



HAL
open science

Analyse expérimentale de la propagation de fissures dans des tôles minces en al-li par méthodes de champs

Rébecca Berge Berge-Gras

► **To cite this version:**

Rébecca Berge Berge-Gras. Analyse expérimentale de la propagation de fissures dans des tôles minces en al-li par méthodes de champs. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2011. Français. NNT : 2011EMSE0623 . tel-00716429

HAL Id: tel-00716429

<https://theses.hal.science/tel-00716429>

Submitted on 10 Jul 2012

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

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



NNT : 2011 EMSE 0623

THÈSE

présentée par

Rébecca BERGE-GRAS

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

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

ANALYSE EXPÉRIMENTALE DE LA PROPAGATION DE FISSURES DANS DES TÔLES MINCES EN
AL-LI PAR MÉTHODES DE CHAMPS

Soutenue à Saint-Étienne, le 14 octobre 2011

Membres du jury

Président :	Joel Courbon	Professeur INSA Lyon
Rapporteurs :	Michel Grédiac	Professeur Université Blaise Pascal – IFMA
	Michel Suery	Directeur de Recherche CNRS SIMAP
Directeurs de thèse :	Dr. Helmut KLOCKER	Ecole des Mines de Saint-Etienne
	Dr. Jérôme MOLIMARD	Ecole des Mines de Saint-Etienne

Spécialités doctorales :

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

Responsables :

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

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

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

Glossaire :

PR 0	Professeur classe exceptionnelle
PR 1	Professeur 1 ^{ère} classe
PR 2	Professeur 2 ^{ème} classe
MA(MDC)	Maître assistant
DR	Directeur de recherche
Ing.	Ingénieur
MR(DR2)	Maître de recherche
CR	Chargé de recherche
EC	Enseignant-chercheur
IGM	Ingénieur général des mines

Centres :

SMS	Sciences des Matériaux et des Structures
SPIN	Sciences des Processus Industriels et Naturels
Fayol	Institut Henri Fayol
CMP	Centre de Microélectronique de Provence
CIS	Centre Ingénierie et Santé



NNT : 2011 EMSE 0623

THÈSE

présentée par

Rébecca BERGE-GRAS

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

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

ANALYSE EXPÉRIMENTALE DE LA PROPAGATION DE FISSURES DANS DES TÔLES MINCES EN
AL-LI PAR MÉTHODES DE CHAMPS

Soutenue à Saint-Étienne, le 14 octobre 2011

Membres du jury

Président :	Joel Courbon	Professeur INSA Lyon
Rapporteurs :	Michel Grédiac	Professeur Université Blaise Pascal – IFMA
	Michel Suery	Directeur de Recherche CNRS SIMAP
Directeurs de thèse :	Dr. Helmut KLOCKER	Ecole des Mines de Saint-Etienne
	Dr. Jérôme MOLIMARD	Ecole des Mines de Saint-Etienne

Remerciements

Ce document présente l'aboutissement de plus de trois années de thèse passées dans le centre SMS (Sciences des Matériaux et des Structures) au sein du département MPM (Microstructures et Propriétés Mécaniques), laboratoire de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne. Je souhaite remercier ici l'ensemble des personnes qui m'ont permis par leur aide et leur soutien de mener à bien ce travail.

Messieurs les Professeurs Michel Grédiac et Michel Suéry ont accepté de rapporter ce travail; je les remercie sincèrement d'avoir accédé à cette lourde tâche.

Mes remerciements sincères au Professeur Joël Courbon d'avoir accepté de présider ma soutenance de thèse.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à Helmut Klöcker et Jérôme Molimard, mes directeurs de thèse. Je les remercie pour m'avoir apporté leurs précieux conseils aux moments cruciaux ainsi que pour leur disponibilité, leur soutien... et surtout leur patience. Merci à eux de m'avoir sans cesse encouragée lorsque je me sentais vouée à l'échec et permis d'arriver jusqu'à la soutenance. J'ai également apprécié les discussions plus légères que nous avons pu avoir.

Je tiens à remercier l'ensemble du personnel de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne que j'ai pu côtoyer durant ces années de thèse et qui m'ont apporté une aide précieuse, plus particulièrement Joël Monnatte, Eric Garrigou, Gilles Blanc, Prisca Lévêque. Je remercie également les autres membres du personnel avec qui j'ai peu eu l'occasion de travailler, mais avec qui j'ai souvent papoté au détour d'un couloir : Maud, Maryline, Huguette...

Je pense également aux doctorants, anciens et nouveaux, avec qui j'ai pu passer de bons moments : Quentin, pour avoir partagé mon bureau, Bouchra, Laurent, Olivier, Chrystelle, Jean-Philippe, Mathieu, Frédéric, Fabrice, Sandrine, Adrien, Romain, Adeline, Dimitri, Jérôme... j'en oublie sûrement, merci à tous.

Je remercie enfin tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin à l'accomplissement de ce travail, en particulier ma famille, qui par leurs encouragements et le temps qu'ils m'ont consacré, ont permis à ce travail d'arriver à son terme. Et surtout merci à Sylvain de m'avoir supporté et soutenu quotidiennement, et à Barbara pour m'avoir redonné le sourire et forcé à faire des pauses, notamment au moment de la rédaction.

TABLE DES MATIÈRES

Introduction Générale.....	9
Chapitre I : Bibliographie matériau et endommagement.....	11
I Matériau Al-Li.....	13
I.1 Petit historique des alliages Al-Li.....	13
I.2 Anisotropie des propriétés mécaniques des alliages Al-Li.....	13
II Mécanismes locaux d'endommagement.....	14
II.1 Faciès de rupture.....	14
II.2 Rupture intergranulaire.....	15
II.3 Rupture ductile.....	16
II.3.a Approche locale.....	16
II.3.b Amorçage, propagation stable et instable de fissures.....	18
III Conclusion.....	22
Chapitre II : Matériau et techniques expérimentales.....	25
I Le matériau.....	27
II Caractérisation du matériau sain.....	27
II.1 Mesure de dureté.....	27
II.2 Observations et mesures au microscope optique.....	27
II.3 Taille des grains.....	28
II.3.a Taille des grains sur DN.....	28
II.3.b Taille des grains sur DL et DT.....	32
III Caractérisation mécanique.....	34
III.1 Traction.....	34
III.1.a Éprouvettes de traction.....	34
III.1.b Indicateur de ductilité en traction uniaxiale.....	36
III.1.c Essais de traction sur éprouvettes non-entaillées.....	37
III.2 Loi de comportement.....	42
IV EBSD.....	43
IV.1 Préparation des échantillons.....	43
IV.2 Informations délivrées par l'analyse EBSD.....	44
IV.2.a Angles d'Euler.....	44
IV.2.b Cartographies.....	45
IV.2.c Tableaux de distribution.....	46
IV.2.d Figures de pôle.....	47
IV.3 Notre matériau.....	48
V Caractérisation de l'endommagement.....	49
V.1 Observation des faciès.....	49
V.1.a Observation du faciès de rupture de l'éprouvette d'épaisseur 2mm tractionnée suivant DL.....	50
V.1.b Observation du faciès de rupture de l'éprouvette d'épaisseur 2mm tractionnée suivant DT.....	51
V.1.c Observation du faciès de rupture de l'éprouvette d'épaisseur 2mm tractionnée suivant D45.....	54
V.2 Comparaison des 3 faciès de rupture.....	55
VI Conclusion des premières observations.....	55
Chapitre III : Implémentation d'une méthode de champ.....	57
I Choix de la méthode.....	59

II	Principe de la méthode de grille.....	60
II.1	Évaluation de la phase.....	61
II.2	Déroulage de phase.....	64
II.2.a	Déroulage de phase dépendant du chemin de balayage.....	65
II.2.b	Déroulage de phase indépendant du chemin de balayage.....	66
II.2.c	Déroulage de phase temporel.....	66
III	Définition des principales grandeurs métrologiques nécessaires.....	67
IV	Développement de la méthode de grille.....	69
IV.1	Dimensions caractéristiques de nos essais.....	69
IV.2	Essai préliminaire par méthode de grille classique.....	71
IV.2.a	Traitement des images.....	74
IV.2.b	Bruit.....	84
IV.2.c	Mise en évidence des défauts de la grille.....	85
IV.2.d	Effets des post-traitements sur la résolution et la résolution spatiale.....	88
IV.2.e	Conclusion et amélioration à apporter.....	91
V	Méthode de la grille avec vidéo.....	92
V.1	Machine de traction.....	92
V.2	Réalisation physique de la grille.....	93
V.3	Bruit et défauts de la grille.....	96
V.4	Traitement des vidéos.....	97
V.5	Optimisation de la mesure.....	100
V.5.a	Optimisation du couple filtrage/dérivation.....	100
V.5.b	Déroulage de phase temporelle.....	102
V.6	Conclusion.....	105
Chapitre IV : Résultats expérimentaux.....		107
I	Fissuration.....	109
I.1	Mesures de champs.....	109
I.2	Mode de propagation.....	115
I.2.a	définition des systèmes de glissement.....	115
I.2.b	Chemin de fissuration.....	116
I.3	Taille critique de volume sollicité.....	123
II	Conclusion.....	125
Chapitre V : Conclusion générale.....		127
I	Méthode.....	129
I.1	Amélioration du rapport signal/bruit.....	129
I.2	Optimisation de la résolution / définition d'une mesure de la résolution	130
II	Mécanique.....	130
III	Perspectives.....	131
Bibliographie.....		133
Annexes.....		139
1	: taille des grains sur les différentes faces des tôles.....	149
2	: définition du facteur de forme.....	155
3	: lien entre mesurande et phase.....	156
4	: démodulation de phase par transformée de Fourier.....	158
5	: programme d'extraction de phase.....	159
6	: programme de « soustraction » des images permettant d'obtenir les champs de déplacement	162
7	: programme de traitement des images.....	163
8	: transmission moteur-poulie de la machine de traction « <i>in-situ</i> ».....	166

9 : dimensions du capteur de force utilisé pour la machine de traction « <i>in-situ</i> ».....	168
10 : technique de transfert des grilles.....	169
11 : algorithme de déroulage de phase utilisé dans le traitement des vidéos.....	170

TABLE DES FIGURES

[1]	Figure I.1: mécanismes de rupture ductile.....	15
[2]	Figure I.2: Modèles d'amorçage et de propagation de microfissures de clivage: a) Modèle de Stroh – b) Modèle de Smith [13].....	16
[3]	Figure I.3: contour Γ dans la définition de l'intégrale J [29].....	19
[4]	Figure I.4: interprétation de l'intégrale J sur une courbe F / u comme l'aire entre les courbes de chargement d'une éprouvette fissurée avant et après un incrément de fissuration [32].....	19
[5]	Figure I.5: La courbe JR pour la détermination de JIC et schématisation de l'émoussement en pointe de fissure avant l'amorçage [33].....	20
[6]	Figure I.6: Conditions schématiques de la propagation contrôlée par J [13].....	21
[7]	Figure II.1: dénomination des faces observées de la tôle.....	27
[8]	Figure II.2: microstructure d'échantillons sur la tôle d'épaisseur 2mm observés au microscope optique avec lumière polarisée et grossissement x20 – a) en surface de tôle - b) à 3/4 de l'épaisseur de la tôle.....	28
[9]	Figure II.3: valeurs type du facteur de forme.....	29
[10]	Figure II.4: Structure micrographique des grains pour une tôle d'épaisseur 2mm sur la face DN – a) photographie (grossissement X5) – b)Image typique de numérisation des joints (grossissement x5).....	29
[11]	Figure II.5: Photographie de la micrographique des grains pour une tôle d'épaisseur 2mm sur les faces DL (a) et DT (b) (grossissement x20).....	32
[12]	Figure II.6: numérisation des joints de grain sur DL et DT pour la tôle d'épaisseur 2mm (grossissement x20).....	33
[13]	Figure II.7: forme générale des grains.....	33
[14]	Figure II.8: forme et dimensions de la partie calibrée des éprouvettes de traction.....	34
[15]	Figure II.9: éprouvette de traction.....	35
[16]	Figure II.10: découpe des éprouvettes dans la tôle.....	36
[17]	Figure II.11: a) courbe de traction schématique charge-déplacement d'une éprouvette à section rectangulaire avec la position des débuts de striction diffuse et localisée [42] - b) les 2 types de striction en traction uniaxiale avec des éprouvettes à section rectangulaire la striction : striction diffuse suivie de striction localisée [42].....	37
[18]	Figure II.12: exemple de courbe de traction.....	38
[19]	Figure II.13: courbes de traction moyennes.....	40
[20]	Figure II.14: courbe de traction "vraie" suivant DL.....	41
[21]	Figure II.15: coefficient d'écroutissage instantané pour un essai suivant DL.....	42
[22]	Figure II.16: coefficient d'écroutissage instantané moyen pour chaque direction de traction..	42
[23]	Figure II.17: orientations du référentiel cristal (X_c, Y_c, Z_c) et référentiel échantillon ((X, Y, Z) ou (DL, DT, DN)) et définitions des angles d'Euler dans la convention de Bunge [50].....	45
[24]	Figure II.18: échelle de couleurs pour la représentation "cubic RF colouring".....	45
[25]	Figure II.19: cartographie avec représentation en angle d'Euler (a) et "cubic RF colouring" (b) – grossissement x200, pas = 5 μm	46
[26]	Figure II.20: construction de la projection stéréographique [50].....	47
[27]	Figure II.21: différents types de textures sur mono cristal et polycristal [50].....	47
[28]	Figure II.22: Figures de pôle: a) projection standard (001) - b) figure de pôle inverse utilisant le triangle hachuré e la projection standard [50].....	48
[29]	Figure II.23: exemple de cartographie EBSD (a) (les zones vertes en haut et en bas de l'image correspondent à des zones non indexées) et figures de pôle sur nos tôles suivant DL (b) et DT (c). 49	49
[30]	Figure II.24: photographies d'une éprouvette rompue après traction et schéma de la rupture après striction localisée.....	50
[31]	Figure II.25: schéma de la partie du faciès de rupture observé.....	50
[32]	Figure II.26: faciès de rupture d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm tractionnée suivant DL (grossissement de l'assemblage : x200).....	51

[33] Figure II.27: faciès de rupture d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm tractionnée suivant DT (grossissement de l'assemblage : x200).....	53
[34] Figure II.28: faciès de rupture d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm tractionnée suivant D45 (grossissement de l'assemblage : x200).....	54
[35] Figure II.29: schéma représentatif des faciès de ruptures des éprouvettes d'épaisseur 2mm...	55
[36] Figure III.1: principe du décalage de phase spatial.....	64
[37] Figure III.2: Chemin de balayage séquentiel ligne par ligne.....	66
[38] Figure III.3: schéma d'une éprouvette d'épaisseur 2mm pré-entaillée.....	69
[39] Figure III.4: nombre de pixels entre 2 entailles.....	69
[40] Figure III.5: représentation des pixels sur une grille; les traits noirs représentent les traits de la grille.....	70
[41] Figure III.6: photographie d'une grille gravée sur une éprouvette de traction suivant DL.....	72
[42] Figure III.7: détail d'une grille gravée (a) et spectre de la transformée de Fourier rapide correspondant (b).....	73
[43] Figure III.8: photographies prises lors de l'essai de traction et position sur la courbe force / déplacement.....	74
[44] Figure III.9: décalage des cartographies – a) Champ de phase sur DT à 3600N – b) Champ de phase sur DT à 200N – c) Champ de déplacement sur DT en pixels à 3600N (on a 'soustrait' les cartographies a et b).....	76
[45] Figure III.10: erreur sur les cartes de phase soustraites en fonction du déplacement imposé suivant DL: a) erreur sur les cartes de phase soustraites suivant DL – b) erreur sur les cartes de phase soustraites suivant DT.....	86
[46] Figure III.11: erreur sur le champs de déformation en fonction du déplacement imposé (suivant DL et/ou DT): a) erreur sur ϵ_{xx} – b) erreur sur ϵ_{xy} – c) erreur sur ϵ_{yy}	87
[47] Figure III.12: Résolution en fonction des longueurs de dérivation et de lissage (lissage par fonction Gaussienne 1D, par approximation linéaire au sens des moindres carrés, 1D).....	89
[48] Figure III.13: Zone affectée par la fonction Dirac après filtrage et dérivation (différenciation sur 17 pixels, filtrage Gaussien $\sigma = 25$ pixels).....	90
[49] Figure III.14: Évolution de la résolution et résolution spatiale en fonction de la taille de filtrage et de dérivation.....	91
[50] Figure III.15: Évolution de la résolution et de la résolution spatiale selon l'ordre de dérivation	91
[51] Figure III.16: machine de traction avec acquisition vidéo	93
[52] Figure III.17: photographies de grilles collées et gravées de pas 30 μm (grossissement x10): a) grille collée – b) grille gravée.....	94
[53] Figure III.18: comparaison de la variation du pas pour les grilles gravées et collées.....	96
[54] Figure III.19: erreur sur le champ de déformation des grilles collées en fonction du déplacement imposé (suivant DL et/ou DT) : a) erreur sur ϵ_{xx} – b) erreur sur ϵ_{xy} – c) erreur sur ϵ_{yy}	97
[55] Figure III.20: images acquises lors d'un essai de traction et leur position sur la courbe σ - ϵ	98
[56] Figure III.21: Effet du filtrage et de la dérivation: a) analyse par champs sinusoïdaux de référence, b) fonction d'auto-corrélation.....	102
[57] Figure III.22: schéma d'extraction de champs de déplacements à partir des vidéos.....	104
[58] Figure IV.1: a) ϵ_{xx} juste avant rupture (après la force max 3400 N, voir Figure III.20 p98) et les zones « homogènes » sur un essai de traction suivant DL – b) valeurs moyenne dans les zones « homogènes ».....	110
[59] Figure IV.2: schéma de la réduction visuelle de taille des grains due à la striction.....	111
[60] Figure IV.3: a) reconstitution 3D d'une éprouvette avec grille entaillée et tractionnée (grossissement x5) - b) marches de glissement sur une éprouvette entaillée tractionnée (grossissement x50) – c) mise en évidence d'un creux en forme de « V » sur une vue de dessous d'une reconstitution 3D d'une éprouvette entaillée tractionnée (grossissement x50)	112
[61] Figure IV.4: schéma de la striction en "V"	113

[62] Figure IV.5: chemin de fissuration intergranulaire possible - a) traction suivant DL – b) traction suivant DT.....	119
[63] Figure IV.6: déviation de la fissure a) pour une traction suivant DL - b) pour une traction suivant DT.....	123
[64] Figure IV.7: Séquence des expériences menées.....	126
[65] Figure V.1: définition de la fréquence spatiale.....	146
[66] Figure V.2: déplacements directs et inverses.....	147

