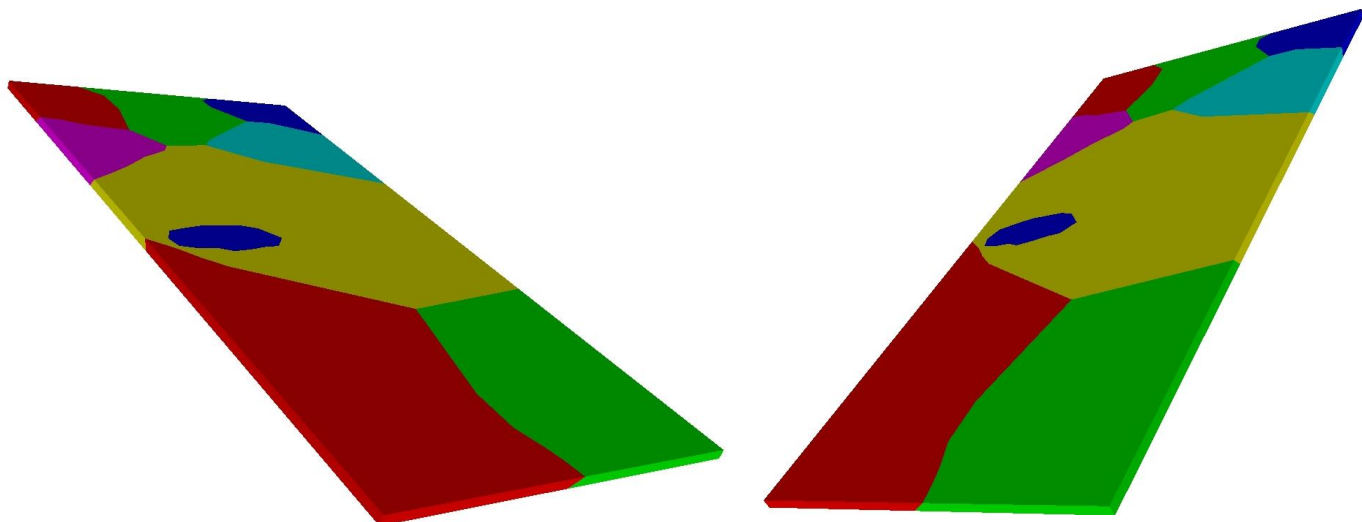
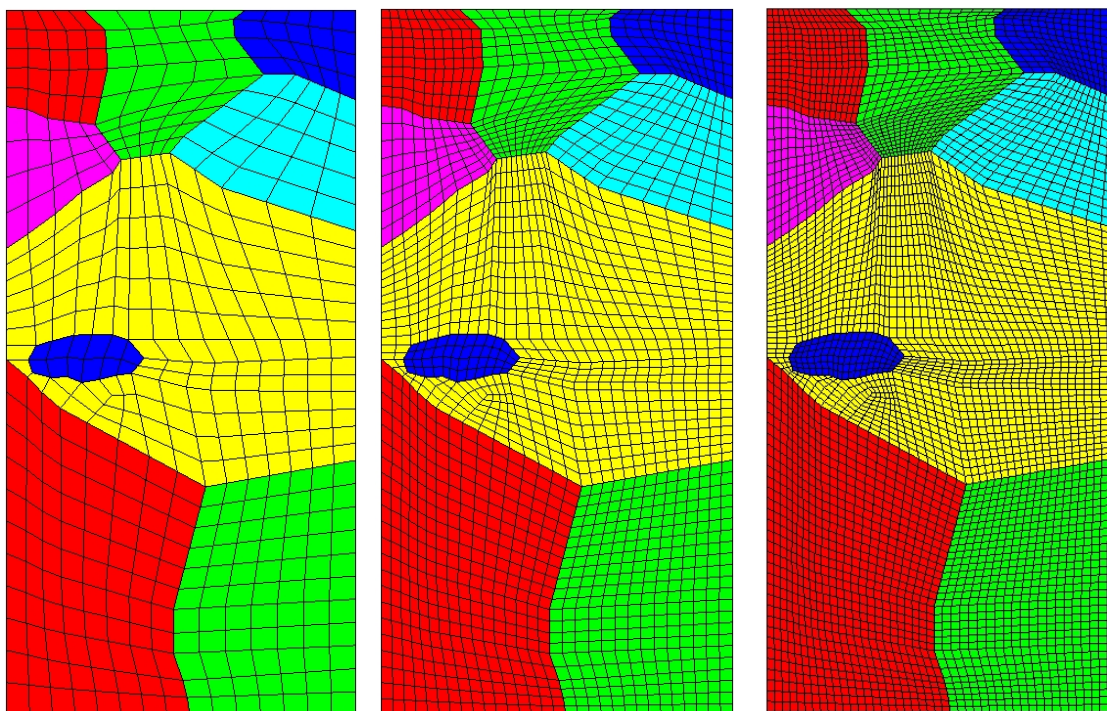


Figure VIII-4 : Vue 3D des joints de grains.



a - 481 éléments

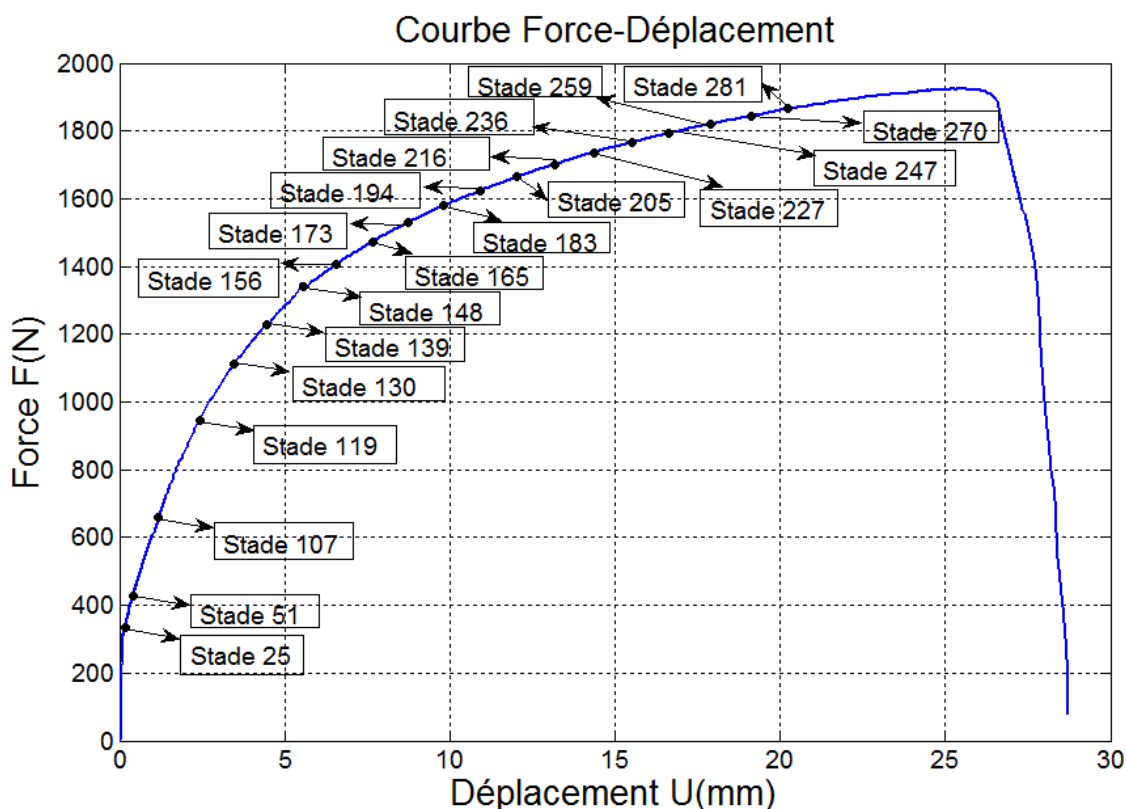
b - 1924 éléments

c - 4329 éléments

Figure VIII-5 : Trois finesses de maillage de la face A de l'éprouvette MX1.

VIII.4.2. Les simulations avec le jeu des paramètres de référence – L'influence de la finesse du maillage.

Les champs de déformation calculés par éléments finis ont été comparés aux champs mesurés par Aramis. Cette comparaison est réalisée aux mêmes niveaux de chargement macroscopique. La Figure VIII-6 indique les points qui correspondent aux phases issues du calcul numérique et le numéro des stades de la mesure.



correspondant aux résultats de calcul par éléments finis et les stades de la mesure.

Les résultats de simulation numérique avec 3 maillages et la mesure expérimentale sont représentés dans la Figure VIII-7, la Figure VIII-8, la Figure VIII-9 et la Figure VIII-10. Le comportement macroscopique (Figure VIII-7) montre un grand écart entre les résultats issues des simulations et l'expérience. Les maillages avec 1924 éléments (maillage 2) et 4329 éléments (maillage 3) donnent les courbes plus proches par rapport au maillage 481 éléments (maillage 1). La comparaison a été effectuée aux différents niveaux de déformation ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} . Au début de la déformation plastique, les simulations numériques montrent les zones localisées de déformations qui ont la même forme que les mesures expérimentales. À faible déformation, les champs mesurés par Aramis contiennent des bruits de mesure qui peuvent être comparables avec les valeurs

locales. À 4,1% de déformation ε_{yy} moyenne, on trouve des champs similaires entre les calculs numériques et l'expérience. Il n'y a pas de grandes différences entre maillage moyen et maillage fin mais le maillage grossier (maillage 1) n'arrive pas à décrire la rigidité de grains 3 ainsi que son influence sur la zone autour de lui et aussi le champ de déformation autour des joints des grains 4, 5, 8 et entre les grains 4, 6, 8.

À partir de 10,1% de déformation macroscopique, la valeur de déformation mesurée maximale est deux fois plus élevée avec une bande localisée significative qui traverse les grains 6, 7 et 8. À ce niveau, le calcul numérique n'arrive pas à décrire précisément les champs locaux

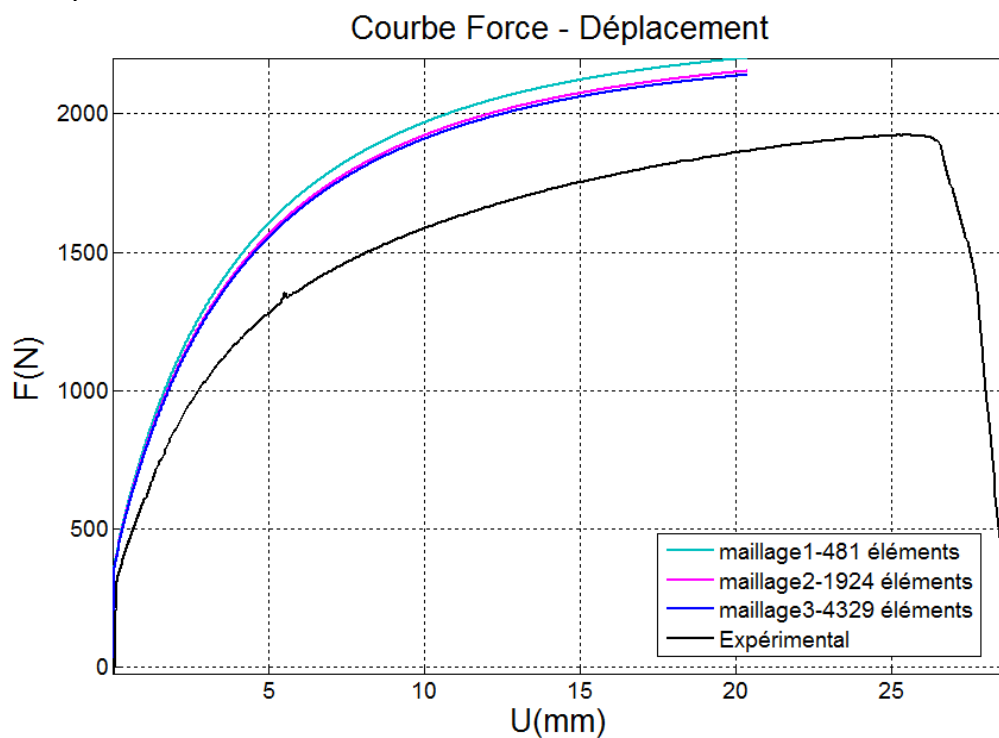


Figure VIII-7 : Influence du maillage sur les résultats de la traction et comparaison avec le résultat expérimental.

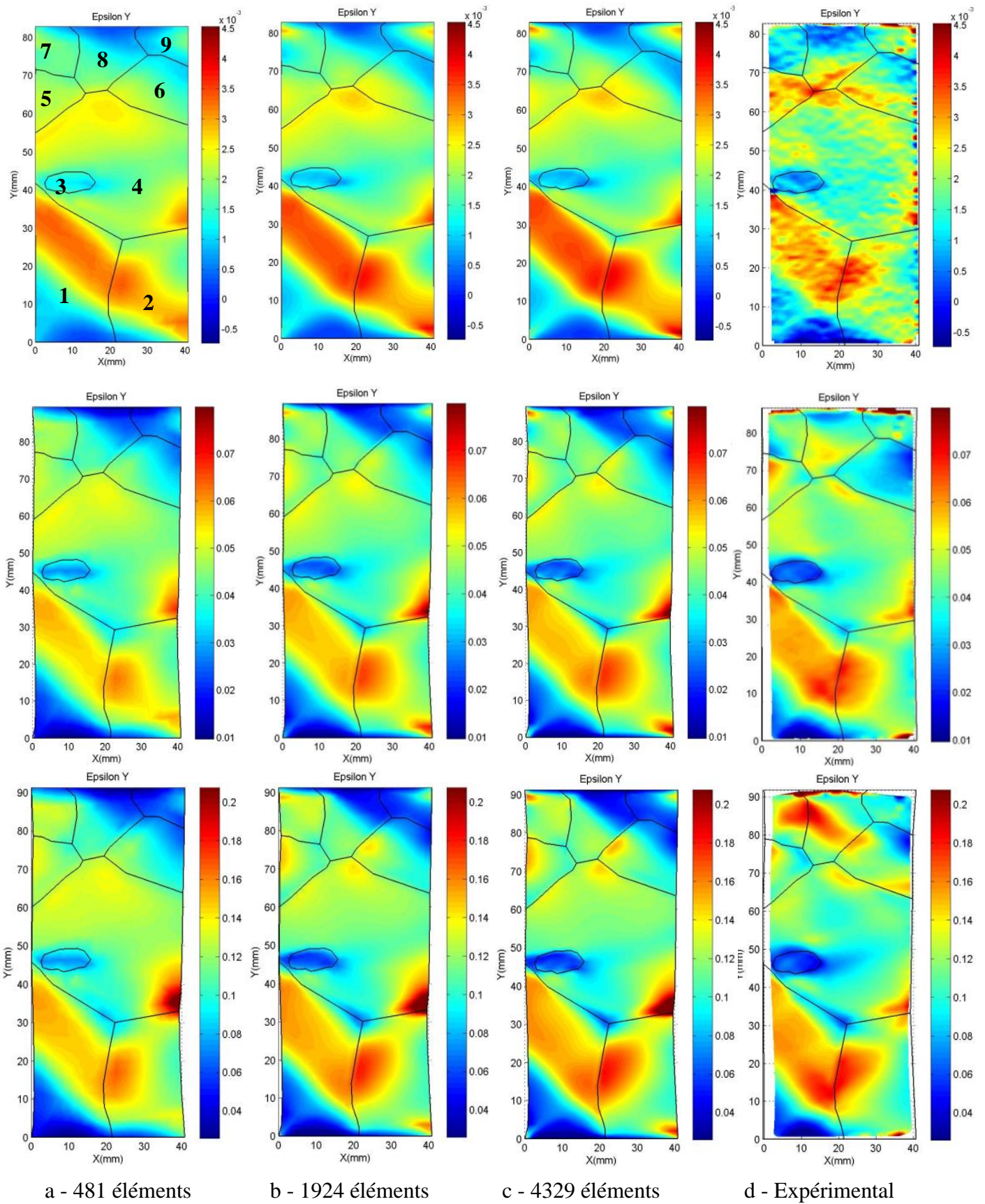


Figure VIII-8 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis avec 3 maillage à 0,2%, 4,1% et 10,1% de déformation horizontale ϵ_{yy} moyenne.

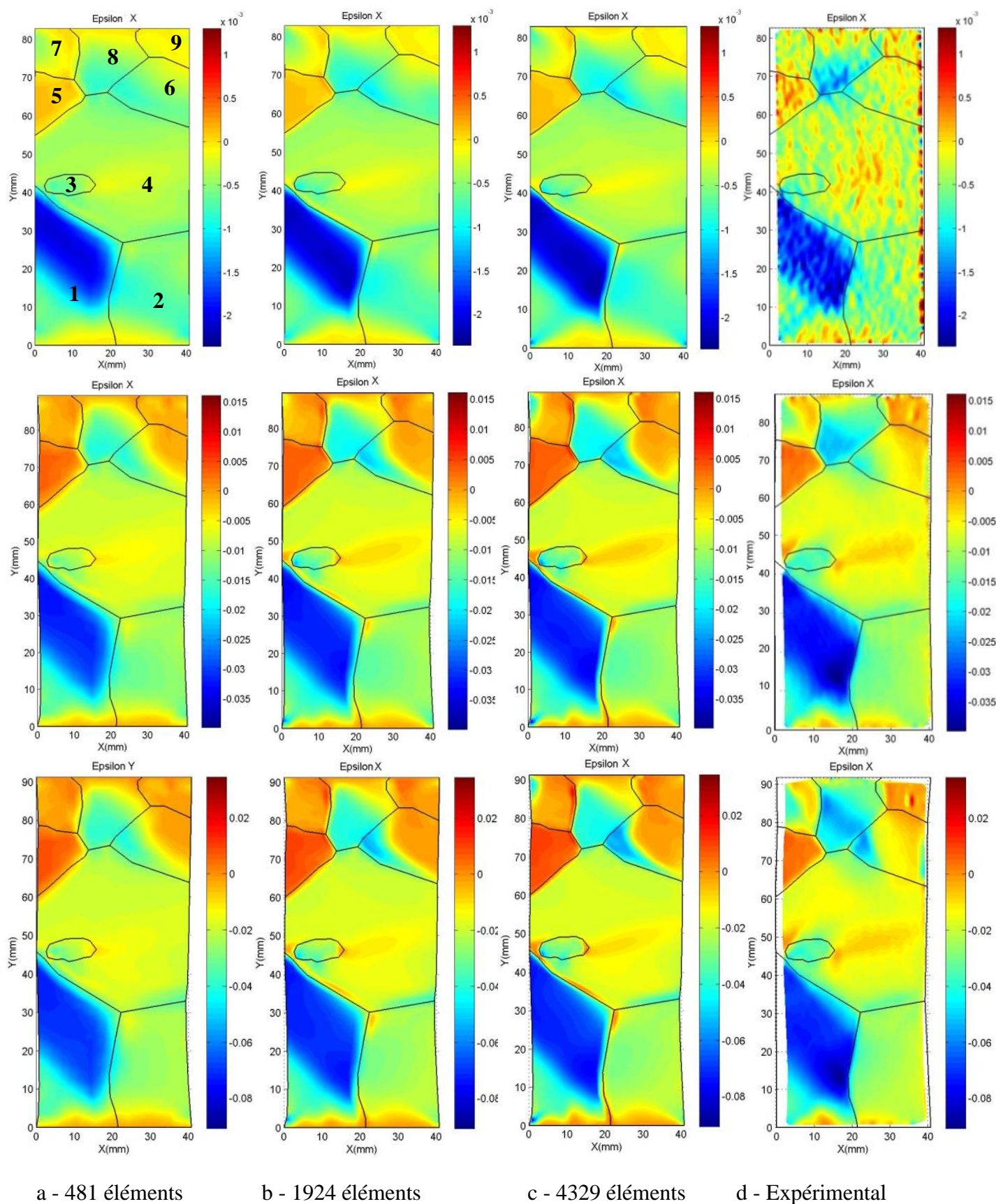


Figure VIII-9 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis de déformation verticale ε_{xx} avec 3 maillage à 0,2%, 4,1% et 10,1% ε_{yy} moyenne.

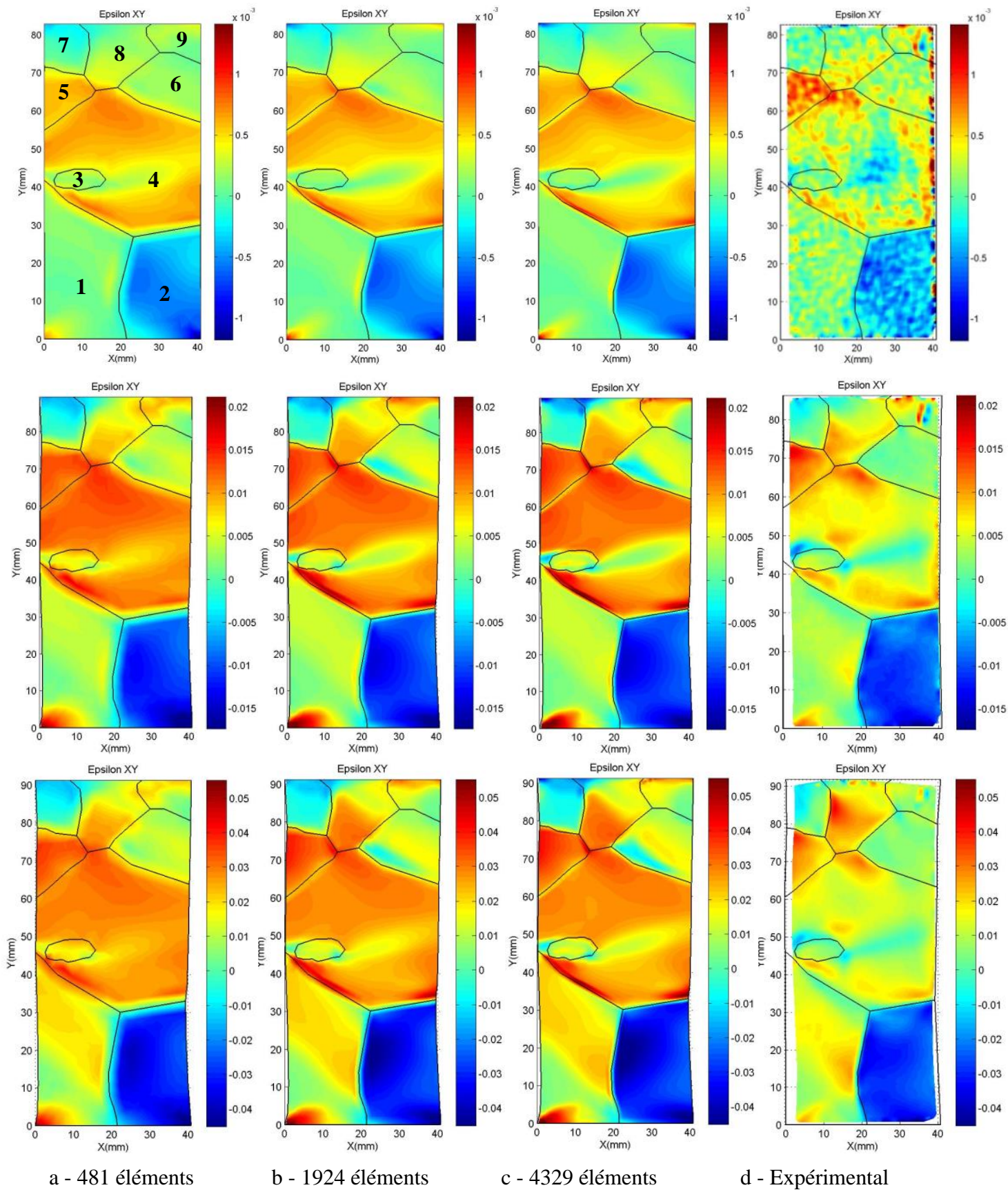


Figure VIII-10 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis de déformation ε_{xy} avec 3 maillage à 0,2%, 4,1% et 10,1% de ε_{yy} moyenne.

L'Influence de la finesse du maillage

Pour le cas de l'éprouvette multicristalline, on peut mailler la structure tridimensionnelle réelle sans hypothèse d'approximation. Les résultats obtenus par le calcul éléments finis sont assez sensibles au maillage, théoriquement, plus le maillage est fin, plus la solution tend vers la solution exacte. Cependant, cette sensibilité diminue avec le raffinement du maillage jusqu'à certain degré, de plus, le maillage ne doit pas être trop fin pour éviter des temps de calcul trop longs de chaque itération. Afin de trouver un maillage optimal pour notre protocole d'identification qui présente un bon rapport précision/temps de calcul, les trois séries des tests suivants ont été faites : Les maillages comportent 481 éléments, 1924 éléments, et 4329 éléments et les durées de calcul sont de 2.63h, 10.53h et 23.7h respectivement. Les résultats obtenus montrent que les trois maillages décrivent la même forme des champs locaux mais les intensités varient. Les différences de champs de déformations surfaciques entre le maillage 1 et le maillage 2 avec un maillage de référence (maillage 3) sont calculées entre chaque paire de champs correspondant aux mêmes niveaux de chargement macroscopique. Les écarts sont donnés selon les formules suivantes :

$$D_{yy}^h = \sqrt{\frac{1}{m_{img}} \sum_1^{m_{img}} \frac{1}{m_p} \sum_{j=1}^{m_p} \left(\frac{\varepsilon_{yy}^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i) - \varepsilon_{yy}^{sim-ref}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i)}{\varepsilon_{yy}^{sim-ref}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i)} \right)^2} \times 100\%$$

$$D_F^h = \sqrt{\frac{1}{n_p} \sum_{i=1}^{n_p} \left(\frac{F^{sim}(\mathbf{P}, u_i) - F^{sim-ref}(\mathbf{P}_0, u_i)}{F^{sim-ref}(\mathbf{P}_0, u_i)} \right)^2} \times 100\%$$

Les écarts calculés sont donnés dans le Tableau VIII-2. Les résultats montrent que le maillage 2 donne une différence plus proche avec le temps de calcul raisonnable qui est donc suffisant pour l'étape d'identification.

Maillage	Les écarts (%)	
	D_{yy}^h	D_F^h
1 (481 éléments)	18.60	2.96
2 (1924 éléments)	7.60	0.69

Tableau VIII-2 : La différence relative moyenne sur la déformation et la force entre le calcul avec le maillage 3(réf) et les résultats avec le maillage1 et le maillage 2.

VIII.4.3. L'influence de la topologie de surface

A cause de l'attaque chimique pour relever les joints des grains, la surface de l'éprouvette multicristalline n'est plus plate. Sa rugosité est déterminée à partir de champ des coordonnées hors plan Z mesuré par Aramis-3D (Figure VIII-11). Un maillage d'éléments finis qui prend en compte la surface rugueuse mesurée permet d'évaluer l'influence de la rugosité sur le comportement d'agrégat. La Figure VIII-12 représente les champs de déformation ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} issus de la simulation avec le maillage plat et celle qui est calculée avec la surface mesurée. Les cartographies d'écart absolu entre les calculs montrent que la différence entre les champs de déformation longitudinale est la plus importante. On constate un faible écart entre les champs de cisaillement mais une différence notable au niveau du joint des grains entre les champs de déformation transversale. Le manque d'information sur la surface arrière ne nous permet pas de construire la géométrie réelle de l'éprouvette. Pour faire suite à notre étude, les calculs seront réalisés sur les maillages plats.

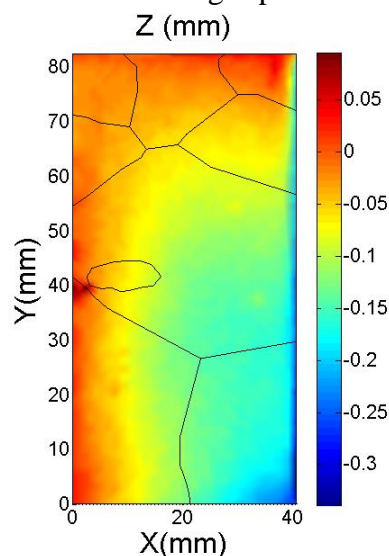
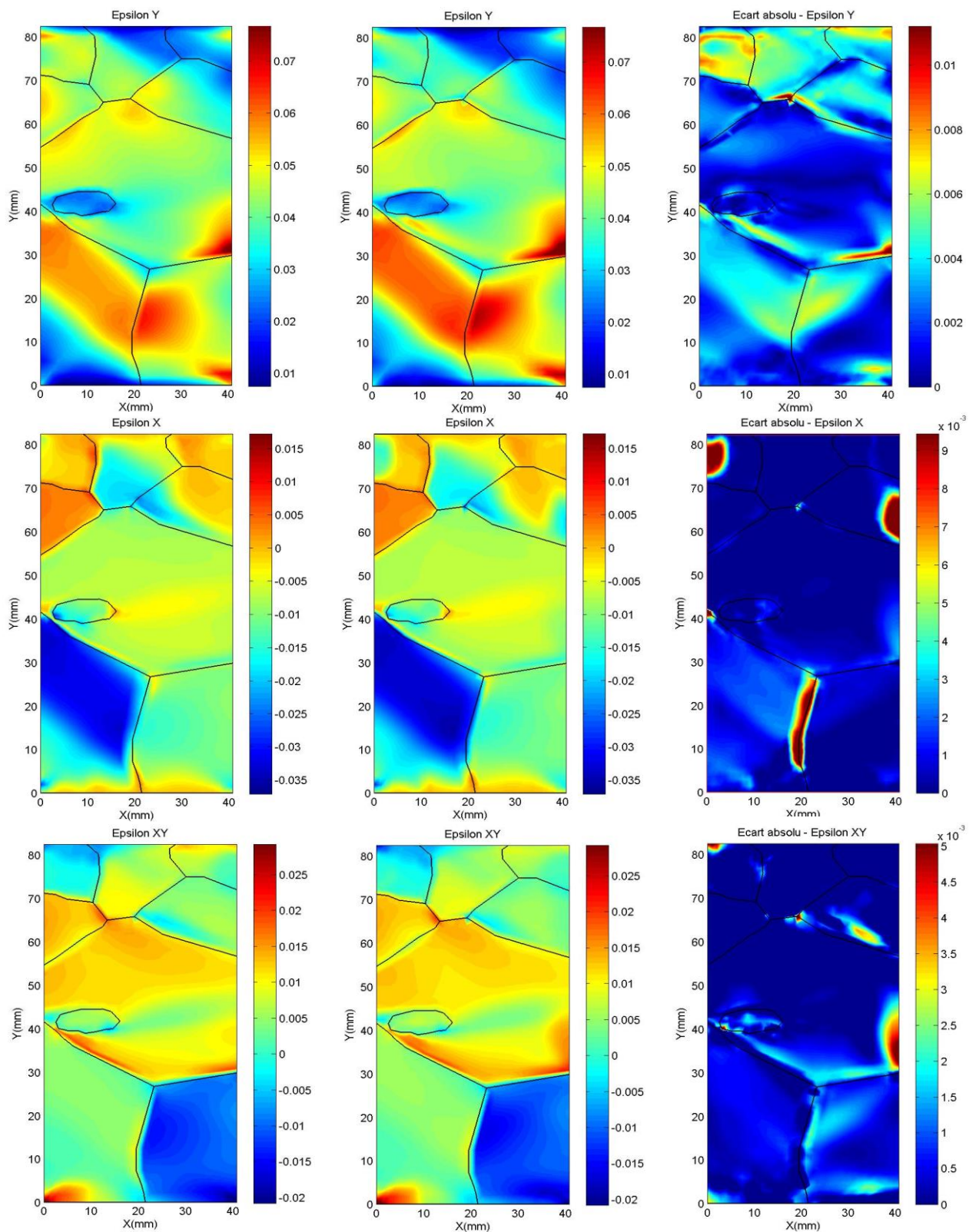


Figure VIII-11 : Distribution de la profondeur sur la surface mesurée.



a – Surface initiale Plane

b – Surface initiale gauche

c – Ecart absolu

Figure VIII-12 : Champs de déformation issus de la simulation sur 2 maillages (1924 éléments) et leurs cartographies des écarts absolus sur les déformations à 4,1% de déformation moyenne (configuration initiale).