LISTE DES TABLEAUX

[67]	Tableau II.1: Composition chimique (% masse) du 2198 épaisseur 2mm.....	29
[68]	Tableau II.2: valeurs des classes pour les diamètres et facteurs de forme des grains.....	32
[69]	Tableau II.3: Diamètres maximum (a), moyen (b) et facteur de forme (c) des grains sur la face DN en surface et à ¾ tôle pour la tôle d'épaisseur 2mm.....	32
[70]	Tableau II.4: Valeurs moyennes et écarts types des diamètres et facteur de forme sur les tôles d'épaisseur 2mm, face DN.....	33
[71]	Tableau II.5: déformation macroscopique à rupture.....	39
[72]	Tableau II.6: propriétés mécaniques du matériau en fonction de l'orientation avec indice de confiance de 95%.....	41
[73]	Tableau II.7: quelques données sur les alliages d'aluminium.....	41
[74]	Tableau II.8: Loi de Voce étendue pour la compression plane réalisée suivant DL (a) et suivant DT (b).....	45
[75]	Tableau II.9: extrait du tableau de distribution des grains.....	49
[76]	Tableau III.1: Différentes méthodes optiques existantes.....	62
[77]	Tableau III.2: Tableau récapitulatif des propriétés de nos grilles sur éprouvettes.....	72
[78]	Tableau III.3: comparaison des courbes force / déplacement (a) et contrainte/déformation (b) d'éprouvettes lisse et entaillée tractionnées suivant DL.....	73
[79]	Tableau III.4: Mesures sur le pas de la grille gravée.....	74
[80]	Tableau III.5: champ de phase à 200 N et 3600 N avec un pas de 4 pixels sur x et sur y.....	77
[81]	Tableau III.6: champ de phase à 200N et 3600N avec un pas de 4,5 pixels sur x et sur y.....	77
[82]	Tableau III.7: champs de déplacements entre 200 N et 625 N et entre 200 N et 3600 N, avec un pas de 4,5 pixels.....	78
[83]	Tableau III.8: Zones bruitées sur carte de déplacement (a) et correspondance sur l'image d'origine(b).....	79
[84]	Tableau III.9: : exemple de débruitage de cartographie sur un champ de déplacements en pixels sur DL à 3600 N.....	80
[85]	Tableau III.10: cartes de déformations à 625 N, 2500 N et 3600 N (demi-largeur de dérivation = 10 pixels, ordre du polynôme d'interpolation = 4).....	81
[86]	Tableau III.11: cartes des rotations en radians (demi-largeur de dérivation = 10 pixels, ordre du polynôme d'interpolation = 4).....	82
[87]	Tableau III.12: Valeurs des déformations obtenues sur les cartes de champs de déformation. 83	
[88]	Tableau III.13: déplacements sur x et sur y en µm.....	85
[89]	Tableau III.14: écart-type sur les cartes de déplacement sur 2 images identiques soustraites. 86	
[90]	Tableau III.15: champs de déformation à 200 N sur 2 cartographies identiques - a) ϵ_{xx} - b) ϵ_{xy} - c) ϵ_{yy}	87
[91]	Tableau III.16: écart-type sur les champs de déformation sur 2 images identiques soustraites puis dérivées.....	87
[92]	Tableau III.17: Champs de déformations avec un déplacement imposé de 5 pixels sur DL et DT - a) ϵ_{xx} - b) ϵ_{xy} - c) ϵ_{yy}	88
[93]	Tableau III.18: Mesures sur le pas de la grille collée.....	97
[94]	Tableau III.19: FFT des grilles gravées (a) et collées (b).....	97
[95]	Tableau III.20: écart-type sur les champs de déformation de la 1ère image de la vidéo (200 N) 98	
[96]	Tableau III.21: Sauts de phase sur les cartes de déplacement en pixels à 3300 N pour une éprouvette tractionnée suivant DL: a) déplacements suivant DL, b) déplacements suivant DT.....	101
[97]	Tableau III.22: exemple de champs de déplacements en pixels sur une éprouvette tractionnée suivant DL.....	101
[98]	Tableau III.23: champs de déformation à 3700 N pour une éprouvette tractionnée suivant DL: a) ϵ_{xx} - b) ϵ_{xy} - c) ϵ_{yy}	102
[99]	Tableau III.24: comparaison des champs de déformations obtenus par déroulage de phase	

temporel et ceux obtenus en prenant comme référence la première image.....	107
[100] Tableau IV.1: champs des déformations et rotation au plus près de la rupture.....	116
[101] Tableau IV.2: champs de déformations ϵ_{xx} pour une traction suivant DT - a) avant dernière image avant rupture (2700 N) - b) dernière image avant rupture (2755 N).....	117
[102] Tableau IV.3: Champs de déformation ϵ_{equ} plast en pointe de fissure pour une traction suivant DT, dernière image avant rupture, avec supersposition des grains déformés	122
[103] Tableau IV.4: superposition champs ϵ_{equ} plast / grains / chemin de fissuration(a et b) et grains traversés pas la fissure avec direction de glissement (c et d).....	123
[104] Tableau IV.5: superposition champs ϵ_{equ} plast / grains / chemin de fissuration(e et f) et grains traversés pas la fissure avec direction de glissement (g et h).....	126
[105] Tableau IV.6: évolution de la taille de la zone plastique en fond de fissure (pour $\epsilon_{\text{equ}} \text{ plast} > 0,12$) au cours d'une traction suivant DL (a) et suivant DT (b).....	130
[106] Tableau IV.7: taille des grains en fond de fissure	131
[107] Tableau V.1: tableau récapitulatif des paramètres grille / matériau.....	135

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Dans le contexte économique actuel, la réduction de consommation des avions commerciaux est une priorité pour les constructeurs. Les progrès effectués ces dernières années dans le domaine des alliages d'aluminium en font des matériaux de structure privilégiés pour alléger les constructions aéronautiques. Dans cette optique, les alliages d'Al-Li présentent des propriétés très intéressantes puisqu'ils associent de bonnes caractéristiques mécaniques avec une densité plus faible que pour un alliage d'aluminium conventionnel.

Les alliages utilisés pour les structures aéronautiques sont sous forme de tôles. Ces tôles ont été obtenues par laminage induisant une microstructure propre au matériau et une anisotropie. Ce travail de thèse est dédiée à l'analyse de la rupture de tôles en AL-Li.

Ce manuscrit s'articule autour de quatre chapitres :

- Le chapitre I est consacré à une brève étude bibliographique. Après avoir rapidement présenté l'histoire des alliages Al-Li ainsi que les causes de l'anisotropie de cet alliage, nous nous intéresserons aux mécanismes d'endommagement. A l'issue de ce travail, il apparaît que si les mécanismes d'endommagement sont bien connus, les critères ne prennent pas en compte la microstructure particulière du matériau. Ce travail s'attachera donc à développer le lien entre la microstructure locale et la résistance à la propagation de fissures préexistantes dans des tôles minces en alliage Al-Li. Le but de ce travail est donc l'analyse d'essais de fissuration sur tôles pré-entailleés.
- Le chapitre II est dédié à la caractérisation mécanique et microstructurale du matériau sain sous forme de tôle et permet de révéler les caractéristiques microstructurales importantes pour la rupture. Ces informations nous seront utiles pour déterminer les paramètres de méthode de grille.
- Le chapitre III concerne la mise au point d'une méthode de grille adaptée à la taille des éprouvettes (quelques mm) et à la microstructure des alliages Al-Li. Dans ce chapitre plusieurs méthodes de fabrication de la grille physique sont comparées et la méthode optimisée pour le problème de la propagation de fissures dans les tôles en Al-Li.
- Le chapitre IV présente les résultats obtenus.

CHAPITRE I : BIBLIOGRAPHIE MATÉRIAU ET ENDOMMAGEMENT

I	Matériau Al-Li.....	13
I.1	Petit historique des alliages Al-Li.....	13
I.2	Anisotropie des propriétés mécaniques des alliages Al-Li.....	13
II	Mécanismes locaux d'endommagement.....	14
II.1	Faciès de rupture.....	14
II.2	Rupture intergranulaire.....	15
II.3	Rupture ductile.....	16
II.3.a	Approche locale.....	16
	Amorçage.....	17
	Croissance.....	17
	Coalescence.....	18
II.3.b	Amorçage, propagation stable et instable de fissures.....	18
	Facteur d'intensité de contraintes.....	18
	Intégrale J.....	18
	Définition des critères d'amorçage.....	20
	Définition des critères de propagation.....	21
III	Conclusion.....	22

Dans ce chapitre nous abordons la bibliographie sur les alliages Al-Li et quelques aspects de l'endommagement des matériaux. Des aspects plus spécifiques concernant la méthode de grille seront abordés lors de leur utilisation.

I MATÉRIAU AL-LI

I.1 Petit Historique Des Alliages Al-Li

Suite à l'embargo des années 70 sur le pétrole, les industriels de l'aéronautique se sont penchés sur le problème des matériaux à faible densité afin de réduire le poids donc la consommation des avions.

Le lithium présente plusieurs caractéristiques favorables lorsqu'il est associé à l'aluminium : non seulement il réduit la densité de l'alliage, mais de plus il augmente son module d'élasticité. Il présente donc une solution intéressante quant au problème de réduction de poids en gardant les mêmes propriétés mécaniques. C'est ainsi qu'entre la fin des années 70 et le début des années 80 beaucoup d'études ont été faites sur les alliages aluminium-lithium afin d'en accroître les performances, et leur utilisation a été développée.

Les premiers travaux sur ces alliages (alliages de 1^{ère} génération) ont été réalisés à partir du milieu des années 1920 (teneur en lithium de 1 à 2,4% en masse). Les premières compositions n'ont pas été présentées avant 1945. Et c'est en 1958 que l'alliage 2020 fit son apparition pour la première fois sur des avions militaires. Pendant plus de 20 ans, aucune apparition de fissure ni de corrosion n'a été détectée.

Entre la fin des années 70 et le début des années 80, de nouveaux produits sont apparus sur le marché (alliages de 2nde génération avec une teneur en lithium de 2%) avec des caractéristiques non souhaitées par les constructeurs aéronautiques. Malgré des densités faibles, un grand module d'élasticité et une grande résistance à la fatigue, ces alliages avaient des propriétés mécaniques indésirables : une faible ténacité et une forte anisotropie de ces propriétés. Pour les alliages d'aluminium, en général le module de Young est compris entre 69000 et 70000 MPa. Or pour les alliages d'aluminium contenant du lithium, il est un peu supérieur à ces valeurs, à savoir environ 6% plus important par pourcentage de lithium [1].

Si bien qu'entre la fin des années 80 et le début des années 90, la concentration en lithium des alliages a diminué (entre 1 et 1,8%) [1].

I.2 Anisotropie Des Propriétés Mécaniques Des Alliages Al-Li

Les alliages Al-Li sont connus pour être fortement texturés et avoir une forte anisotropie des propriétés mécaniques [2][3]. Des études montrent que des réductions dans l'intensité de la texture cristallographique mènent à une réduction de l'anisotropie de l'alliage [1][4]. Cette texture cristallographique peut être réduite par:

- une recristallisation pendant le traitement de mise en solution ,

- une recristallisation à une étape intermédiaire du laminage [5],
- une réduction du nombre de passes de laminage [1].

Le survieillissement des alliages réduit également l'anisotropie [6]. De même l'étirement ou le laminage à froid incliné par rapport à la direction de laminage à chaud avant le vieillissement réduit l'anisotropie [1][7]. D'autre part la forme des grains dans le matériau joue un rôle dans cette anisotropie puisque d'après une étude sur un Al-Li 8090, le type de rupture (trans- ou intergranulaire) dépend de la forme des grains [8]:

- Lorsque les grains sont allongés, la rupture est plutôt intergranulaire,
- Lorsque les grains sont équiaxes, la rupture est plutôt transgranulaire.

Ceci nous amène à comprendre ce qui fait que la rupture est plutôt inter ou transgranulaire.

II MÉCANISMES LOCAUX D'ENDOMMAGEMENT

Il est utile dans cette partie de faire appel à la mécanique de la rupture. En effet cette partie de la mécanique a pour objet l'étude de la tenue mécanique des structures contenant une discontinuité : un défaut ou une fissure. Elle permet, entre autres, de :

- caractériser les champs de contraintes et de déformations autour de la discontinuité;
- prévoir, en fonction des dimensions d'une fissure et de l'état de chargement, la dimension à partir de laquelle cette fissure peut entraîner une rupture brutale.

L'observation de la morphologie des cassures peut nous renseigner sur la (ou les) cause(s) de la rupture et sur la façon dont la rupture s'est réalisée. Voici donc un petit rappel des faciès de rupture.

II.1 Faciès De Rupture

Il existe grossièrement 3 faciès de rupture :

- Faciès de rupture ductile (inter- ou transgranulaire),
- Faciès de rupture intergranulaire (rupture fragile ou ductile),
- Faciès de rupture par clivage (fragile).

La rupture à faciès ductile est le résultat de la croissance de cavités amorcées sur des inclusions, précipités ou autres défauts à l'échelle microscopique (germination ou amorçage) ne se déformant pas à la même vitesse que la matrice. Au fur et à mesure que la déformation augmente, la taille des cavités augmente (croissance) et la distance entre deux cavités diminue, jusqu'à atteindre une valeur critique à partir de laquelle les deux cavités coalescent (Figure I.1) [9] [10]. Macroscopiquement, le faciès de rupture a un aspect fibreux. Microscopiquement, on observe des cupules correspondant à chaque cavité dans lesquelles peuvent subsister les

morceaux d'inclusions dont elles sont issues. Le mécanisme de rupture ductile est donc essentiellement un phénomène de déformation plastique qui survient quand la déformation atteint une valeur critique. Il est assez difficile de déterminer le mode de rupture d'une pièce car de nombreux facteurs entrent en jeu: température, vitesse de déformation, structure du matériau, taux de triaxialité des contraintes. Le faciès de rupture n'est en général pas unique et les 3 modes peuvent se combiner: on peut donc avoir globalement une rupture ductile avec localement une zone de rupture à caractère fragile.

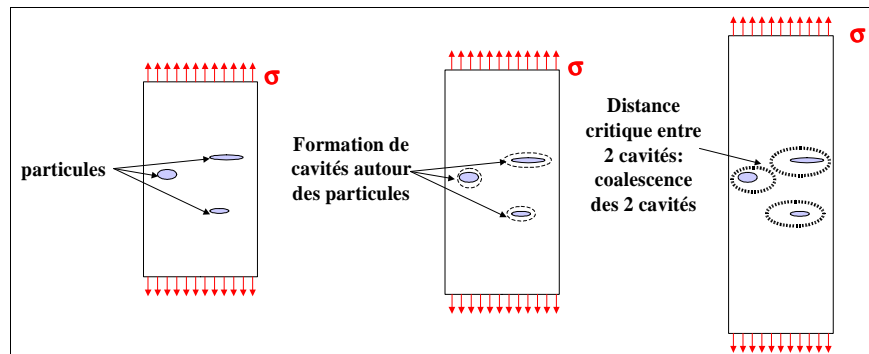


Figure I.1: mécanismes de rupture ductile.

La rupture intergranulaire apparaît, comme son nom l'indique, aux joints de grains fragilisés par une accumulation d'impuretés ou d'inclusions. Ce mode de rupture peut être fragile ou ductile. S'il est fragile, la rupture suit les joints de grains avec des déformations locales très réduites. Si au contraire il est ductile, il y a présence de cupules qui se sont formées sur les particules rassemblées dans les joints (rupture ductile intergranulaire).

Le clivage est un mode de rupture qui se propage le long de plans cristallographiques denses. Macroscopiquement, la rupture a un aspect brillant avec des facettes correspondant aux grains. Microscopiquement, l'aspect est assez lisse avec quelques « rivières » qui correspondent à un plan de rupture incliné par rapport au plan de clivage et amorçage sur plusieurs plans denses. Ce mode de rupture nécessite une contrainte locale très élevée (de l'ordre du dixième du module de Young), qui ne peut en principe pas être atteinte dans les matériaux avec une structure CFC (comme l'aluminium) qui ont suffisamment de plans de glissement pour que les contraintes soient relaxées. On ne devrait donc pas voir de clivage sur nos faciès de rupture [9][10].

II.2 Rupture Intergranulaire

La rupture intergranulaire peut être décrite par des modèles analogues à ceux de la rupture transgranulaire. Ainsi, l'amorçage d'une microfissure dans un joint de grains se produit en tête d'un empilement de dislocations selon le modèle de Stroh [11] (Figure I.2 a) mais dans une direction imposée par le plan du joint de grain et pour une énergie de surface spécifique qui peut s'écrire:

$$2\gamma = 2\gamma_s - \gamma_{gb} \quad (\text{I.1})$$

γ_s étant l'énergie de surface du métal et γ_{gb} l'énergie de cohésion du joint. Cette microfissure peut également apparaître selon le modèle de Smith [12] (Figure I.2 b), mais à l'interface de la matrice et du carbure ou du précipité du joint de grain. L'énergie γ_{gb} est alors l'énergie de cohésion entre la matrice et l'inclusion. La propagation se poursuit ensuite le long du joint de grain sous l'action de la contrainte appliquée normale. Le terme d'énergie complémentaire de déformation plastique, γ_p , est de même nature que celui nécessaire à la propagation transgranulaire.

Dans un métal sujet à une rupture intergranulaire, l'énergie du joint est plus faible que l'énergie de surface du grain. La rupture intergranulaire apparaît donc s'il y a une diminution suffisante de l'énergie de cohésion du joint de grains qui peut être provoquée, par exemple pour les alliages d'aluminium, par la ségrégation de plomb au joint de grains.

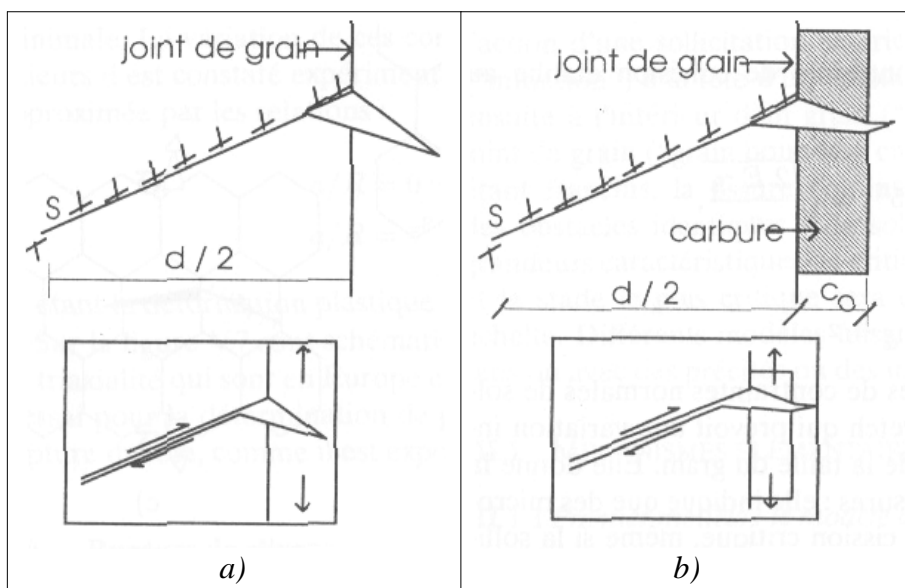


Figure I.2: Modèles d'amorçage et de propagation de microfissures de clivage: a) Modèle de Stroh – b) Modèle de Smith [13]

II.3 Rupture Ductile

On peut aborder la mécanique de la rupture de deux manières distinctes :

- d'une manière globale où la rupture peut être décrite par des équations gérant des phénomènes macroscopiques,
- d'une manière locale où l'étude de la rupture prend en compte la microstructure du matériau, c'est à dire à l'échelle du grain.

Nous n'aborderons ici que l'approche locale.

II.3.a Approche Locale

Les mécanismes d'endommagement ont été rappelés au §II.1p.24. Deux facteurs

fondamentaux agissent sur le comportement en rupture ductile : le taux de triaxialité des contraintes [14] et la fraction volumique initiale de vides [15]. La ductilité diminue lorsque le taux de triaxialité et / ou la fraction volumique initiale de vides augmente. La distance entre vides entre en jeu.

- ***Amorçage***

Celui-ci peut se produire soit par rupture de petites particules dures, et dans ce cas la rupture sera ductile si les conditions de contraintes ne sont pas favorables à la propagation de la fissure de clivage, soit par décohésion interfaciale (séparation de particules dures ou douces de la matrice à l'interface particule-matrice). Argon et al. [16][17] ont établi que pour une fraction volumique de particules inférieure à 0,01, les particules n'interagissent pas, même aux très fortes déformations, et que pour une fraction supérieure à 0,1, la décohésion se produit dès la limite d'élasticité. Beremin [18] a également établi que la forme des particules intervient dans le processus de formation des cavités : dans un acier de nuance 16 MND 5 rompu en traction, les inclusions allongées de MnS se rompent dans le sens longitudinal et subissent une décohésion dans le sens travers court.

Mackenzie [19] prédit que l'amorçage a lieu lorsque la déformation équivalente dépasse une valeur critique à une distance de la pointe de fissure inférieure à une distance caractéristique l_c qui peut être fonction de l'espacement entre les inclusions.

- ***Croissance***

L'analyse a d'abord été faite pour des vides individuels sans tenir compte des interactions entre vides. Ainsi pour un vide sphérique de rayon R dans un massif infini de comportement rigide parfaitement plastique soumis à un champ de déformation de tension en présence d'une pression hydrostatique à l'infini σ_m^∞ , Rice et Tracey [20] obtiennent une loi de croissance de la forme :

$$\frac{dR}{R} \approx 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m^\infty}{2\sigma_y}\right) d\epsilon_{\acute{e}q} \quad (I.2)$$

Avec :

R	Rayon de la cavité sphérique
σ_m^∞	Pression hydrostatique à l'infini
σ_y	Limite d'élasticité
$\epsilon_{\acute{e}q}$	Contrainte équivalente au sens de Von Mises

Cette expression montre que la triaxialité joue un rôle prédominant lors de la croissance : le

taux de croissance varie exponentiellement avec le taux de triaxialité. Cette approche est dite « découplée » car le comportement mécanique du matériau n'est pas affecté par l'endommagement.

Par la suite des modèles « couplés » prenant en compte l'endommagement du matériau dans le comportement global ont été évalués. Ces modèles introduisent une fraction volumique de cavités dans le potentiel d'écoulement plastique. Sur la base d'un potentiel d'écoulement plastique de Gurson [21], Tvergaard a intégré l'interaction entre les cavités, notamment pendant la phase de coalescence [22]. Peu après, Rousselier a proposé un potentiel d'écoulement plastique basé sur une analyse thermodynamique [23].

- ***Coalescence***

Dans le cas d'un chargement proportionnel et d'un taux de croissance de vides importants, McClintock a proposé une déformation à rupture lorsque les vides se joignent [24], mais cette relation surestime les résultats expérimentaux de Edelson et Baldwin [15]. Une solution pour remédier à cette surestimation est de définir un taux de croissance critique à partir duquel un phénomène de striction ou de cisaillement se produira sans augmentation de déformation complémentaire significative.

Thomasson a également développé un modèle considérant l'apparition de la striction dans le ligament [25] et la prise en compte de la consolidation du matériau [26].

II.3.b Amorçage, Propagation Stable Et Instable De Fissures

- ***Facteur D'intensité De Contraintes***

En mécanique élastique linéaire de la rupture, le premier terme du développement limité des champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure est proportionnel au facteur d'intensité de contrainte K. Le facteur K rassemble les influences des forces appliquées, de la géométrie et de la longueur de la fissure. Cependant cette notion n'est valable que pour un comportement élastique linéaire, c'est-à-dire pour de la plasticité très confinée.

- ***Intégrale J***

L'intégrale de contour J présentée par Rice [27] est communément utilisée dans l'analyse de la fissuration [28]. Elle caractérise le taux de restitution d'énergie élastique d'une structure contenant une fissure lors de l'avancée de celle-ci :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} dS \quad (\text{I.3})$$

avec:

Γ Tout contour orienté entourant la pointe de fissure (Figure I.4)

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} dS \quad (\text{I.3})$$

avec:

$$W = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad \text{Densité volumique d'énergie de déformation}$$

$$T = \sigma n \quad \text{Vecteur contrainte s'exerçant sur les facettes de normales } n, n \text{ étant la normale extérieure à } \Gamma$$

$$u \quad \text{Vecteur déplacement}$$

$$s \quad \text{Abscisse curviligne le long de } \Gamma$$

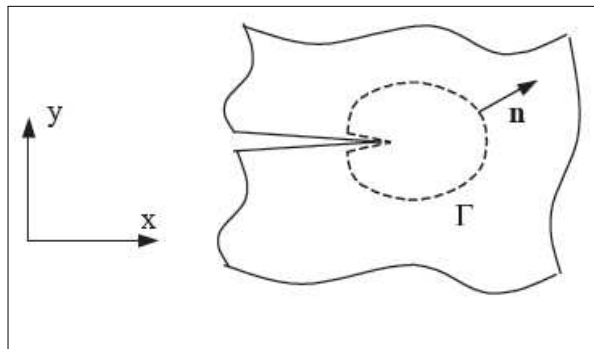


Figure I.3: contour Γ dans la définition de l'intégrale J [29]

Begley et Landes [30] ont proposé une évaluation expérimentale de J à partir de l'aire sous la courbe Force / déplacement. La Figure I.4 illustre ce principe. Hutchinson [31] et Rice et Rosengren [27] ont démontré que J caractérise les champs de contraintes en fond de fissure dans les matériaux élastiques non linéaires.

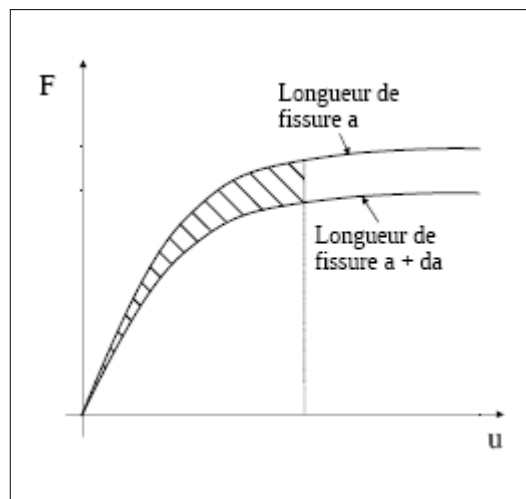


Figure I.4: interprétation de l'intégrale J sur une courbe F / u comme l'aire entre les courbes de chargement d'une éprouvette fissurée avant et après un incrément de fissuration [32]

Si l'on considère un matériau élastique linéaire ou non linéaire, homogène, sans contraintes

résiduelles et pour un chargement proportionnel, on montre que J est indépendante du contour Γ .

Dans le cas d'un matériau élastique non-linéaire présentant une plasticité confinée en fond de fissure, J représente le taux de restitution d'énergie G :

$$\begin{aligned}
 J = G = \frac{dP}{da} &= \frac{1}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) \left(1 + \frac{1+\nu}{E} K_{III}^2\right) && \text{En contraintes planes} \\
 &= \frac{1+\nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1+\nu}{E} K_{III}^2 && \text{En déformations planes}
 \end{aligned}
 \tag{I.4}$$

Avec :

E	Module de Young
ν	Coefficient de Poisson
K_I, K_{II}, K_{III}	Facteurs d'intensité de contrainte en mode I, II et III
P	Énergie potentielle
a, da	Longueur de fissure, variation de longueur de fissure

Une valeur critique J_{IC} a été proposée comme critère d'amorçage pour décrire la propagation. Cependant il a été montré que ces paramètres ne sont pas intrinsèques au matériau mais dépendent de la taille de l'éprouvette et de sa géométrie. Ceci rend difficile l'application de ces paramètres à une structure.

- **Définition Des Critères D'amorçage**

Sous l'action d'un chargement, la pointe de fissure va subir une déformation plastique importante. Avant que la rupture ne soit amorcée, il y a émoussement en fond de fissure (Figure I.5) pendant lequel J suit une loi du type $\alpha \cdot \Delta a$ où α est une constante dépendant des caractéristiques de traction du matériau. L'instant précis du début de la propagation étant expérimentalement difficile à déterminer, J_{IC} est fixé arbitrairement pour $\Delta a = 0,2$ mm.

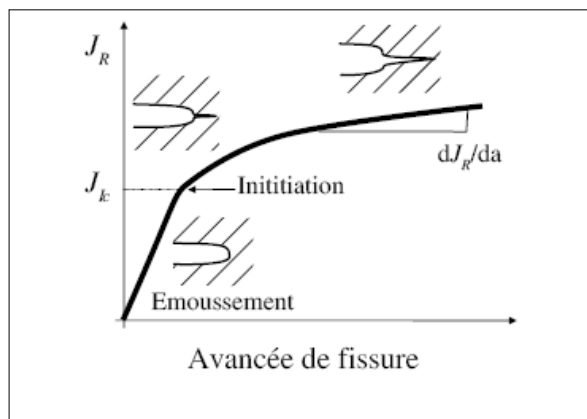


Figure I.5: La courbe J_R pour la détermination de J_{IC} et schématisation de l'émoussement en pointe de fissure avant l'amorçage [33]

- **Définition Des Critères De Propagation**

Hutchinson et Paris [34] ont établi les conditions de la « propagation contrôlée par J » (J-controlled crack growth). La difficulté est que l'extension de fissure s'accompagne d'un déchargement en arrière de la pointe de fissure en mouvement et d'un chargement non proportionnel en avant dans des zones schématisées sur la Figure I.6. Ces zones ont une dimension de l'ordre de l'incrément de propagation da . La propagation de fissure n'est contrôlée par J que sous certaines conditions. Premièrement la propagation doit être faible devant la dimension de la zone $R(\theta)$ contrôlée par J, soit:

$$da \ll R(\theta) \quad (I.5)$$

Deuxièmement il faut s'assurer que la zone en pointe de fissure où le chargement n'est pas proportionnel est négligeable par rapport à la zone où J pilote la propagation:

$$\frac{da}{r} \ll \frac{dJ}{J} \quad (I.6)$$

avec :

r la coordonnée polaire de la région avec chargement proportionnel

D'après ces deux conditions, il y aura chargement proportionnel si l'on peut trouver une région repérée par sa coordonnée r telle que:

$$\frac{da}{dJ} J \ll r \ll R(\theta) \quad (I.7)$$

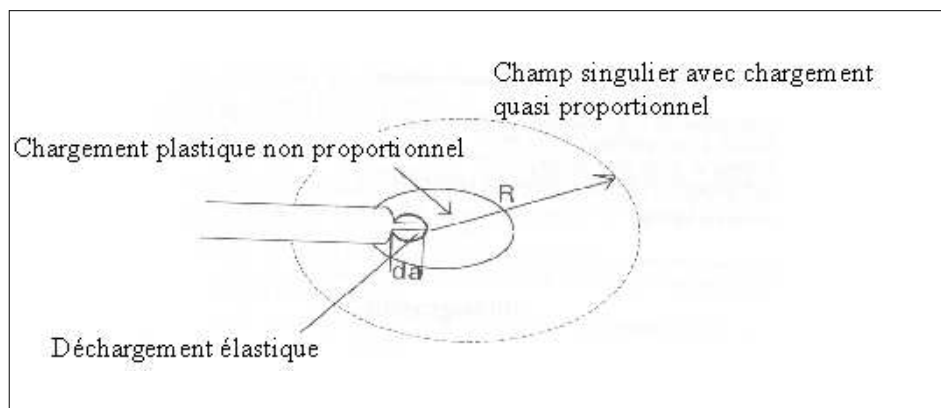


Figure I.6: Conditions schématisées de la propagation contrôlée par J [13]

Une propagation suffisante permet de déterminer le module de résistance à la rupture ductile T_{mat} proposé par Paris [35] :

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_0^2} \frac{dJ}{da} \quad (I.8)$$

Ce module permet de mesurer la résistance à la fissuration d'une éprouvette à l'aide d'un seul paramètre.

Comme nous l'avons vu, la propagation de fissure n'est contrôlée par J que sous certaines conditions et les lois de propagation qui en découlent sont valables pour des propagations laissant un grand ligament non fissuré vis-à-vis de la longueur de la fissure. Ces modèles ne sont donc pas applicables à de grandes structures. Lorsque les limites dictées par les normes sont dépassées, Ernst [36] propose d'utiliser une intégrale modifiée. Des approches énergétiques peuvent également être envisagées notamment en grande propagation [37].

III CONCLUSION

Les mécanismes d'endommagement locaux dans les alliages d'aluminium sont assez bien connus et caractérisés. Or, en ce qui concerne la propagation de fissures dans les tôles minces des questions importantes restent ouvertes. En effet, la propagation sur grande distance de fissures ne peut pas être quantifiée par l'intégrale J , des essais d'utilisation du critère de COA (Crack Opening Angle) [38][39][40] sont particulièrement prometteurs. Ces travaux très intéressants visent l'établissement d'un critère indépendant de la microstructure. Si cette démarche est extrêmement prometteuse du point de vue mécanique de la rupture, elle ne prend pas du tout en compte la microstructure particulière du matériau.

Le développement de certains alliages (comme les Al-Li) nécessite la connaissance de la « ténacité » en fonction de la microstructure initiale et des transformations microstructurales subies par celui-ci pendant le procédé d'élaboration et d'assemblage.

Dans ce travail de thèse, nous allons essayer de développer le lien entre la microstructure locale et la résistance à la propagation de fissures préexistantes dans des tôles minces en alliage Al-Li. Le but de ce travail est donc l'analyse d'essais de fissuration sur tôles pré-entailées.

Le deuxième chapitre sera dédié à la caractérisation mécanique et microstructurale du matériau sain sous forme de tôle. Les conclusions de ce chapitre permettent de comparer le comportement mécanique des alliages Al-Li à des alliages plus courants. De plus, ce chapitre permet de révéler les caractéristiques microstructurales importantes pour la rupture. La plupart des méthodes de champ actuelles sont adaptées soit à des champs d'observation très réduits avec une résolution spatiale adaptée aux matériaux cristallins ou à des champs d'observation plus étendus avec une moins bonne résolution spatiale. En conséquence de ce chapitre, nous montrerons qu'il faut une méthode de champs permettant à la fois un champ d'observation millimétrique et une résolution spatiale adaptée à la taille de grain de nos alliages. Le troisième chapitre concerne la mise au point d'une méthode de champ adaptée à la taille des éprouvettes

(quelques mm) et à la microstructure des alliages Al-Li. Nous nous sommes orientés vers la méthode de la grille. Ce chapitre conduit à la comparaison de plusieurs méthodes de fabrication de la grille physique et à l'optimisation de la méthode de grille pour le problème de la propagation de fissures dans les tôles en Al-Li. Le dernier chapitre donne des interprétations physiquement fondées de la résistance à la fissuration, basées sur les caractérisations microstructurales (optique, MEB, EBSD), les résultats des essais mécaniques et les observations *in situ* correspondantes.

CHAPITRE II : MATÉRIAU ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

I	Le matériau.....	27
II	Caractérisation du matériau sain.....	27
II.1	Mesure de dureté.....	27
II.2	Observations et mesures au microscope optique.....	27
II.3	Taille des grains.....	28
II.3.a	Taille des grains sur DN.....	28
II.3.b	Taille des grains sur DL et DT.....	32
III	Caractérisation mécanique.....	34
III.1	Traction.....	34
III.1.a	Éprouvettes de traction.....	34
III.1.b	Indicateur de ductilité en traction uniaxiale.....	36
III.1.c	Essais de traction sur éprouvettes non-entaillées.....	37
III.2	Loi de comportement.....	42
IV	EBSD.....	43
IV.1	Préparation des échantillons.....	43
IV.2	Informations délivrées par l'analyse EBSD.....	44
IV.2.a	Angles d'Euler.....	44
IV.2.b	Cartographies.....	45
IV.2.c	Tableaux de distribution.....	46
IV.2.d	Figures de pôle.....	47
IV.3	Notre matériau.....	48
V	Caractérisation de l'endommagement.....	49
V.1	Observation des faciès.....	49
V.1.a	Observation du faciès de rupture de l'éprouvette d'épaisseur 2mm tractionnée suivant DL.....	50
V.1.b	Observation du faciès de rupture de l'éprouvette d'épaisseur 2mm tractionnée suivant DT.....	51
V.1.c	Observation du faciès de rupture de l'éprouvette d'épaisseur 2mm tractionnée suivant D45.....	54
V.2	Comparaison des 3 faciès de rupture.....	55
VI	Conclusion des premières observations.....	55

I LE MATÉRIAU

Nous disposons de tôles d'un alliage d'aluminium-lithium 2198 d'épaisseur 2 mm. Le traitement thermique du matériau n'est pas connu. Un échantillon a été analysé au laboratoire de chimie de l'école des mines de Saint-Etienne (Tableau II.1). Il y a environ 1% en masse de lithium.

Élément	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Cr	Li	Zr
Teneur	3,2	0,28	0,06	≤0,05	<0,05	<0,05	0,1	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	0,99	<0,05

Tableau II.1: Composition chimique (% masse) du 2198 épaisseur 2mm.

II CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU SAIN

II.1 Mesure De Dureté

Afin de compléter les informations que nous avons sur le matériau, nous avons mesuré la dureté. On effectue 3 mesures sur la tôle et on en fait la moyenne. Il s'avère que la dureté est de 115HV20.

II.2 Observations Et Mesures Au Microscope Optique

Afin d'observer la microstructure sur les différentes tôles, des échantillons sont polis mécaniquement jusqu'à la silice colloïdale, puis oxydés anodiquement durant 180 secondes sous une tension de 20 volts, avec une solution HBF₄+H₂. Ces échantillons sont ensuite observés au microscope optique sous lumière polarisée, suivant la face perpendiculaire à la direction de laminage qu'on appellera la face DL, suivant la face perpendiculaire à la direction transverse (face DT) et suivant la face perpendiculaire à la direction normale (face DN). La Figure II.1 montre la dénomination des faces. Sur la face DN, les échantillons sont observés en surface et à $\frac{3}{4}$ tôle permettant ainsi de voir si la microstructure évolue avec l'épaisseur.

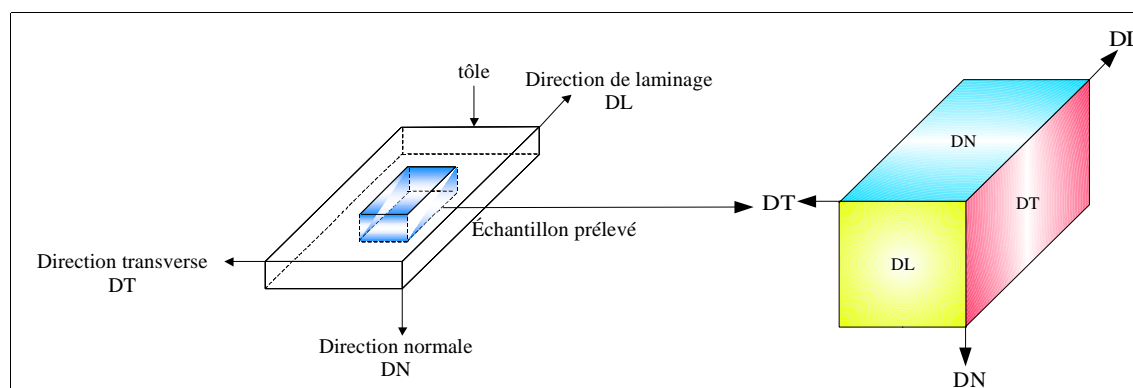


Figure II.1: dénomination des faces observées de la tôle

La Figure II.2 montre la microstructure d'échantillons sur la tôle d'épaisseur 2mm observés au microscope optique avec lumière polarisée et grossis 20 fois.

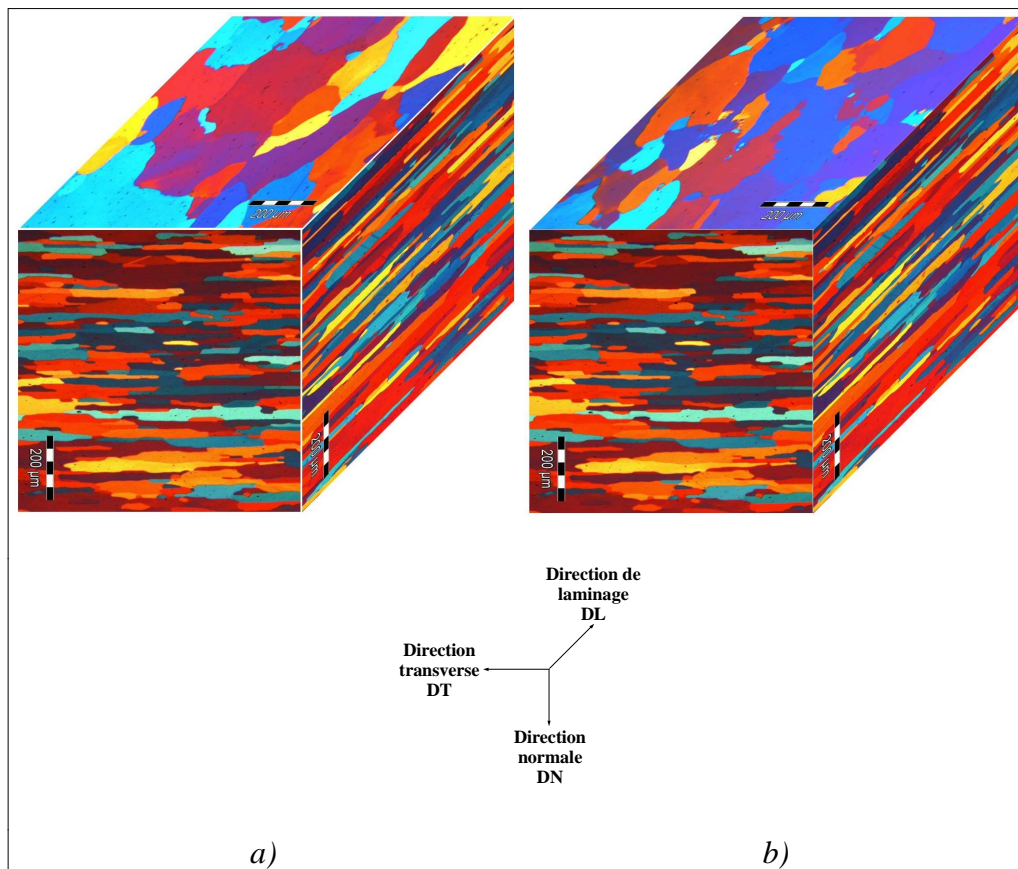


Figure II.2: microstructure d'échantillons sur la tôle d'épaisseur 2mm observés au microscope optique avec lumière polarisée et grossissement $\times 20$ – a) en surface de tôle - b) à 3/4 de l'épaisseur de la tôle

A première vue, sur la face DN les grains semblent équiaxes. On note également que sur cette face les grains semblent avoir la même taille en surface qu'à $\frac{3}{4}$ tôle. Sur la face DL, il semble que les grains soient plus petits au cœur de la tôle que sur les bords. Il en est de même sur la face DT. Ces observations peuvent être vérifiées par une mesure de taille de grains.