VIII.4.4. La sensibilité des champs de déformation et de la courbe d'écroutissage aux paramètres du modèle

Pour estimer la sensibilité du comportement macroscopique et des champs des déformations à chaque paramètre du modèle cristallin utilisé, on calcule un écart quadratique entre les résultats obtenus en variant un paramètre chaque fois de +20%. L'écart sur les champs de déformation longitudinale est donné par l'expression suivante :

$$D_{yy}^h = \sqrt{\frac{1}{m_{img}} \sum_1^{m_{img}} \frac{1}{m_p} \sum_{j=1}^{m_p} \left(\frac{\varepsilon_{yy}^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i) - \varepsilon_{yy}^{sim}(\mathbf{P}_0, \mathbf{X}_j, t_i)}{\varepsilon_{yy}^{sim}(\mathbf{P}_0, \mathbf{X}_j, t_i)} \right)^2} \times 100\%$$

où m_p est le nombre de nœuds et m_{img} le nombre d'images, \mathbf{x}_j , $\varepsilon_{yy}^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i)$, $\varepsilon_{yy}^{sim}(\mathbf{P}_0, \mathbf{X}_j, t_i)$ représentent respectivement la position, les déformations axiales simulées correspondant au jème nœud issu de la simulation. \mathbf{P}_0 et \mathbf{P} sont les paramètres de référence et modifié respectivement. L'écart D_F^h est défini de la façon suivante :

$$D_F^h = \sqrt{\frac{1}{n_p} \sum_{i=1}^{n_p} \left(\frac{F^{sim}(\mathbf{P}, u_i) - F^{sim}(\mathbf{P}_0, u_i)}{F^{sim}(\mathbf{P}_0, u_i)} \right)^2} \times 100\%$$

Les résultats obtenus permettent d'étudier systématiquement l'influence de chaque paramètre sur le comportement d'agrégat. Les courbes Force-Déplacement simulées et les écarts sont donnés dans la Figure VIII-13 et le Tableau VIII-3 respectivement. D'après ces résultats, les plus grandes sensibilités obtenues sont relative aux paramètres r , h_o , So , Ss et ceux qui sont liés avec le facteur d'écroutissage du modèle q . Les autres paramètres ne donnent qu'une faible sensibilité sur la courbe macroscopique et le champ de déformation. Une autre étude sur l'ensemble des paramètres sera présentée dans la suite. La seule remarque est l'influence de la valeur d'écroutissage latent qui a une signification physique importante. En fait, la valeur utilisée pour ce calcul est loin de la valeur estimée par d'autres méthodes. Ce facteur sera étudié dans la partie suivante.

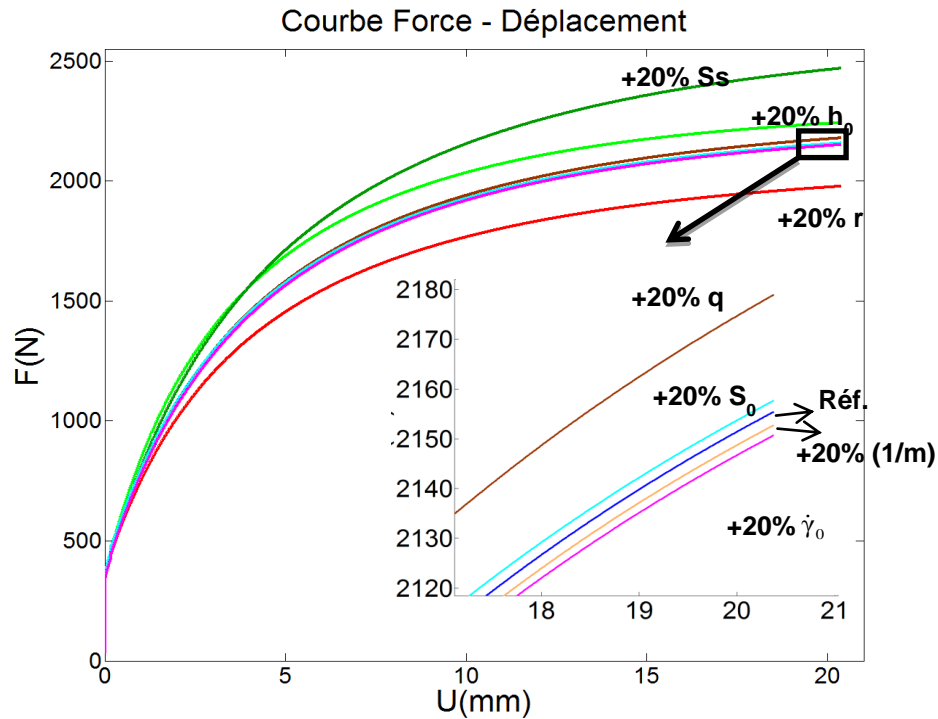


Figure VIII-13 : Courbes de force de traction en fonction du déplacement issues de la simulation en variant de +20% un des paramètres du jeu initial.

Jeu de Paramètres		Les écarts (%)	
		D_{yy}^h	D_F^h
a	$\dot{\gamma}_0$	0.22	0.12
b	$1/m(-)$	0.41	0.13
c	$q(-)$	1.99	0.90
d	$h_0 [MPa]$	12.21	6.16
e	$s_0 [MPa]$	2.96	1.90
f	$s_s [Mpa]$	10.86	10.75
g	$r(-)$	4.93	7.13

Tableau VIII-3 : L'étude de la sensibilité aux paramètres du modèle, les écarts entre le calcul avec le jeu des paramètres de référence et les résultats obtenus en variant de 20% un des paramètres de ce jeu : (a) $\dot{\gamma}_0$ augmenté de 20% , (b) $1/m$ augmenté de 20% , (c) q augmenté de 20% , (d) h_0 augmenté de 20% , (e) s_0 augmenté de 20% , (f) s_s augmenté de 20%, (g) r augmenté de 20%.

VIII.4.5. L'influence du facteur de l'écroissage latent

La signification physique importante du facteur de l'écroissage latent nous conduit à l'étudier. La valeur utilisée dans les calculs de référence est de 1,4 qui est loin de la valeur issue des estimations par les calculs de dynamique de dislocations (Fivel 1997). Les calculs menés en variant ce paramètre permettent de comprendre son influence sur le comportement mécanique à l'échelle des grains.

La Figure VIII-14 a montré des différences entre les courbes à partir de 16% de déformation macroscopique. Les champs des déformations donnent de faible différence. Ces résultats indiquent que le facteur d'écroissage latent a un rôle moins important sur le comportement local d'agrégat à l'échelle étudiée.

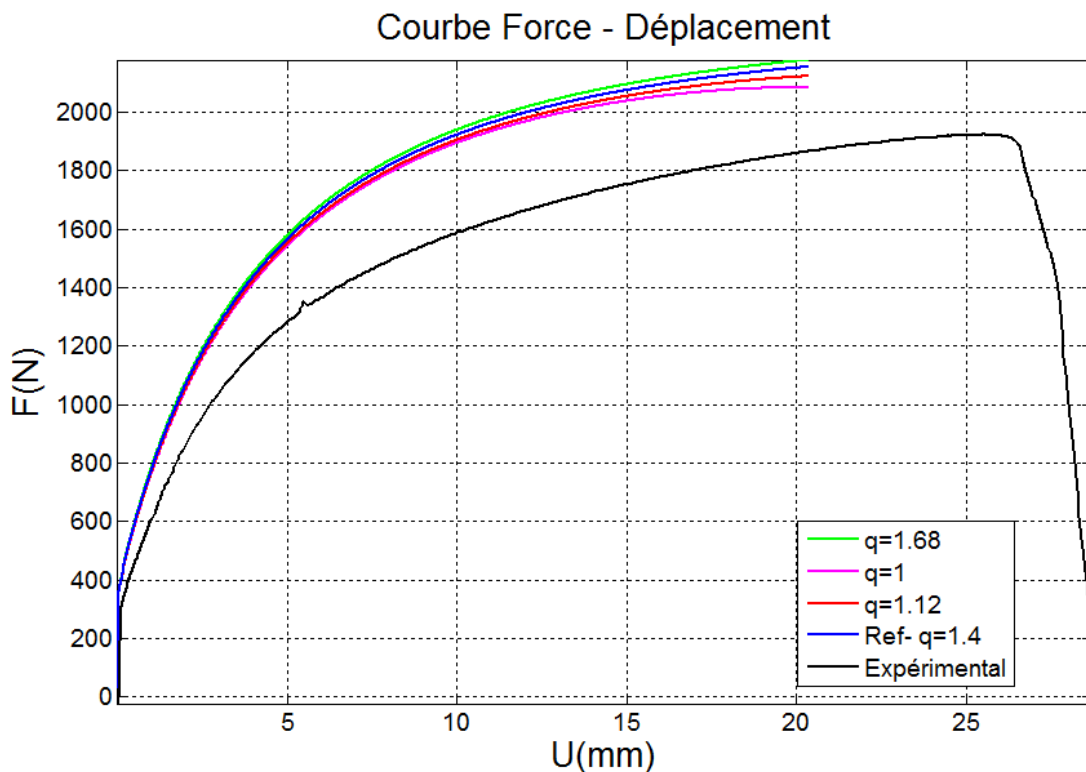


Figure VIII-14 : Courbes de force de traction en fonction du déplacement issues de la simulation en variant le facteur d'écroissage latent.

VIII.4.6. La sensibilité des champs de déformation et de la courbe d'écroutissage aux orientations cristallines mesurées

Afin de quantifier la sensibilité de la force et des champs de déformation par rapport aux bruits de mesure d'orientation, on utilise la même démarche qui est décrite en dessus. On varie les trois angles d'Euler $\pm 5^\circ$. L'écart sur la déformation et la force sont donnés respectivement par les expressions suivantes :

$$D_{yy}^h = \sqrt{\frac{1}{m_{img}} \sum_1^{m_{img}} \frac{1}{m_p} \sum_{j=1}^{m_p} \left(\frac{\varepsilon_{yy}^{sim}(\varphi, \mathbf{P}_0, \mathbf{X}_j, t_i) - \varepsilon_{yy}^{sim}(\varphi_0, \mathbf{P}_0, \mathbf{X}_j, t_i)}{\varepsilon_{yy}^{sim}(\varphi_0, \mathbf{P}_0, \mathbf{X}_j, t_i)} \right)^2} \times 100\%$$

$$D_F^h = \sqrt{\frac{1}{n_p} \sum_{i=1}^{n_p} \left(\frac{F^{sim}(\varphi, \mathbf{P}_0, u_i) - F^{sim}(\varphi_0, \mathbf{P}_0, u_i)}{F^{sim}(\varphi_0, \mathbf{P}_0, u_i)} \right)^2} \times 100\%$$

Les calculs effectués sont rapportés dans la Figure VIII-15, Figure VIII-16 et Tableau VIII-4. Ces résultats montrent la dépendance du comportement global ainsi que du comportement local à la structure cristalline. On trouve la différence d'allure de courbe Force-Déplacement et aussi les zones de localisation de déformations avec le jeu d'orientation réduite de 5° par rapport au calcul de référence et l'expérience. Le jeu $+5^\circ$ qui donne le comportement global semble être plus proche de l'expérimental mais il donne des champs locaux beaucoup moins précis. Ces calculs montrent l'importance de l'orientation cristalline sur le comportement d'agrégat et la nécessité d'une mesure précise d'orientation sur le calcul numérique. Les mesures d'orientation qui ont été réalisées par la méthode Laue sont fiables pour la simulation.

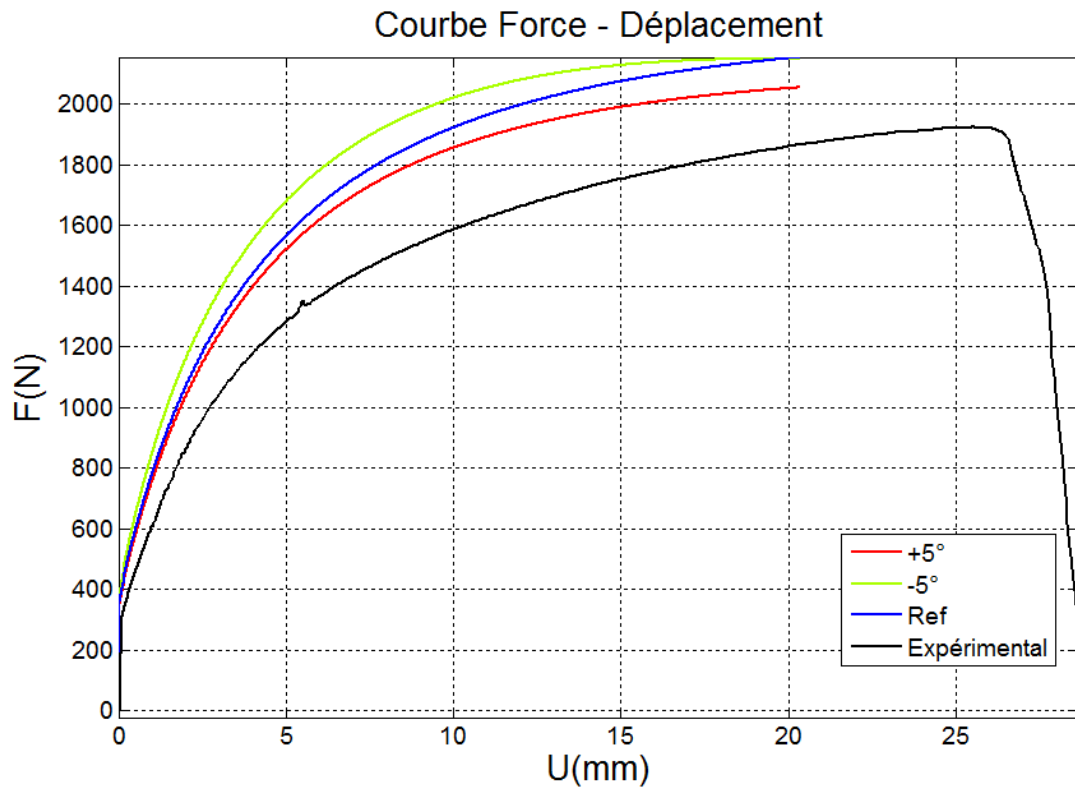


Figure VIII-15 : Courbes de force de traction en fonction du déplacement issues de la simulation en variant les orientations des initiaux $\pm 5^\circ$.

		Les écarts (%)	
		Orientations	
			D_{yy}^h
a	+5°		26.85
b	-5°		47.53
			D_F^h
a	+5°		3.54
b	-5°		5.77

Tableau VIII-4 : L'étude de la sensibilité aux orientations cristallographiques : (a) Jeu des orientations de référence rajoute 5°, (b) Jeu des orientations de référence réduite 5°.

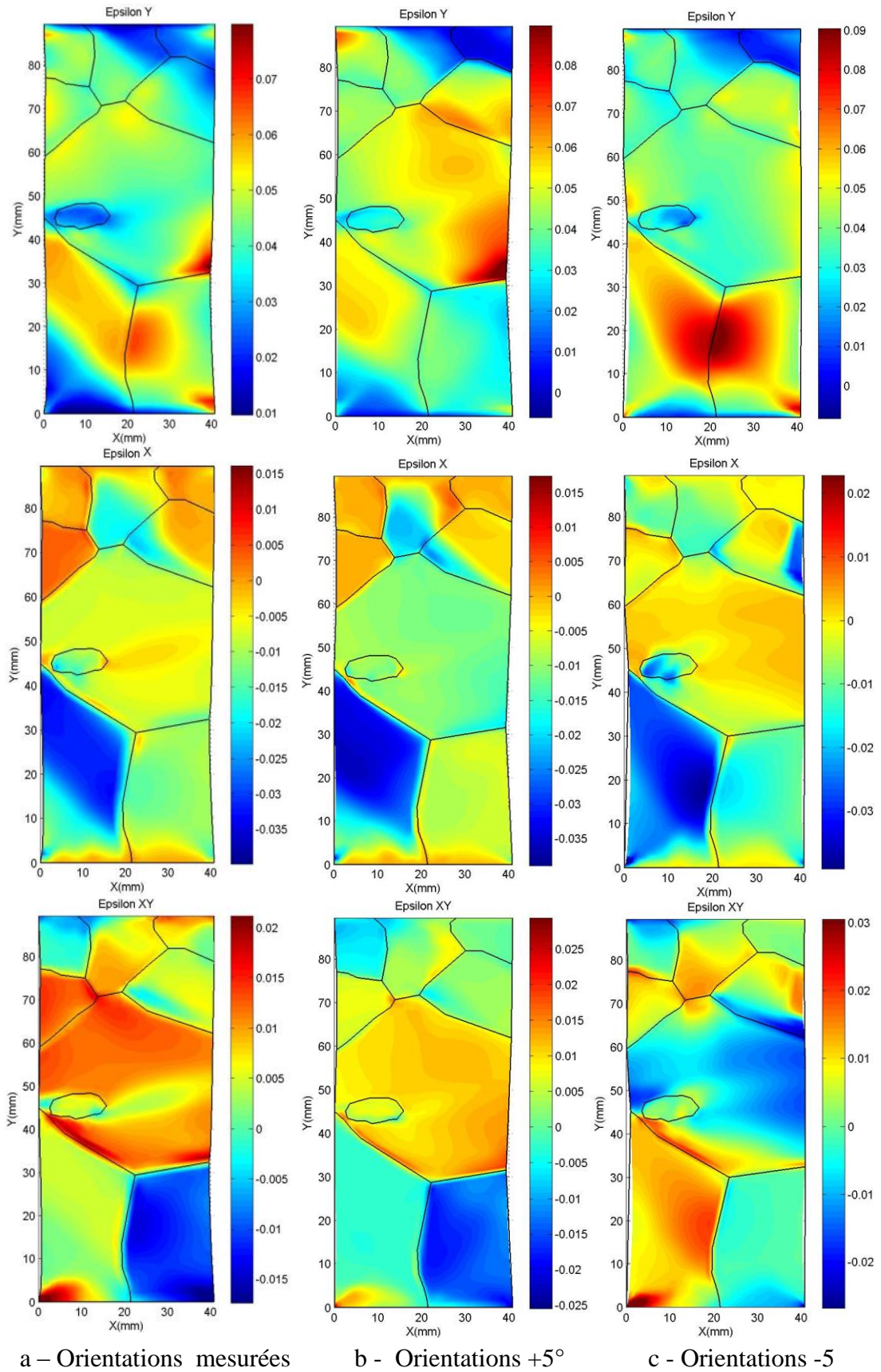


Figure VIII-16 : Comparaison mesures expérimentales - calcul par élément finis de déformation avec 3 jeux d'orientation cristallographique différents à 4,1% de déformation horizontale ε_{yy} .

Chapitre IX. Identification des paramètres du modèle par analyse inverse

IX.1. Introduction

Différents travaux ont été réalisés pour évaluer les paramètres de la loi comportement du monocristal mais la plupart de ceux-ci sont basés sur des essais expérimentaux réalisés sur des monocristaux. L'objectif de ce chapitre est d'identifier les paramètres du modèle de plasticité cristalline par une approche inverse fondée sur la comparaison du comportement global et aussi local issues des mesures expérimentales et simulations numériques. La stratégie d'identification retenue dans cette thèse suit l'organigramme dans la Figure IV-2. Le protocole d'identification est basé sur le champ de déplacement pour éviter des erreurs de la dérivation discrète dues à la méthode de calcul des champs de déformation. La fonction coût proposée combine des écarts déterminés aux deux échelles : erreur globale et erreur locale. L'identification est réalisée en minimisant une fonction coût globale qui est définie par :

$$f(\mathbf{P}) = \eta f_G(\mathbf{P}) + (1 - \eta) f_L(\mathbf{P})$$

où \mathbf{P} est le jeu de paramètres du modèle cristallin, $f_G(\mathbf{P})$ représente l'écart entre la réponse globale expérimentale et celle simulée dont l'expression est donnée par :

$$f_G(\mathbf{P}) = \sqrt{\frac{1}{n_p} \sum_{i=1}^{n_p} (F^{sim}(\mathbf{P}, u_i) - F^{exp}(u_i))^2}$$

Dans cette équation, n_p est le nombre de points de la courbe expérimentale. u_i , $F^{exp}(u_i)$ et $F^{sim}(\mathbf{P}, u_i)$ sont respectivement le déplacement, la force mesurée et la force simulée correspondant au i ème point de mesure de la courbe expérimentale.

$f_L(\mathbf{P})$ est l'écart entre la réponse locale expérimentale et celle simulée. Cet écart est défini par :

$$f_L(\mathbf{P}) = \sqrt{\alpha \frac{1}{m_{img}} \sum_{i=1}^{m_{img}} \frac{1}{m_p} \sum_{j=1}^{m_p} (u_y^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i) - u_y^{exp}(\mathbf{X}_j, t_i))^2 + \beta \frac{1}{m_{img}} \sum_{i=1}^{m_{img}} \frac{1}{m_p} \sum_{j=1}^{m_p} (u_x^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i) - u_x^{exp}(\mathbf{X}_j, t_i))^2 + \dots + (1 - \alpha - \beta) \frac{1}{m_{img}} \sum_{i=1}^{m_{img}} \frac{1}{m_p} \sum_{j=1}^{m_p} (u_z^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j, t_i) - u_z^{exp}(\mathbf{X}_j, t_i))^2}$$

avec m_{img} le nombre de champs de déformation correspondant à différents niveaux de chargement ; m_p est le nombre de points où la déformation a été mesurée. \mathbf{X}_j , $u_x^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j)$, $u_x^{exp}(\mathbf{X}_j)$, $u_y^{sim}(\mathbf{P}, \mathbf{X}_j)$ et $u_y^{exp}(\mathbf{X}_j)$ représentent respectivement la position, les déplacements axiaux simulée et expérimentale correspondant au jème point de champs de déformation. η , α et β sont les facteurs de pondération.

Les champs des déplacement et déformations expérimentales sont calculés à l'aide du logiciel Aramis. Des déplacements mesurés ont été interpolées aux coordonnées des points qui correspondent aux nœuds du maillage pour obtenir les déplacements expérimentaux aux mêmes points calculés par éléments finis.

Le minimum de la fonction globale donne le jeu des paramètres optimaux. La méthode du simplexe a été utilisée en couplant le code élément finis avec des routines MATLAB pour minimiser cette fonction coût.

Le modèle plastique utilisé contient 7 paramètres différents. L'étude précédente montre que le comportement mécanique est plus sensible aux 5 paramètres (r , h_0 , S_0 , S_s et q). En vue de réduire le temps de calculs, on va identifier ces 5 paramètres en fixant les deux autres. De plus, le modèle utilisé ne peut pas reproduire la déformation plastique locale importante. Les estimations des erreurs du choix des zones de mesure et le niveau de déformation ainsi que l'influence des pondérations rentrant dans la procédure seront abordées, ces études sont effectuées sur le multicristal MX1. La validation de la procédure d'identification ainsi que les paramètres identifiés, réalisée sur MX2 qui sera présentée dans le chapitre X.

IX.2. Identification de la loi de comportement cristalline en utilisant le comportement global

La première identification réalisée avec $\eta = 1$ correspond à la fonction cout réduite à $f_G(\mathbf{P})$, seule la courbe force-déplacement est utilisée. Les paramètres de la loi de comportement issue de l'identification par deux jeux des paramètres initiaux sont donnés dans le Tableau IX-1. Les écarts moyens entre la réponse globale expérimentale et celle simulée sont 8.1 N et 14.5 N respectivement. Les identifications montrent que deux jeux de paramètres donnent des jeux identifiés et les courbes « Force-Déplacement » (Figure IX-1) proches entre eux mais très différents du jeu de référence, c'est-à-dire que ces jeux identifiés tendent vers un jeu optimal. Afin de réduire la durée d'évaluation de la fonction coût, le premier jeu identifié sera utilisé comme le jeu initial pour la suite du protocole d'identification.

Paramètres	Identification 1		Identification 2	
	Jeu initial	Jeu identifié	Jeu initial	Jeu identifié
$\dot{\gamma}_0$	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3
$1/m(-)$	83,3	83,3	83,3	83,3
$q(-)$	1,72	1,78	1,4	1,61
$h_0 [MPa]$	198,1	174,0	240	212,9
$s_0 [MPa]$	3,34	3,11	4	3,28
$s_s^{(u)} [MPa]$	49,91	51,13	40	53,39
$r(-)$	4,48	4,31	2,5	4,36
$f_G(\mathbf{P})$	26,19	8,12	179,1	14,53

Tableau IX-1 : Jeu de paramètres initiaux et identifiés en utilisant la courbe expérimentale Force – Déplacement issue de l'essai de traction sur MX1.

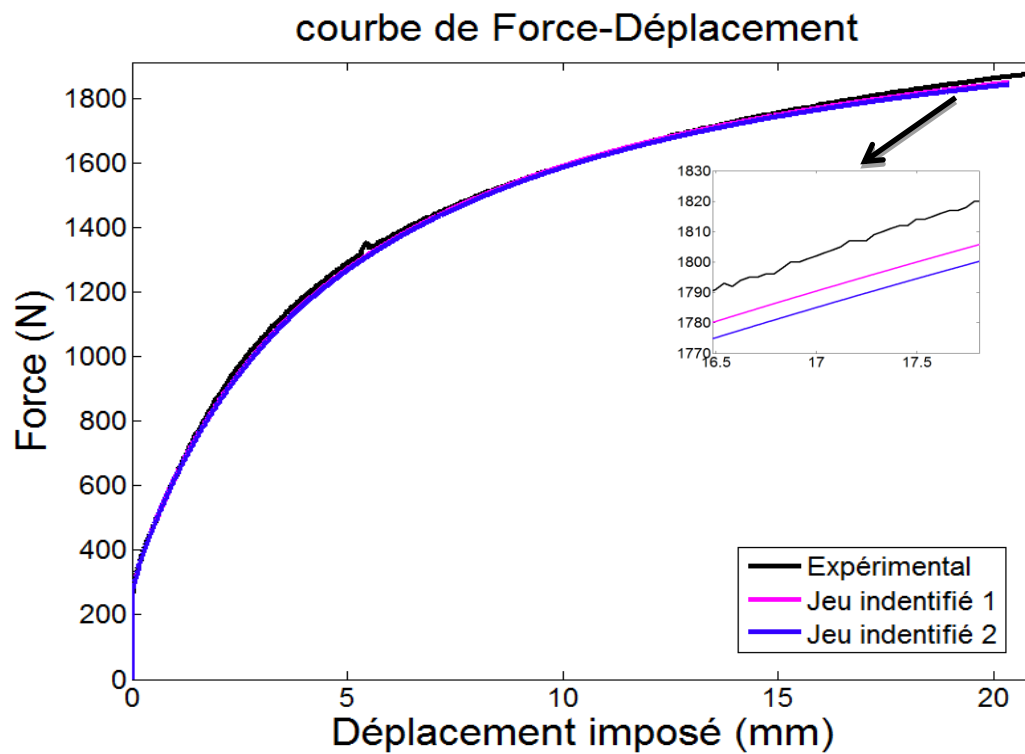


Figure IX-1 : Influence du jeu initial des paramètres : courbes de Force-Déplacement issue de l'essai et les simulations avec deux jeux des paramètres identifiés (voir Tableau IX-1).

IX.3. Identification de la loi de comportement cristalline en utilisant le comportement global et la mesure des champs de déformation

IX.3.1. Influence des conditions limites et stades de déformation

Pour nos essais, on a essayé d'imposer les déplacements homogènes sur les extrémités des éprouvettes, à cause du jeu dans le système de fixation des mors et des conditions de serrage, ce type de condition limite n'est jamais vérifié expérimentalement. Pour cette raison, dans le cadre de cette étude, deux types de conditions aux limites ont été appliquées :

- Dans le premier calcul, on a imposé un déplacement homogène sur les bords en haut et en bas, les surfaces latérales restant libres,
- La deuxième simulation a été réalisée en utilisant les déplacements mesurés par la stéréo-corrélation d'images et extrapolés aux nœuds des deux extrémités en haut et en bas.

Les différences moyennes entre les calculs et les mesures sur les champs de déplacements en fonction du déplacement de la traverse sont représentées dans la Figure IX-2 et Figure IX-3. Les résultats montrent que l'application des conditions aux limites (C.L) expérimentales donne des résultats plus précis que C.L homogène à faible déformation. L'erreur sur le champ déplacement U_y est la plus importante comparée à U_x et U_z . On trouve aussi l'écart relatif moyen élevé à faible déformation au seuil d'élasticité (à cause du bruit de mesure) et à partir de 8mm (10% de déformation moyenne) (due à la limite du modèle et au calcul numérique).

Grâce aux résultats obtenus, le protocole d'identification est effectué en imposant C.L expérimentalement avec une série d'images jusqu'à 10% de déformation moyenne.