II.3 Taille Des Grains

II.3.a Taille Des Grains Sur DN

La taille des grains sur la face DN est mesurée à partir des images précédentes puis la forme des grains est étudiée. On mesure le diamètre maximum d_{max} , le diamètre moyen d_2 , et le facteur de forme α . Pour évaluer le diamètre maximum d'une particule, les diamètres pour des axes d'évaluation différents sont déterminés. L'axe d'évaluation varie avec un pas de 1° et le diamètre est calculé pour chaque pas. Le diamètre moyen est défini comme la moyenne arithmétique de tous les diamètres d'une particule (pour les angles de 0 à 179° avec un pas de 1°). Enfin le

facteur de forme (une mesure de l'élongation des grains) est défini par la relation (II.1). Il vaut 1 pour un grain parfaitement circulaire [41] (Figure II.3).

$$\alpha = \frac{\text{aire particule} \times 4\pi}{\text{périmètre particule}^2} \quad (\text{II.1})$$

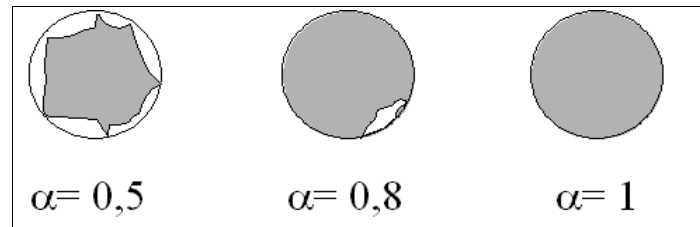


Figure II.3: valeurs types du facteur de forme

La Figure II.4 présente une image typique de numérisation des joints de grain.

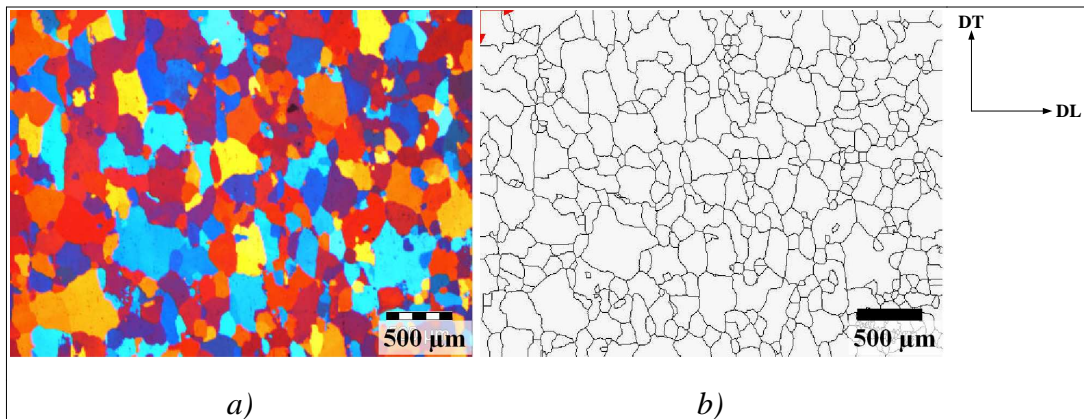


Figure II.4: Structure micrographique des grains pour une tôle d'épaisseur 2mm sur la face DN – a) photographie (grossissement X5) – b) Image typique de numérisation des joints (grossissement x5).

Ces paramètres sont séparés en 10 classes égales de la valeur minimum à la valeur maximale du paramètre en question. Le Tableau II.2 désigne les valeurs de chaque classe pour les diamètres et le facteur de forme des grains. Seuls les grains entiers sont comptabilisés (les grains coupés sur les bords de la fenêtre ne sont pas considérés). Après comptage, les valeurs de chaque classe sont normalisées : on divise le nombre de grains de chaque classe par le nombre total de grains.

Le Tableau II.3 et le Tableau II.4 présentent les différentes valeurs de diamètres et facteurs de forme pour les tôles d'épaisseur 2mm en surface et à $\frac{3}{4}$ tôle. Pour toutes les valeurs de chaque classe, voir ANNEXE 1 : taille des grains sur les différentes faces des tôles. Il est important de noter que le facteur de forme peut parfois apparaître comme supérieur à 1. Ceci est dû à une erreur d'arrondissement et n'est pas à prendre en compte (voir ANNEXE 2: Définition du facteur de forme).

classe	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Diamètre (µm)	0 -70	70-140	140-210	210-280	280-350	350-420	420-490	490-560	560-630	630-700
Facteur de forme	0-0,20	0,20-0,40	0,40-0,60	0,60-0,80	0,80-1,00	1,00-1,20	1,20-1,40	1,40-1,60	1,60-1,80	1,80-2,00

Tableau II.2: valeurs des classes pour les diamètres et facteurs de forme des grains

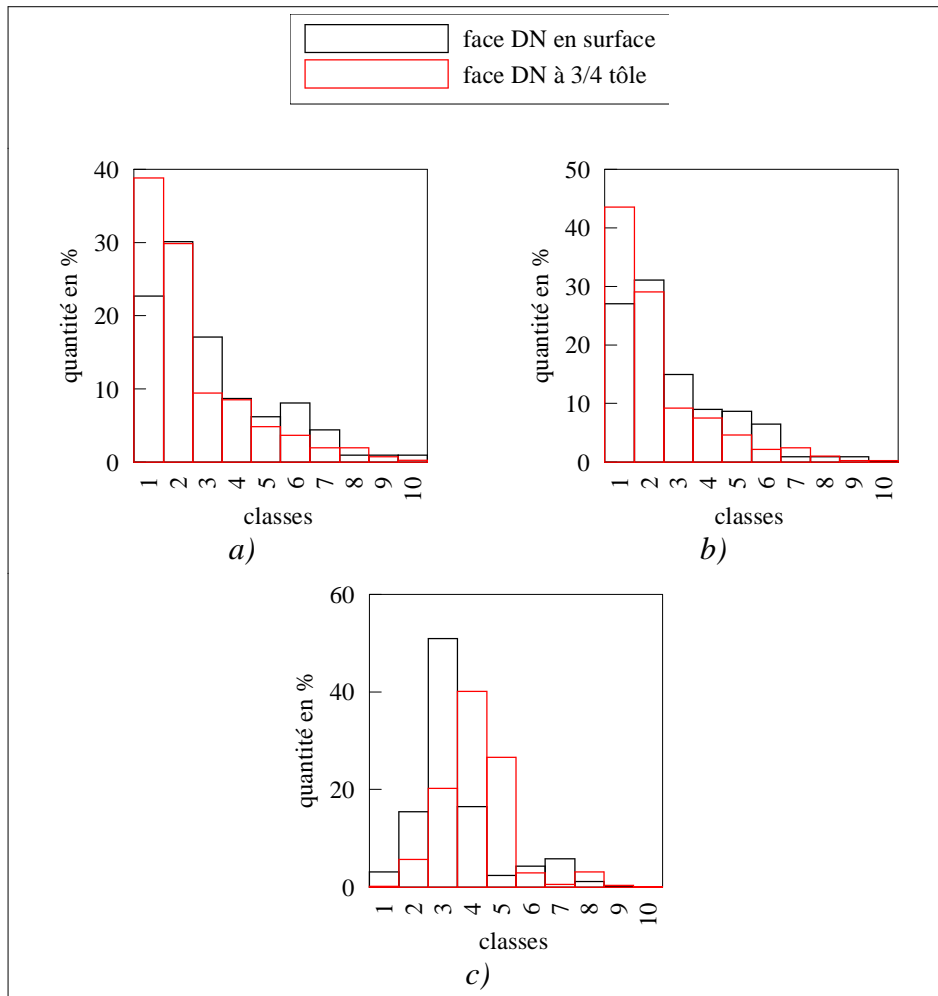


Tableau II.3: Diamètres maximum (a), moyen (b) et facteur de forme (c) des grains sur la face DN en surface et à 3/4 tôle pour la tôle d'épaisseur 2mm.

		Diamètre maximum (μm)	Diamètre moyen (μm)	Facteur de forme
Tôle d'épaisseur 2mm, surface face DN	Valeur moyenne	175	156	0,78
	Ecart type	141	126	0,29
Tôle d'épaisseur 2mm, $\frac{3}{4}$ tôle face DN	Valeur moyenne	140	124	0,74
	Ecart type	134	119	0,24

Tableau II.4: Valeurs moyennes et écarts types des diamètres et facteur de forme sur les tôles d'épaisseur 2mm, face DN

D'après ces chiffres, les conclusions sur la tôle d'épaisseur 2mm sur DN sont les suivantes :

- **en surface**, les grains les plus représentés sont les grains de taille comprise entre 70 et 140 μm , suivi de près par les grains de taille comprise entre 0 et 70 μm . Pour le reste, plus les grains sont gros, moins on en compte (Tableau II.3 a et b). Près de 80% des grains ont un diamètre moyen et maximum inférieur à 280 μm . Les résultats concernant les petits grains sont à prendre avec précaution dans le sens où ce grain peut être bien plus gros sous la surface. La plus grande partie des grains ont un facteur de forme compris entre 0,4 et 0,6, et près de 80% ont ce facteur inférieur à 0,8 (Tableau II.3 c). En résumé, les grains ont un diamètre maximum de 175 μm en moyenne et un diamètre moyen de 156 μm . Les grains ne sont donc pas parfaitement circulaires, d'autant plus que le facteur de forme moyen est de 0,78. Pour toute ces valeurs l'écart type est assez élevé, ce qui induit que la taille et la forme des grains n'est pas uniforme sur la surface (Tableau II.4).
- **à $\frac{3}{4}$ tôle**, contrairement à la surface, les grains les plus représentés sont ceux dont la taille est comprise 0 et 70 μm , puis plus les grains sont gros, moins on en compte (Tableau II.3 a et b). Près de 90% des grains ont un diamètre moyen et maximum inférieur à 280 μm . La plus grande partie des grains ont un facteur de forme compris entre 0,6 et 0,8, et près de 65% ont ce facteur inférieur à 0,8 (Tableau II.3 c). En résumé, on peut dire que les grains ont un diamètre maximum de 140 μm en moyenne et un diamètre moyen de 124 μm . Les grains ne sont donc pas parfaitement circulaires, d'autant plus que le facteur de forme moyen est de 0,74. On note quand même qu'il y a près de 30% des grains qui ont un facteur de forme compris entre 0,8 et 1, soit un cercle quasi parfait. Pour toute ces valeurs l'écart type est assez élevé, ce qui induit que la taille et la forme des grains n'est pas uniforme sur la surface (Tableau II.4).

La comparaison des données en surface et à $\frac{3}{4}$ tôle permet de noter les points suivants :

- Il y a moins de « gros » grains (diamètre moyen supérieur à 280 μm) à $\frac{3}{4}$ tôle qu'en surface;

- Le facteur de forme moyen est similaire, la forme des grains semble donc identique en surface et à $\frac{3}{4}$ tôle. Cependant, on note qu'il y a plus de grains avec un facteur de forme élevé et proche du cercle parfait à $\frac{3}{4}$ tôle.
- Pour toutes ces valeurs, les écarts types sont globalement assez importants: la taille et la forme des grains ne sont pas uniformes, et cette hétérogénéité est encore plus prononcée en surface qu'à $\frac{3}{4}$ tôle.

On peut réaliser les mêmes opérations suivant les faces DL et DT.

II.3.b Taille Des Grains Sur DL Et DT

Sur la face DL et la face DT, les grains sont très allongés (Figure II.5). Le procédé de mesure des grains diffère donc de celui utilisé précédemment puisque calculer un diamètre moyen n'aurait aucun sens. Il est intéressant de connaître la « longueur » et l'« épaisseur » des grains afin d'avoir une idée du nombre de grains empilés sur DL et DT. Comme précédemment, les images traitées sont préalablement numérisées (Figure II.6). D'une part une ellipse est inscrite dans chaque grain dont la « longueur » est représentée par le grand axe de l'ellipse et d'autre part le nombre de grains traversés par une droite perpendiculaire à la surface est compté.

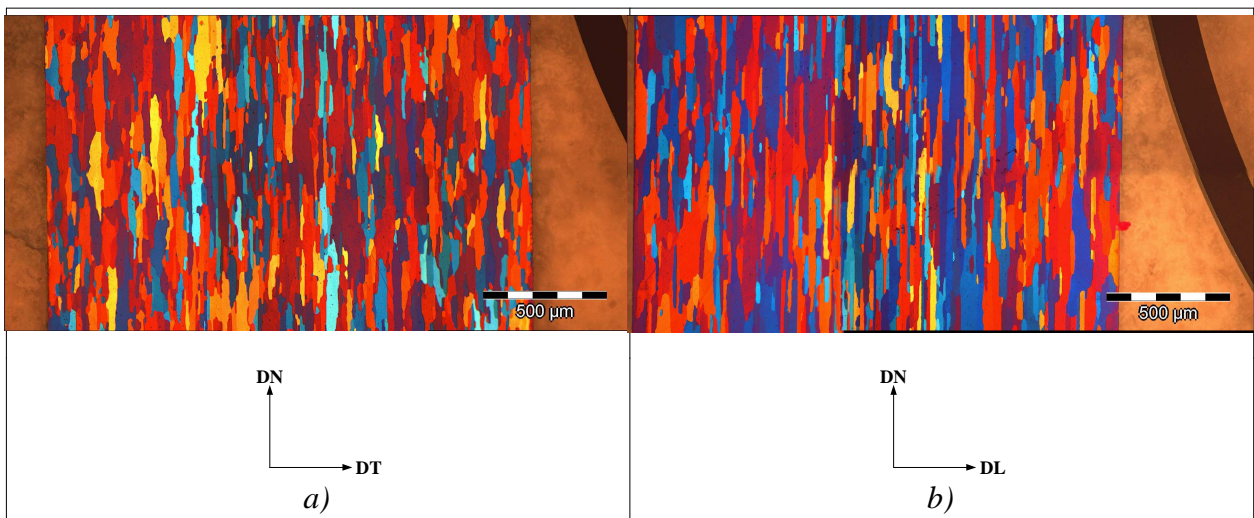


Figure II.5: Photographie de la micrographique des grains pour une tôle d'épaisseur 2mm sur les faces DL (a) et DT (b) (grossissement x20)

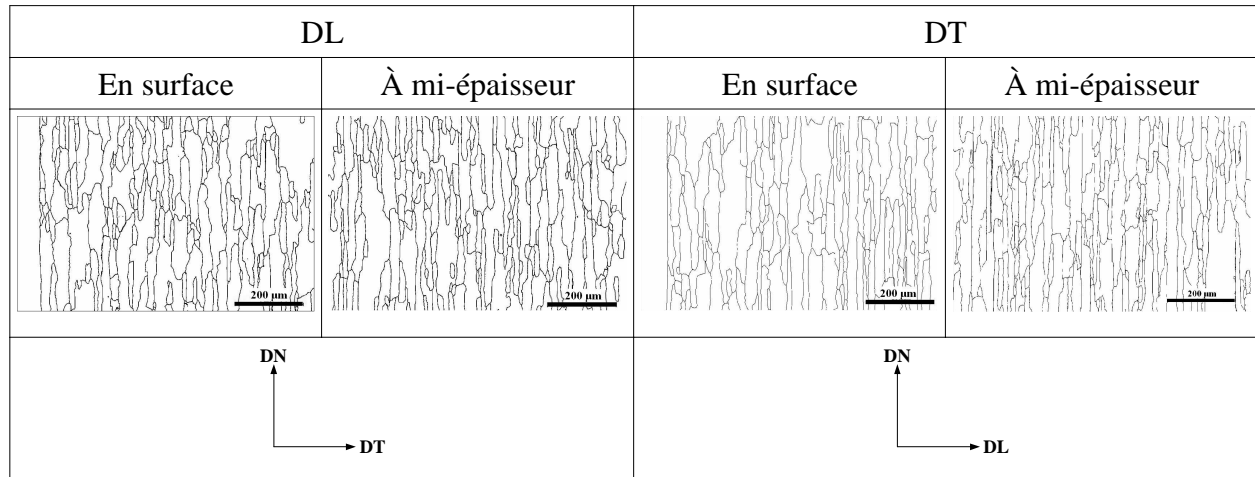


Figure II.6: numérisation des joints de grain sur DL et DT pour la tôle d'épaisseur 2mm (grossissement x20)

Sur la face DL, la « longueur » des grains est très variable: elle est comprise entre 6 et 490 μm , avec une moyenne de 117 μm et un écart-type de 100 μm . Quant à l'épaisseur des grains, elle est beaucoup plus homogène; on compte environ 92 grains sur les 2 mm d'épaisseur de la tôle. Un grain mesure donc environ 21,7 μm d'épaisseur, avec un écart-type de 0,4 μm . Il n'y a pas de différence notable entre les mesures à mi-épaisseur et celles en surface, aussi bien pour la longueur que pour l'épaisseur.

Sur face DT, le scénario est similaire pour la « longueur » des grains qui est comprise entre 10 et 630 μm , avec une moyenne de 154 μm et un écart-type de 123 μm . L « épaisseur » des grains est bien moins variable, mais contrairement à la face DL, une différence existe entre les grains au coeur de l'éprouvette et ceux sur le bord: 18,6 μm au coeur de l'éprouvette (avec un écart-type de 0,7 μm) et 21,1 μm sur les bords de l'éprouvette (avec un écart-type de 1,7 μm), soit une moyenne sur l'ensemble de 19,8 μm (et un écart-type de 1,8 μm).

Les « longueurs » sur les faces DL et DT sont du même ordre de grandeur et coïncident avec le diamètre des grains mesurés sur la face DN (156 μm) ainsi qu'avec le facteur de forme. Ces résultats permettent d'avoir une idée de la forme d'un grain (Figure II.7) : une sorte de galette quasi-circulaire.

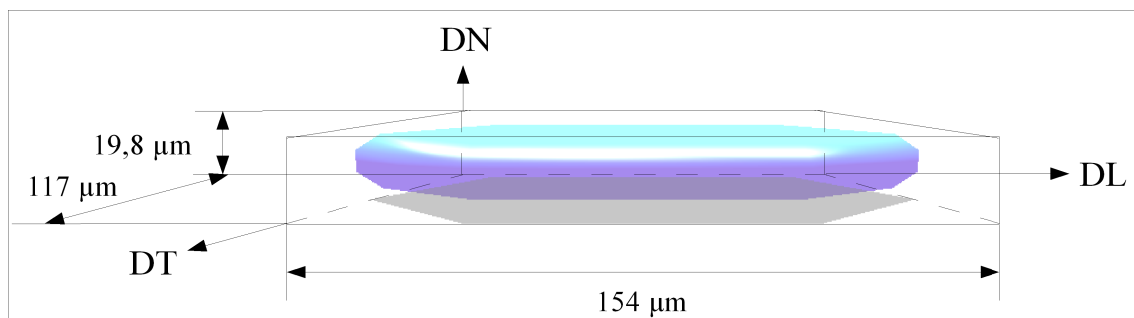


Figure II.7: forme générale des grains.