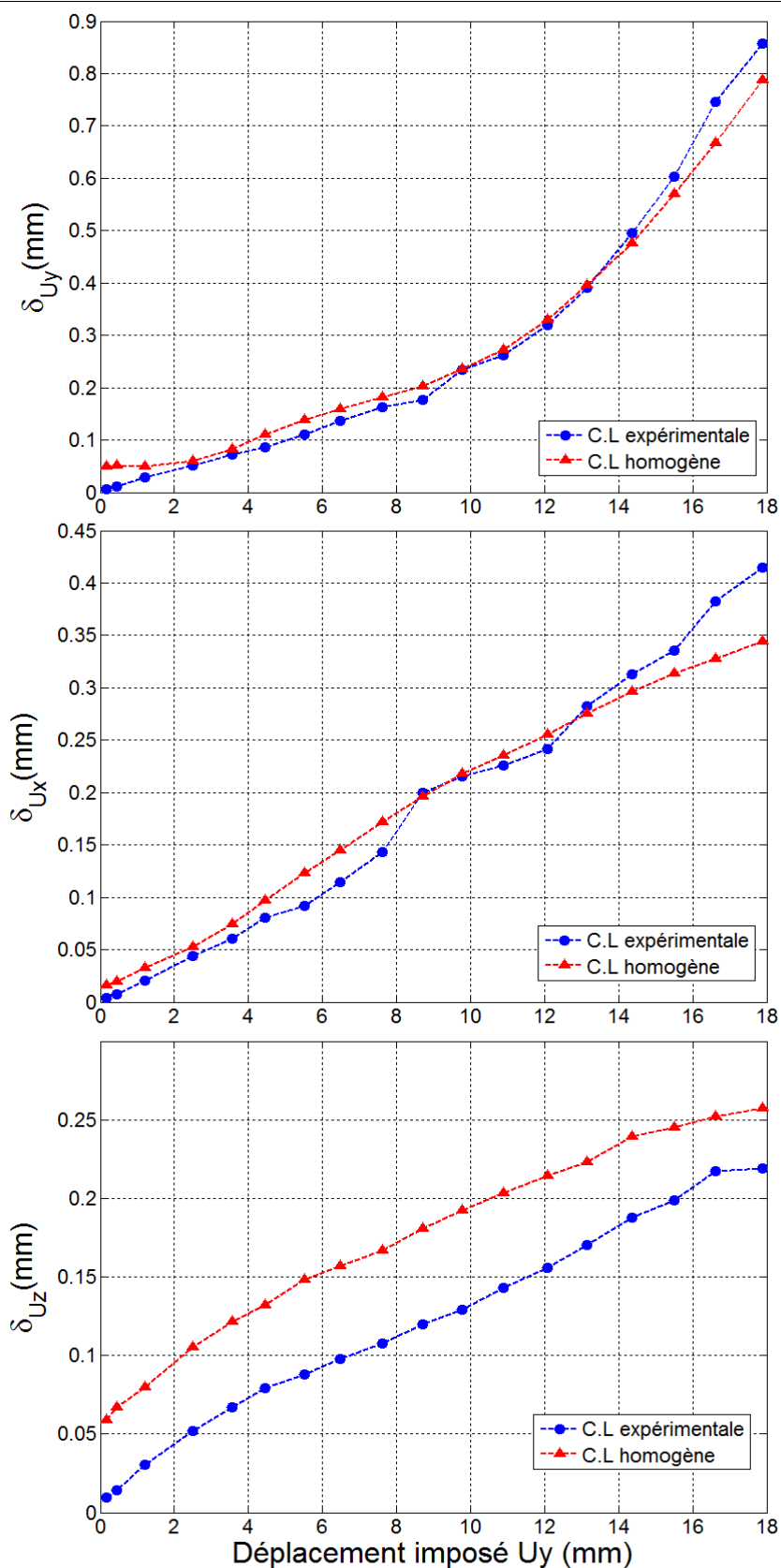


Figure IX-2 : Influence de la condition limite imposée : évolution de la différence moyenne sur le déplacement entre les champs de déplacement mesuré et simulé en fonction du déplacement imposé.

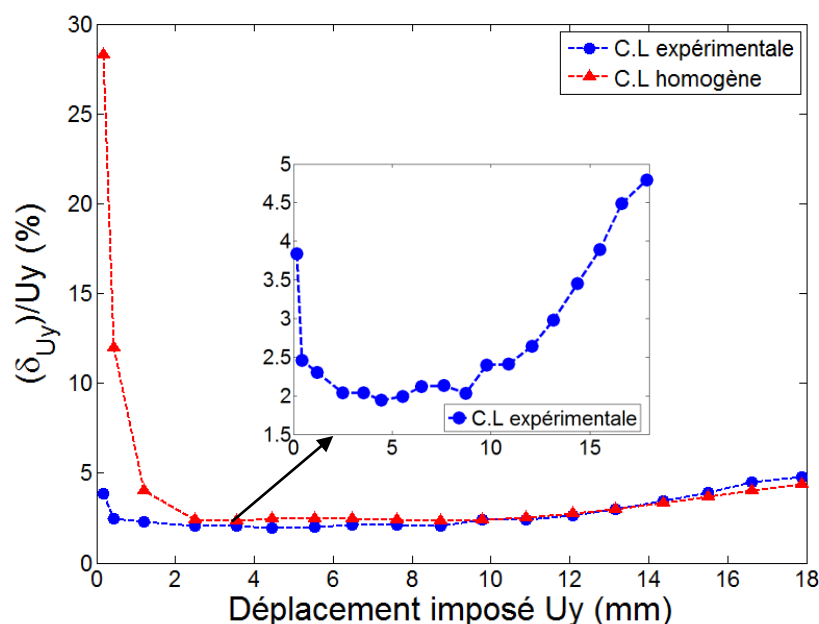


Figure IX-3 : Influence de la condition limite imposée : évolution de la différence relative moyenne sur le déplacement entre les champs de déplacement traverse mesuré et simulé.

IX.3.2. Influence des points de mesure

L'hétérogénéité du champ de déformation implique une grande possibilité du choix des points de mesure utilisés pour l'identification. Il est impossible de prévoir les zones localisées parce qu'on ne peut jamais élaborer deux éprouvettes multicristallines identiques. Le test sur une éprouvette de référence nous aide à trouver une bonne stratégie du choix de la zone nécessaire pour déterminer la loi de comportement. On a réalisé 2 identifications sur 2 zones avec une série d'images jusqu'à 10% de déformation moyenne. Deux zones utilisées qui couvrent différentes régions de la surface comportent des points de mesure utilisés dans la fonction coût $f_L(\mathbf{P})$. La zone 1 comporte 6424 points de mesure et les zones 2 comportent 4252 points de mesure respectivement (Figure IX-4). L'évolution des écarts moyens des déplacements avec 2 jeux de paramètres identifiés (Tableau IX-2) est montrée dans la Figure IX-5. Les identifications prennent en compte la composante longitudinale et la composante transversale dans le calcul de la fonction coût $f_L(\mathbf{P})$ à cause du comportement anisotrope du matériau au cours de la déformation plastique. Les identifications effectuées montrent qu'avec 2 zones de mesure, les écarts sur les champs U_x et U_y sont proches et les valeurs des paramètres identifiés tendent vers un jeu global.

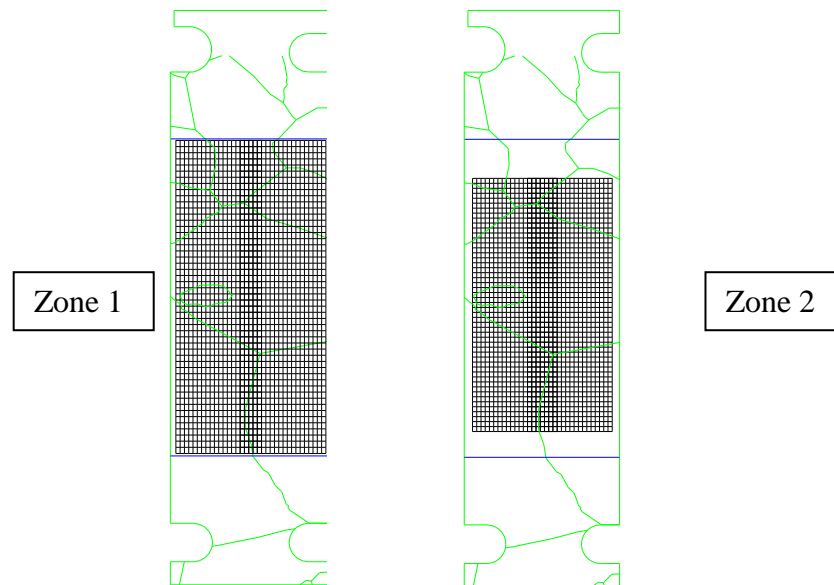


Figure IX-4 : Positions des zones de mesure.

Paramètres	Zone 1	Zone 2
$\dot{\gamma}_0$	1e-3	1e-3
$1/m(-)$	83,3	83,3
$q(-)$	1,59	1,57
$h_0 [MPa]$	207,2	205,1
$s_0 [MPa]$	3,57	3,60
$s_s^{(u)} [MPa]$	49,35	50,09
$r(-)$	4,44	4,47

Tableau IX-2: Paramètres obtenues pour les 2 zones avec trois séries d'images.

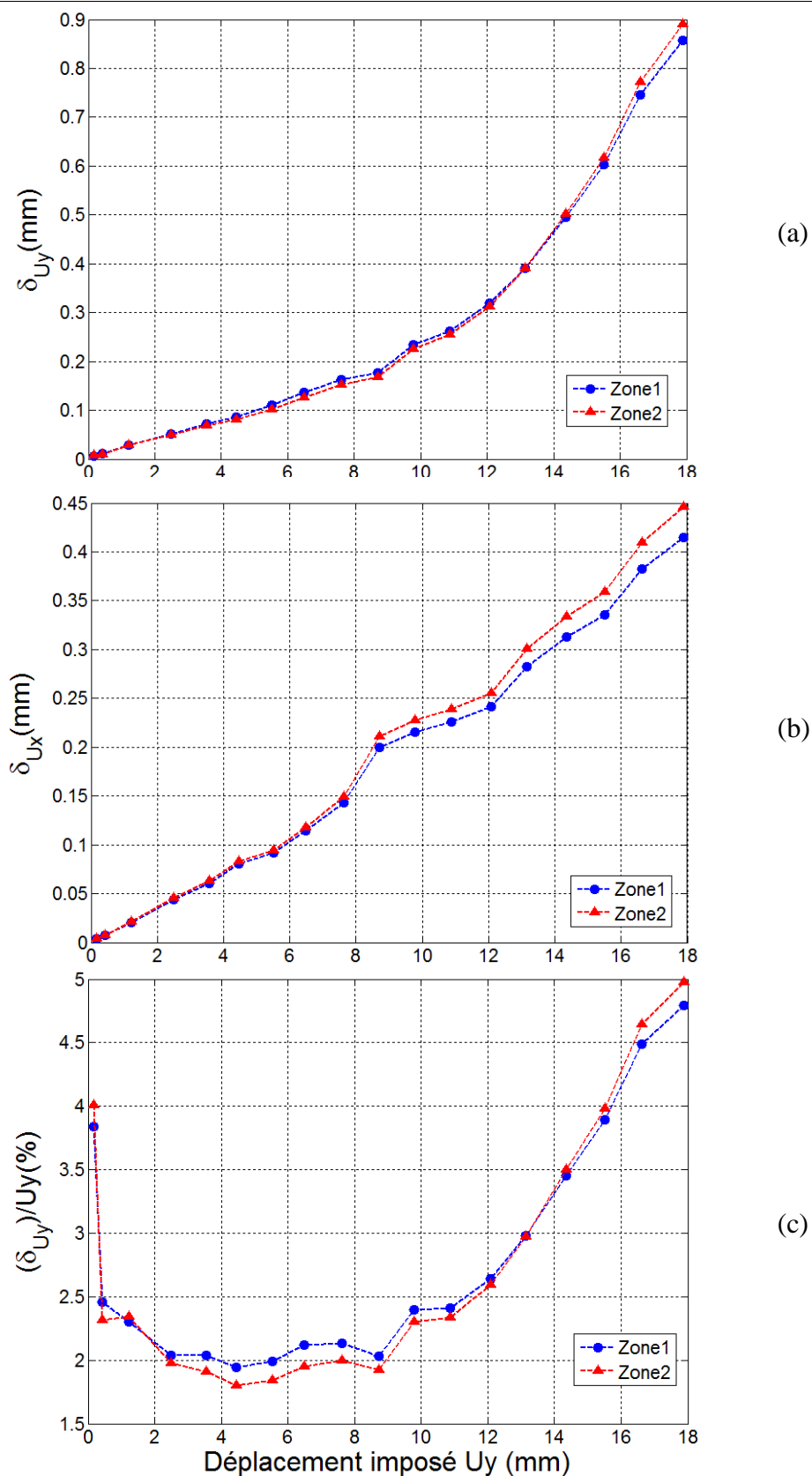


Figure IX-5 : Influence de la position des points de mesures sur la différence moyenne (a,b) et la différence relative (c) sur le déplacement entre les champs de déplacement mesuré et simulé.

IX.3.3. Influence du jeu initial

Le jeu des paramètres utilisés pour initialiser la procédure d'identification peut influencer le résultat si la fonction coût possède des minima locaux. Pour confirmer l'unicité de la solution identifiée par rapport au jeu initial, plusieurs jeux ont été testés, on a varié respectivement 5 paramètres du jeu initial de $\pm 20\%$ (Tableau IX-3), et puis on obtient deux jeux en faisant varier tous les paramètres initiaux $\pm 20\%$. Des identifications ont été effectuées avec 9 cartographies (jusqu'à 10% de déformation moyenne) sur la zone 1, les coefficients de pondération sont les suivants : $\eta = 0.001$, $\alpha = 1$ et $\beta = 0$.

Les résultats obtenus dans le Tableau IX-4 et le Tableau IX-5 et Figure IX-6 montrent que chaque jeu des paramètres perturbés conduit au même jeu de paramètres identifiés (moins de 1% de différence). Ceci montre que la fonction de coût n'a qu'un seul minimum dans l'intervalle de valeurs balayées et ces jeux identifiés tendent vers un jeu global.

Paramètres	(Réf.)	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j
$\dot{\gamma}_0$	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3
$1/m(-)$	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3
$q(-)$	1,78	2,136	1,424	1,78	1,78	1,78	1,78	1,78	1,78	1,78	1,78
$h_0 [MPa]$	173,9	173,9	173,9	208,8	139,2	173,9	173,9	173,9	173,9	173,9	173,9
$s_0 [MPa]$	3,11	3,11	3,11	3,11	3,11	3,73	2,48	3,11	3,11	3,11	3,11
$s_s^{(u)} [MPa]$	51,13	51,13	51,13	51,13	51,13	51,13	51,13	61,35	40,90	51,13	51,13
$r(-)$	4,31	4,31	4,31	4,31	4,31	4,31	4,31	4,31	4,31	5,172	3,448

Tableau IX-3 : Jeux de paramètres initiaux : jeu de référence, (a) et (b) q modifié

de $\pm 20\%$, (c) et (d) h_0 modifié de $\pm 20\%$, (e) et (f) s_0 modifié de $\pm 20\%$, (g) et (h)

$s_s^{(u)}$ modifié de $\pm 20\%$, (i) et (j) r modifié de $\pm 20\%$.

Paramètres	a	b	c	d	e	f	g	h	i	j
$\dot{\gamma}_0$	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3
$1/m(-)$	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3	83,3
$q(-)$	1,59	1,58	1,60	1,59	1,58	1,57	1,60	1,56	1,58	1,57
$h_0 [MPa]$	210,1	204,8	207,2	208,5	207,9	205,7	206,4	213,8	207,2	210,4
$s_0 [MPa]$	3,54	3,57	3,60	3,55	3,56	3,61	3,54	3,59	3,53	3,57
$s_s^{(u)} [MPa]$	48,98	49,56	49,33	49,75	50,09	51,74	50,46	51,04	49,24	49,40
$r(-)$	4,45	4,43	4,44	4,39	4,50	4,43	4,45	4,48	4,46	4,44
$f(\mathbf{P}) \times 10^2$	7,271	7,376	7,298	7,267	7,250	7,312	7,283	7,399	7,255	7,292

Tableau IX-4: Jeux de paramètres identifiés.

Paramètres	Identification 1		Identification 2	
	Jeu initial (+20%)	Jeu identifié	Jeu initial (-20%)	Jeu identifié
$\dot{\gamma}_0$	1e-3	1e-3	1e-3	1e-3
$1/m(-)$	83,3	83,3	83,3	83,3
$q(-)$	2,136	1,59	1,424	1,57
$h_0 [MPa]$	208,8	205,9	139,2	209,9
$s_0 [MPa]$	3,732	3,57	2,488	3,56
$s_s^{(u)} [MPa]$	61,36	49,39	40,90	50,25
$r(-)$	5,172	4,47	3,448	4,45
$f(\mathbf{P}) \times 10^2$	9,980	7,251	10,161	7,243

Tableau IX-5 : Jeux de paramètres initiaux obtenues par la modification les paramètres du jeu de référence $\pm 20\%$ et les jeux identifiés.

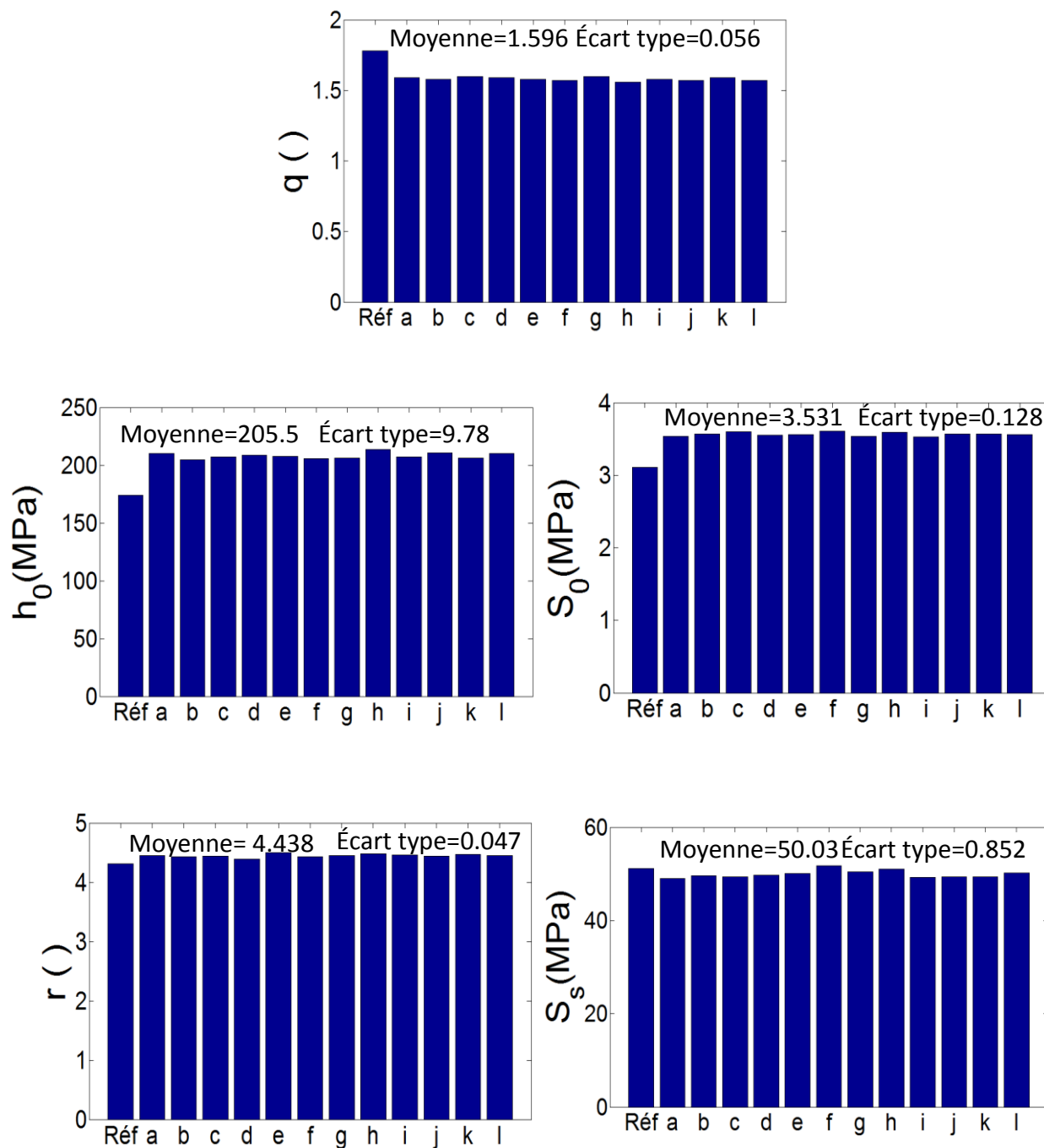


Figure IX-6 : Comparaison des paramètres identifiés avec le jeu initial (a) et (b) q modifié de $\pm 20\%$, (c) et (d) h_0 modifié de $\pm 20\%$, (e) et (f) s_0 modifié de $\pm 20\%$, (g) et (h) $s_s^{(u)}$ modifié de $\pm 20\%$, (i) et (j) r modifié de $\pm 20\%$, (k) et (l) la modification les paramètres du jeu initial $\pm 20\%$.

IX.3.4. Influence des coefficients de pondération

L'étude de l'influence du choix des coefficients de pondération sur le résultat identifié est importante. Les paramètres de pondération η et α et β sont variés successivement, le but est d'obtenir un bon accord entre la courbe force-déplacement et le champ de déformation correspondant. 3 combinaisons de pondération seront utilisées : Pondération 1 ($\eta = 0,001$; $\alpha = 1$; $\beta = 0$), Pondération 2 ($\eta = 0,001$; $\alpha = 0,5$; $\beta = 0,25$), Pondération 3 ($\eta = 0,001$; $\alpha = 0,5$; $\beta = 0,5$). La première qui correspond à une identification effectuée en utilisant la courbe globale et la composante de déplacement U_y uniquement, la deuxième combinaison permet d'étudier l'influence du déplacement hors plan U_z et la dernière évalue la fonction coût avec les composantes de déplacement dans le plan (U_x et U_y). Les données expérimentales utilisées sont la courbe force-déplacement et les 9 champs de déplacement de la zone 1 jusqu'à 10% de déformation moyenne. Le calcul éléments finis est réalisé avec le maillage de 1924 éléments. L'évolution des fonctions coût et les paramètres identifiés sont donnés dans le Tableau IX-6.

Paramètres	Pond.1 $\eta = 0.001$ $\alpha = 1$ $\beta = 0$	Pond.2 $\eta = 0.001$ $\alpha = 0,5$ $\beta = 0,25$	Pond.3 $\eta = 0.001$ $\alpha = 0,5$ $\beta = 0,5$
$\dot{\gamma}_0$	1e-3	1e-3	1e-3
$1/m(-)$	83,3	83,3	83,3
$q(-)$	1,54	1,42	1,48
$h_0 [MPa]$	208.8	214.4	211.4
$s_0 [MPa]$	3,67	3,54	3,51
$s_s^{(u)} [MPa]$	51,56	50,54	50,71
$r(-)$	4,37	4,49	4,67
$f(\mathbf{P}) \times 10^2$	7,223	7,409	7,131

Tableau IX-6 : Résultats d'identification obtenus pour différentes valeurs des coefficients des pondérations.

IX.3.5. Identification du jeu des paramètres

Différentes paramètres du protocole d'identification ont été testés. Les paramètres sont fixés à $\eta = 0.001$, $\alpha = 0.5$ et $\beta = 0.25$ respectivement. L'estimation de la fonction coût est calculée sur la zone 1 jusqu'à 10% de déformation macroscopique. Cette stratégie permet d'améliorer la reproduction des champs de déformations et de ne pas alterner la courbe du comportement moyen. La Figure IX-7 et la Figure IX-8 représentent l'évolution de la fonction coût et des paramètres identifiés. On obtient le jeu optimal après environ 60 itérations. Le jeu obtenu est très proche les jeux identifiés au-dessus. Les paramètres identifiés sont représentés dans le Tableau IX-7. La Figure IX-9 montre que le comportement global est très bien reproduit, la Figure IX-10, la Figure IX-11 et la Figure IX-12 présentent respectivement la comparaison des profils des déformations d'une section, les cartographies des déplacements et les cartographies de déformation à 4,1% de déformation macroscopique. Les champs des déplacements dans le plan sont bien reproduits. Elles indiquent une meilleure prévision du champ ε_{yy} par rapport à celle des champs ε_{xx} et ε_{xy} . Afin de valider le protocole utilisé, une autre confrontation a été réalisée sur la deuxième éprouvette multicristalline MX2.

$\dot{\gamma}_0$	$1/m(-)$	$q(-)$	$h_0 [MPa]$	$s_0 [MPa]$	$s_s^{(u)} [MPa]$	$r(-)$
1e-3	83,3	1,58	208,2	3,576	49,32	4,45

Tableau IX-7 : Jeu des paramètres identifiés sur MX1.

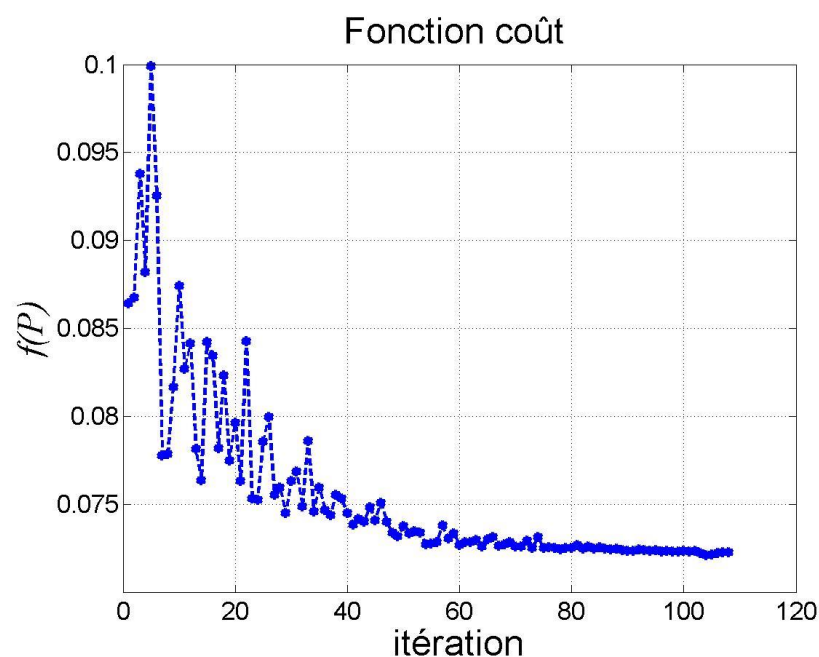


Figure IX-7 : Évolution de la fonction coût en fonction des itérations.

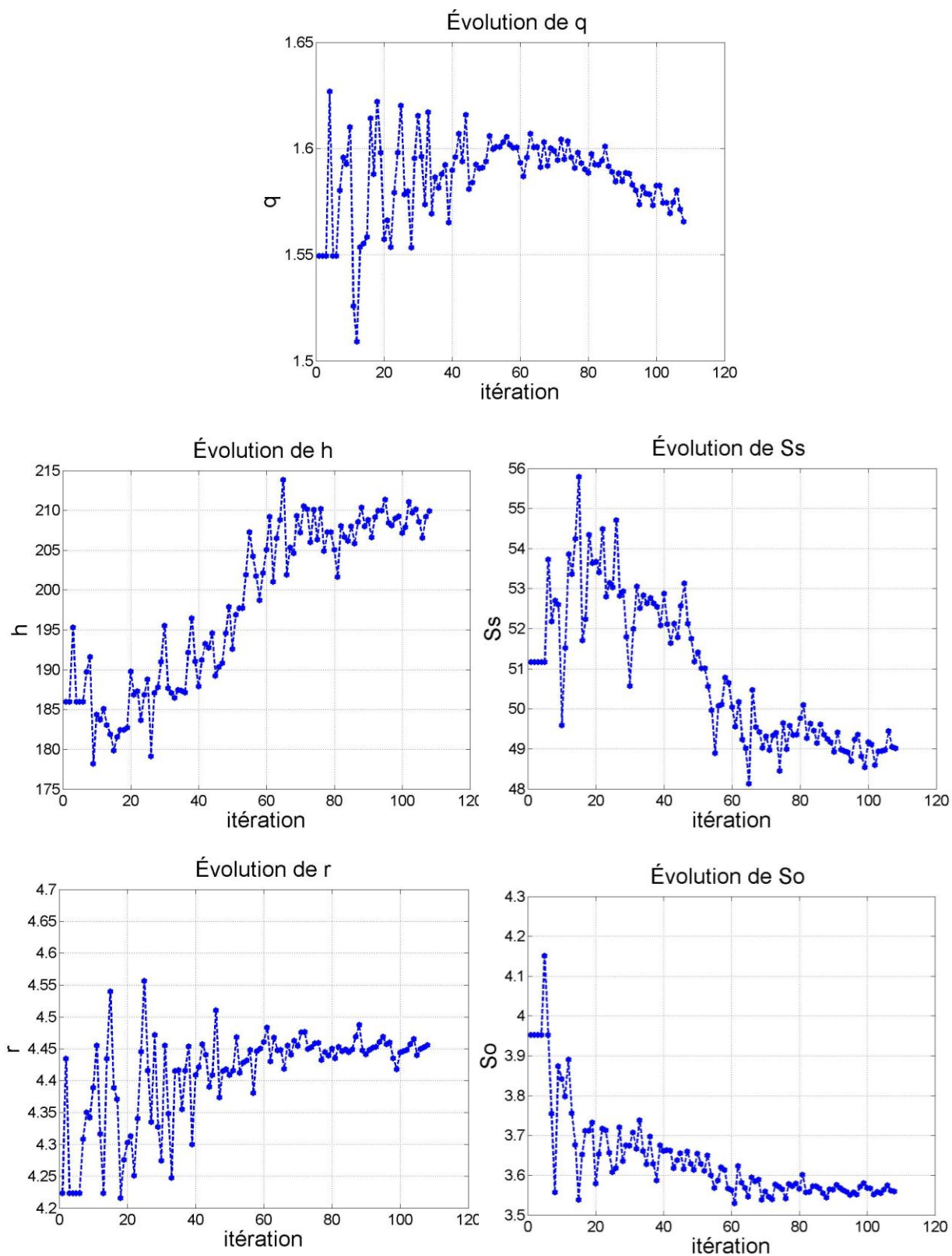


Figure IX-8 : Évolution des paramètres identifiés en fonction des itérations.

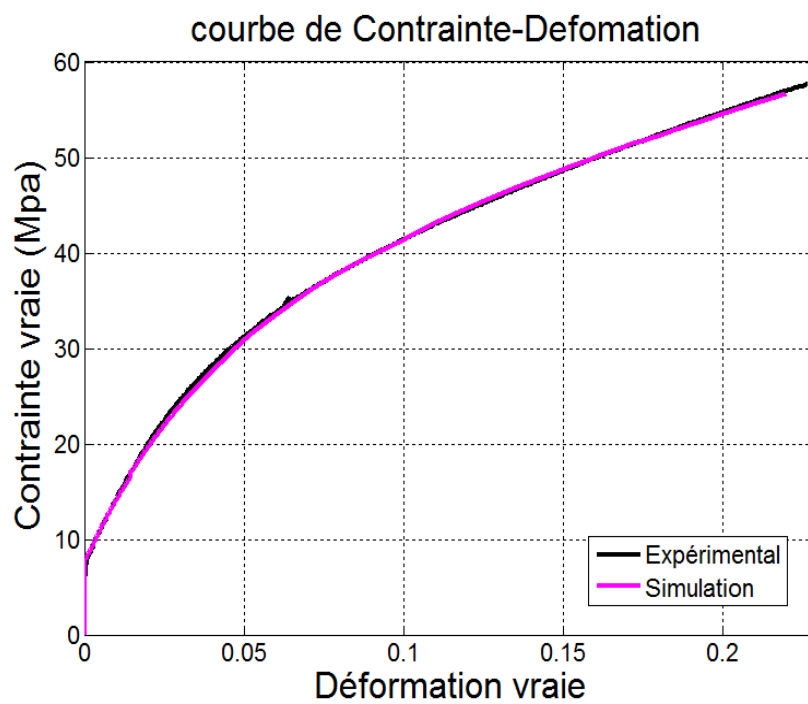
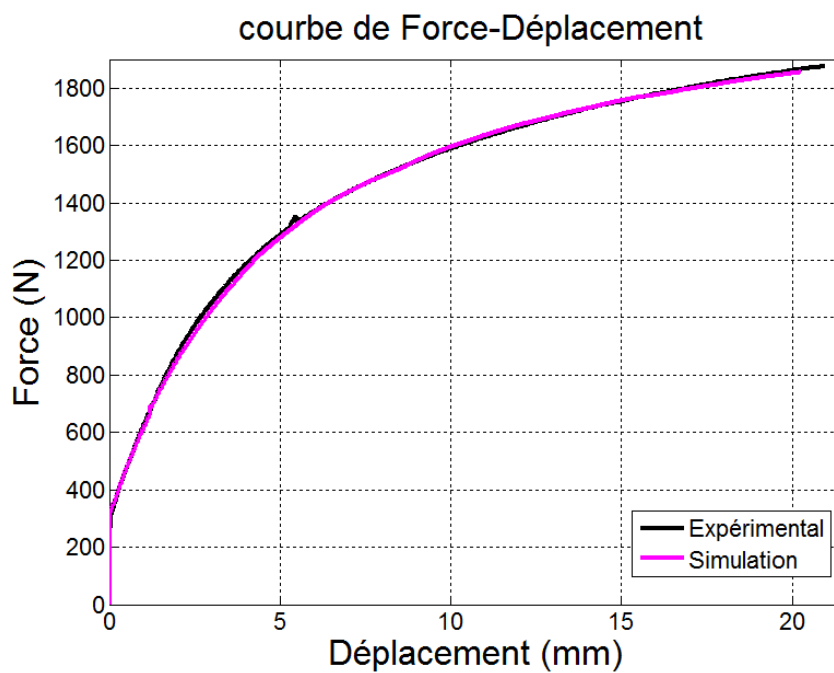


Figure IX-9 : Courbe de Force-Déplacement (MX1) (a) et Contrainte vraie-déformation vraie (b) avec le jeu des paramètres identifiés (1924 éléments).

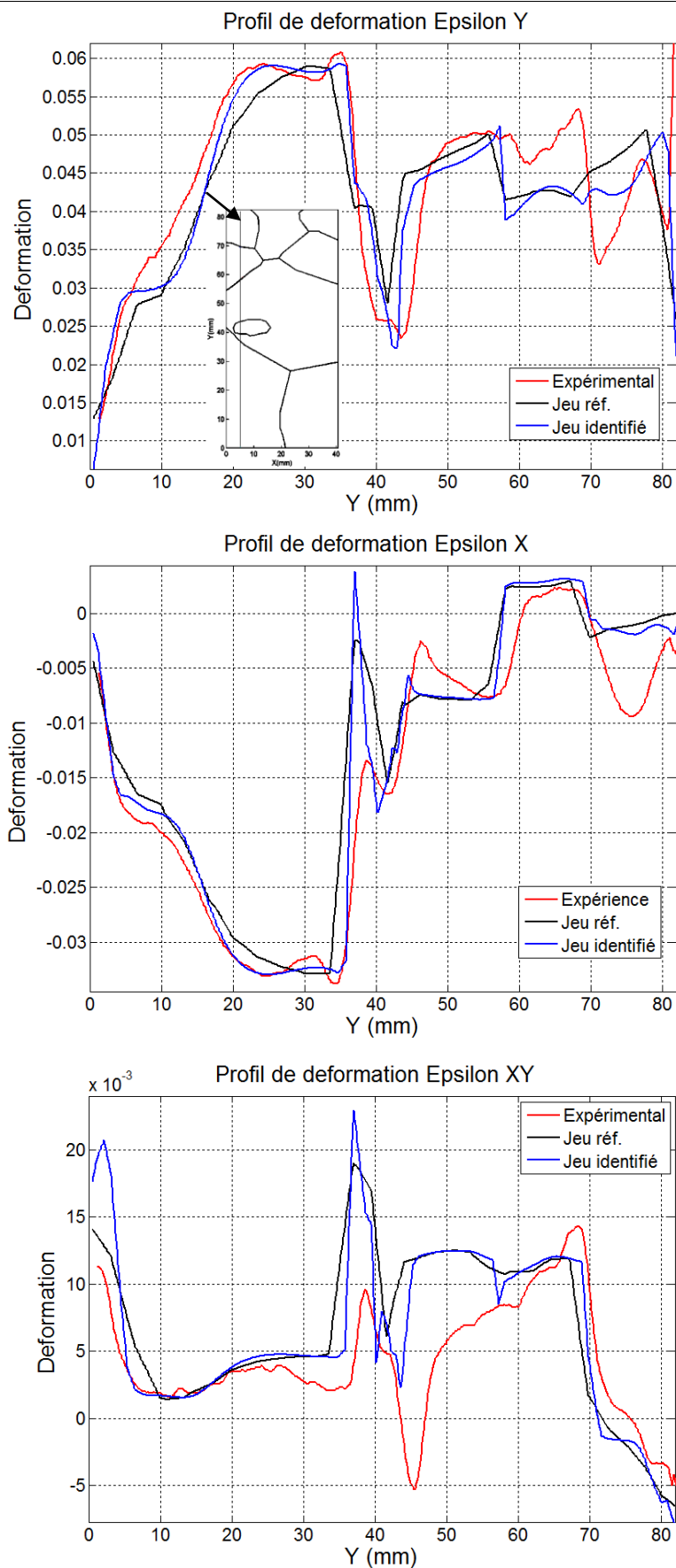


Figure IX-10 : Profils des déformations à 4,1% de déformation ε_{yy} moyenne issue de la mesure de champs et les simulations avec le jeu identifié.

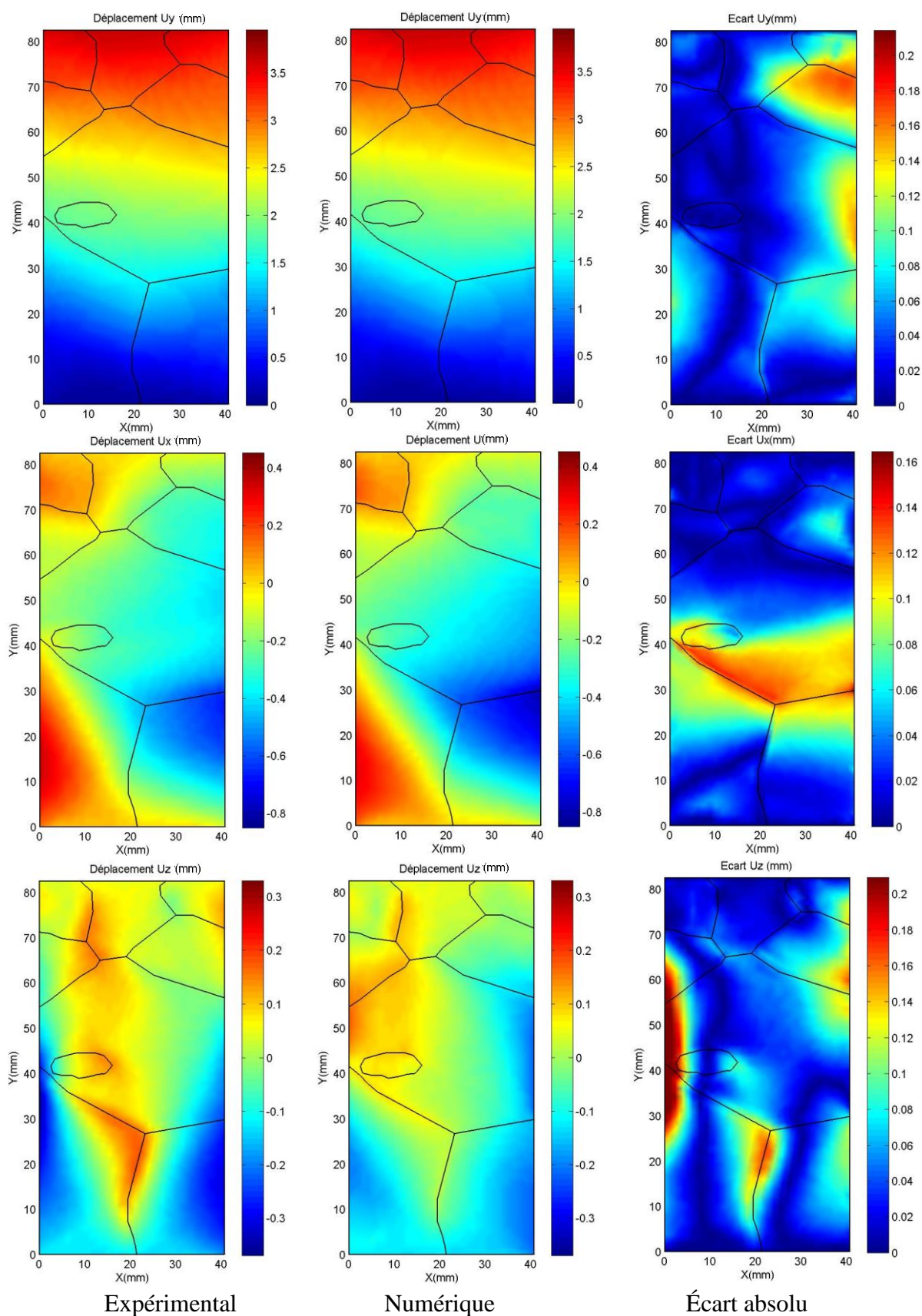


Figure IX-11 : Comparaison des champs de déplacements mesurés et le calcul avec le jeu de paramètres identifiés (déformation moyenne de 4,1%).

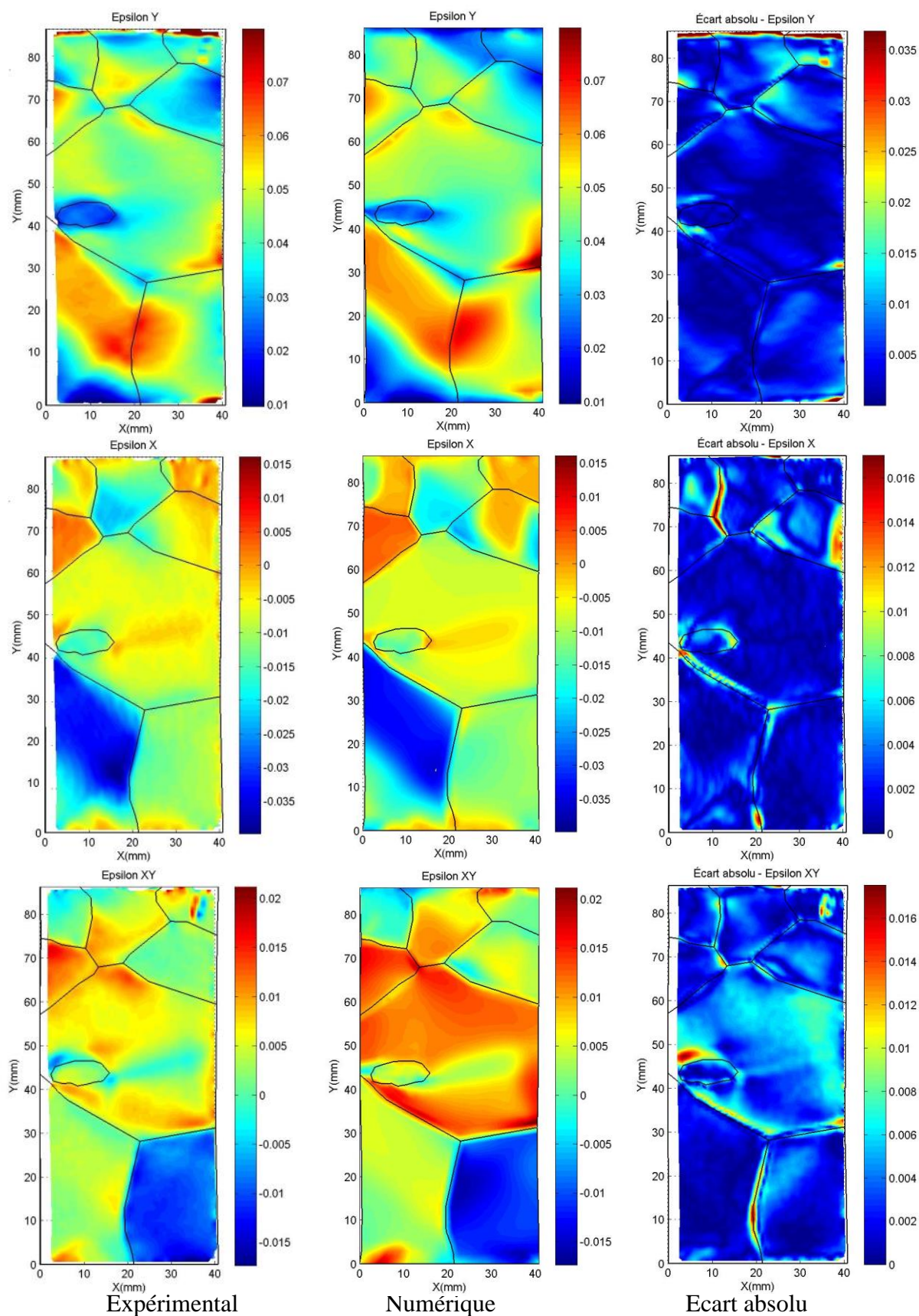


Figure IX-12 : Comparaison des champs de déformations expérimentales et calculés par élément finis avec le jeu des paramètres identifiés (déformation moyenne de 4,1%).

Chapitre X. Validation

X.1. Introduction

Après avoir mis en place la procédure d'optimisation pour identifier les paramètres de la loi de comportement cristallin, le jeu de paramètres obtenu avec le multicristal MX1 a été utilisé pour réaliser une simulation sur le multicristal MX2 en appliquant les conditions aux limites expérimentales pour vérifier la validité du modèle ainsi que celle du jeu identifié précédemment. Une deuxième vérification a consisté à refaire l'identification avec les mesures réalisées sur le multicristal MX2 afin d'étudier la reproductibilité des valeurs des jeux identifiés. Enfin, les comparaisons des calculs et des mesures des traces de glissement et de l'évolution de la morphologie des grains seront aussi présentées comme des informations complémentaires utilisées dans la procédure de validation.

X.2. Simulation avec les paramètres de référence

Le maillage d'agrégat est réalisé de la même façon que pour l'étude précédente. Les modèles 3D qui respectent la géométrie du joint des grains et son inclinaison dans l'épaisseur sont construits. La Figure X-1 représente des points-clés aux joints de grains de deux faces qui ont été relevés à la main. Ces coordonnées sont introduites dans le logiciel pour générer la géométrie des grains (Figure X-2). Le même type des éléments est utilisé pour notre simulation. Trois finesses de sont étudiées dans cette étude (Figure X-3). La condition aux limites de type 'expérimentale' est réutilisée dans le cadre de cette étude. Au départ, les calculs sont réalisés avec le jeu des paramètres initiaux permettent d'estimer l'efficacité des modèles numériques et la précision de mesure des orientations cristallographiques des grains ainsi que le maillage optimal pour notre étude (problème direct).

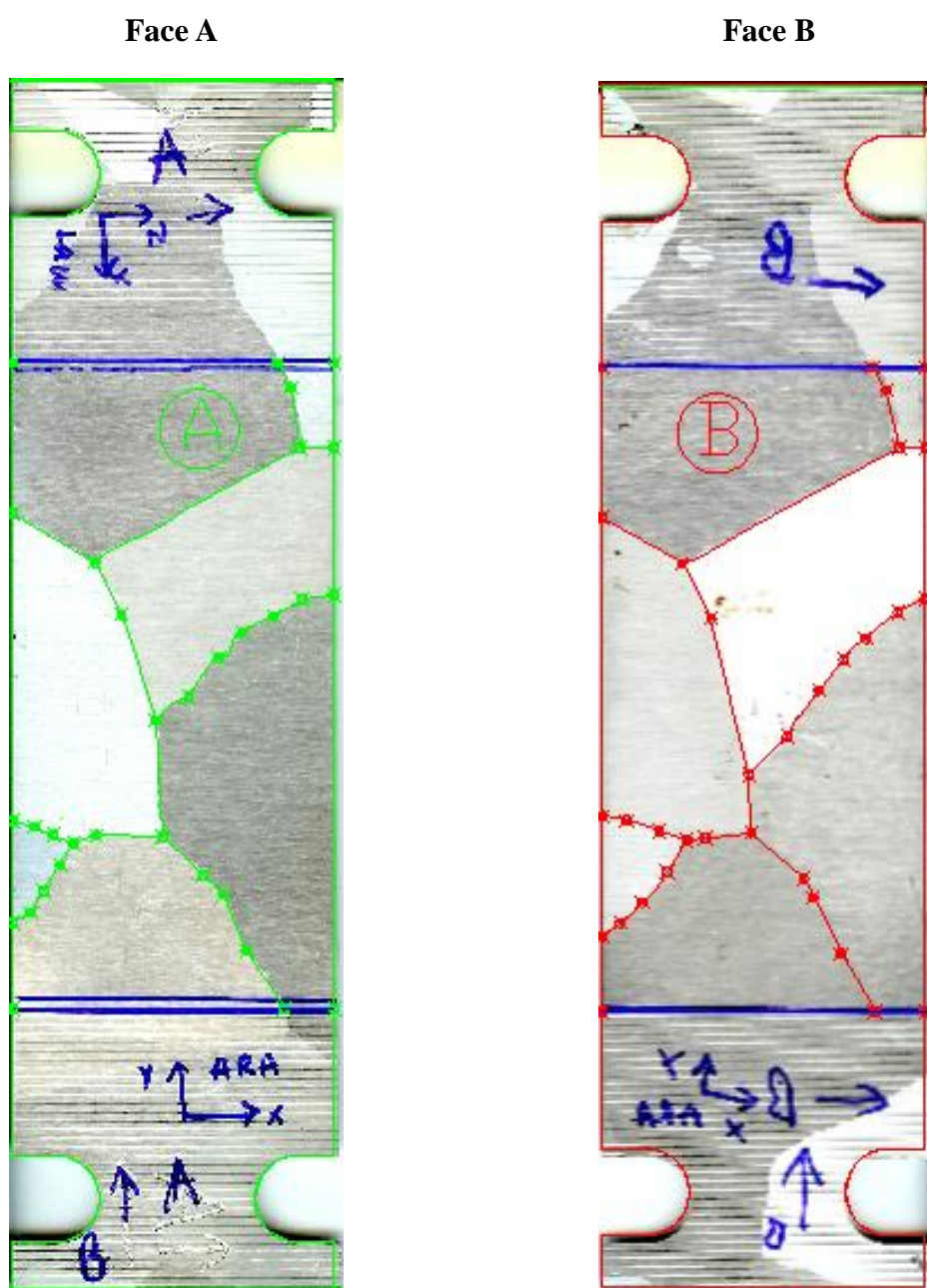


Figure X-1: Points-clés des faces A et B de l'éprouvette MX2 utilisés pour la construction des maillages.

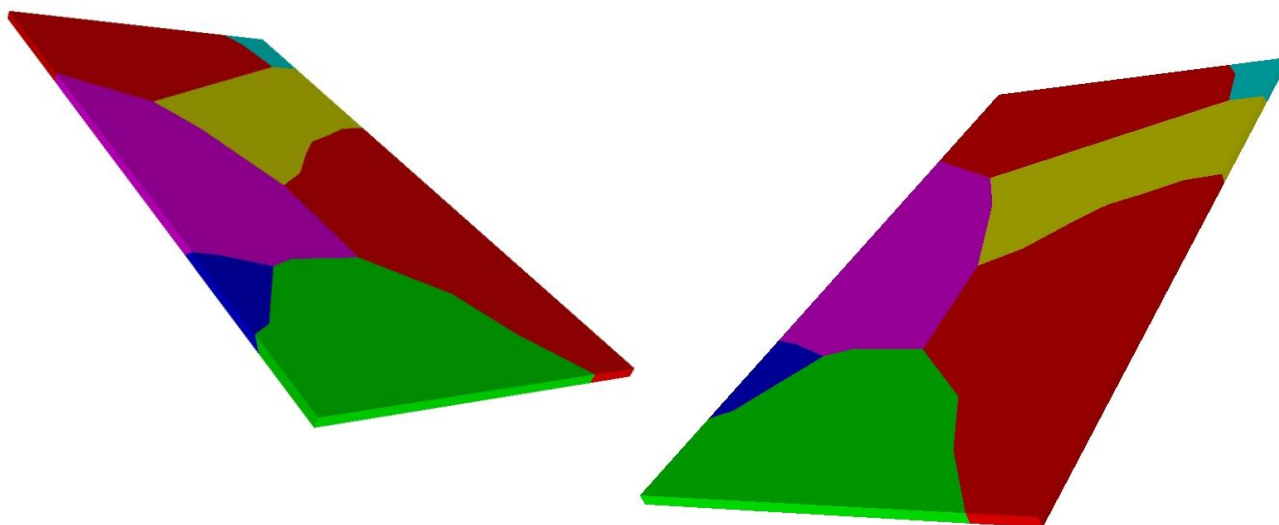
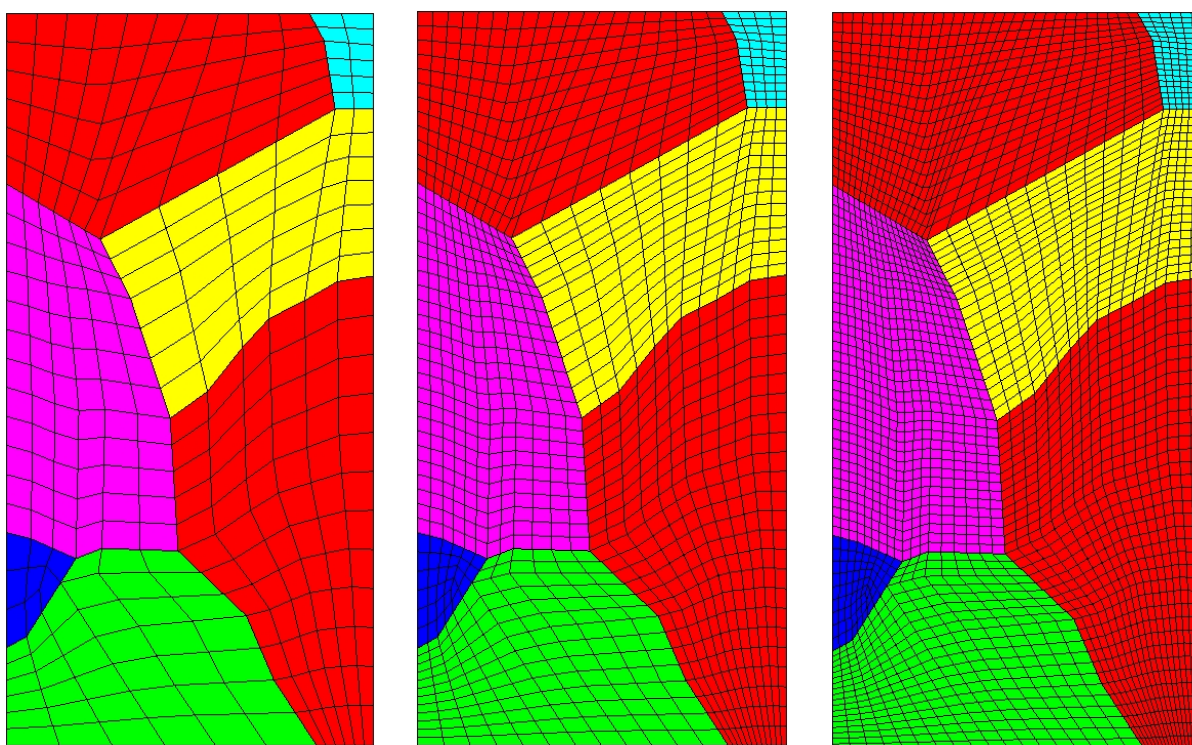


Figure X-2 : Joints de grains sur les deux faces de l'éprouvette MX2.



a - 305 éléments

b - 1220 éléments

c - 2745 éléments

Figure X-3 : Trois finesses de maillage de la face A de l'éprouvette MX2.

Les courbes Force-Déplacement issues des simulations numériques avec le jeu des paramètres initiaux et la mesure expérimentale sont représentées dans la Figure X-4. Le maillage 1220 éléments (maillage 2) et 2475 éléments (maillage 3) donnent le comportement macroscopique très proche par rapport au maillage 305 éléments (maillage 1), ils montrent aussi un grand écart entre les résultats issus des simulations et ceux expérimentaux.

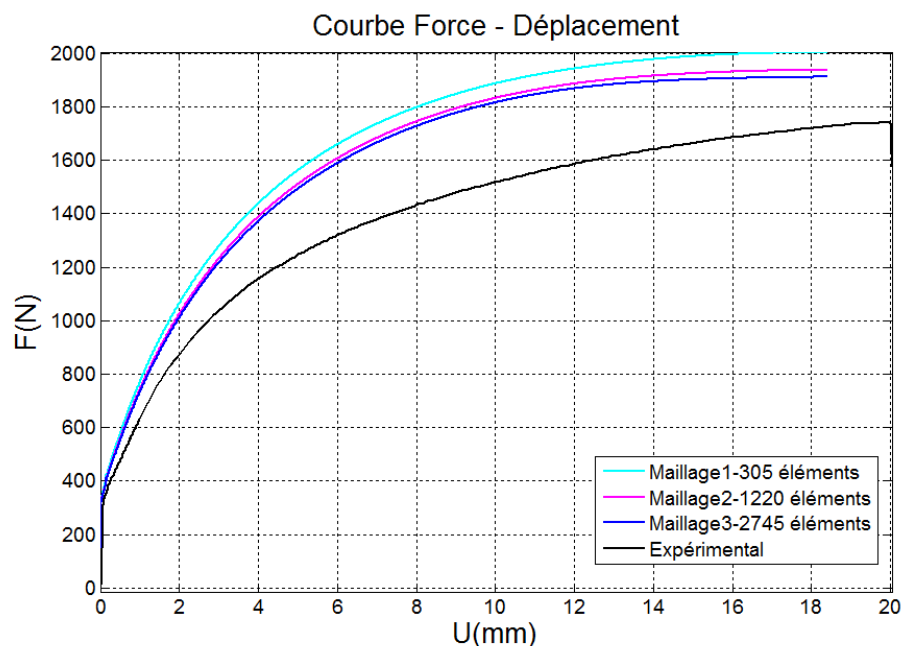


Figure X-4 : Influence des maillages sur le comportement macroscopique.

X.2.1. Identification de loi de plasticité cristalline

Afin de s'assurer de la reproductibilité du jeu des paramètres optimaux, une seconde identification a été réalisée sur la deuxième éprouvette, le maillage 2 (1220 éléments) a été choisi pour bien décrire le comportement local et réduire le temps de calcul. La zone de mesure choisie couvre toute la surface de l'éprouvette jusqu'à 10% de déformation moyenne. La Figure X-5 et la Figure X-6 présentent l'évolution de la fonction coût et les paramètres du modèle. On trouve un jeu optimal après environ 70 itérations. Les paramètres identifiés dans le Tableau X-1 sont très proches de ceux obtenus du calcul précédent.

X.2.2. La simulation avec le jeu des paramètres identifiés – confrontation avec la mesure expérimentale

La validation du jeu des paramètres identifiés sur deux multicristaux ont été réalisées. Les courbes de comportement macroscopique est représenté par la Figure X-7, elles que la courbe force-déplacement et contrainte vraie-déformation vraie simulés avec deux jeux des paramètres obtenues sont très proches de l'expérience jusqu'à 20% de déformation macroscopique. Les champs de déformations calculés par éléments finis avec le jeu identifié sur MX2 ont été comparés aux champs mesurés par Aramis aux mêmes niveaux de déplacement imposé. Les gros points dans la Figure X-7 correspondent avec trois niveaux de déformation à comparer. Les champs de déformation longitudinale, transversale et de cisaillement simulés avec le jeu identifiés (maillage 1220 éléments) et ceux issus de la mesure expérimentale à 0,3%, 4,1% et 8,95% de déformation longitudinale moyenne ainsi que les cartographies d'écart absolu sont présentés respectivement dans la Figure X-8, Figure X-9 et Figure X-10.

La comparaison de l'hétérogénéité de déformation a été effectuée aux différents niveaux de ε_{yy} , ε_{xx} et ε_{xy} . A l'entrée dans le domaine de déformation plastique, on observe des déformations significatives dans les grains 4, au joint triple des grains 1, 2, 5 et surtout dans le grain 7, la confrontation de résultats numériques avec la mesure expérimentale semble indiquer que le grain 7 plastifie avant les autres. À 0.041 et 0.101 de déformation ε_{yy} moyenne, on retrouve les champs similaires entre les calculs numériques et expérimentaux, la concentration de déformation au joint triple et la bande localisée dans le grain 5 deviennent plus nettes. Les cartographies des différences indiquent que l'écart est plus important à l'intérieur du grain 7, grain 5 et le long des joints de grains.