Si les grains sont quasi-equiaxes sur la face DN, ce n'est pas le cas sur DL et DT. Ceci peut alors influencer sur les propriétés mécaniques en fonction de la direction de traction suivie. Une campagne d'essais de traction a été réalisée afin de déterminer les propriétés mécaniques de notre alliage, l'anisotropie du matériau suivant l'orientation des grains, et éventuellement détecter le début de la fissuration.

III CARACTÉRISATION MÉCANIQUE

III.1 Traction

III.1.a Éprouvettes De Traction

Il est préférable d'utiliser des éprouvettes de section circulaire qui donnent des résultats plus reproductibles à la rupture en régularisant l'amorçage de la fissuration. En effet, celui-ci est souvent superficiel et plus aisé sur les angles. De plus, l'analyse de la striction est plus facile sur une section circulaire. Mais avec ce genre d'éprouvette, il vaut mieux avoir un diamètre supérieur à 4 mm, dimension au-dessous de laquelle les défauts superficiels risquent d'introduire beaucoup de dispersion. Vu l'épaisseur de la tôle dont nous disposons (2 mm), il est donc plus judicieux de réaliser des éprouvettes à section rectangulaire. A nous d'en déterminer les dimensions.

La norme NF EN 10002-1 précise la forme et les dimensions de la partie calibrée (Figure II.8), laissant aux laboratoires le soin de dessiner à leur guise les têtes d'amarrage de façon à les adapter au mieux aux machines de traction. Le raccordement doit se faire par des congés, de façon à éviter des concentrations de contraintes trop importantes qui pourraient provoquer la rupture dans ces zones.

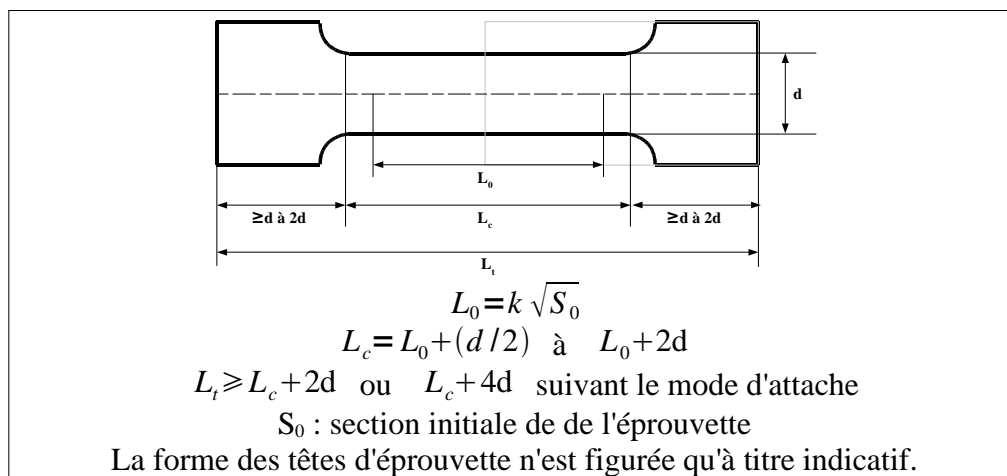


Figure II.8: forme et dimensions de la partie calibrée des éprouvettes de traction

La longueur L_c de la partie calibrée doit être suffisante par rapport à la distance L_0 entre repères, c'est à dire à la longueur utile. Il est recommandé de prendre:

$$L_c = L_0 + 2d \quad (\text{II.2})$$

avec d l'épaisseur de l'éprouvette.

Il est conseillé d'utiliser des éprouvettes dites proportionnelles, telles que la longueur initiale entre repères est proportionnelles à l'épaisseur:

$$L_0 = k \sqrt{S_0} \quad (\text{II.3})$$

avec:

S_0	Aire initiale de l'éprouvette
-------	-------------------------------

Le facteur de proportionnalité généralement utilisé vaut 5,65. Cependant ceci n'est pas une obligation. Ce coefficient peut être nettement supérieur dans le cas, par exemple, d'une aire initiale S_0 si faible qu'il faille adopter une longueur entre repères trop petite.

Pour les éprouvettes rectangulaires, il est recommandé de ne pas dépasser le rapport 1/8 entre les côtés. Au-delà, il peut en effet devenir difficile de créer un champ de contraintes uniforme dans la partie utile. Le ratio largeur/épaisseur recommandé est de 4 [42]. L'épaisseur de la tôle étant de 2 mm, la largeur de l'éprouvette sera donc de 8 mm. La surface de l'éprouvette est alors de 16 mm². Pour un facteur de proportionnalité de 5,65, $L_0 = 22,6$ cm. Les rayons de raccordement sont fixés à 3 mm, et L_c à 32 mm.

Le schéma de ces éprouvettes est donné Figure II.9.

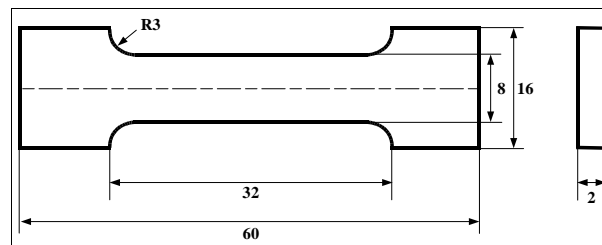


Figure II.9: éprouvette de traction

Cette géométrie permet d'avoir un nombre de grains représentatif sur la longueur, la largeur et l'épaisseur de chaque échantillon. Nous aurons:

- environ 200 grains sur L_0 ,
- environ 60 grains dans la largeur,
- et environ une centaine de grains dans l'épaisseur.

Afin de contrôler l'effet de l'anisotropie des propriétés mécaniques due à l'orientation de la tôle, les éprouvettes sont prélevées suivant 3 orientations différentes: DL, DT et à 45° (Figure II.10).

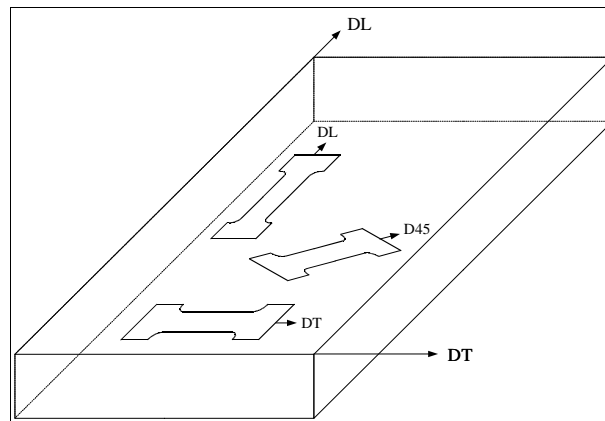


Figure II.10: découpe des éprouvettes dans la tôle

Ces éprouvettes vont bien sûr servir à déterminer les caractéristiques fondamentales de notre matériau (limite d'élasticité, module de Young...), mais peuvent également nous donner une indication sur la ductilité de l'aluminium utilisé. Avant de commencer notre campagne d'essais de traction, il est important de faire un tour d'horizon sur ces indicateurs de ductilité.

III.1.b Indicateur De Ductilité En Traction Uniaxiale

La ductilité est définie comme la faculté d'un métal à se déformer avant de rompre. Même si l'idée est simple, la quantification de la ductilité est difficile:

- la valeur de la déformation à rupture (ductilité) dépend du chemin de chargement (état de contrainte). Par exemple, la ductilité en découpe est fortement différente de la ductilité en traction uniaxiale.
- La rupture est un phénomène local, alors que les mesures de déformation expérimentales sont souvent globales. De ce fait, divers facteurs influent sur la ductilité tels que la géométrie de l'éprouvette ou la sensibilité du matériau à la localisation de la déformation.

La ductilité en traction peut être mesurée par la réduction d'aire à rupture de la section minimale de l'éprouvette [43]. La localisation de la déformation due à la striction diffuse est ainsi prise en compte dans l'indicateur $\ln(A_0/A_r)$ où A_0 et A_r sont respectivement l'aire initiale et l'aire à rupture de la section minimale de l'éprouvette. En effet, lors d'un essai de traction uniaxial avec un matériau ductile, l'instabilité plastique et la localisation de l'écoulement apparaît juste après la charge maximum. A cet instant commence la striction diffuse (Figure II.11-a). Cette forme d'écoulement instable est analogue à la striction formée dans une éprouvette de section circulaire. La striction diffuse peut terminer en rupture, mais généralement la déformation continue sous une charge qui diminue jusqu'au développement d'une striction localisée qui conduit finalement à une rupture ductile [44][45]. Le processus du début de la striction localisée à la rupture est souvent très court et rapide.

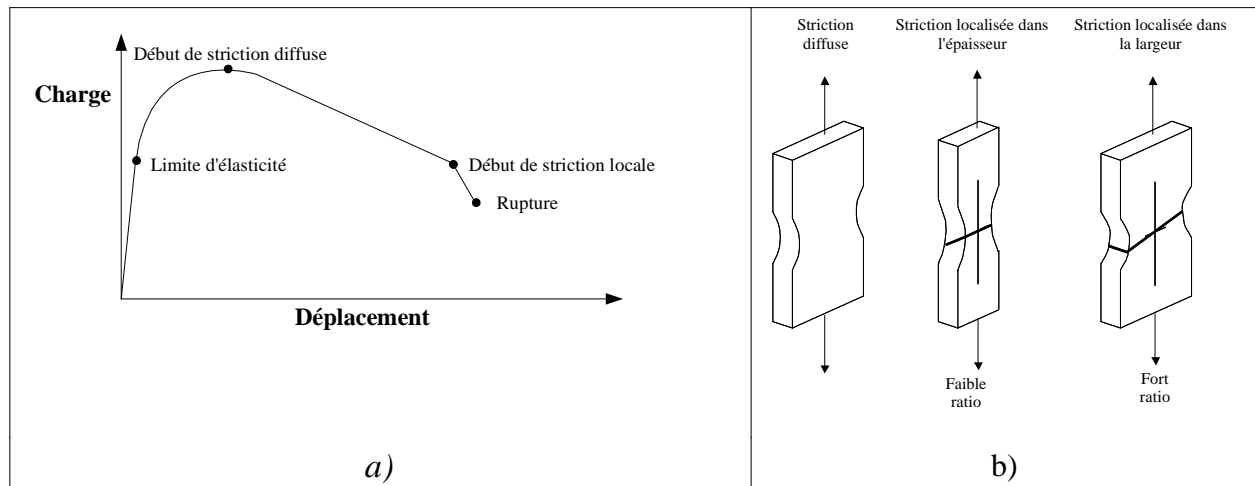


Figure II.11: a) courbe de traction schématisée charge-déplacement d'une éprouvette à section rectangulaire avec la position des débuts de striction diffuse et localisée [42] - b) les 2 types de striction en traction uniaxiale avec des éprouvettes à section rectangulaire la striction : striction diffuse suivie de striction localisée [42]

D'après une procédure décrite par Bacha [46], les mesures de déformations locales macroscopiques à rupture $\ln(A_0/A_r)$ données Tableau II.5 montrent que la direction de traction la moins ductile est celle réalisée suivant DL.

Direction de traction	DL	DT	D45
$\ln(A_0/A_r)$	1,26	1,51	1,63

Tableau II.5: déformation macroscopique à rupture

Il existe deux types de striction observées lors d'un essai de traction uniaxiale avec une éprouvette à section rectangulaire qui sont présentées Figure II.11-b : pour les éprouvettes avec un faible rapport de forme et une forte capacité d'écouissage, la striction localisée apparaît dans l'épaisseur de la tôle, inclinée par rapport à l'axe de traction; au contraire, pour les éprouvettes avec un gros rapport de forme et une faible capacité d'écouissage, la striction localisée apparaît dans la largeur, toujours inclinée par rapport à l'axe de traction [42]. Dans le cas des déformations planes, très souvent l'éprouvette rompt d'abord en son centre, puis la cavité créée déclenche la striction localisée dans l'épaisseur par effet d'anisotropie [47].

Avec la géométrie choisie pour nos essais, nous nous attendons à observer une striction localisée dans l'épaisseur.

III.1.c Essais De Traction Sur Éprouvettes Non-entailées

Les essais de traction conventionnels jusqu'à rupture sont réalisés sur une machine INSTRON de capacité 200 kN assurant une vitesse de déformation de 0,01 mm/s (vitesse de déplacement de la traverse). Pour mesurer l'allongement, nous utilisons un extensomètre

d'ouverture maximale de 13 mm. L'erreur sur cet extensomètre est de $0,002 \mu\text{m}$ pour $500 \mu\text{m}$. L'erreur sur la force est de 0,5 %. L'erreur sur le capteur de déplacement de la machine est inférieur à $3 \mu\text{m}$.

Avant chaque essai, les éprouvettes sont mesurées au projecteur de profil en 3 endroits sur leurs largeur et épaisseur afin de connaître au mieux la surface S_0 . Les éprouvettes sont ensuite fixées dans les mors de la machine de traction, puis une précharge de 0,2 kN est appliquée pour éviter que la courbe de traction enregistrée ne soit pas linéaire dans sa partie élastique. L'essai peut alors commencer.

Les courbes brutes enregistrées (courbes force / déplacement) sont traitées pour obtenir les courbes contrainte / déformation. Ces courbes permettent de déterminer différentes propriétés du matériau:

- le module de Young du matériau
- La limite d'élasticité du matériau
- La contrainte maximale ou résistance à la traction du matériau
- Le début de la striction exprimé en allongement
- La déformation à rupture

Toutes ces données sont résumées sur la courbe type représentée Figure II.12.

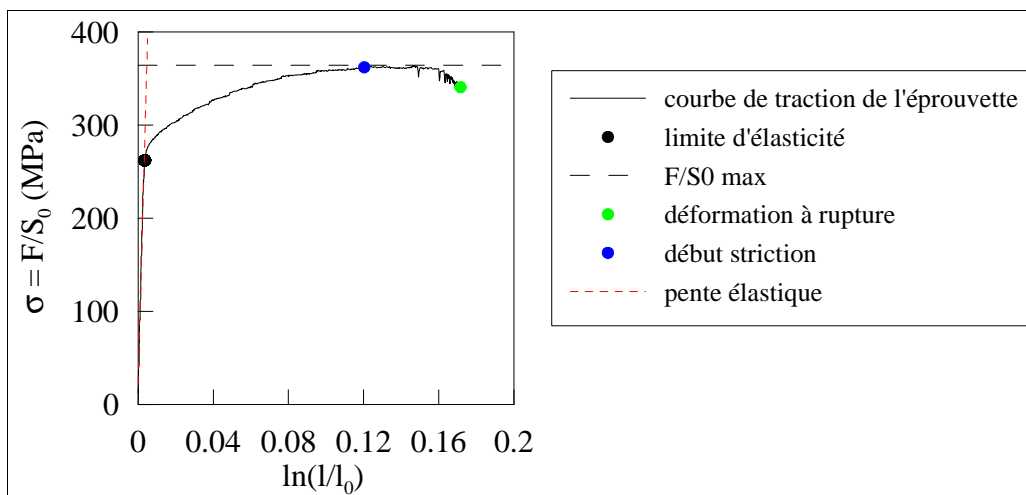


Figure II.12: exemple de courbe de traction

Le Tableau II.6 résume les résultats moyens obtenus sur les différentes éprouvettes:

	DL	DT	D45
E (MPa)	74105 +/-2% soit 1160 MPa	74031 +/- 1% soit 510 MPa	69940 +/- 4% soit 2480 MPa
Limite d'élasticité (MPa)	258 +/- 2% soit 5 MPa	203 +/- 2% soit 5 MPa	207 +/- 5% soit 9 MPa
F/S₀ max (MPa)	365 +/- 0,5% soit 2 MPa	359 +/- 0,2% soit 1 MPa	354 +/- 0,2% soit 1 MPa
Début striction (ln(l/l₀))	0,12 +/- 9% soit 0,01	0,13 +/- 4% soit 0,01	0,13 +/- 9% soit 0,01
Déformation à rupture (ln(l/l₀))	0,17 +/- 3% soit 0,01	0,18 +/- 9% soit 0,02	0,19 +/- 3% soit 0,01

Tableau II.6: propriétés mécaniques du matériau en fonction de l'orientation avec indice de confiance de 95%

En premier lieu, ces résultats sont conformes à ceux que nous attendions, notamment pour le module de Young. La comparaison de notre alliage aux alliages des séries 2000 et 7000 (dont quelques propriétés sont données Tableau II.7) montre que les propriétés mécaniques obtenues sont tout à fait honorables puisque le module de Young de notre alliage 2198 est supérieur à celui des séries 2000 et 7000, et la limite d'élasticité et la déformation à rupture correspondent à celles d'un alliage de la série 2000.

	Module de Young (Mpa)	Limite d'élasticité (Mpa)	Contrainte max. (Mpa)	Déformation à rupture (ln(l/l ₀))
Aluminium	71000	25 - 125	70 - 135	0,1 - 0,5
Série 2000	71000	200 - 500	300 - 600	0,1 - 0,25
Série 7000	71000	500 - 670	500 - 670	0,1 - 0,17

Tableau II.7: quelques données sur les alliages d'aluminium

Ensuite ces résultats montrent qu'il existe bien une anisotropie des propriétés mécaniques en fonction de la direction de traction:

- le module de Young diffère d'une direction à l'autre, le plus élevé étant pour la traction suivant DL; on note un écart de 4% environ entre les deux valeurs extrêmes.
- la limite d'élasticité varie également d'une direction à l'autre, et d'une façon plus prononcée (plus de 20% d'écart entre les deux extrêmes); la traction suivant DL présente celle qui est la plus élevée.
- La contrainte maximale est aussi légèrement différente d'une direction à l'autre, la plus élevée étant encore pour la traction suivant DL.
- Les autres propriétés sont similaires pour les trois directions.

Pour mieux représenter les écarts de propriétés, les courbes de traction des différents essais sont moyennées pour chaque direction (Figure II.13).

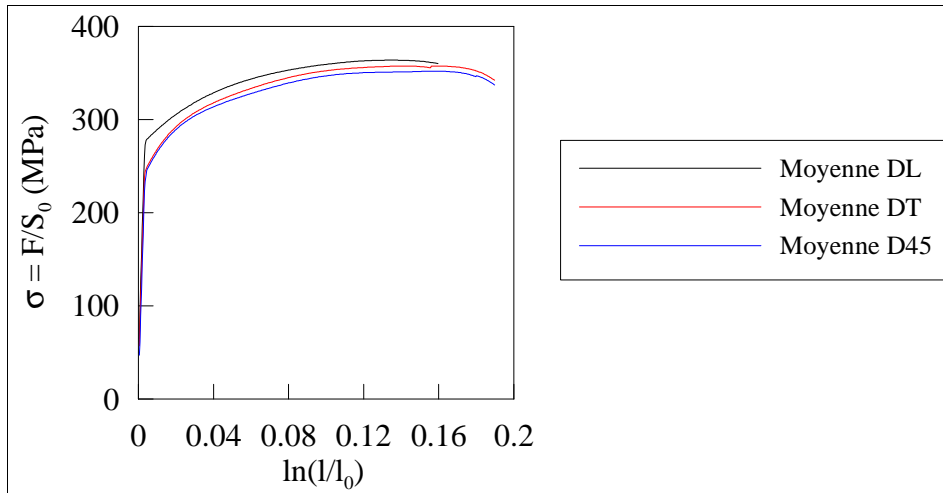


Figure II.13: courbes de traction moyennes

Ces courbes moyennées permettent de faire ressortir 3 phénomènes importants: la limite d'élasticité est nettement plus élevée suivant DL alors qu'elle est équivalente suivant D45 et DT, la contrainte maximale est plus élevée suivant DL que suivant DT et même D45, et enfin la déformation à rupture est la plus faible suivant DL alors qu'elle est équivalente sur D45 et DT.