Ensuite, la comparaison des déformations est effectuée aussi tout le long de deux sections A-A et B-B. Les profils des déformations montrent que l'accord est mieux sur la section B-B et le champ de cisaillement donne le résultat le plus proche (Figure X-11). Les comparaisons des résultats obtenus à partir de deux maillages montrent que le maillage à 1220 éléments est suffisant pour décrire les champs locaux dans cette étude. Ces résultats nous confirment la précision du jeu des paramètres obtenus ainsi que la validation du protocole d'identification.

$\dot{\gamma}_0$	$1/m(-)$	$q(-)$	$h_0 [MPa]$	$s_0 [MPa]$	$s_s^{(u)} [MPa]$	$r(-)$
1e-3	83,3	1,75	205,5	3,59	49,5	4,45

Tableau X-1 : Paramètres identifiés sur MX2.

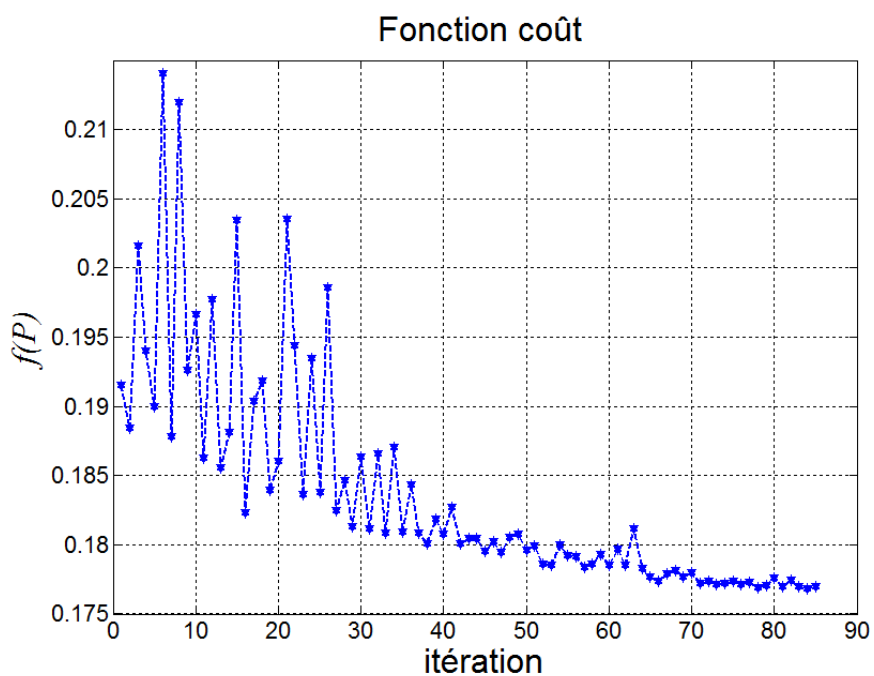


Figure X-5 : Évolution de la fonction coût en fonction des itérations

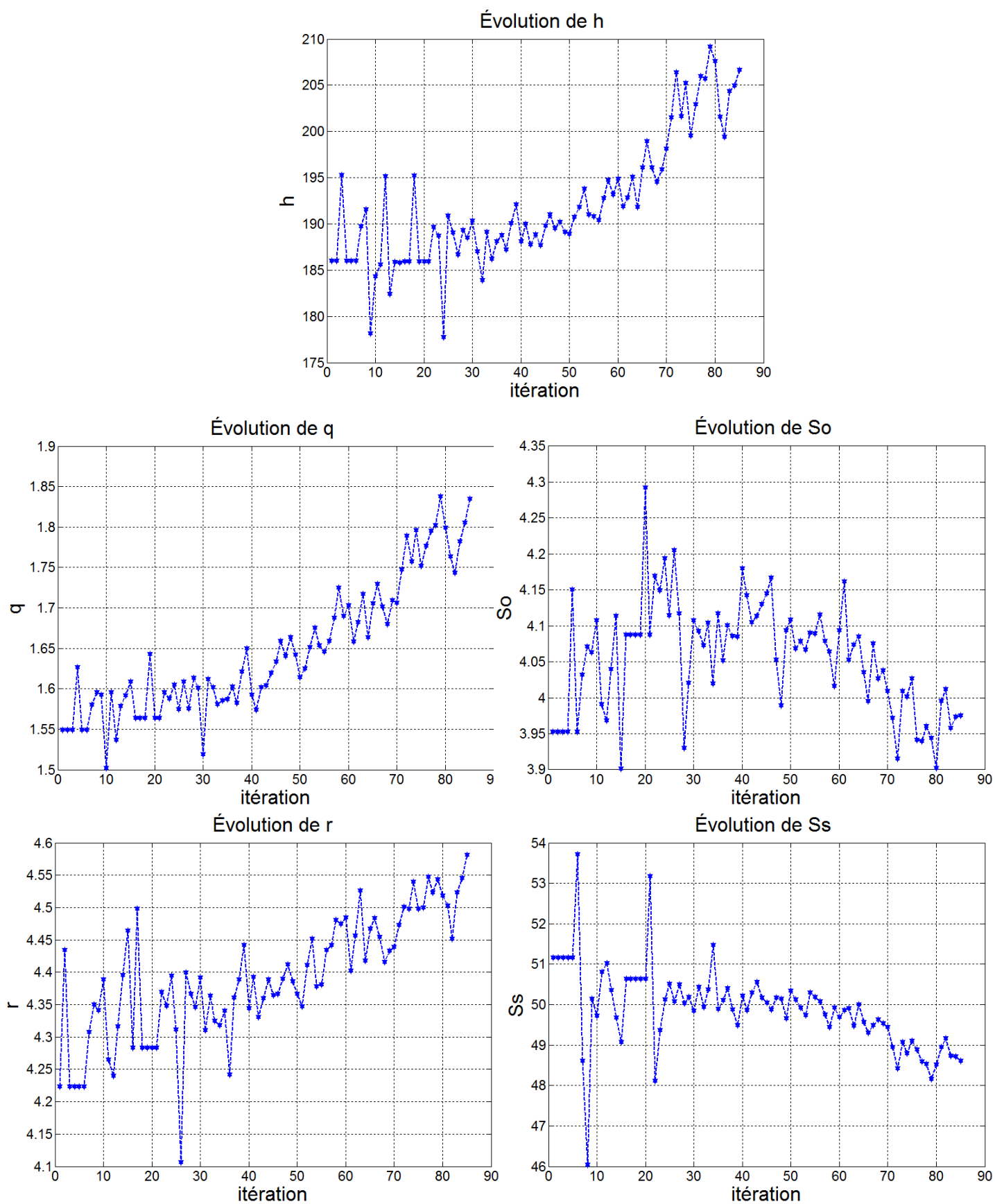


Figure X-6 : Évolution des paramètres identifiés en fonction des itérations.

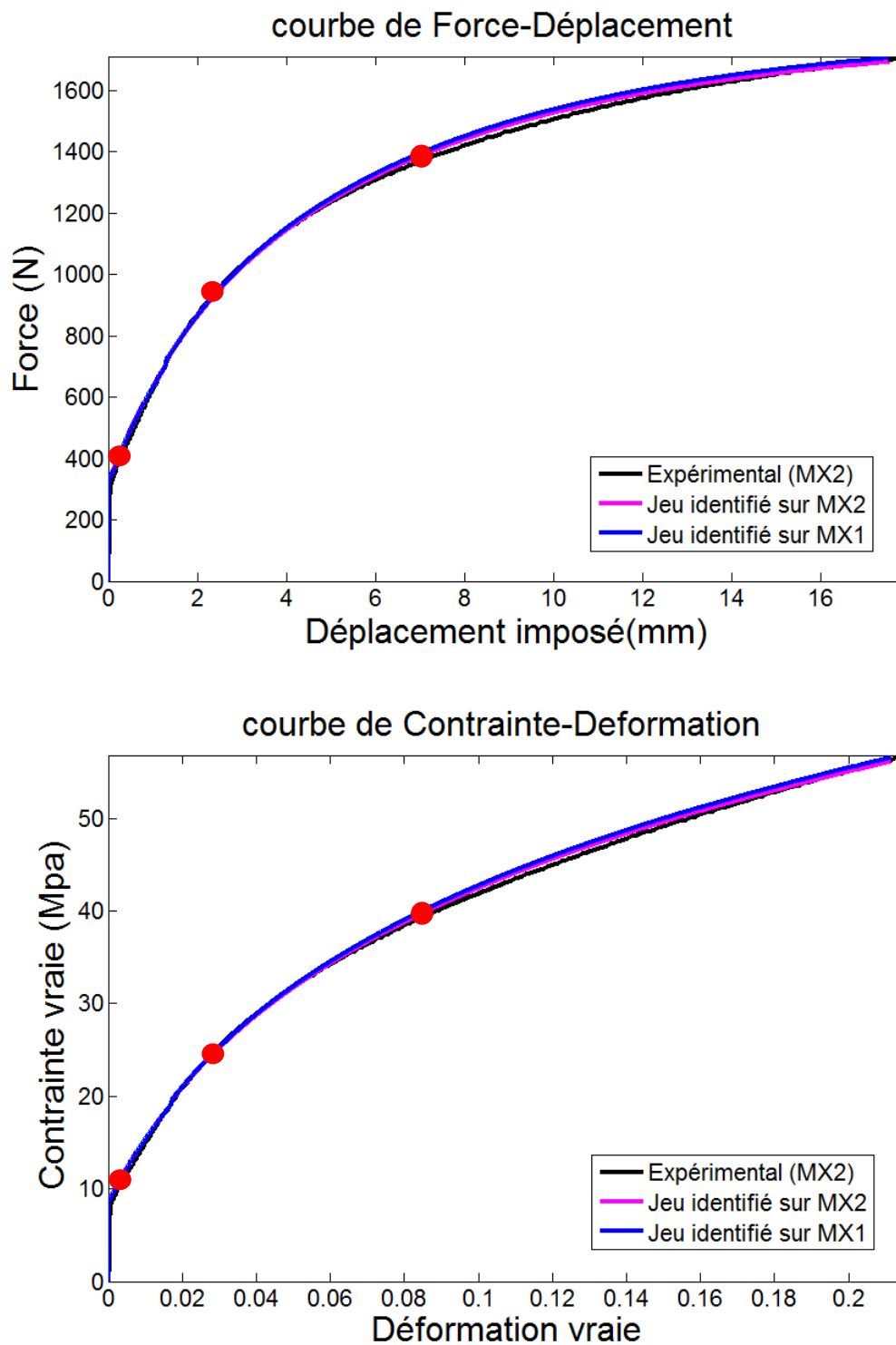


Figure X-7 : Courbes Force-Déplacement et Contrainte-Déformation vraie expérimentale et issues des simulations avec deux jeux identifiés à partir des identifications sur MX2 et sur MX1 (les gros points correspondant aux champs issus de calcul par éléments finis et la mesure des champs).

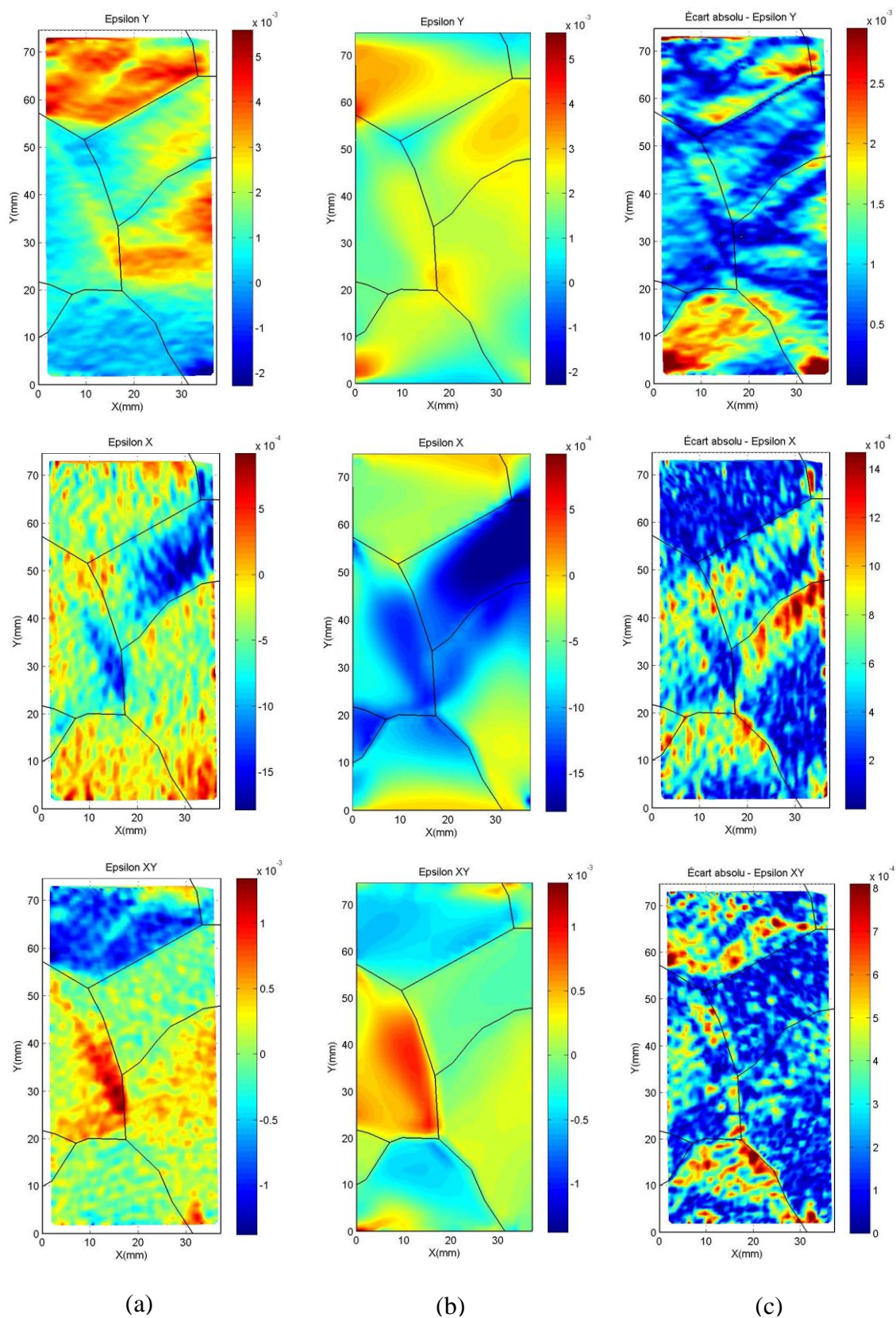


Figure X-8 : Champs des déformations à 0.3% de déformation moyenne (a) mesuré (b) simulé avec le jeu identifié (c) écart absolu.

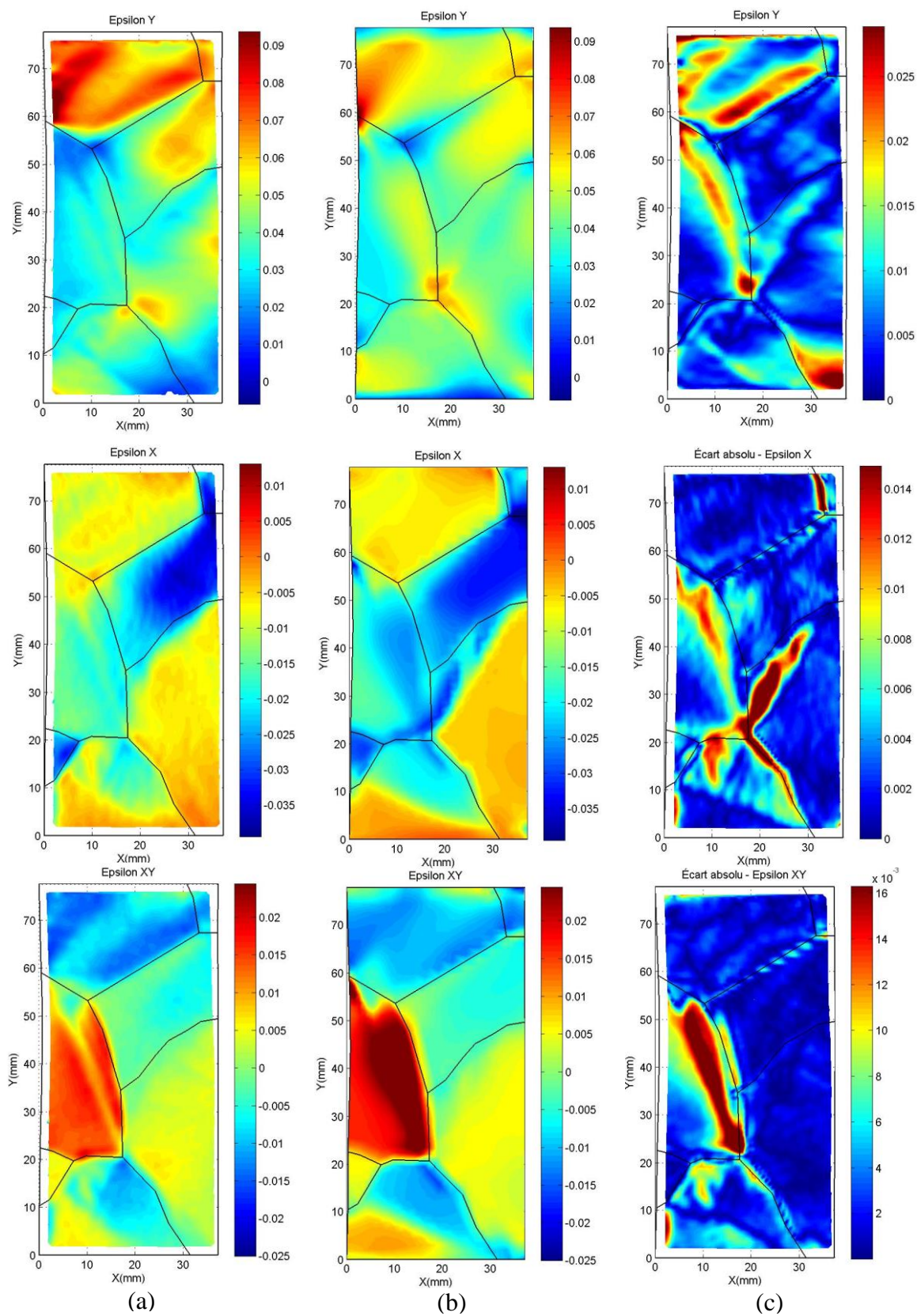


Figure X-9 : Champs des déformations à 4,1% de déformation moyenne (a) mesuré (b) simulé avec le jeu identifié (c) écart absolu.

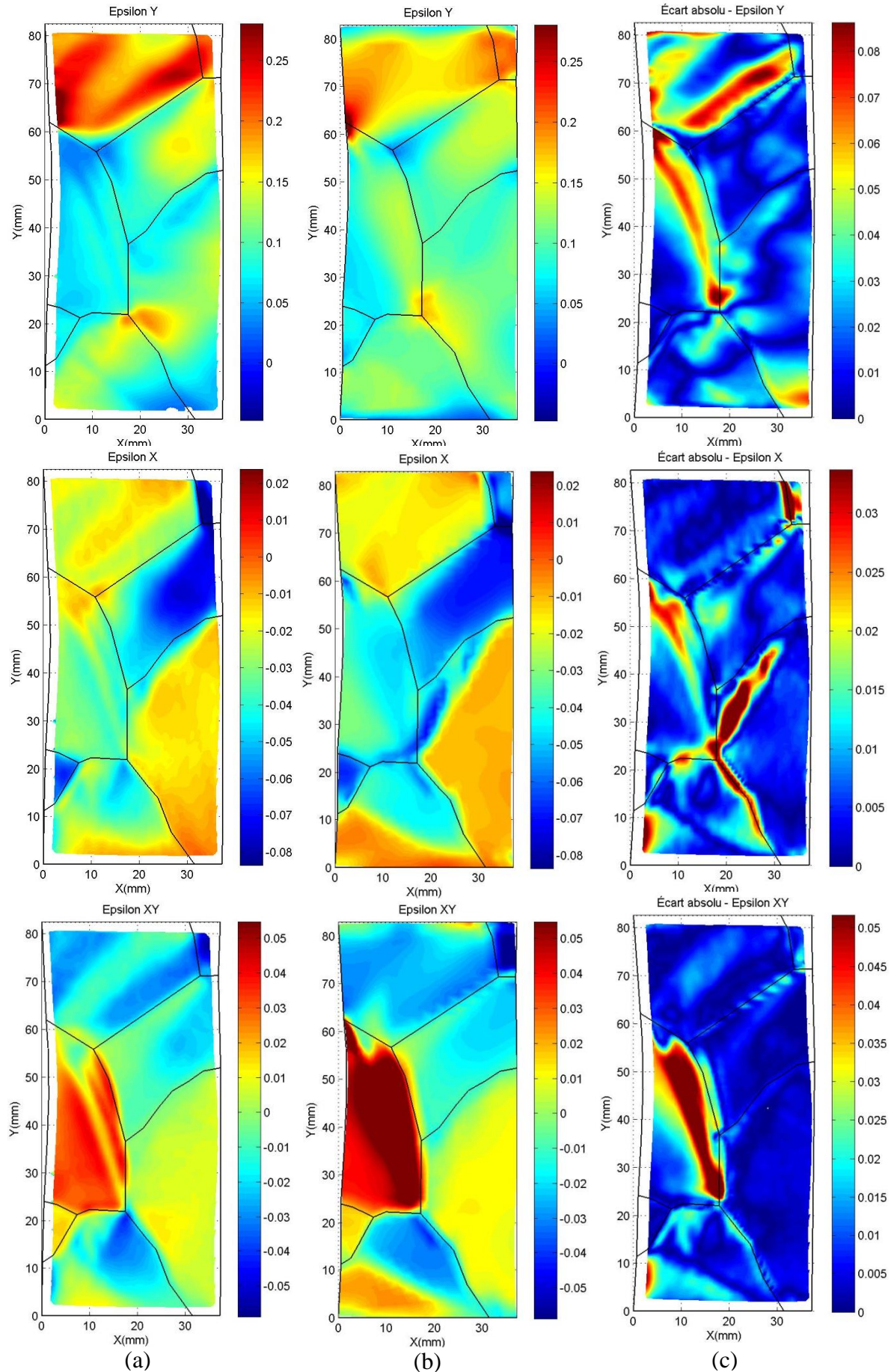


Figure X-10 : Champs des déformations à 8,95% de déformation moyenne (a) mesuré
(b) simulé avec le jeu identifié (c) écart absolu.

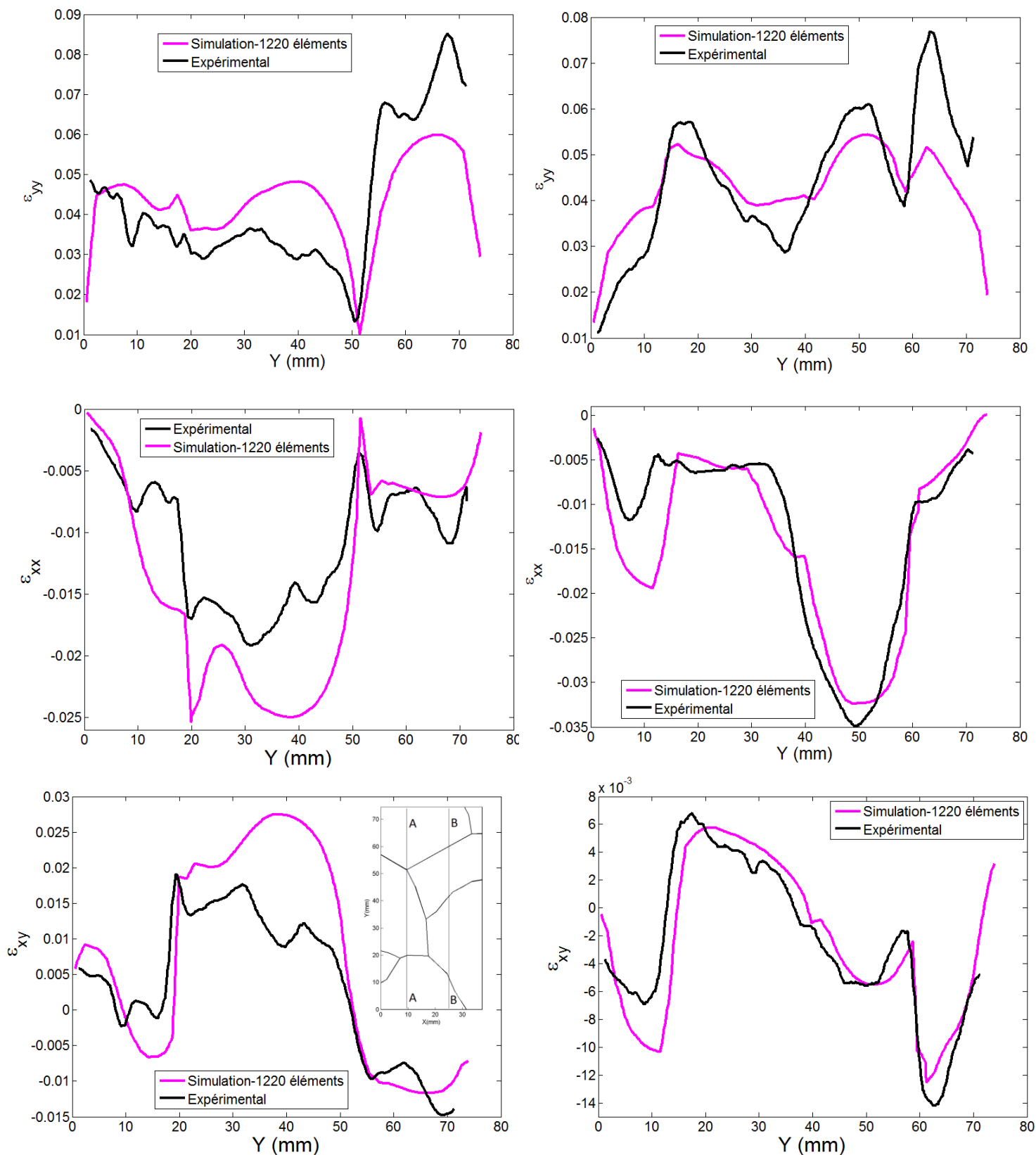


Figure X-11 : Profils des déformations ϵ_{yy} ϵ_{xx} ϵ_{xy} selon l'axe AA et BB à 4,1% de déformation moyenne issue de la mesure de champs et simulées.

X.2.3. Observation des traces des lignes de glissement

Les comparaisons des prédictions de direction de glissement par l'analyse des facteurs de Schmid et les mesures expérimentales des orientations des traces par l'observation du MEB sont réalisées. La mesure d'orientation par méthode Laue est faite sur la face avant de l'éprouvette où est effectuée aussi la mesure de champs tandis que l'observation par MEB est réalisée sur sa face derrière. En fait, les angles des lignes théoriques de glissement par rapport la direction de traction sont calculés dans la configuration initiale non déformée, par contre, les grains ont tourné pendant l'essai. C'est la cause de la différence entre le calcul numérique et la mesure expérimentale. La surface arrière avait été polie soigneusement avant l'essai pour obtenir la qualité optimale pour l'analyse (Figure X-12).

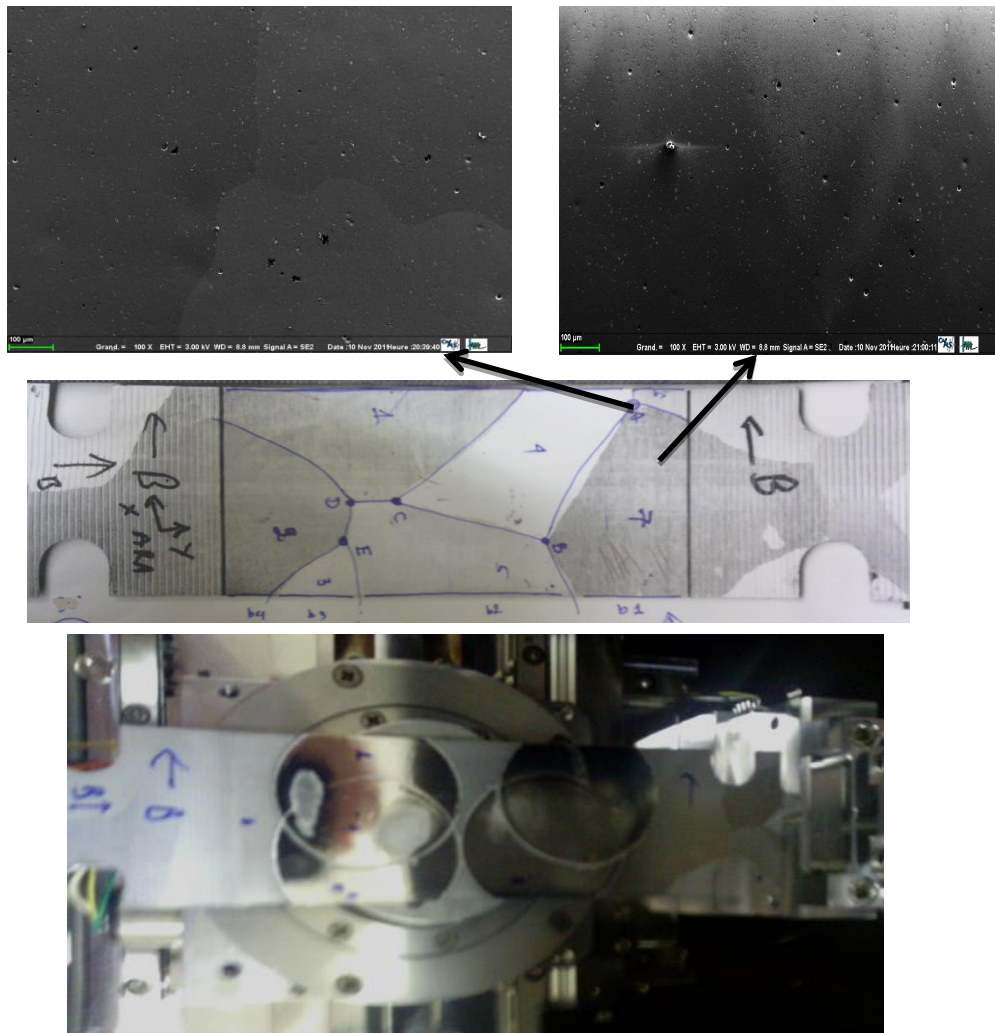
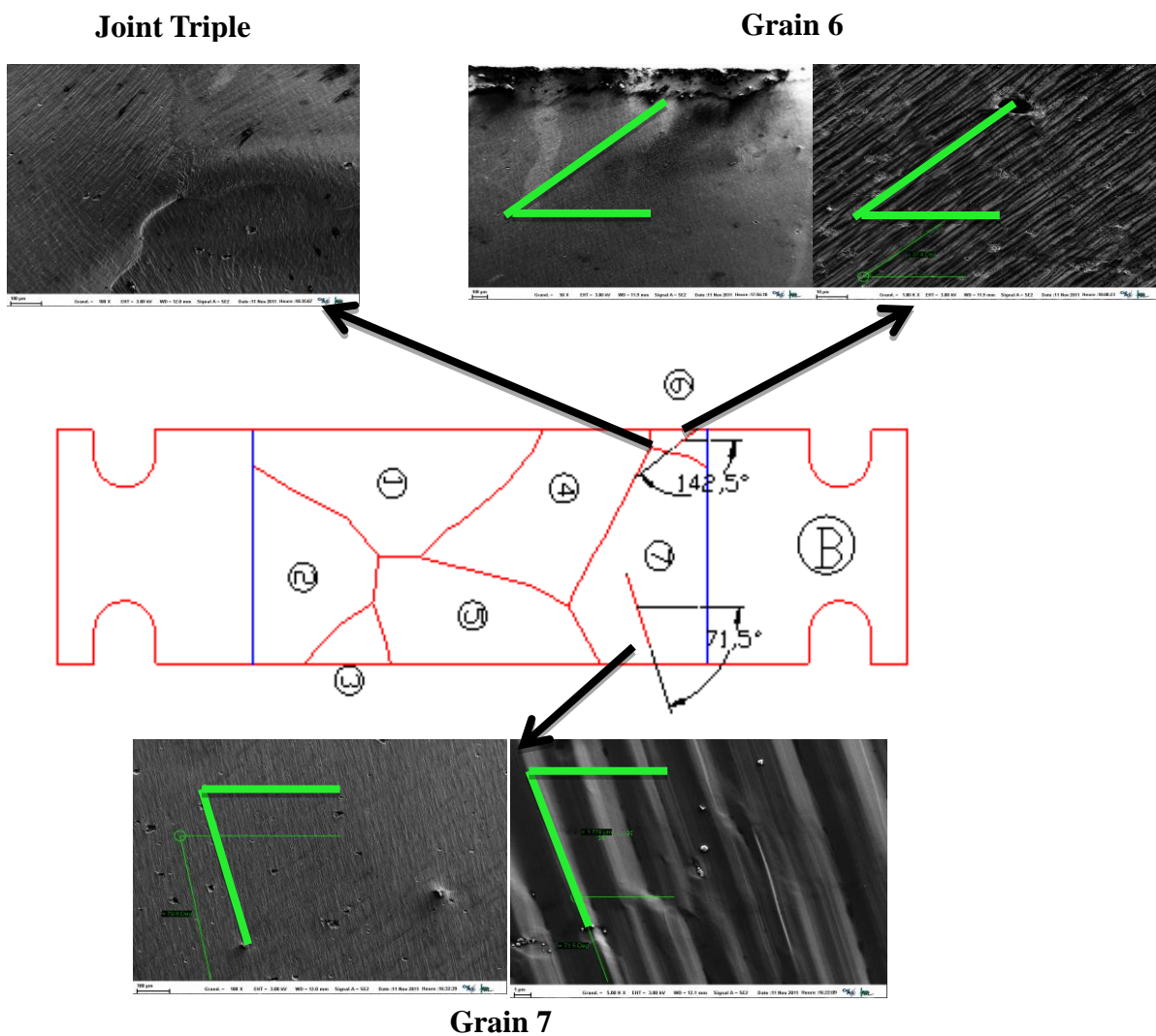


Figure X-12 : L'état de surface de l'éprouvette MX3 après polissage.

Observation dans MEB-FEG



Calcul numérique

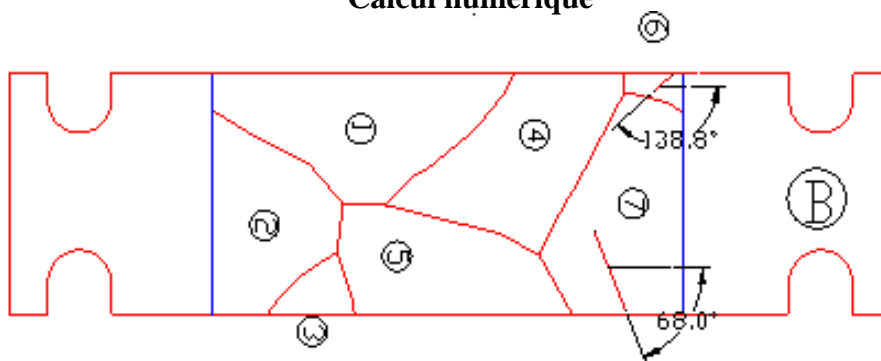


Figure X-13 : Vérification expérimentale de l'orientation des traces de glissement.

À la fin de l'essai de traction, l'état de surface est plus difficile à observer à cause de son fort relief. Quelques images des surfaces des grains 6 et 7 ont été prises, on a trouvé les stries qui représentent les traces des plans de glissement lors de la déformation plastique. Pour le grain 6, l'angle des traces mesuré par rapport à la direction de traction est $142,5^\circ$, pour une orientation prévue qui est de $138,8^\circ$. Pour le grain 7, elles sont égales à $71,5^\circ$ et 68° respectivement (Figure X-13). Ces confrontations indiquent que le glissement cristallographique s'effectue dans les plans prévus, mais le manque de données expérimentales sur les autres grains ne permet pas de conforter notre prévision sur tous les grains. Des analyses aux joints triples sont aussi intéressantes pour mieux comprendre les mécanismes de déformation plastique.

X.2.4. Evolution de la forme des grains déformés

Certains auteurs ont déterminé l'évolution de la morphologie des grains au cours du test grâce à la technique EBSD (Sachtleber et al 2002; Zhao et al 2008) qui permet de visualiser les joints de grains. Cependant, cette technique est limitée pour petite surface. Dans le cas de cette étude, les champs de déplacements mesurés ont été utilisés pour suivre l'évolution des joints de grains. Comme illustré dans la Figure X-14, les frontières des grains déformés expérimentalement (couleur noire) et les résultats de simulation (couleur rouge) se chevauchent, on peut trouver un très bon accord dans la plupart des grains jusqu'à 18,5% de déformation moyenne.

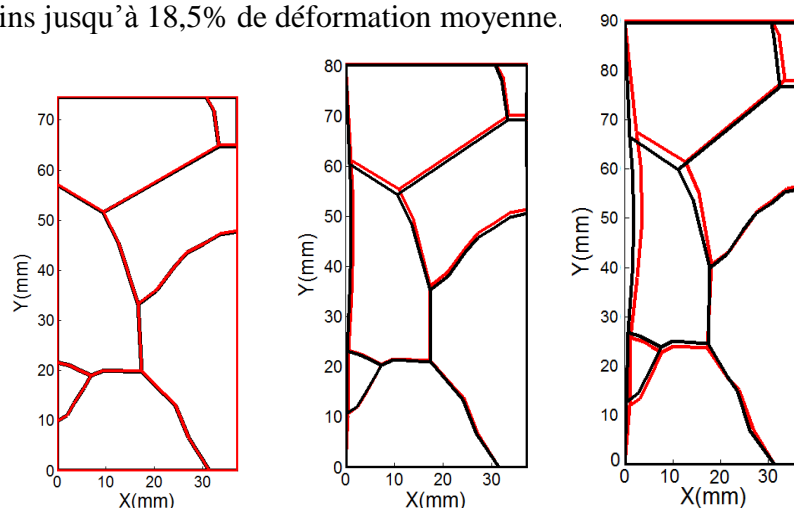


Figure X-14 : Comparaison des formes de grains déformés entre la simulation (lignes rouges) et la mesure (lignes noires) à 0,3%, 7,8% et 18,5% de déformation moyenne.

X.3. Discussion

Les paramètres de la loi comportement monocristallin ont été identifiés d'une manière satisfaisante à partir de la réponse globale et locale. Les résultats obtenus montrent que les identifications donnent les jeux des paramètres optimaux très proches entre eux, c'est-à-dire qu'ils tendent vers un jeu global. Le manque de similitude du comportement local entre les calculs numériques et les résultats expérimentaux aux taux de déformation élevés peut-être à cause des limites du modèle cristallin utilisé. L'approche « multicristalline » et la procédure d'identification utilisée exigent beaucoup plus de travail numérique et expérimental, mais par contre elles permettent d'obtenir la meilleure prévision du comportement du matériau et d'avoir le jeu des paramètres optimaux. Toutefois, il serait donc intéressant d'étendre l'identification aux autres lois de comportement.

Conclusion

Le travail de cette thèse porte sur l'étude et la réalisation d'une procédure d'identification de paramètres de loi de comportement de plasticité cristalline qui se basée sur le recalage éléments finis sur des mesures de champs. Cette méthodologie est appliquée sur des multicristaux d'aluminium de pureté commerciale. Les calculs avec le jeu des paramètres identifiés par ce protocole présentent une concordance quasi-totale des champs cinématiques, de comportement macroscopique ainsi que l'évolution de la forme des grains au cours de chargement. Pour arriver à cette fin, ce travail suit les étapes suivantes:

- (i) L'élaboration des multicristaux d'aluminium par la technique de l'érouissage critique a été optimisé grâce aux mesures de champs de déformations par la corrélation d'images numériques sur des éprouvettes trapézoïdales ayant subi différentes traitements thermomécaniques. Cette méthode permet d'analyser influence des paramètres, de déterminer précisément la valeur de contrainte critique et de corréler la taille finale de grains en fonction de la déformation. Enfin, certains paramètres de cette procédure comme les températures et les durées des traitements sont optimisés. On a réussi à produire des multicristaux avec une seule couche de grains quasi-colonnaires qui sont vérifiés par la comparaison des joints de grains sur deux faces des éprouvettes. Celles-ci nous facilite la construction de la structure réelle en 3D des grains
- (ii) L'observation du champ cinématique et la caractérisation des structures cristallographiques sont effectuées par différents outils qui sont disponibles au LSPM. L'orientation des grains des deux multicristaux sélectionnés a été mesurée par la méthode de Laue, les vérifications montrent que l'orientation est homogène dans chaque grain. Pour mesurer les champs cinématiques, la méthode de stéréo-corrélation était choisie à cause de sa précision (l'ordre de 2×10^{-4}) et sa disponibilité au laboratoire. Ces champs de déplacements mesurés ont permis, en plus d'analyser des grandes déformations plastiques, de contrôler des conditions aux limites expérimentales aux deux extrémités des éprouvettes et de suivre les déplacements des joints de grains. Sa précision nous permet de détecter le déclenchement de la déformation

plastique et de suivre l'évolution associée de rugosité de la surface. Après le seuil élastique, on observe le schéma de forte hétérogénéité de déformation plastique par sa localisation et son évolution au cours de la sollicitation. Les résultats obtenus permettent d'exploiter la procédure d'identification.

- (iii) L'étude numérique sur le multicristal MX1 affirme la possibilité d'utilisation d'un modèle cristallin pour prévoir comportement de multicristal. La sensibilité des champs de déformations et du comportement macroscopique aux paramètres du modèle et à la finesse du maillage ont été étudiés, celles-ci nous permettent de limiter les nombres de paramètres à identifier et de réduire le temps des calculs.
- (iv) La dernière de cette étude concerne la mise en œuvre du protocole d'identification et la validation. La stratégie et les outils numériques concernés sont développés au cours des travaux de (Belhabib 2007 ; Salahouelhadj 2007 ; Haddadi 2013). Cette procédure consiste à minimiser une fonction coût qui est une somme pondérée des écarts sur les champs de déplacements et la force. La robustesse de ce protocole ainsi que ses paramètres tels que les coefficients de pondération, la zone des mesures, le jeu initial des coefficients du modèle ont été vérifiées en réalisant des calculs sur MX1. La procédure d'identification adoptée s'est avérée robuste en convergeant vers un jeu de paramètres optimal qui donnait le même minimum de fonction coût. Le jeu identifié a permis une très bonne prédiction de la force et des champs cinématiques.
- (v) Afin de compléter cette étude, la validation du jeu identifié dans la phase précédente du protocole d'identification a été effectuée sur le deuxième multicristal MX2. On a trouvé un jeu des paramètres très proche du jeu identifié dans la phase précédente. La simulation sur MX2 avec ce jeu des paramètres nous donne une très bonne concordance avec les mesures expérimentales sur quatre informations : les champs de déformations, la courbe force-déplacement, la forme des grains et les traces de glissement.

Perspectives

Les perspectives de ce travail sont multiples : expérimentales et numériques. Certaines améliorations pourront être effectuées :

Côté expérimental

Grâce à la procédure d'élaboration, la taille des grains et la qualité des éprouvettes multicristallines et monocristallines sont bien contrôlées. Elle nous permet de fournir des bicristaux ou tricristaux Al pour but d'observation de déformations au joints des grains aux différentes échelles par les techniques de mesure de champs, ceux-ci nous aidant à qualifier et quantifier en détail le comportement des joints et permettant de définir précisément le gradient de déformation et le volume du joints dans la simulation numérique. La contrôlabilité de la taille permet d'élaborer des polycristaux avec grains millimétriques, les essais sur ce type d'éprouvette en couplant avec la mesure des champs par le système des caméras et la mesure EBSD peuvent être considérés comme l'étape intermédiaire de transition échelle de multicristaux à polycristaux. Si l'on souhaite identifier les coefficients correspondant aux cisssions critiques des différents systèmes de glissement, il est donc important de représenter l'entrée en plasticité. Celle-ci peut être approfondie par des mesures de champs plus soigneuses. En parallèle, l'essai de cisaillement ou l'essai de traction sur des éprouvettes non-standard (afin d'augmenter l'hétérogénéité) sur des monocristaux pourront être développés pour fournir des données cinématiques (déformations locales) et thermomécaniques (source de chaleur) lors des sollicitations. Ces données seront utilisées d'une part pour identifier les paramètres des lois de comportement, et d'autre part pour tester les limites du modèle et de la capacité des calculs numériques.

Pour étudier l'hétérogénéité du champ de déformations à l'échelle microscopique, on a réalisé deux essais in-situ sur un polycristal et un monocristal. La technique micro lithographie a été utilisée pour mesurer les champs de déformation. Les résultats sont présentés dans les annexes

Côté numérique

➤ Amélioration de la modélisation

Avant tout, à partir de mesures sur le monocristal, une étude en vue de l'amélioration de la loi de comportement cristalline et de la méthode de simulation pourrait être envisagée pour reproduire l'effet de localisation observé. Ensuite, pour améliorer la performance du code de calcul, l'optimisation de la taille du pas de calcul et l'utilisation d'algorithmes implicites pourraient réduire le temps de calcul. Le calcul parallèle du code Meso3D permettra de calculer des maillages beaucoup plus fins avec plus d'éléments par grain pour mieux décrire les hétérogénéités de déformation. Une autre amélioration est l'implémentation des nouvelles lois de comportement permettant de comparer et valider différents modèles.

➤ Amélioration de la méthode d'identification

Une étude de la sensibilité à la définition de la fonction coût pourra également être étudiée. Celle-ci pourrait être initiée par l'intégration des incertitudes sur les mesures expérimentales. En outre, on pourrait minimiser l'influence des bruits expérimentaux en ne prenant pas en compte les points proches de joints de grains ou proches des bords de l'éprouvette par exemple, en testant des zones déformées homogènes intergrains ou encore en moyennant les informations dans chaque grain. Autre possibilité, il serait intéressant d'effectuer les identifications simultanées sur deux ou trois essais pour réduire les incertitudes de la mesure unique et permettaient d'avoir une meilleure prévision d'un ensemble d'essais. Enfin, l'identification des différentes lois de comportement est nécessaire.

ANNEXES

A. Convention de la matrice de transformation

A. 1. Les conventions générales

La texture des métaux est décrite par deux systèmes de coordonnées, le système de coordonnées de l'échantillon et le système de coordonnées du cristal. Le système de coordonnées « échantillon » définit les trois directions principales de la géométrie de l'échantillon et le système de coordonnées « cristal » définit les principaux axes de l'orientation du cristal. Les vecteurs des bases $\vec{s}_1, \vec{s}_2, \vec{s}_3$ (système S) associés à l'échantillon sont choisis parallèle aux directions RD, TD et ND selon la convention des plaques laminées. Les vecteurs $\vec{c}_1, \vec{c}_2, \vec{c}_3$ (système C) associés avec la maille du cristal sont parallèles aux directions cristallographiques $[100], [010], [001]$. En cas général, la définition de la matrice de transformation entre le repère local et le repère de l'échantillon est donnée par :

$$\begin{pmatrix} \vec{c}_1 \\ \vec{c}_2 \\ \vec{c}_3 \end{pmatrix} = g \begin{pmatrix} \vec{s}_1 \\ \vec{s}_2 \\ \vec{s}_3 \end{pmatrix} \quad (\text{A.1})$$

$$g_{ij} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \begin{matrix} \leftarrow [100] = \vec{c}_1 \\ \leftarrow [010] = \vec{c}_2 \\ \leftarrow [001] = \vec{c}_3 \end{matrix}$$

$$\begin{matrix} \uparrow & \uparrow & \uparrow \\ \text{RD} & \text{TD} & \text{ND} \\ s_1 & s_2 & s_3 \end{matrix}$$

Les composantes g_{ij} sont le cosinus de l'angle entre les vecteurs de bases \vec{c}_i et \vec{s}_j . Les rangées sont les cosinus du vecteur \vec{c}_i dans la base S, tandis que les colonnes sont les cosinus du vecteur \vec{s}_i dans C.

La relation des coordonnées d'un vecteur quelconque \vec{x} dans les deux repères (\vec{x}_{R_c} et \vec{x}_{R_s}) est obtenue par la formule :

$$\begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ z_3 \end{pmatrix}_{Rc} = g \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ z_3 \end{pmatrix}_{Rs} ; \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ z_3 \end{pmatrix}_{Rs} = g^{-1} \begin{pmatrix} x_1 \\ x_2 \\ z_3 \end{pmatrix}_{Rc} \quad (\text{A.2})$$

Calcul des facteurs de Schmid

On représente le calcul du facteur de Schmid dans le cas d'un chargement de traction. Le système de glissement est caractérisé par : $n^{(s)}$ la normale unitaire au plan de glissement et $g^{(s)}$ la direction de glissement unitaire, la direction unitaire de traction est T . Le facteur de Schmid est donné par l'équation suivante :

$$F_S = (T \cdot g^{(s)}) \cdot (T \cdot n^{(s)}) \quad (\text{A.3})$$

Les coordonnées des vecteurs normaux et des directions de glissement s'expriment dans la base de l'échantillon Rs et la base du cristal Rc comme dessous :

$$\begin{pmatrix} n_1^{(s)} \\ n_2^{(s)} \\ n_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rs} = g^{-1} \begin{pmatrix} n_1^{(s)} \\ n_2^{(s)} \\ n_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rc} = g^T \begin{pmatrix} n_1^{(s)} \\ n_2^{(s)} \\ n_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rc} ;$$

$$\begin{pmatrix} g_1^{(s)} \\ g_2^{(s)} \\ g_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rs} = g^{-1} \begin{pmatrix} g_1^{(s)} \\ g_2^{(s)} \\ g_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rc} = g^T \begin{pmatrix} g_1^{(s)} \\ g_2^{(s)} \\ g_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rc} \quad (\text{A.4})$$

Le facteur Schmid du système (s) est calculé par la formule suivante :

$$F_S^{(s)} = \left[g^{-1} \begin{pmatrix} g_1^{(s)} \\ g_2^{(s)} \\ g_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rc} \cdot \begin{pmatrix} T_1 \\ T_1 \\ T_1 \end{pmatrix}_{Rs} \right] \cdot \left[g^{-1} \begin{pmatrix} n_1^{(s)} \\ n_2^{(s)} \\ n_3^{(s)} \end{pmatrix}_{Rc} \cdot \begin{pmatrix} T_1 \\ T_1 \\ T_1 \end{pmatrix}_{Rs} \right] \quad (\text{A.5})$$

Il y a un certain nombre de façons de décrire une rotation de deux systèmes de coordonnées à l'égard de l'autre et qui représente l'orientation du cristal. La Figure A-1 montre les trois angles $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ de rotation d'Euler selon la convention de Bunge

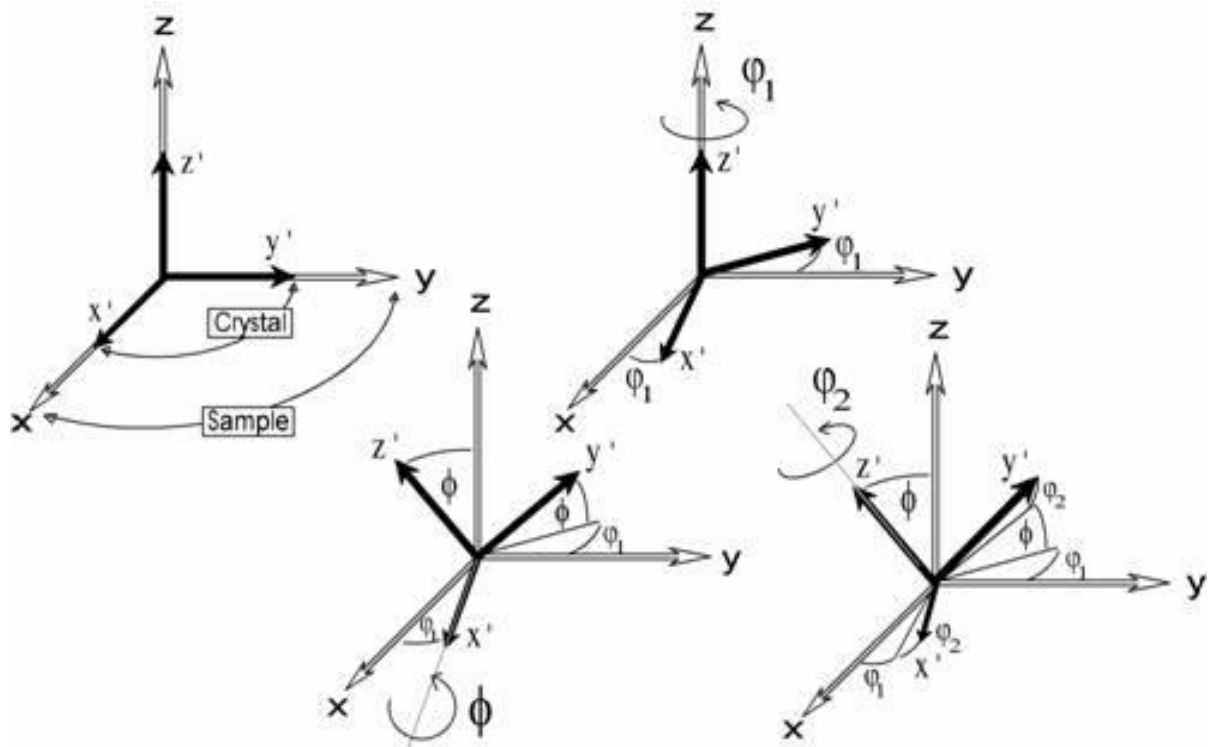


Figure A-1 : La définition des angles d'Euler de la $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$ basé sur un système de rotation.

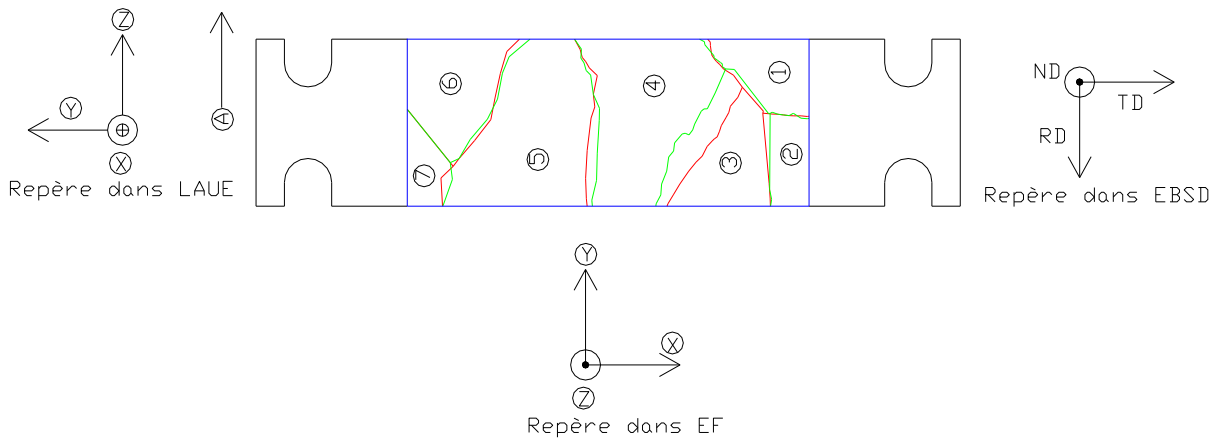
La matrice de rotation \mathbf{g} avec trois angles Euler $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$, est construite de la manière suivante :

$$\mathbf{g} = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_2 \sin \Phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & \cos \varphi_2 \sin \Phi \\ \sin \varphi_1 \sin \Phi & -\cos \varphi_1 \sin \Phi & \cos \Phi \end{bmatrix} \quad (\text{A.6})$$

La première rangée de la matrice est donnée par les cosinus des angles entre la direction $[100]$ et X_R (RD), puis Y_R (TD) et Z_R (ND).

$$\mathbf{g}' = O_{\text{cristal}} \mathbf{g} O_{\text{échantillon}} \leftarrow \rightleftarrows \mathbf{g}$$

A. 2. La signification de la matrice de passage calculé par méthode de Laue



Matrice passage

Data

Title: Al

System: CUBI

lattice type: F

Geometry: FLAT

File: Al.dat

Coordinates

Nb.	X(Cm)	Y(Cm)	h	k	l
1	-0.52	0.30	-5	-1	-1
2	-0.07	-0.69	-5	-1	-3
3	0.45	0.92	-7	1	-1
4	-0.43	0.53	-7	-1	-1
5	0.10	0.37	-4	0	-1
6	0.36	-0.26	-2	0	-1
7					
8					
9					
10					

File: alu1grain4b.coo

OrientExpress 3.3
Crystal orientation by Laue method

Orientation Matrix

	(OX)	(OY)	(OZ)
Crystal axis // to the beam	-3.79787	-0.30856	-1.36944
Crystal axis // to	-0.21935	-3.77100	1.45804
Crystal axis // to the camera axis	-1.38654	1.44179	3.52039

	(OX)	(OY)	(OZ)
Crystal axis // to the beam	-0.231657	-0.018822	-0.083532
Crystal axis // to	-0.013380	-0.230017	0.088935
Crystal axis // to the camera axis	-0.084573	0.087944	0.214731

Solutions

Nb.	resid.	h	k	l	h k l	h k l	h k l	h k l								
1	(0.0031)	-5	-1	-1	-5	-1	-3	-7	-1	-1	-4	0	-1	-2	0	-1

the solution Nb. 1 is loaded

Simulation

Paramètres cristallographiques

Cliché de Laue

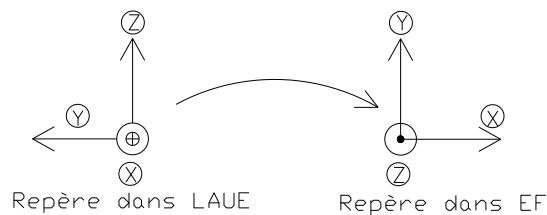
Additif matrice de passage espace direct Laue

Les colonnes de la matrices seront les cosinus directeurs des vecteurs de la maille cristalline $[100]$, $[010]$, $[001]$ dans le repère X,Y,Z avec X rentrant dans la projection, Y à gauche et Z vers le haut. Il faut tout d'abord normaliser la matrice directe donné par le logiciel.

$$R_{13} = \begin{pmatrix} a_{1x} & a_{1y} & a_{1z} \\ a_{2x} & a_{2y} & a_{2z} \\ a_{3x} & a_{3y} & a_{3z} \end{pmatrix} \Rightarrow R_{13}^{norme} = a \cdot R_{13} = \begin{pmatrix} A_{1x} & A_{1y} & A_{1z} \\ A_{2x} & A_{2y} & A_{2z} \\ A_{3x} & A_{3y} & A_{3z} \end{pmatrix}$$

Avec a le paramètre de maille, dans le cas d'Aluminium : $a = 4,04963$.

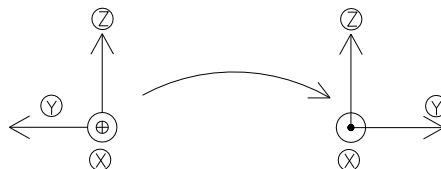
Le passage du repère Laue au repère dans le code élément finis



On doit effectuer sur la matrice de passage donnée par logiciel OrientExpress® un changement entre deux repères et puis la ranger selon la convention générale.