Une autre caractéristique intéressante mais qui n'est pas donnée directement par les courbes de traction est le coefficient d'écroutissage. Ce coefficient, que nous noterons n , est indicateur de la consolidation du matériau : plus il est élevé, plus il faudra élever la contrainte pour augmenter la déformation plastique. Les déformations sont d'autant plus homogènes (donc la déformation totale possible élevée) que le coefficient d'écroutissage est lui-même élevé. Il est mesuré dans le domaine de déformation plastique homogène. Nous avons donc besoin des courbes de traction rationnelles, ou « vraies », qui à l'inverse des courbes conventionnelles précédentes prennent en compte le fait que la section diminue au cours de l'essai de traction. La section instantanée n'est pas aisée à mesurer, mais en notant que, par conservation de volume :

$$lS = l_0 S_0 \quad (\text{II.4})$$

La contrainte vraie est obtenue par :

$$\sigma_v = \frac{F}{S} = \frac{Fl}{S_0 l_0} \quad (\text{II.5})$$

Ce qui conduit à la déformation plastique vraie:

$$\epsilon_p = \epsilon - \frac{\sigma_v}{E} \quad (\text{II.6})$$

Il est important de souligner que puisque le calcul des courbes rationnelles est basé sur la conservation de volume de la déformation plastique, ces courbes s'arrêtent dès que la striction diffuse apparaît. La Figure II.14 montre un exemple de courbe de traction « vraie » suivant DL.

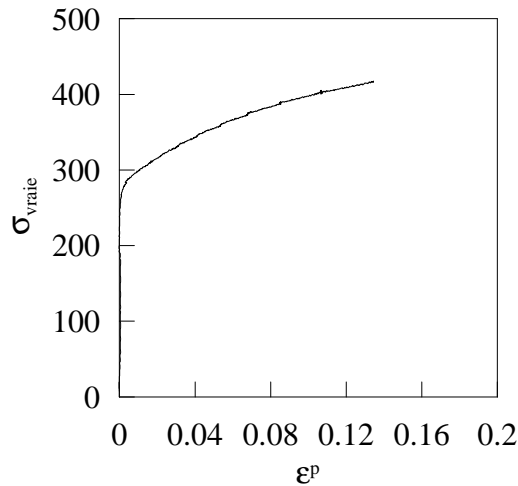


Figure II.14: courbe de traction "vraie" suivant DL

Le coefficient d'écouissage n n'est pas une constante, d'où l'intérêt de définir un coefficient d'écouissage instantané. On a :

$$n_{\text{instantané}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \epsilon} \quad (\text{II.7})$$

Il s'en suit:

$$n_{\text{instantané}} = \frac{\epsilon_p}{\sigma_v} \frac{\partial \sigma_v}{\partial \epsilon_p} \quad (\text{II.8})$$

Pour chaque essai, $n_{\text{instantané}}$ est calculé pour ϵ_p compris entre 0,03 et le début de striction. Une courbe type est présentée Figure II.15. Dans chaque direction de traction DL, DT et D45, les courbes sont moyennées (Figure II.16) et montrent que l'évolution du coefficient d'écouissage au cours de l'essai de traction varie de façon similaire pour les 3 directions de traction: n augmente jusqu'à $\epsilon_p \approx 0,05$ puis diminue pour atteindre un palier à partir de $\epsilon_p \approx 0,08$. Ces courbes révèlent une anisotropie du coefficient d'écouissage puisque n est le plus élevé suivant DT et le plus faible suivant DL. On peut donc supposer que les déformations seront plus homogènes suivant DT que suivant DL et donc que la déformation totale possible sera plus élevée suivant DT que suivant DL, ceci étant en partie vérifié puisque la déformation à rupture est plus élevée suivant DT que suivant DL.

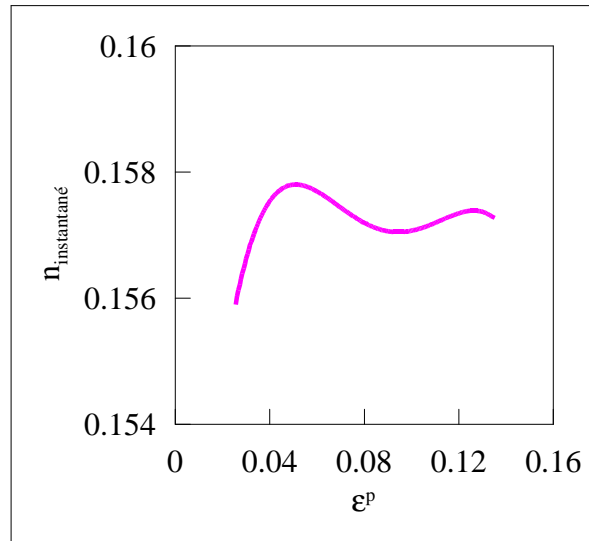


Figure II.15: coefficient d'érouissage instantané pour un essai suivant DL

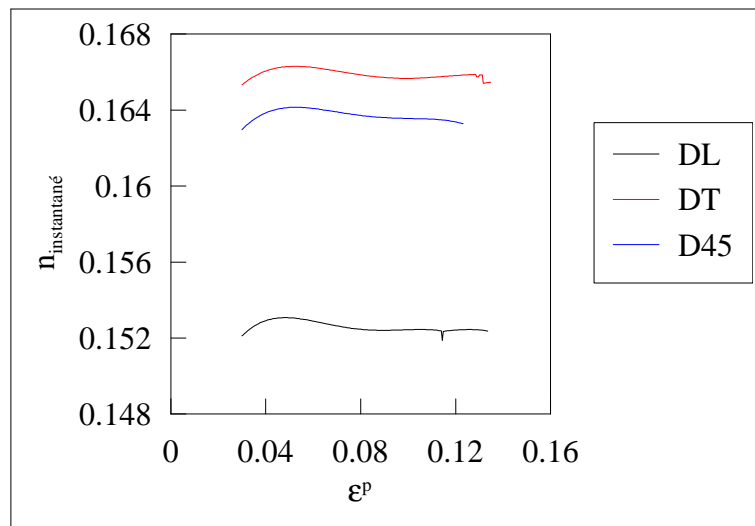


Figure II.16: coefficient d'érouissage instantané moyen pour chaque direction de traction

III.2 Loi De Comportement

En suivant la procédure de Bacha [46], les tôles sont soumises à un essai de compression plane, qui consiste à imposer un déplacement suivant une direction y , tout en maintenant les faces latérales de normales z par l'intermédiaire d'un couloir. Au final, seule la direction x est libre, ce qui entraîne que la déformation s'effectue dans le plan (x,y) (Figure II.17). Cette méthode permet de déterminer la loi de comportement du matériau.

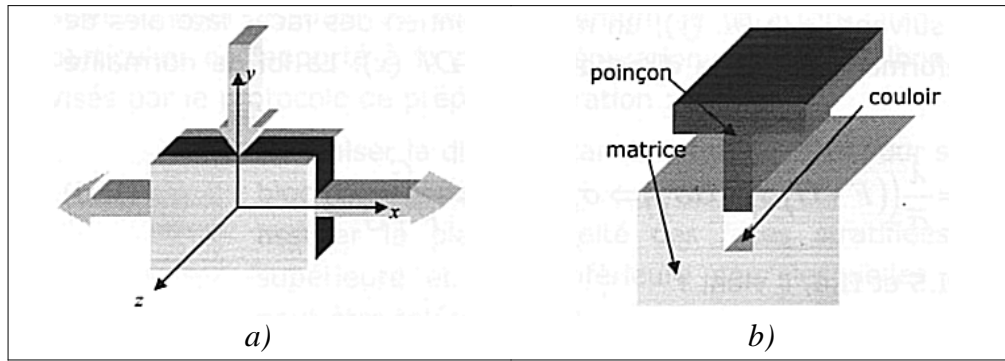


Figure II.17: essai de compression plane - a) schéma de principe - b) dispositif [46]

La loi de comportement est une loi de Voce étendue de type :

$$\sigma_y = \sigma_o + (\sigma_\infty - \sigma_o)(1 - e^{-\delta \bar{\epsilon}_p}) + \kappa \bar{\epsilon}_p \quad (\text{II.9})$$

avec :

σ_y	Seuil d'écoulement
σ_o	Limite élastique
σ_∞ δ κ	Coefficients décrivant l'écrouissage
E	Module de Young
ϵ_p	Déformation plastique cumulée = $\bar{\epsilon} - \frac{\sigma_y}{E}$

Les résultats obtenus sont donnés dans le Tableau II.8 :

DL	DT
$\sigma_y = \sigma_o + (331 - \sigma_o)(1 - e^{-14,5 \bar{\epsilon}_p}) + 43 \bar{\epsilon}_p$	$\sigma_y = \sigma_o + (325 - \sigma_o)(1 - e^{-18 \bar{\epsilon}_p}) + 28 \bar{\epsilon}_p$

Tableau II.8: Loi de Voce étendue pour la compression plane réalisée suivant DL (a) et suivant DT (b)

IV EBSD

L'analyse EBSD (Electron Back Scattering diffraction) est une méthode d'analyse cristallographique locale reposant sur l'exploitation des diagrammes de diffraction des électrons rétrodiffusés. Elle se fait à l'ENSMSE dans un MEB FEG. La particularité technique de l'EBSD est d'offrir une analyse locale mais aussi une information globale à partir d'un grand nombre d'informations locales. Une des principales applications de l'EBSD repose essentiellement sur la cartographie où l'on se préoccupe en premier lieu de l'orientation cristalline des constituants de l'échantillon, mais aussi de leur morphologie [48].

Cette technique va, dans un premier temps, nous renseigner à propos de l'orientation

cristallographique des grains. Il est en effet intéressant de savoir s'il existe une orientation préférentielle des grains, auquel cas la rupture n'est pas amorcée de la même façon.

IV.1 Préparation Des Échantillons

La faible profondeur d'échappement des électrons qui contribuent à la formation de diagrammes EBSD impose une préparation d'échantillon adaptée. Celle-ci doit préserver la structure cristalline de l'échantillon au voisinage de la surface analysée, en éliminant le mieux possible les couches superficielles oxydées ou la contamination de surface, sans créer d'écrouissage superficiel ni de rugosité excessive.

La procédure de préparation doit commencer par un polissage mécanique très doux, progressif et prolongé, sur des disques abrasifs rotatifs : on commence avec un papier abrasif d'indice P600, puis P1000 et enfin P2500, pendant 2 minutes avec une pression de 3 daN et une vitesse de 150 tours / min pour chaque étape. La finition du polissage mécanique se termine à la pâte diamantée 3 μm , puis 1 μm et enfin $\frac{1}{4}$ μm (facultatif), pendant 2 minutes avec une force de 3 daN et une vitesse de 300 tours / min pour chaque étape. Il est ensuite nécessaire d'améliorer la qualité du polissage par une étape de finition, réalisée par polissage électrolytique (20 Volts pendant 20 secondes avec une solution de Struers à température réfrigérée, mais non contrôlée).

IV.2 Informations Délivrées Par L'analyse EBSD

Une fois que le module d'acquisition du logiciel EBSD (Channel 5) a effectué la sauvegarde du fichier de données pour l'ensemble des points, ce fichier peut être exploité à l'aide du module d'analyse du logiciel (Flamenco).

Classiquement, on dispose de 3 types principaux de représentation des résultats :

- Les cartographies, sur lesquelles la luminance et/ou la chrominance peuvent représenter différentes grandeurs : la phase, l'indice de qualité, l'indice de confiance, un ensemble de points dont la désorientation n'excède pas un certain seuil (grain), l'orientation locale, l'écart local à une orientation donnée, les joints de grains correspondant à un intervalle donné de désorientation, les joints de coïncidence, etc. Il est fréquent d'adopter des représentations dans lesquelles le niveau de couleur est modulé par l'indice de qualité, ce qui souligne les limites de phases ou de grains, et met en évidence les imperfections locales de l'échantillon (piqûres, cavités, salissures, etc.).

- Les graphes de distribution : ils permettent de représenter diverses grandeurs telles que la distribution des tailles de grains, la distribution des désorientations aux joints, la distribution de la désorientation globale par rapport à une direction donnée, etc.

- Les figures de pôles : elles sont très utilisées pour représenter l'orientation cristalline globale d'un échantillon ou les diverses composantes de son orientation (texture). Il existe différents types de représentation de figures de pôles, mais c'est le plus souvent la projection

stéréographique qui est utilisée.

IV.2.a Angles D'Euler

Un mode de description des orientations cristallographiques utilise les angles d'Euler. Nous utiliserons dans la suite de ce travail la notation de Bunge sachant qu'il existe des relations simples entre les différents angles [49]. Les angles d'Euler décrivent les 3 rotations qui permettent de relier le référentiel échantillon (X, Y, Z) au référentiel cristal (X_c, Y_c, Z_c) (Figure II.18). Une première rotation φ_1 est effectuée autour de DN. La seconde rotation Φ autour du nouvel axe DL' permet de définir un nouveau repère. C'est autour de l'axe DN' (qui correspond maintenant à Z_c) de ce nouveau repère que s'effectue la rotation φ_2 [48].

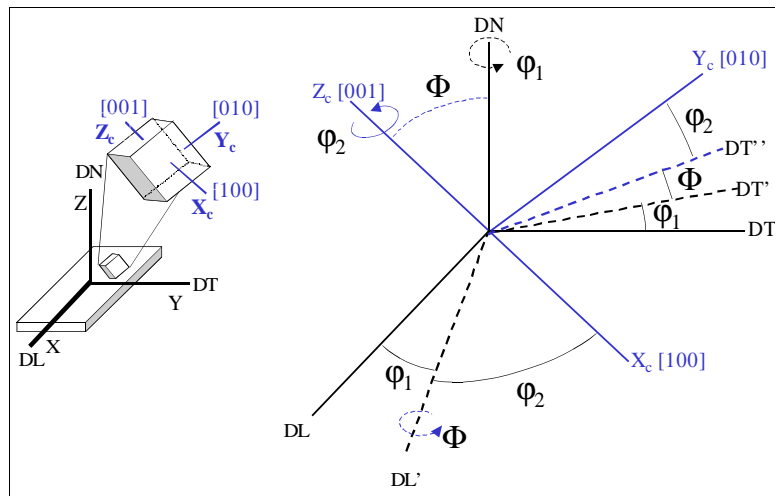


Figure II.18: orientations du référentiel cristal (X_c, Y_c, Z_c) et référentiel échantillon ((X, Y, Z) ou (DL, DT, DN)) et définitions des angles d'Euler dans la convention de Bunge [50].

IV.2.b Cartographies

Comme il l'a été dit dans le paragraphe précédent, il existe différentes façons de représenter les grains. Il est possible, entre autres, de déterminer l'angle de définition des joints de grains (dans notre cas il est de 13°) ou la façon de colorier les grains. Dans cette étude, nous utiliserons soit une représentation en angle d'Euler (c'est à dire que chaque valeur d'angle est combiné sur une couche RGB) ou une représentation « cubic RF colouring ». Cette dernière représentation est très intéressante pour nous puisque chaque couleur est obtenue en fonction d'une désorientation par rapport à un repère (Figure II.19).

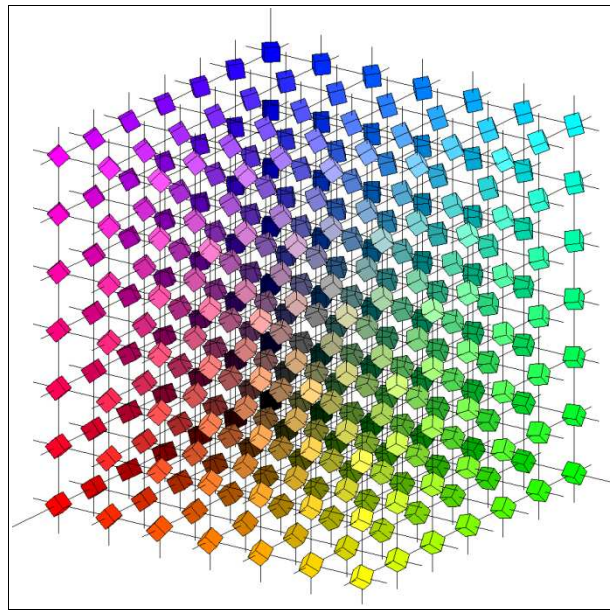


Figure II.19: échelle de couleurs pour la représentation "cubic RF colouring".

Des exemples de cartographie sont donnés Figure II.20. On remarque que pour la représentation en angle d'Euler (Figure II.20 a), la couleur n'est pas uniforme dans chaque grain, autrement dit l'orientation n'est pas « constante » dans le grain, et qu'à quelques degrés près (moins de 13°), la couleur représentative de l'orientation du grain varie beaucoup, ce qui n'est pas le cas pour la représentation en « cubic RF colouring ».

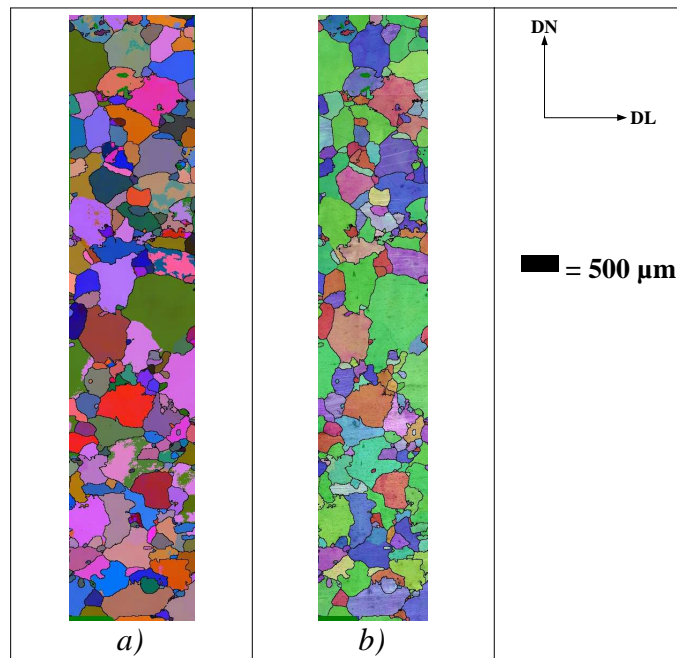


Figure II.20: cartographie avec représentation en angle d'Euler (a) et "cubic RF colouring" (b)
– grossissement x200, pas = $5\ \mu\text{m}$

IV.2.c Tableaux De Distribution

À chaque cartographie correspond un tableau dans lequel sont enregistrées de nombreuses informations concernant les grains: taille, angles d'Euler, coordonnées du centre... Un extrait de tableau est donné Tableau II.9.

Nr.	Aire [μm^2]	d [μm]	Xcg	Ycg	Aspect Ratio	φ_1	Φ	φ_2
1	7900	100,29	7,87	1,72	3,9551	114,6	24,98	32,55
2	33350	206,06	44,7	5,21	5,1227	99,73	43,35	52,04
3	1,2645	401,25	104,52	22,4	1,4046	129,36	11,39	33,28
4	200	15,958	121	0,5	2,618	129,32	11,59	33,24
5	350	21,11	144,71	1,43	1,8074	128,59	12	33,32
6	2950	61,287	149,46	2,46	2,2154	240,79	42	88,45
7	40950	228,34	159,13	16,43	1,8748	286	14,76	22,98
8	2150	52,321	163,79	1,67	2,1334	131,91	11,37	30,84
9	3550	67,231	170,11	5,15	1,1346	38,93	11,28	56,34
10	100	11,284	198,5	0	2	42,73	10,94	52,82
11	15600	140,93	216,27	4,44	3,2772	54,58	11,97	63,25
12	100	11,284	235,5	0	2	243,05	12,06	75,11
13	66000	289,89	259,6	15,87	1,2292	278,3	9,23	11,6
14	1,534E	441,94	330,35	11,42	2,2479	305,3	40,77	86,99
15	50	7,9788	128	3,5	2	129,64	11,26	31,91
16	25	5,6419	138	3	1	128,4	12,1	34,23
17	33500	206,53	294,57	25,7	1,0665	128,17	17,11	25,89
18	99150	355,31	33,77	22,86	2,7441	25,34	6,91	20,86
19	25	5,6419	139	4	1	128,34	12,1	33,87
20	48550	248,63	215,29	32,61	1,1396	94,54	9,3	47,44

Tableau II.9: extrait du tableau de distribution des grains

IV.2.d Figures De Pôle

La projection stéréographique s'effectue comme indiqué sur la Figure II.21, qui illustre le cas simple des pôles $\{100\}$ d'un cristal cubique. Ces pôles sont les points où les normales aux plans de type $\{100\}$, c'est à dire les faces du cube, percent une sphère centrée à l'origine du repère lié à l'échantillon. 3 ou 6 pôles de type $\{100\}$ peuvent être définis selon que l'on tient compte ou non des symétries du cristal. La projection stéréographique consiste à projeter ces pôles sur le plan médian de la sphère, en utilisant l'intersection des droites joignant chacun des pôles considérés au pôle sud de la sphère.

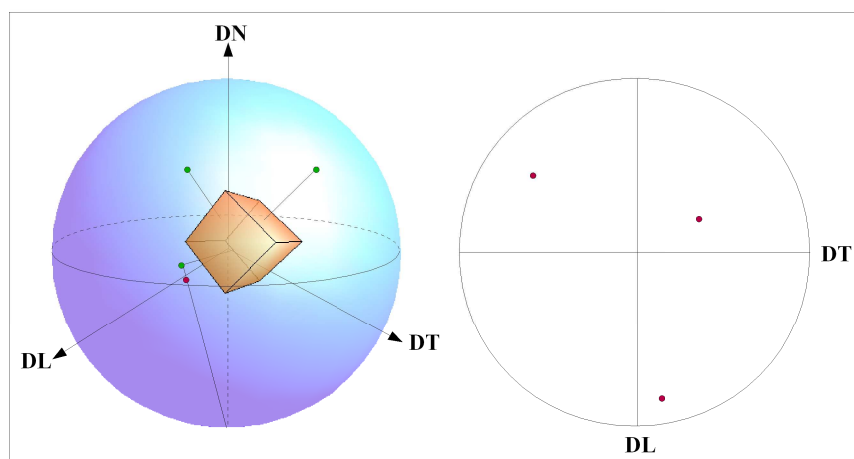


Figure II.21: construction de la projection stéréographique [50].

La texture du matériau s'exprime par la distribution statistique des orientations des cristaux [50]. On utilise parfois sur les figures de pôle des lignes de niveau qui représentent la densité des directions cristallographiques. Un exemple de représentation de différents types de texture est donné Figure II.22.

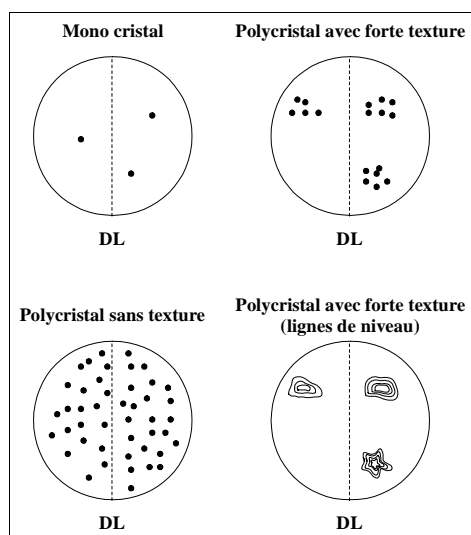


Figure II.22: différents types de textures sur mono cristal et polycristal [50]

Les figures de pôle inverses peuvent également représenter la texture. Dans ce cas ce n'est pas une direction cristallographique donnée qui est repérée par rapport au trièdre lié à la tôle, mais la position de la direction de l'échantillon (tôle) par rapport au repère cristallographique du grain. Grâce aux symétries du cristal, on peut n'utiliser qu'un « morceau » de la projection standard. Un simple triangle dans la projection standard permet de montrer quelles directions cristallographiques orientées parallèlement avec la direction de référence externe sont les plus présentes (Figure II.23)

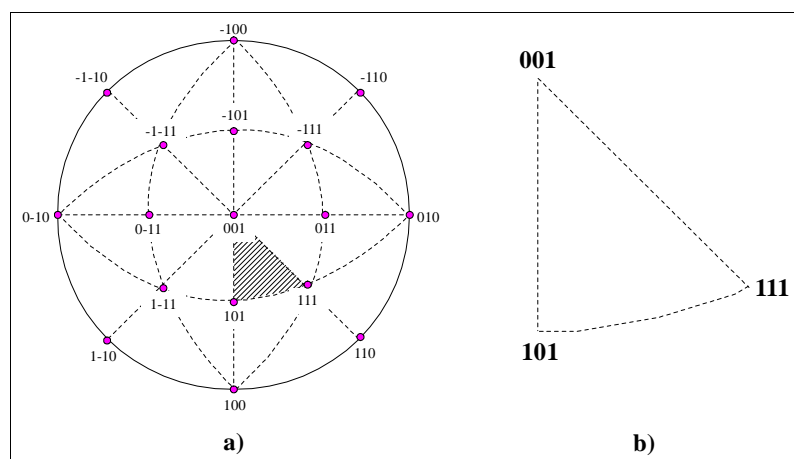


Figure II.23: Figures de pôle: a) projection standard (001) - b) figure de pôle inverse utilisant le triangle hachuré et la projection standard [50]

Dans le cadre de cette étude, il est important de déterminer si notre matériau présente une

texture cristallographique afin d'éventuellement relier la fissuration à l'orientation cristallographique.

IV.3 Notre Matériau

Après avoir réalisé une cartographie sur un échantillon assez grand pour avoir un nombre de grains représentatifs, une figure de pôle est tracée (Figure II.24). Pour obtenir une figure de pôle de meilleur rendu, l'orientation de chaque grain est moyennée. En effet, les joints de grains sont définis dès lors que l'orientation entre deux points diffère de 13° . Mais rien n'empêche que dans un même grain l'orientation des différents points d'indexation varie de quelques degrés. Les bords des échantillons sont alignés avec un repère interne au MEB, ainsi X0 et Y0 correspondent respectivement à la direction DL (ou DT) et DT (ou DL) suivant l'échantillon observé.

Ces figures de pôle montrent qu'il n'y a pas d'orientation préférentielle, autrement dit, il n'y a pas de texture.

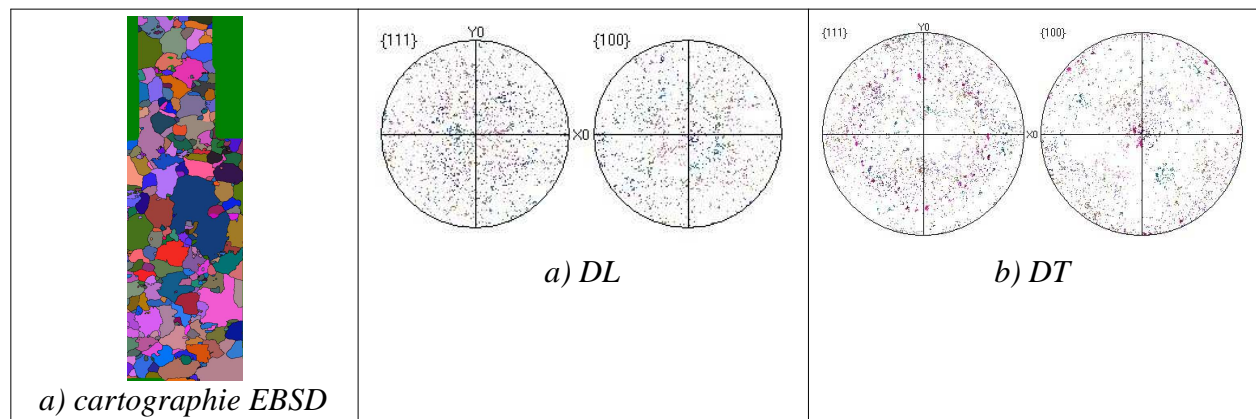


Figure II.24: exemple de cartographie EBSD (a) (les zones vertes en haut et en bas de l'image correspondent à des zones non indexées) et figures de pôle sur nos tôles suivant DL (b) et DT (c)

V CARACTÉRISATION DE L'ENDOMMAGEMENT

V.1 Observation Des Faciès

Les faciès de rupture des éprouvettes non entaillées sont observées au MEB. L'intérêt est ici de voir tout le faciès de rupture, ceci dans plusieurs buts : voir si des zones sont plus ductiles que d'autres et comparer le mode de rupture dans les différentes directions de traction. Comme nous l'avons dit au chapitre I, il existe grossièrement 3 modes de rupture :

- Rupture à faciès ductile
- Rupture intergranulaire
- Rupture par clivage (fragile)

Les matériaux avec une structure CFC (comme l'aluminium) ne clivent pas.

Comme il l'a été dit au paragraphe III.1.b, la rupture se fait inclinée dans la largeur et dans l'épaisseur de l'éprouvette (Figure II.25). Le faciès ne peut donc pas être observé à un grandissement permettant de le voir dans son ensemble. En effet si on règle la netteté au centre du faciès, le reste sera flou. Les prises sont donc fractionnées et plusieurs photos à x200 sont ensuite assemblées. Tous les faciès sont observés sur la moitié de l'éprouvette puisqu'à *priori* symétrique. Pour se repérer, on sépare l'éprouvette en deux parties comme indiqué sur la Figure II.26.

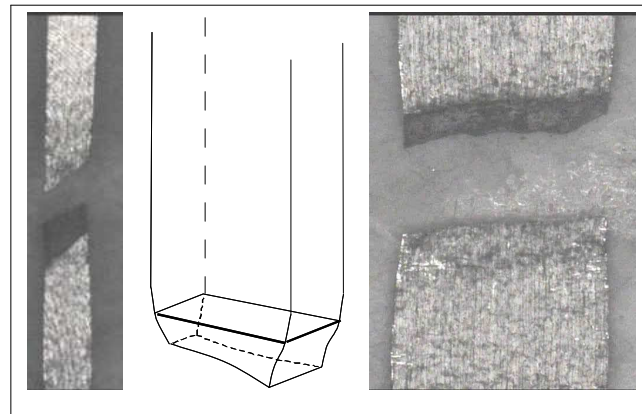


Figure II.25: photographies d'une éprouvette rompue après traction et schéma de la rupture après striction localisée

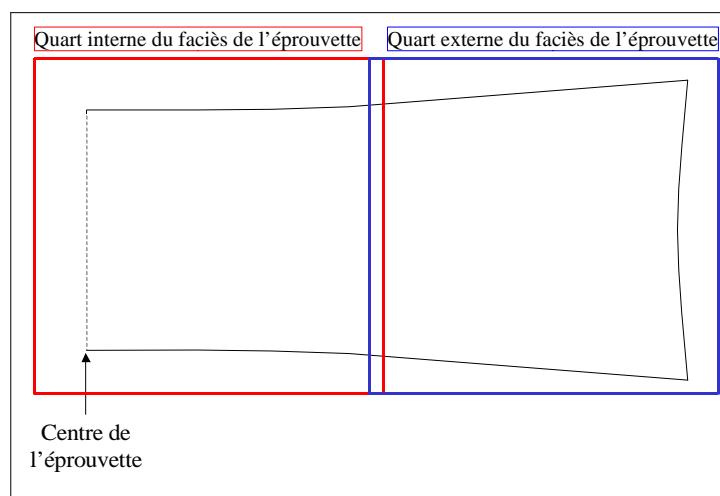


Figure II.26: schéma de la partie du faciès de rupture observé

V.1.a Observation Du Faciès De Rupture De L'éprouvette D'épaisseur 2mm Tractionnée Suivant DL.

Un faciès de rupture de ce type est donné Figure II.27. La surface sur le quart externe de l'éprouvette est plus fibreuse que sur le quart interne. Les cupules sont plus nombreuses et plus petites sur le quart externe (zone 6) que sur le quart interne (zones 1, 2, 3, et 4).

Ce faciès montre des cupules ayant coalescé : une ligne de cupules est marquée sur la zone 6

et sur les zones 7 et 8 des cupules ont coalescé jusqu'à l'obtention d'une microfissure d'une taille assez importante ($\approx 100 \mu\text{m}$) au vu des dimensions de l'éprouvette.

Les coins de l'éprouvette sont ultra lisses avec peu de cupules (zone 5). La surface observée est caractéristique du matage des deux surfaces de rupture antagonistes.

Près des surfaces de l'éprouvette on retrouve des microfissures (zone 9) avec une limite assez marquée : vers le centre de l'éprouvette la surface de rupture est fibreuse alors que vers la surface de l'éprouvette la surface de rupture est comme aplanie, signe de matage.

La présence de cupules signifie que la rupture est bien ductile. Cependant, au vu de la multitude de petites cupules dans le quart externe de l'éprouvette, cette rupture ductile serait plutôt à caractère transgranulaire dans cette zone. Dans le quart interne de l'éprouvette où les cupules sont moins nombreuses mais plus grosses et où la surface est moins fibreuse, la rupture se serait faite de façon plus brutale, c'est à dire avec une déformation locale à rupture plus petite.

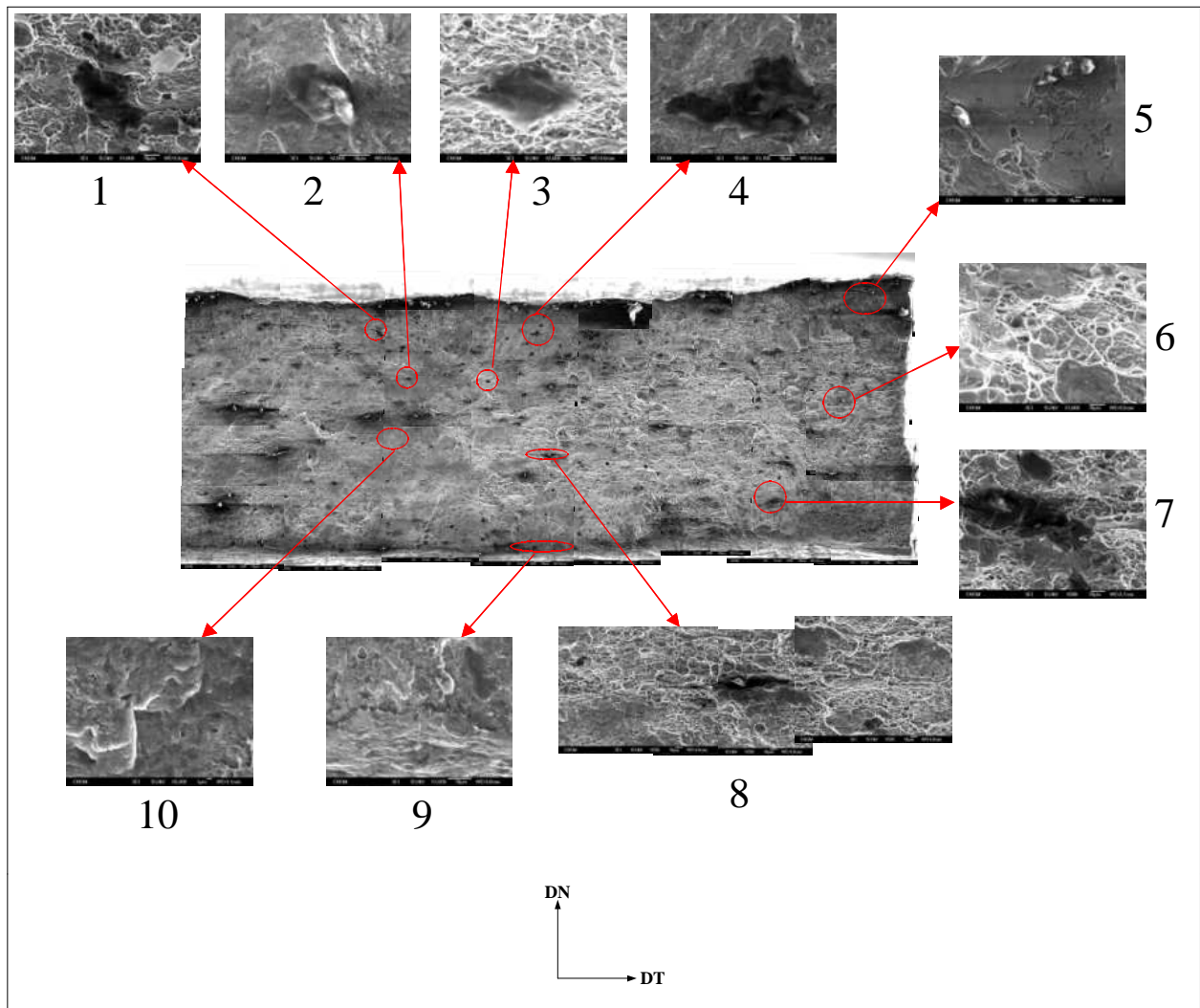


Figure II.27: faciès de rupture d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm tractionnée suivant DL (grossissement de l'assemblage : x200)

V.1.b Observation Du Faciès De Rupture De L'éprouvette D'épaisseur 2mm Tractionnée Suivant DT.

Un faciès de rupture de ce type est donné Figure II.28. Les observations sont similaires à celles faite pour l'éprouvette tractionnée suivant DL : sur le quart externe de l'éprouvette, la surface est plus fibreuse que sur le quart interne (zone 1). Les cupules de grosse taille sont moins nombreuses que pour la traction suivant DL, mais réparties de la même façon : il y en a plus dans le quart interne de l'éprouvette (zones 7 et 8) que dans le quart externe (zones 3 et 5).

Comme pour le faciès suivant DL, il y a des zones où les cupules ont coalescé jusqu'à une microfissure d'une taille de plus de 200 μm , ce qui est une dimension assez importante par rapport aux dimensions de l'éprouvette (zone 7).

La zone 4 qui se situe dans un coin de l'éprouvette, semble comme précédemment soumise à du matage.

Près des surfaces de l'éprouvette se retrouvent d'importantes microfissures (zones 2 et 6) résultant d'une coalescence de cupules avec une limite assez marquée : vers le centre de l'éprouvette la surface de rupture est fibreuse alors que vers la surface de l'éprouvette la surface de rupture est comme aplanie, signe de matage.

En résumé, la faciès de rupture suivant DT est similaire à celui observé suivant DL à ceci près que les cupules de grosse taille sont moins nombreuses.

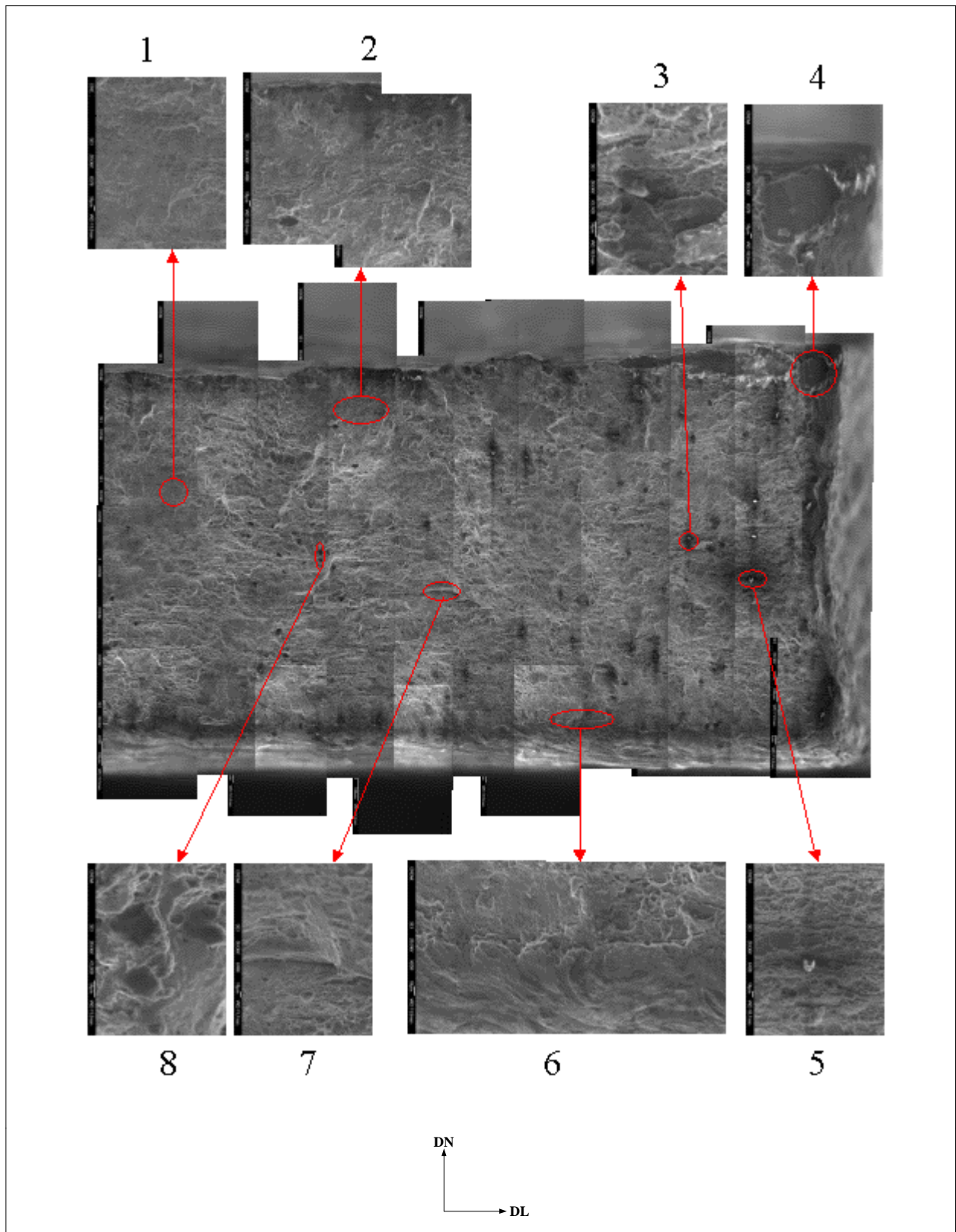


Figure II.28: faciès de rupture d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm tractionnée suivant DT (grossissement de l'assemblage : x200)

V.1.c Observation Du Faciès De Rupture De L'éprouvette D'épaisseur 2mm Tractionnée Suivant D45.