La matrice de changement entre deux repères macroscopiques est donnée par :

$$r = \begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$



La nouvelle forme de la matrice de transformation après le changement du repère est :

$$R_{13}^* = r R_{13}^{norme} = \begin{pmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} A_{1x} & A_{1y} & A_{1z} \\ A_{2x} & A_{2y} & A_{2z} \\ A_{3x} & A_{3y} & A_{3z} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -A_{1x} & -A_{1y} & -A_{1z} \\ -A_{2x} & -A_{2y} & -A_{2z} \\ A_{3x} & A_{3y} & A_{3z} \end{pmatrix}$$

Avec les significations :

$$\begin{pmatrix} -A_{1x} & -A_{1y} & -A_{1z} \\ -A_{2x} & -A_{2y} & -A_{2z} \\ A_{3x} & A_{3y} & A_{3z} \end{pmatrix} \leftarrow \begin{matrix} X^* = Z^{EF} = ND \\ Y^* = X^{EF} = RD \\ Z^* = Y^{EF} = TD \end{matrix}$$

$$\begin{matrix} \uparrow & \uparrow & \uparrow \\ [100] & [010] & [001] \end{matrix}$$

Le rangement selon la convention est :

$$\begin{pmatrix} -A_{2x} & A_{3x} & -A_{1x} \\ -A_{2y} & A_{3y} & -A_{1y} \\ -A_{2z} & A_{3z} & -A_{1z} \end{pmatrix} \leftarrow \begin{matrix} [100] \\ [010] \\ [001] \end{matrix}$$

$$\begin{matrix} \uparrow & \uparrow & \uparrow \\ X^{EF} & Y^{EF} & Z^{EF} \\ (RD) & (TD) & (ND) \end{matrix}$$

$$\begin{pmatrix} -A_{2x} & A_{3x} & -A_{1x} \\ -A_{2y} & A_{3y} & -A_{1y} \\ -A_{2z} & A_{3z} & -A_{1z} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi & \sin \varphi_2 \sin \Phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \Phi & \cos \varphi_2 \sin \Phi \\ \sin \varphi_1 \sin \Phi & -\cos \varphi_1 \sin \Phi & \cos \Phi \end{pmatrix}$$

$$\Rightarrow \begin{cases} -A_{1z} = \cos \phi \\ -A_{1y} = \cos \varphi_2 \sin \phi; -A_{1x} = \sin \varphi_2 \sin \phi \\ A_{3z} = -\cos \varphi_1 \sin \phi; -A_{2z} = \sin \varphi_1 \sin \phi \end{cases}$$

B. Le microscope électronique à balayage, l'analyse EBSD

B.1. Le principe du microscope électronique à balayage (MEB)

Le fonctionnement du MEB est basé sur un principe d'interactions électrons-matière permettant d'obtenir des images de haute résolution de la surface d'un échantillon. L'observation d'une surface n'est possible que si cette dernière est conductrice car l'image résulte d'une émission d'électrons produite par le bombardement de la surface de l'échantillon avec un faisceau d'électrons formé dans un canon. Les électrons sont émis par un filament pas effet thermoélectronique. Ils sont ensuite accélérés par une différence de potentiel créé entre une cathode et une anode placée quelques millimètres en avant. La cathode, aussi nommée Wehnelt permet de focaliser le faisceau. Puis, le faisceau va traverser la colonne optique constituée d'un limiteur, des lentilles électromagnétiques, et de bobines de balayage qui permettent de dévier le faisceau dans les deux directions du plan de l'objet. En couplant ce balayage à celui d'un écran cathodique, il est possible d'obtenir une image de la surface. Une dernière lentille électromagnétique permet de focaliser le faisceau à la surface de l'échantillon. Dans le cas du MEB LEO S360 du LPMTM, Ce principe permet d'observer des échantillons à différents grossissements allant de 10 à 50 000.

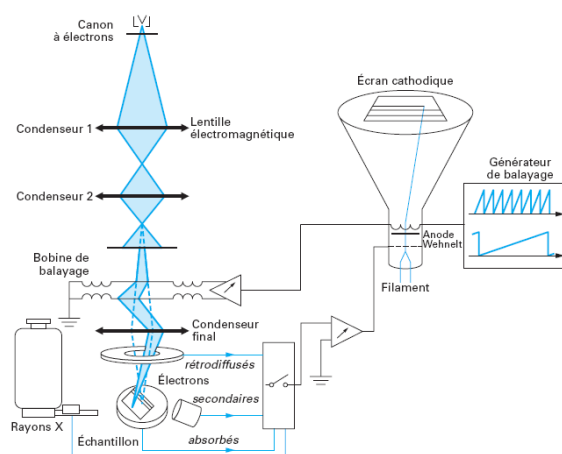


Figure B-1 : Schéma de principe d'un MEB.

Electrons rétrodiffusés (BSE) et électrons secondaires (SE)

Sous l'effet du bombardement électronique, la surface de l'échantillon observé émet différents signaux caractéristiques. Dans cette étude, on s'intéresse à deux types d'émission : l'émission rétrodiffusée (Back-Scattered Emission), l'émission secondaire (Secondary Emission).

Dans le cas d'une émission rétrodiffusée, les électrons émis résultent de l'impact d'électrons primaires, qui, après avoir subi des chocs quasi-élastiques avec des noyaux d'atomes de l'échantillon, sont réémis dans une direction proche de leur direction d'origine avec une faible perte d'énergie. Les électrons proviennent alors d'une profondeur de l'ordre de 0,1 à 1 μm pour un volume d'interaction associé de l'ordre de 0,5 à 1 μm^3 . Cette émission a pour caractéristiques principales d'être sensible au relief de l'échantillon et à la composition chimique.

Une émission électronique secondaire provient généralement d'électrons de valence arrachés à la surface de l'échantillon par ionisation. D'autres électrons peuvent également provenir de l'émergence d'électrons primaires fortement ralentis par des chocs inélastiques. Ces types d'électrons, possédant une très faible énergie, proviennent d'une zone située à l'impact du faisceau primaire et d'une épaisseur de de 0,1 μm de la surface. Ils sont connus pour être sensibles aux irrégularités de surface, mêmes minimes, et par leur tendance à être déviés par un faible champ électrique extérieur.

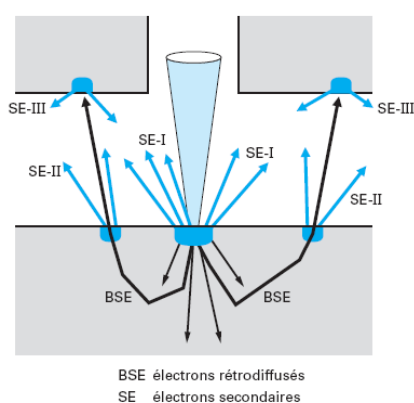


Figure B-2 : Zones d'émission BSE et SE.

B.2. L'EBSD

La technique de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD pour Electron Back Scattered Diffraction) permet de déterminer les orientations cristallographiques sur des matériaux mono ou polycristallins.

Elle est mise en œuvre en équipant un Microscope Electronique à Balayage d'un détecteur spécifique EBSD. Son principe repose sur l'utilisation de la loi de Bragg et l'indexation de diagrammes dits de Kikuchi. Conformément à la loi de Bragg ($2d_{hkl} \sin\theta = n\lambda$), l'impact d'un pinceau d'électrons incidents fixé en un point d'un cristal peut faire apparaître une suite de pinceaux diffractés d'électrons rétrodiffusés. Cette diffraction, comme l'indique le schéma ci-dessous, génère des cônes de diffraction. L'utilisation d'un plan phosphorescent permet d'intercepter l'un de ces cônes et donne naissance à un diagramme, dit de « pseudo Kikuchi » par analogie avec les diagrammes obtenus par un phénomène de transmission et décrits par Kikuchi

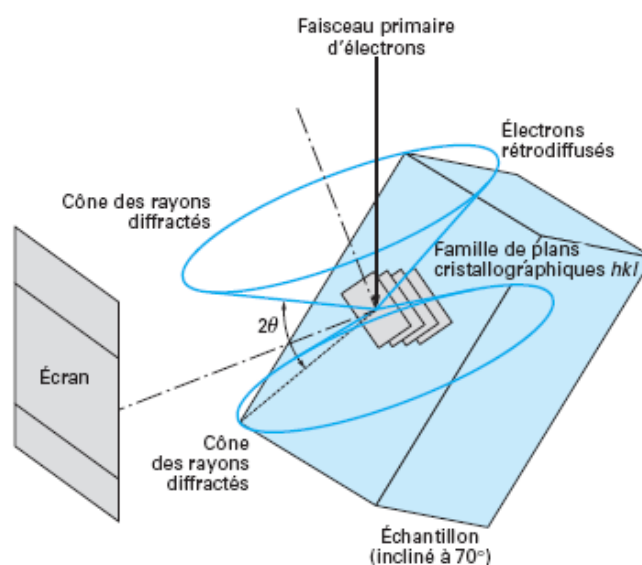


Figure B-3: Obtention du diagramme dit de « pseudo Kikuchi ».

La connaissance précise de la distance entre la zone irradiée et l'écran ainsi que la longueur d'onde λ des électrons et une mesure de la distance séparant les bandes produites permet le calcul des angles de diffraction 2θ . De là est déduit l'espacement inter-réticulaire d_{hkl} des familles de plans diffractant, ce qui permet d'indexer chaque bande et de finalement obtenir l'orientation du cristal à l'origine de la diffraction du faisceau.

Pour mettre en œuvre cette technique, il est nécessaire d'employer certains paramètres favorisant une observation nette des bandes de Kikuchi, tels qu'une inclinaison à 70° de l'échantillon ainsi que l'utilisation d'une tension de 20kV. En outre, nous avons utilisé une distance de travail de 15mm pour les analyses EBSD simples et une distance de 30mm pour les analyses EBSD effectuées en parallèle d'un essai de traction. Ce changement de distance de travail est dû à la hauteur de la machine de traction qui ne doit pas toucher le capteur lors de son inclinaison à 70° .

Au LSPM, l'indexation des bandes de Kikuchi est effectuée grâce au logiciel « TSL OIM Data Collection » puis l'analyse des diagrammes obtenus est réalisée grâce au logiciel « TSL OIM Analysis 4 ».

C La machine de traction in-situ

La machine de traction in-situ comme la Figure C-1, est constituée : d'un moteur, d'un capteur de force (principe de piézo-résistivité), d'un capteur de déplacement, d'un étrier fixe, d'un étrier mobile relié à une traverse.

Cette machine est contrôlée à l'aide d'un boîtier et d'une interface permettant une manipulation directe de la machine ou via un logiciel de traction programmé au LSPM. Pour l'aluminium, les essais ont été réalisés à l'aide des paramètres suivants :

- Paramètres de l'éprouvette (propres au programme utilisé) : $L1 = 20\text{mm}$, $H1 = 16\text{mm}$,
- Autres paramètres dépendant de l'éprouvette : $L0$ (longueur utile), $E0$ (épaisseur) et $H0$ (largeur de la zone utile),
- Vitesse de déplacement : $1\mu\text{m/s}$
- Sensibilité du capteur de force : S3 (3000 N), pré-charge est de 5N (ou 10N si une analyse EBSD est effectuée en parallèle du test de traction).

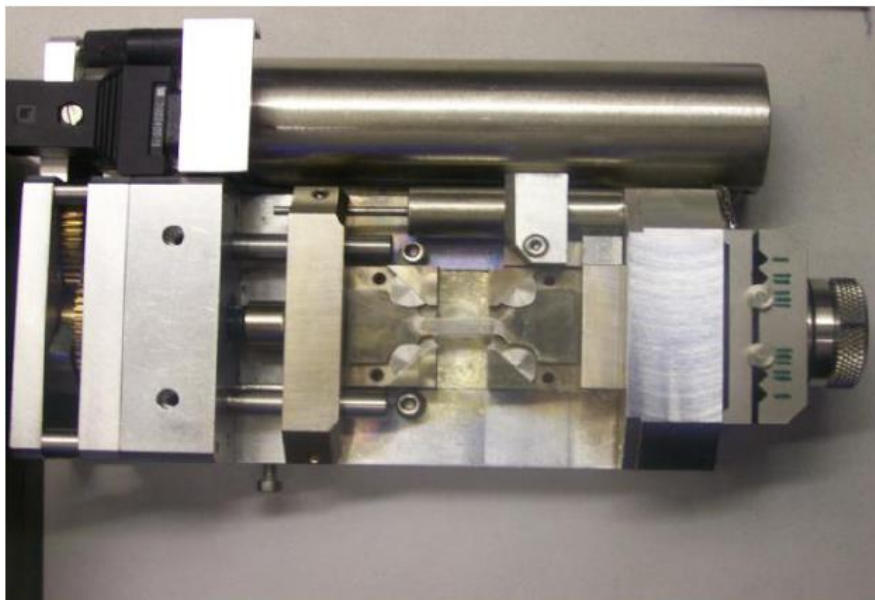


Figure C-1: Machine de traction du LSPM.

D Mesure des champs à l'échelle microscopique

D.1 Résultat issus de mesure de l'éprouvette polycristalline

Une analyse EBSD sur la structure à l'état brut nous montre que cette dernière présente majoritairement des grains et sous grains à faible désorientation de petites tailles, de l'ordre de $5\mu\text{m}$. Cet état est dû au laminage à froid au cours de la fabrication.

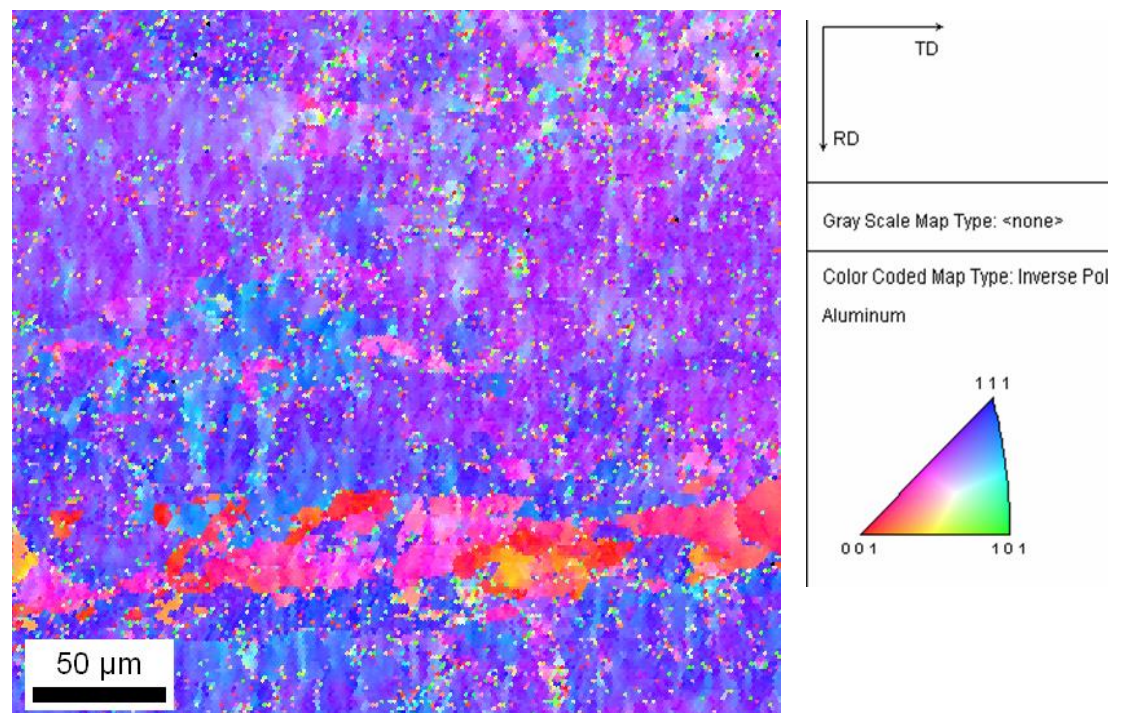


Figure D-1 :EBSD sur l'aluminium à l'état brut (EBSD, pas = $1\mu\text{m}$).

À l'état brut, les joints de grains étant difficilement décelables, un recuit d'une durée de 2 heures à 550°C est effectué, suite à l'analyse rapportée au chapitre 1.1. Il a permis de mieux identifier les joints de grains tout en favorisant la croissance de certains grains. La FigureD-2 représente l'état de surface après ce traitement. La qualité de l'indice EBSD est beaucoup plus élevée et les joints sont facilement détectables. Désormais, les grains ont une taille moyenne de $36\mu\text{m}$ environ.

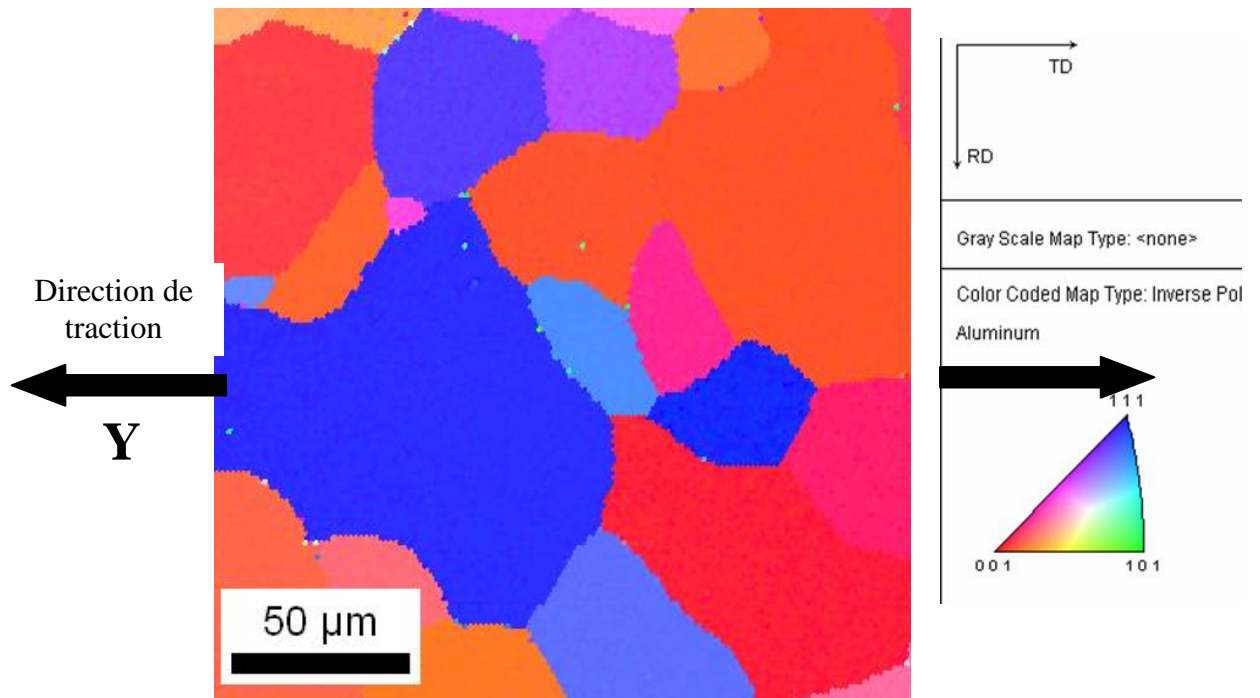


Figure D-2: EBSD après recuit (EBSD, pas = 1,5 μ m).

Essais de traction in situ

Après polissage, des grilles d'or d'un pas de 2 μ m et d'une épaisseur de 330nm en moyenne sont déposées. Ce choix permet d'avoir de nombreux points de mesure à l'intérieur d'un grain tout en conservant une épaisseur de barreau correcte pour la pratique de l'EBSD. Ce dernier point est important car il faut que l'EBSD soit de bonne qualité pour permettre la future simulation d'agrégat de grains.

L'essai de traction a été réalisé sur une éprouvette d'aluminium selon la direction de laminage du matériau. L'essai a été pratiqué jusqu'à une valeur de déformation moyenne ε_{yy} égale à 0,32. On représente quelques cartographies extraites du second essai de traction qui correspondent à des niveaux de chargement différents. L'analyse des histogrammes de distribution de déformation permet de quantifier le degré d'hétérogénéité de ces champs.

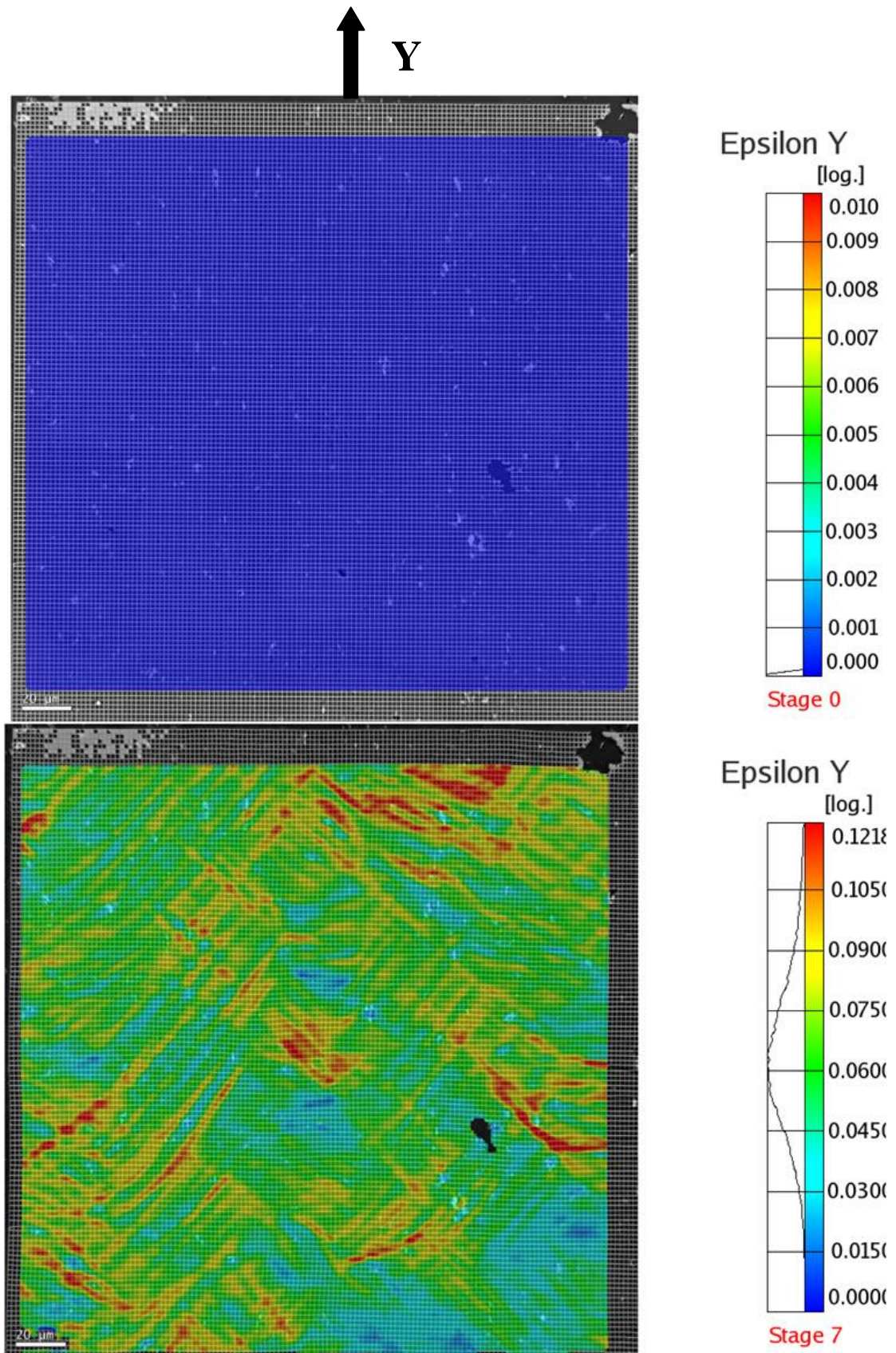


Figure D-3: Cartographies et histogrammes de distribution correspondant à des déformations macroscopiques moyennes ϵ_{yy} , respectivement égales à 0 et à 0.065.

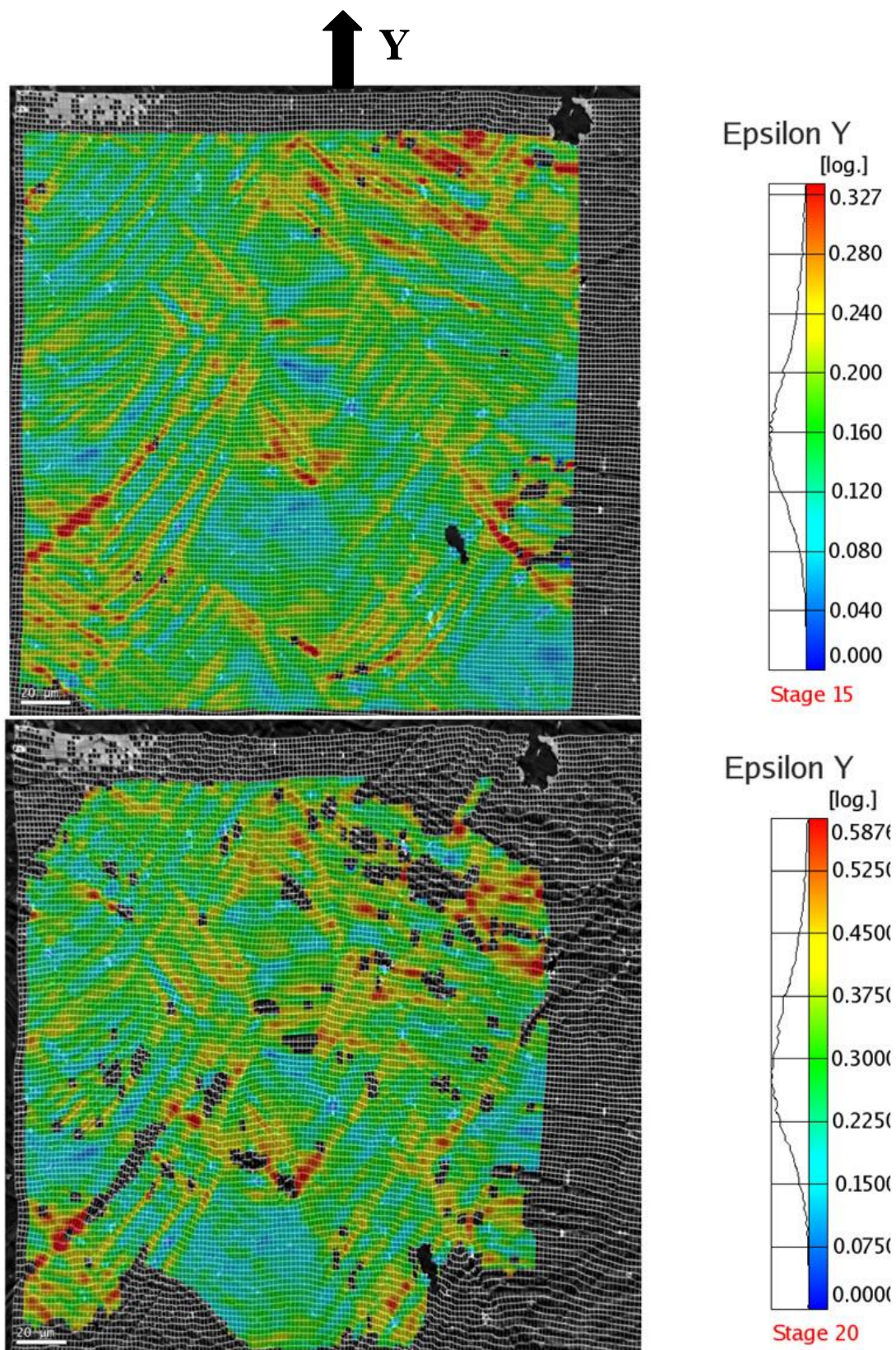


Figure D-4: Cartographies et histogrammes de distribution correspondant à des déformations macroscopiques moyennes ϵ_{yy} respectivement égales à 0.168 et à 0.304.

La Figure D-3 présente le champ de l'état initial sans sollicitation et puis celui à 6,5% de déformation moyenne. On observe une localisation des déformations sous forme de bandes à 45° de largeur plus fine par rapport à la taille moyenne des grains, ses longueurs maximales sont de l'ordre de grandeur de deux fois la taille de grains. L'histogramme de distribution de la déformation couvre les valeurs de 3% à 12% par rapport à 6,5% de déformation moyenne. On trouve un phénomène de renforcement d'amplitude de déformation aux lieux privilégiés de la localisation dans la Figure D-4, ces cartographies correspondent à des déformations macroscopiques moyennes respectivement à 16,8% et 30,4%. Les cartographies donnent de bons résultats jusqu'à une déformation moyenne environ égale à 30% puis il y a dégradation de la corrélation. Les grilles sont tellement déformées qu'il devient difficile de corréler correctement les dernières images, comme en témoignent les nombreux trous dans la cartographie. Mais la valeur maximale de déformation localisée est toujours deux fois celle de la valeur moyenne.

Néanmoins, la qualité de corrélation est améliorée par rapport les travaux expérimentaux de même type dans littérature (Lagattu et al., 2006; Pascal DOUMALIN, 2000; Stanford et al., 2011; Soppa et al., 2001), cela est sans doute dû à trois facteurs : la présence d'un bon contraste entre le matériau et la grille, le bon choix des paramètres de la grille ainsi que la présence de grains plus gros.

Ces stries de localisation, ici nettement observables, seront peut-être problématiques lors de la modélisation du comportement local de l'aluminium. Une question intéressante qui se pose : ces bandes sont-elles dues au phénomène intergranulaire ou purement intragranulaire ? Est-ce à cause des interactions entre des grains ou du glissement dans les grains ? Dans le paragraphe D.2, une étude à même échelle sur éprouvette monocristalline est présentée pour clarifier ce problème. En effet, d'après les recherches effectuées, il semble que de tels phénomènes soient difficilement reproductibles numériquement à l'heure actuelle.

D.2 Résultat issus de mesures de l'éprouvette monocristalline

La même démarche est réalisé sur une éprouvette monocristalline d'aluminium 99,5% qui a été découpée dans un échantillon issu d'élaboration. La zone d'étude est de 300x300 μm . L'orientation cristallographique est mesurée par la méthode EBSD et

représentée dans la Figure D-5. Cette mesure nous permet de vérifier la désorientation. Elle montre un faible écart entre des orientations des point mesurés sur la surface de monocristal (3 degrés), cette erreur est acceptable pour valider l'hypothèse « d'orientation constante » dans les monocristaux.

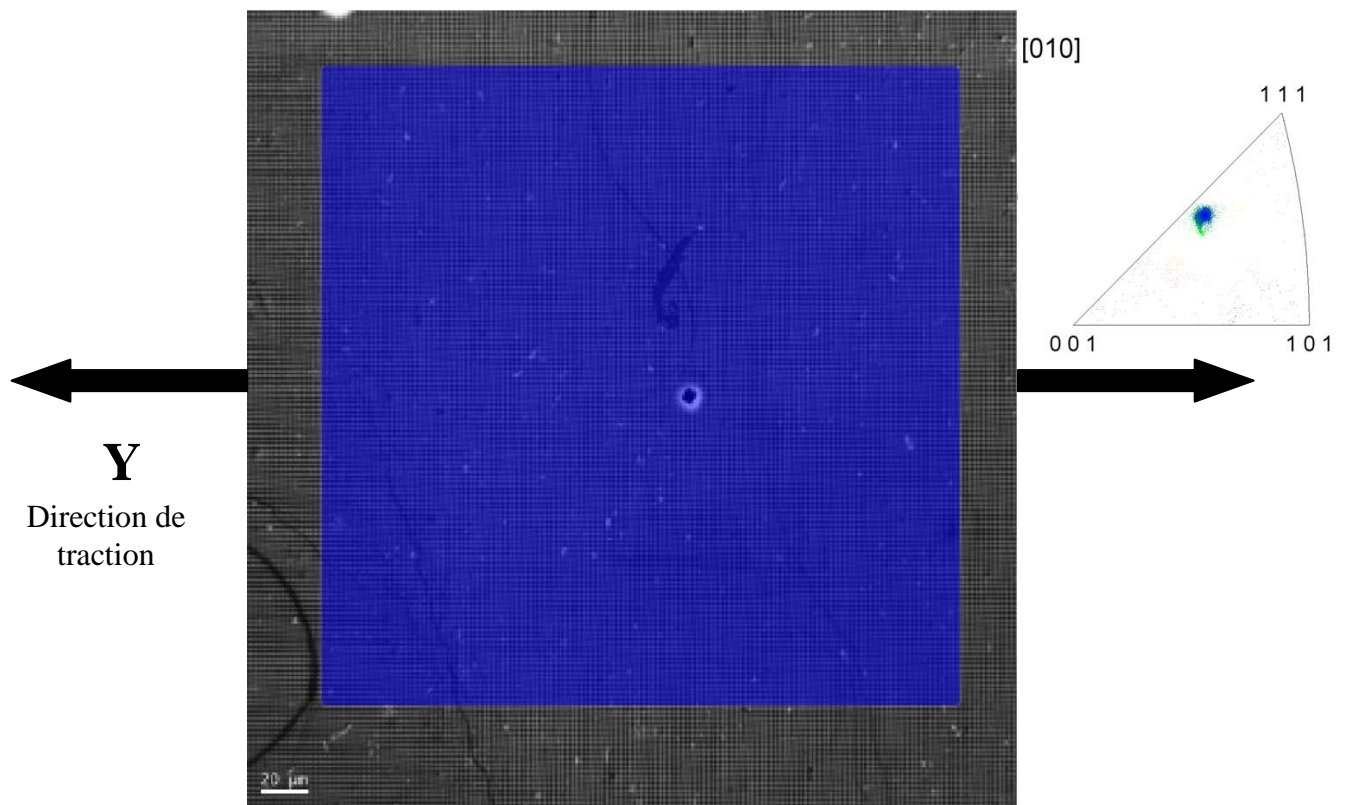


Figure D-5: Orientation initiale (mesuré par EBSD).

La Figure D-6 présente l'état initial et puis la sollicitation à 1% de déformation moyenne, on observe des stries à 45° de largeur de quelques microns. Le profil de déformation couvre les valeurs de 0,5% à 2,3% par rapport à 1% de déformation moyenne. Les cartographies dans la Figure D-7 correspondent à des déformations macroscopiques moyennes respectivement à 2% et 5%. On trouve qu'il y a un grand écart entre la valeur maximale et la moyenne macroscopique, de 1% pour le premier stade à 3% pour le stade final. Les bandes localisées sont toujours allongées le long des lignes de glissement et elle porte la nature intergranulaire mais l'intensité de ce phénomène est plus faible que dans le polycristal. A 5% de déformation moyenne, la

valeur maximale est de 8% tandis que pour l'essai précédent à 6,5%, le maximum est deux fois plus grand.

En conclusion, ces stries apparaissent dès les premiers stades de la déformation et ne font que se renforcer avec la déformation. Elles sont observables à l'intérieur des grains et traversent des joints de grains pour le cas du polycristal. Ces bandes seront problématiques lors de la modélisation du comportement local de l'aluminium à telle échelle. En réalité, il semble que de tels phénomènes soient difficilement reproductibles numériquement par les modèles cristallins, mais ce qui peut être résolu par les modèles à l'échelle plus fine.

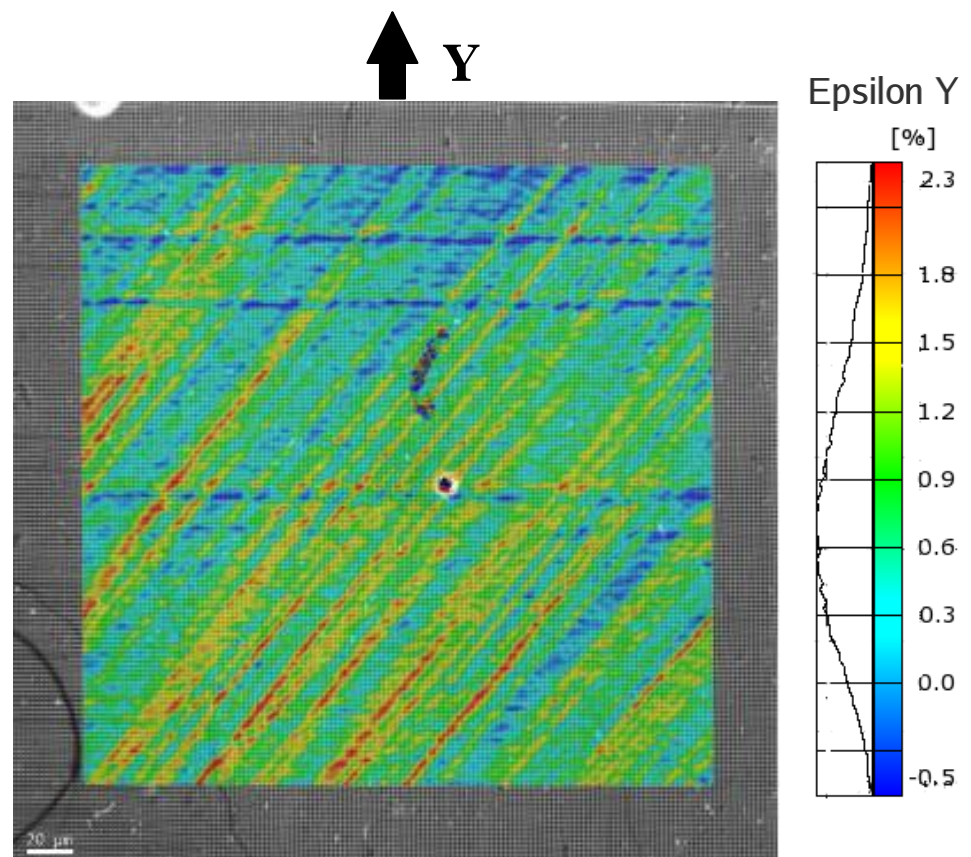


Figure D-6: Cartographies et histogrammes de distribution correspondant à des déformations macroscopiques moyennes ϵ_y respectivement égales à 0 et 0.01.

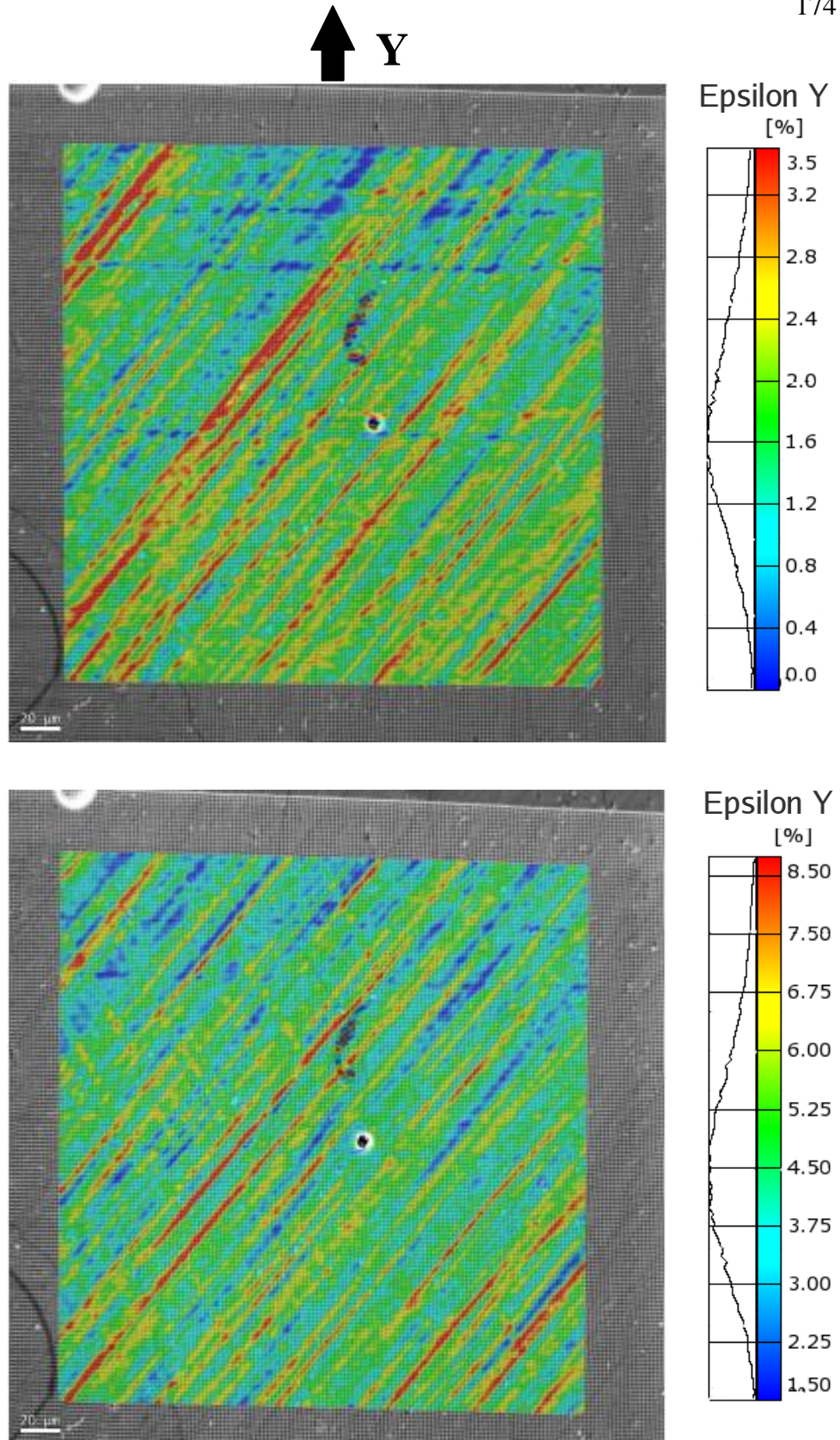


Figure D-7: Cartographies et histogrammes de distribution correspondant à des déformations macroscopiques moyennes ϵ_y respectivement égales à 0.02 et 0.05.

Reference List

- Abrivard, G. (2009). "Formulation couplée plasticité cristalline - champ de phase pour décrire l'évolution de la microstructure d'agrégats polycristallins au cours de la recristallisation.", Thèse de doctorat, Ecole de Mines de Paris.
- Adda, Y., Philibert, J., Quere, Y., and Dupouy, J. M. (1990). "Elements de metallurgie physique."
- Anand, L. (2004). "Single-crystal elasto-viscoplasticity: application to texture evolution in polycrystalline metals at large strains." *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 193(48-51), 5359-5383.
- Aramis GOM. Notice d'utilisation. 2009.
- Argon, A. (2007). "Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity."
- Arsenlis, A., and Parks, D. M. (1999). "Crystallographic aspects of geometrically-necessary and statistically-stored dislocation density." *Acta Materialia*, 47(5), 1597-1611.
- Arsenlis, A., and Parks, D. M. (2002). "Modeling the evolution of crystallographic dislocation density in crystal plasticity." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50(9), 1979-2009.
- Asaro, R. J., and Lubarda, V. A. (2006). "Mechanics of Solids and Materials." Cambridge University Press.
- Asaro, R. J., and Needleman, A. (1984). "Flow localization in strain hardening crystalline solids." *Scripta Metallurgica*, 18(5), 429-435.
- Aubin, V. (2008) "Dialogue modèle-expérience en fatigue oligocyclique des aciers inoxydables", Mémoire de HDR, Ecole Centrale de Lille.
- Avril, J. (1974). "Encyclopédie vishay d'analyse des contraintes."

- Avril, S., Pierron, F., Sutton, M. A., and Yan, J. (2008a). "Identification of elasto-viscoplastic parameters and characterization of Luders behavior using digital image correlation and the virtual fields method." *Mechanics of Materials*, 40(9), 729-742.
- Avril, S., Pierron, F., Sutton, M. A., and Yan, J. (2008b). "Identification of elasto-viscoplastic parameters and characterization of Luders behavior using digital image correlation and the virtual fields method." *Mechanics of Materials*, 40(9), 729-742.
- Badulescu, C., Grédiac, M., Haddadi, H., Mathias, J. D., Balandraud, X., and Tran, H. S. (2011). "Applying the grid method and infrared thermography to investigate plastic deformation in aluminium multicrystal." *Mechanics of Materials*, 43(1), 36-53.
- Barbe, F. (2000). "Etude numérique de la plasticité d'agrégats polycristallins." Thèse de doctorat, Ecole de Mines de Paris..
- Belhabib, S. (2007). "Identification du comportement mécanique à l'aide du couplage entre la mesure de champs cinématiques et la simulation numérique par éléments finis.", Thèse de doctorat, Université Paris 13.
- Belhabib, S., Haddadi, H., Gaspérini, M., and Vacher, P. (2008). "Heterogeneous tensile test on elastoplastic metallic sheets: Comparison between FEM simulations and full-field strain measurements." *International Journal of Mechanical Sciences*, 50(1), 14-21.
- Bunge, H.J. (1986). "Quantitative texture analysis.". DGM Verlag, Germany.
- Busso, E. P., and McClintock, F. A. (1996). "A dislocation mechanics-based crystallographic model of a B2-type intermetallic alloy." *International Journal of Plasticity*, 12(1), 1-28.

- Busso, E. P., Meissonnier, F. T., and O'Dowd, N. P. (2000). "Gradient-dependent deformation of two-phase single crystals." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48(11), 2333-2361.
- Cailletaud, G., Forest, S., Jeulin, D., Feyel, F., Galliet, I., Mounoury, V., and Quilici, S. (2003). "Some elements of microstructural mechanics." *Computational Materials Science*, 27(3), 351-374.
- Carpenter, H. C. H., and Elam, C. F. (1921). "The Production of Single Crystals of Aluminium and their Tensile Properties." Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character, 100(704), 329-353.
- Cédat, D. (2008). "Etudes expérimentale et numérique du comportement mécanique d'un composite métal – céramique : MoTiC30%", Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris.
- Chaubet, D., Fondère, J. P., and Bacroix, B. (2001). "Strain-anneal growth of Zr 701 large crystals." *Materials Science and Engineering A*, 300(1-2), 245-253.
- Cheong, K.-S., and Busso, E. P. (2004). "Discrete dislocation density modelling of single phase FCC polycrystal aggregates." *Acta Materialia*, 52(19), 5665-5675.
- Cheong, K. S., and Busso, E. P. (2006). "Effects of lattice misorientations on strain heterogeneities in FCC polycrystals." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 54(4), 671-689.
- Cooreman, S., Lecompte, D., Sol, H., Vantomme, J., and Debruyne, D. (2007). "Elasto-plastic material parameter identification by inverse methods: Calculation of the sensitivity matrix." *International Journal of Solids and Structures*, 44(13), 4329-4341.

- Crouzeix, L. (2008). "Identification de champs de propriétés mécaniques de structures composites à partir de mesures de champs de déplacement.", Thèse de doctorat, Université Toulouse III.
- Cuitino, A. M. (1996). "Effect of temperature and stacking fault energy on the hardening of FCC crystals." *Materials Science and Engineering A*, 216(1-2), 104-116.
- Cuitino, A. M., and Ortiz, M. (1993). "Computational modelling of single crystals." *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 1(3), 225-263.
- Dexet, M. (2006). "Méthode de couplage entre expérimentations et simulations numériques en vue de l'identification de lois de comportement intracristallin. Application aux alliages de zirconium.", Thèse de doctorat, Ecole polytechnique.
- Devincere, B., Kubin, L., and Hoc, T. (2006). "Physical analyses of crystal plasticity by DD simulations." *Scripta Materialia*, 54(5), 741-746.
- Doumalin, P. (2000). "Microextensométrie locale par corrélation d'images numérique.", Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique.
- Dumoulin, S. (2001). "De l'utilisation d'une loi monocristalline en vue de caractérisation du comportement plastique du multi cristal d'aluminium.", Thèse de doctorat, Université de Savoie.
- Essmann, U., and Mughrabi, H. (1979). "Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities." *Philosophical Magazine A*, 40(6), 731-756.
- Evers, L. P., Brekelmans, W. A. M., and Geers, M. G. D. (2004). "Scale dependent crystal plasticity framework with dislocation density and grain boundary effects." *International Journal of Solids and Structures*, 41(18-19), 5209-5230.
- Evers, L. P., Parks, D. M., Brekelmans, W. A. M., and Geers, M. G. D. (2002). "Crystal plasticity model with enhanced hardening by geometrically necessary

dislocation accumulation." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50(11), 2403-2424.

Evrard P. (2008) , "Modélisation polycristalline du comportement plastique cyclique d'un acier inoxydable duplex et validation expérimentale", Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille.

Fivel, M. (1997). "Études numériques à différentes échelles de la déformation plastique des monocristaux de structure cfc.", Thèse de doctorat, INP Grenoble.

Fivel, M., and Forest, S. Plasticité cristalline et transition d'échelle : cas du monocristal. 1999.

Franciosi, P. (1984). "Plasticité à froid des monocristaux C.F.C: Etude de durcissement latent.".

Franciosi, P. (1982). "Etude theorique et expérimentale du comportement élastoplastique des monocristaux métalliques se déformant par glissement:Modélisation pour un chargement complexe quasi statique.", Thèse de doctorat, Université Paris 13.

Geers, M. G. D., De Borst, R., and Brekelmans, W. A. M. (1996). "Computing strain fields from discrete displacement fields in 2D-solids." *International Journal of Solids and Structures*, 33(29), 4293-4307.

Grédiac, M., Toussaint, E., and Pierron, F. (2002). "L'identification des propriétés mécaniques de matériaux avec la méthode des champs virtuels, une alternative au recalage par éléments finis." *Comptes Rendus Mécanique*, 330(2), 107-112.

Haddadi, H. (1996). "Matériaux composites à matrice métallique : modélisation du comportement thermoélastoviscoplastique et résolution de problèmes aux limites 3D.", Thèse de doctorat, Université Paris 13.

- Haddadi, H. (2009). "Mécanique non linéaire: Contributions à la Modélisation & Expérimentation Numérique, Mesure de champs & Identification.", Mémoire de HDR, Université Paris 13.
- Haddadi, H., Belhabib, S. (2008). " Use of rigid-body motion for the investigation and estimation of the measurement errors related to digital image correlation technique." *Optics and Lasers in Engineering*, 46(2), 185-196.
- Haddadi, H., Belhabib, S. (2012). "Improving the characterization of a hardening law using digital image correlation over an enhanced heterogeneous tensile test." *International Journal of Mechanical Sciences*, 62(1), 47-56.
- Haddadi, H., (2013), "Identification de lois de comportement basée sur des mesures expérimentales des champs de déplacement : Routines matlab et interfaçage avec Meso3D", Rapport Interne du LSPM.
- Haddadi, H., (2013), "Implémentation des conditions aux limites expérimentales dans le code éléments finis Meso3D", Rapport Interne du LSPM.
- Haddadi, H., (2013), "Implémentation des interpolations des déplacements dans le code éléments finis Meso3D", Rapport Interne du LSPM.
- Havlicek, F., Kratochvil, J., Tokuda, M., and Lev, V. (1990). "Finite element model of plastically deformed multicrystal." *International Journal of Plasticity*, 6(3), 281-291.
- Héraud, S. (1998). "Du polycristal au multicristal : élaboration d'un mesoscope numérique pour une analyse locale en élastoviscoplasticité.", Thèse de doctorat, Ecole polytechnique.
- Héripré, E. (2006). " Méthode de couplage multi-échelles entre simulations numériques polycristallines et mesures de champs pour identification des paramètres de lois de comportement et fissuration des matériaux métalliques : application à l'étude des alliages.", Thèse de doctorat, Ecole polytechnique.

- Hill, R. (1948). "A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals." *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences (1934-1990)*, 193(1033), 281-297.
- Hoc, T., Crépin, J., Gélébart, L., and Zaoui, A. (2003). "A procedure for identifying the plastic behavior of single crystals from the local response of polycrystals." *Acta Materialia*, 51(18), 5477-5488.
- Hutchinson, J. W. (1964a). "Plastic deformation of b.c.c. polycrystals." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 12(1), 25-33.
- Hutchinson, J. W. (1964b). "Plastic stress-strain relations of F.C.C polycrystalline metals hardening according to Taylor's rule." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 12(1), 11-24.
- J.Zarka (1972). "Généralisation de la théorie du potentiel plastique multiple en viscoplasticité." *Mech. Phys. Solids*, 20, 179-195.
- J.Zarka (1973). "Etude du comportement des monocristaux métalliques - Application à la traction du monocristal C.F.C." *J. Mécanique*, 12, 275-318.
- Jackson, P. J., and Basinski, Z. S. (1967). "Latent hardening and the flow stress in copper single crystals." *Can. J. Phys.*, 45(2), 707-735.
- Jaoul, B. (1964). "Étude de la plasticité et application aux métaux."
- K.S.Havner (1992). "Finite Plastic Deformation of Crystalline Solids." Cambridge University Press.
- Kalidindi, S. R., Bhattacharyya, A., and Doherty, R. D. (2004). "Detailed analyses of grain scale plastic deformation in columnar polycrystalline aluminium using orientation image mapping and crystal plasticity models." *Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 460(2047), 1935-1956.

- Kalidindi, S. R., Bronkhorst, C. A., and Anand, L. (1992). "Crystallographic texture evolution in bulk deformation processing of FCC metals." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 40(3), 537-569.
- Keller, C. (2009). "Etude expérimentale des transitions volume/surface des propriétés mécaniques du nikel polycristallin de haute pureté." Thèse de doctorat, Université de Caen.
- Kocks, U. F., and Mecking, H. (2003). "Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case." *Progress in Materials Science*, 48(3), 171-273.
- Koehler, J. S. (1941). "On the Dislocation Theory of Plastic Deformation." *Phys. Rev.*, 60(5), 397-410.
- Lagattu, F., Brillaud, J., and Lafarie-Frenot, M. C. (2004). "High strain gradient measurements by using digital image correlation technique." *Materials Characterization*, 53(1), 17-28.
- Lubarda, V. A. (2001). "Elastoplasticity Theory." Cambridge University Press.
- Luxon, J. T., and Parker, D. E. (1985). "Industrial lasers and their applications." Prentice-Hall.
- Ma, A., and Roters, F. (2004). "A constitutive model for fcc single crystals based on dislocation densities and its application to uniaxial compression of aluminium single crystals." *Acta Materialia*, 52(12), 3603-3612.
- Ma, A., Roters, F., and Raabe, D. (2007). "A dislocation density based constitutive law for BCC materials in crystal plasticity FEM." *Computational Materials Science*, 39(1), 91-95.
- Ma, A., Roters, F., and Raabe, D. (2006a). "A dislocation density based constitutive model for crystal plasticity FEM including geometrically necessary dislocations." *Acta Materialia*, 54(8), 2169-2179.

- Ma, A., Roters, F., and Raabe, D. (2006b). "On the consideration of interactions between dislocations and grain boundaries in crystal plasticity finite element modeling - Theory, experiments, and simulations." *Acta Materialia*, 54(8), 2181-2194.
- Ma, A., Roters, F., and Raabe, D. (2006c). "Studying the effect of grain boundaries in dislocation density based crystal-plasticity finite element simulations." *International Journal of Solids and Structures*, 43(24), 7287-7303.
- Madec, R. (2001). "Des intersections entre dislocations à la plasticité du monocristal cfc; étude par dynamique des dislocations.". Thèse de doctorat, Université Paris XI.
- Mandel, J. (1965). "Generalisation de la theorie de plasticite de W. T. Koiter." *International Journal of Solids and Structures*, 1(3), 273-295.
- Marteau, J., Haddadi, H., Bouvier, S. (2013), "Investigation of Strain Heterogeneities between Grains in Ferritic and Ferritic-Martensitic Steels", *Experimental Mechanics*, 1-13.
- Mecking, H., and Kocks, U. F. (1981). "Kinetics of flow and strain-hardening." *Acta Metallurgica*, 29(11), 1865-1875.
- Mecking, H., Kocks, U. F., and Hartig, C. (1996). "Taylor factors in materials with many deformation modes." *Scripta Materialia*, 35(4), 465-471.
- Méric, L., Cailletaud, G., and Gaspérini, M. (1994). "F.E. calculations of copper bicrystal specimens submitted to tension-compression tests." *Acta Metallurgica et Materialia*, 42(3), 921-935.
- Méric, L., Poubanne, P., and Cailletaud, G. (1991). "Single Crystal Modeling for Structural Calculations: Part 1---Model Presentation." *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113(1), 162-170.

- Meuwissen, M. H. H., Oomens, C. W. J., Baaijens, F. P. T., Petterson, R., and Janssen, J. D. (1998). "Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method." *Journal of Materials Processing Technology*, 75(1-3), 204-211.
- Michel, J. P., and Tomáš, K. Introduction a la théorie des dislocation. 2005.
- Miyaoto, H., Funami, K., Uchara, M., and . (1977). "Latent hardening in aluminium single crystals." *Journal of the Faculty of Engineering Tokyo B*, 24, 349.
- Mohammad Sadeghi, B. (2010) "Analyse et identification du comportement mécanique d'aciers à l'effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques.", Thèse de doctorat, ENSAM Metz.
- Mortensen, A. Polycopié du cours Métaux et Alliages: traitement thermique. 2000.
- Nabarro, F. R. N. (1989). "Work hardening and dynamical recovery of F.C.C. metals in multiple glide." *Acta Metallurgica*, 37(6), 1521-1546.
- Musienko, A. (2005). "Plasticité cristalline en présence de grandes déformations et d'endommagement", Thèse de doctorat, Ecole de Mines de Paris.
- Ohashi, T. (1990). "Numerical analyses of deformation band evolution in face-centered cubic single crystals under tensile deformation." *Materials Transactions, JIM*, 31(6), 456-462.
- Ohashi, T. (1994). "Numerical modelling of plastic multislip in metal crystals of f.c.c. type." *Philosophical Magazine A*, 70(5), 793-803.
- Ohashi, T., Barabash, R. I., Pang, J. W. L., Ice, G. E., and Barabash, O. M. (2009). "X-ray microdiffraction and strain gradient crystal plasticity studies of geometrically necessary dislocations near a Ni bicrystal grain boundary." *International Journal of Plasticity*, 25(5), 920-941.

- Peirce, D., Asaro, R. J., and Needleman, A. (1983). "Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids." *Acta Metallurgica*, 31(12), 1951-1976.
- Philibert, J., Bénard, J., Michel, A., and Talbot, J. (1969). "Métallurgie générale."
- Raabe, D., Sachtleber, M., Zhao, Z., Roters, F., and Zaehfferer, S. (2001). "Micromechanical and macromechanical effects in grain scale polycrystal plasticity experimentation and simulation." *Acta Materialia*, 49(17), 3433-3441.
- S.Avril, P.Feissel, F.Pierron, and P.Villon (2007). "Calcul des déformation à partir de mesures de champs de déplacement bruitées: comparaison entre différentes approches."
- Saai, A. (2007). "Modèle Physique De La Plasticité d'un cristal métallique CFC soumis à des charges Alternés: Contribution à la définition d'une modélisation multiéchelles de la mises en forme de métaux.", Thèse de doctorat, Université de Savoie.
- Saai, A., Louche, H., Tabourot, L., and Chang, H. J. (2010). "Experimental and numerical study of the thermo-mechanical behavior of Al bi-crystal in tension using full field measurements and micromechanical modeling." *Mechanics of Materials*, 42(3), 275-292.
- Saimoto, S., and Van Houtte, P. (2011). "Constitutive relation based on Taylor slip analysis to replicate work-hardening evolution." *Acta Materialia*, 59(2), 602-612.
- Salahouelhadj, A. (2007). "Prévision par éléments finis des champs mécaniques locaux dans les polycristaux élasto-viscoplastiques :tests numériques et application au zirconium et au Fe-Si.", Thèse de doctorat, Université Paris 13.

- Salahouelhadj, A., and Haddadi, H. (2010). "Estimation of the size of the RVE for isotropic copper polycrystals by using elastic-plastic finite element homogenisation." *Computational Materials Science*, 48(3), 447-455.
- Samuel Forest, and Georges Cailletaud (2005) . "Introduction au calcul de microstructures. ".
- Seeberger, H.-B. (2009). "Recristallisation de l'aluminium après écrouissage critique." .
Mémoire de Master 2, Université de Montpellier.
- Smigielski, P. (2001). "Interférométrie de speckle". *Traité Mesures et Contrôles*, R 6
331, Techniques de l'Ingénieur.
- Suquet, P. (2011). "Rupture et Plasticité." . Polycopié du cours.
- Tabourot, L. (1992). "Lois de comportement élastoviscoplastique du monocristal en grandes transformation." , Thèse de doctorat, INP Grenoble.
- Tabourot, L. (2001). "Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline." , Mémoire de HDR, Université de Savoie.
- Tabourot, L., Fivel, M., and Rauch, E. (1997). "Generalised constitutive laws for f.c.c. single crystals." *Materials Science and Engineering A*, 234-236, 639-642.
- Taylor, G. I. (1934). "The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part I. Theoretical." *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, 145(855), 362-387.
- Teodosiu, C. (1975). "A physical theory of the finite elastic-viscoplastic behaviour of single crystals." *Eng. Trans.*, 23, 157-183.
- Vacher, P (2003)" Apport de technique de corrélation d'images en mécanique :Analyse de déformation et numérisation 3D" , Mémoire de HDR, Université de Savoie.
- Wu, T. Y., Bassani, J. L., and Laird, C. (1991). "Latent Hardening in Single Crystals I. Theory and Experiments." *Proceedings: Mathematical and Physical Sciences*, 435(1893), 1-19.

- Yao, Z., and Wagoner, R. H. (1993). "Active slip in aluminum multicrystals." *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(2), 451-468.
- Zeghadi, A. (2005). "Effet de la morphologie tri-dimensionnelle et de la taille de grain sur le comportement mécanique d'agrégats polycristallins.", Thèse de doctorat, Ecole de Mines de Paris.
- Zhao, Z., Kuchnicki, S., Radovitzky, R., and Cuitino, A. (2007). "Influence of in-grain mesh resolution on the prediction of deformation textures in fcc polycrystals by crystal plasticity FEM." *Acta Materialia*, 55(7), 2361-2373.
- Zhao, Z., Ramesh, M., Raabe, D., Cuitino, A. M., and Radovitzky, R. (2008). "Investigation of three-dimensional aspects of grain-scale plastic surface deformation of an aluminum oligocrystal." *International Journal of Plasticity*, 24(12), 2278-2297.