Un faciès de rupture de ce type est donné Figure II.29. Encore une fois, les observations sont similaires à celles faite pour les éprouvette tractionnées suivant DL et DT : sur le quart externe de l'éprouvette, la surface est plus fibreuse que sur le quart interne (zones 2, 9 et 11), mais il n'y a presque plus de grosses cupules (zones 1, 6 et 7).

Les zones 5 et 8 qui se situent dans un coin de l'éprouvette, semblent comme précédemment avoir été soumises a du matage.

Les zones 3, 4, 10 et 12 révèlent d'importantes microfissures tout le long des 2 bords de l'éprouvette avec la partie près de la surface complètement lisse à cause du matage. Ces microfissures sont plus visibles que pour les tractions suivant DL et DT et plus longues (plus de 1,5 mm).

En résumé, la faciès de rupture suivant D45 est similaire à ceux observés suivant DL et DT sans grosses cupules.

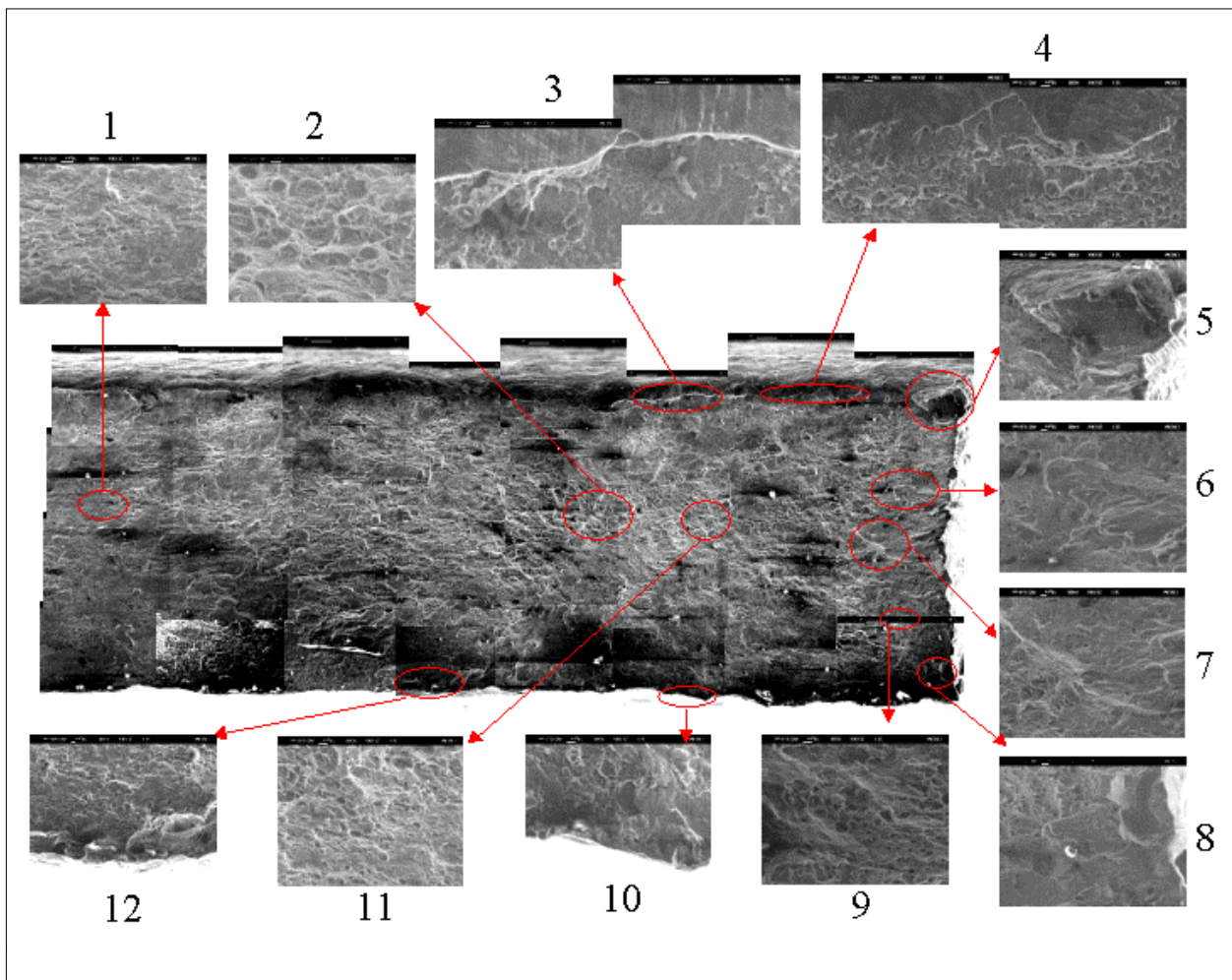


Figure II.29: faciès de rupture d'une éprouvette d'épaisseur 2 mm tractionnée suivant D45 (grossissement de l'assemblage : x200)

V.2 Comparaison Des 3 Faciès De Rupture.

En résumé, les grosses cupules sont très présentes dans le faciès de rupture suivant DL, un peu moins suivant DT et pas du tout suivant D45.

Sur les 3 essais, le quart interne du faciès présente un aspect ductile fibreux avec de nombreuses petites cupules qui parfois coalescent et forment des microfissures. Beaucoup de ces petites cupules coalescent près des bords de l'éprouvette avec une zone vers la surface marquée par du matage. Ceci est visible sur les faciès dans les 3 directions de traction, mais d'une façon un peu plus marquée suivant D45.

Les coins des éprouvettes ont un faciès de rupture lisse dans les 3 directions dû au matage.

Le faciès de rupture des 3 éprouvettes est représenté Figure II.30.

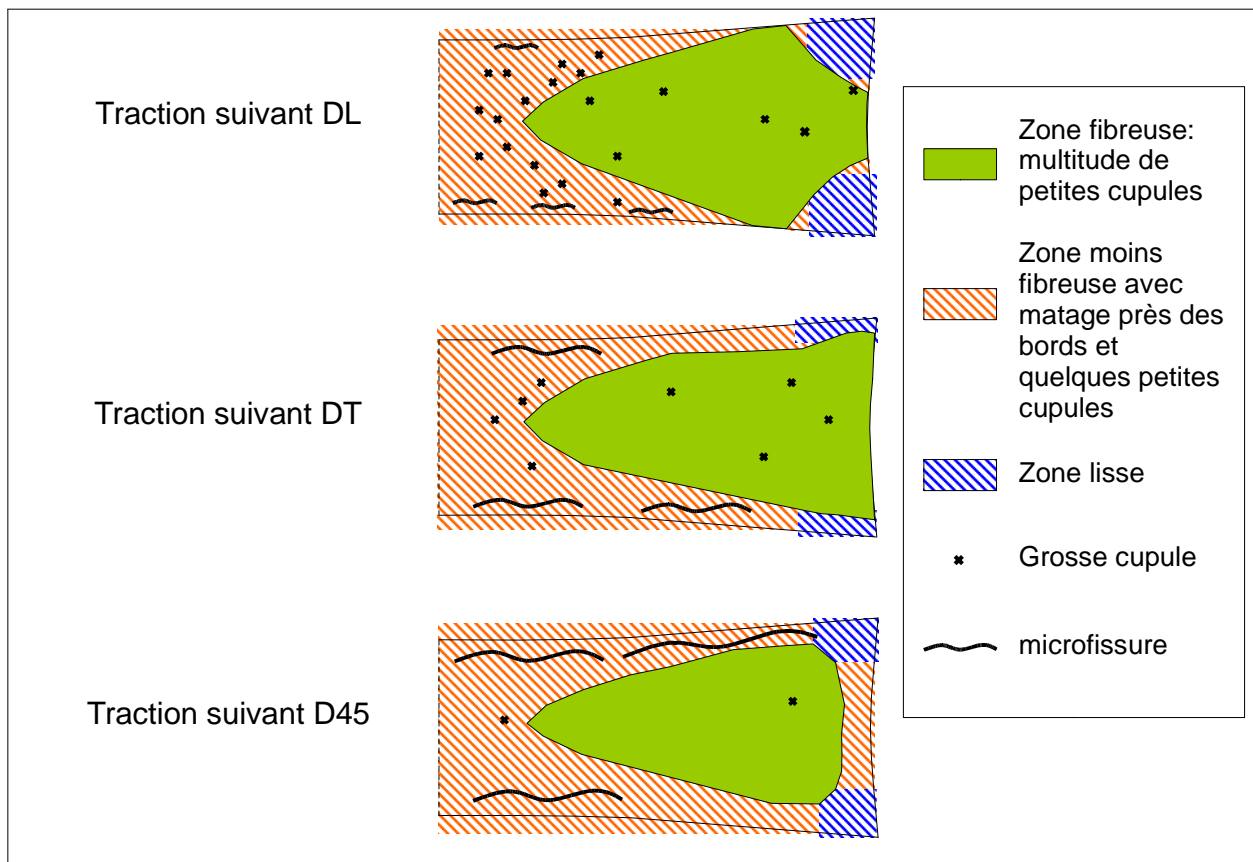


Figure II.30: schéma représentatif des faciès de ruptures des éprouvettes d'épaisseur 2mm

Les observations faites sur les faciès de rupture (Figure II.30) montrent que la rupture présente un caractère ductile. Les zones de matage près des bords laissent penser que la rupture s'initie en surface.

VI CONCLUSION DES PREMIÈRES OBSERVATIONS

Les alliages d'Al-Li sont connus pour être anisotropes, notamment au niveau de leurs

propriétés mécaniques. L'objet de ce chapitre était une caractérisation approfondie du matériau (propriétés mécaniques, microstructure et endommagement). Les résultats qui en découlent révèlent les points suivants :

- **Caractérisation microstructurale :**

Les grains ont une forme de galette quasi circulaire aplatie sur les faces DL et DT et légèrement plus allongée suivant la direction DL. Les observations EBSD ne révèlent pas de texture significative.

- **Propriétés mécaniques :**

Celles de l'alliage Al-Li 2198 sont tout à fait comparables à celles d'un alliage de la série 2000, à la différence que le module de Young est environ 5 % supérieur pour le 2198. Elles varient en fonction de la direction de traction : la limite d'élasticité et la contrainte maximale sont les plus élevées pour une traction suivant DL alors que la déformation à rupture et le coefficient d'écroutissage sont les plus faibles pour une traction suivant DL. La direction de traction qui présente le plus haut taux d'écroutissage est la direction DT.

- **Endommagement :**

Le schéma de rupture est identique pour chaque direction de traction : une large zone au centre du quart externe de l'éprouvette où la rupture ductile ne fait aucun doute (zone fibreuse avec cupules), une zone au centre du quart interne de l'éprouvette où la surface de rupture est moins fibreuse avec des zones de matage, et des coins d'éprouvettes parfaitement lisses. Les quelques différences entre les directions de traction concernent la forme et la répartition de chaque zone sur l'éprouvette ainsi que le nombre de cupules présentes.

En résumé, on observe une légère anisotropie des propriétés mécaniques de la tôle. Comme nous l'avons cité précédemment, cette anisotropie peut être due à la texture du matériau (que nous n'avons pas ici) et/ou à la forme des grains. Un moyen d'en savoir plus sur l'anisotropie de la résistance à la fissuration est d'étudier ce qui se passe en surface, à l'échelle du grain, lors d'un essai de traction et d'observer la fissuration. Dans le chapitre suivant nous abordons donc l'implémentation d'une méthode de champs pour le suivi de fissuration.

Les résultats suivant DL et DT étant les deux extrêmes, dans la suite de ce travail nous n'étudierons que ces deux directions.

CHAPITRE III : IMPLÉMENTATION D'UNE MÉTHODE DE CHAMP

I	Choix de la méthode.....	59
II	Principe de la méthode de grille.....	60
II.1	Évaluation de la phase.....	61
II.2	Déroulage de phase.....	64
II.2.a	Déroulage de phase dépendant du chemin de balayage.....	65
II.2.b	Déroulage de phase indépendant du chemin de balayage.....	66
II.2.c	Déroulage de phase temporel.....	66
III	Définition des principales grandeurs métrologiques nécessaires.....	67
IV	Développement de la méthode de grille.....	69
IV.1	Dimensions caractéristiques de nos essais.....	69
IV.2	Essai préliminaire par méthode de grille classique.....	71
IV.2.a	Traitement des images.....	74
IV.2.b	Bruit.....	84
IV.2.c	Mise en évidence des défauts de la grille.....	85
IV.2.d	Effets des post-traitements sur la résolution et la résolution spatiale.....	88
Influence d'un opérateur linéaire sur la résolution.....	88	
Effets d'un opérateur linéaire sur la résolution spatiale.....	89	
Effet du couple filtrage/dérivation.....	90	
IV.2.e	Conclusion et amélioration à apporter.....	91
V	Méthode de la grille avec vidéo.....	92
V.1	Machine de traction.....	92
V.2	Réalisation physique de la grille.....	93
V.3	Bruit et défauts de la grille.....	96
V.4	Traitement des vidéos.....	97
V.5	Optimisation de la mesure.....	100
V.5.a	Optimisation du couple filtrage/dérivation.....	100
V.5.b	Déroulage de phase temporelle.....	102
V.6	Conclusion.....	105

I CHOIX DE LA MÉTHODE

Nous souhaitons connaître les déformations locales. En effet localement les déformations sont beaucoup plus importantes que celles données par l'extensomètre dont l'inconvénient est d'être un simple capteur en contact avec l'éprouvette et donnant la déformation moyenne entre ses bornes. Ceci ne permet donc pas d'obtenir un champ de déformations complet. Pour remédier à cela, une solution envisageable est l'utilisation d'une méthode optique de champs. Différentes techniques permettent entre autres de mesurer des déplacements (donc des déformations), des pentes, des formes...

A partir de la description proposée par Surrel [51], nous pouvons classer les méthodes optiques en 2 grandes familles :

- les méthodes géométriques qui font intervenir l'optique géométrique
- les méthodes interférométriques qui font intervenir la phase des ondes lumineuses

Le Tableau III.1 récapitule les différentes méthodes disponibles.

Que veut-on mesurer?		Des déplacements plans (et donc des déformations)	Des déplacements dans l'espace	Une forme	Des pentes (rugosité, défauts de forme...)	Des déplacements hors plan
Méthodes géométriques						
Type de codage	Aléatoire (mouchetis, rugosité de l'éprouvette ...)	Corrélation d'images	Stéréocorrélation avec mouchetis solidaire	Stéréocorrélation Stéréovision Projection de motif aléatoire	Non utilisé	Projection de motif aléatoire Stéréovision
	Périodique (grille...)	Méthode de grille	Impossible	Projection de franges	Défectométrie	Projection de franges
Méthodes interférométriques						
Montage différentiel						
Type de lumière	Réfléchie	Impossible	Non utilisé	Microscopie Nomarski par exemple	Interférométrie Michelson-Twyman-Green	
	Diffusée	ESPI ¹ dans le plan	ESPI 3D (mesure de déplacements en 3D)	shearographie	ESPI hors plan	
	Diffractée	Moiré interférométrie	Moiré de soustraction	Interférométrie différentielle sur réseau	Moiré de soustraction (Cordero)	

Tableau III.1: Différentes méthodes optiques existantes.

Les déformations que l'on souhaite « observer » restent *a priori* dans le plan de la surface de l'éprouvette. Plusieurs choix s'offrent donc à nous. Compte tenu du matériel disponible à l'école et des moyens déjà en place, nous avons opté pour la méthode de grille.

II PRINCIPE DE LA MÉTHODE DE GRILLE

Le principe de la méthode de la grille consiste à apposer une grille (souvent croisée) sur la surface dont on souhaite étudier les déplacements. Cette grille a un codage qui est *a priori* connu et supposé périodique. Elle peut être collée, déposée ou gravée, et est supposée suivre fidèlement les déplacements et les déformations de l'échantillon sur lequel elle est apposée.

Un montage numérique (appareil photo, caméra) permet de suivre les déplacements des lignes de la grille et des images sont numérisées à différents stades de sollicitation de l'éprouvette. Ces images permettent de déterminer le champ de déplacements, puis par dérivation, de déformations de l'éprouvette. Pour cela, il est nécessaire de comprendre quelques

¹ La dénomination ESPI (Electronic Speckle Pattern Interferometry) n'est pas unique. En français, le terme « Interferométrie en Lumière diffuse » est également employée, quoique rare.

bases d'optique.

L'image que va pouvoir acquérir une caméra et qui va être numérisée se présente sous la forme d'un champ d'intensité de la forme [52]:

$$I(\Phi, A, \gamma) = A[1 + \gamma \text{frgn}(\Phi)] \quad (\text{III.1})$$

où A est l'intensité moyenne, Φ la phase (c'est en fait l'écart entre la sinusoïde idéale et la forme du profil des franges que l'on a) et γ le contraste (ou la visibilité). La fonction frgn est 2π -périodique et représente le profil des franges (des lignes) (une frange = une période de la grille).

Le mesurande, qui définit la grandeur physique mesurée (déplacement, déformation, forme...), est directement relié à la phase Φ (voir ANNEXE 3). Le premier paramètre à extraire de l'image est donc la phase. Et puisque la phase est contenue dans le profil des franges, pour extraire la phase il faut analyser la figure de franges en suivant différentes étapes :

- **Évaluation de la phase** : cela consiste à obtenir la distribution spatiale de phase Φ , appelée classiquement carte de phase, à partir d'une ou de plusieurs figures de champ d'intensité associées au même mesurande.
- **Déroulement de la phase** : l'étape précédente donne, dans la grande majorité des cas, une distribution de phase modulo 2π . La phase varie entre $-\pi$ et π et n'est pas continue: il y a ce qu'on appelle des sauts de phase. On souhaite enlever ces sauts de phase, c'est-à-dire ajouter ou retrancher 2π (selon les cas) aux endroits des sauts de phase, pour obtenir une continuité de la phase. C'est ce qu'on appelle dérouler la phase.
- **Élimination des termes indésirables** : les cartes de phase sont souvent « bruitées »: elles sont porteuses de parasites (introduits pendant la formation des franges et/ou pendant l'évaluation de la phase) n'apportant aucune information utile sur le mesurande. Il est nécessaire de les rendre négligeables devant le phénomène observé. Plusieurs moyens existent pour cela: approximation par moindres carrés, procédé itératif... [53]. Cette partie ne sera pas développée dans ce paragraphe, mais nous y reviendrons dans la suite du chapitre.

II.1 Évaluation De La Phase

L'évaluation de la phase passe par le traitement des franges, processus permettant de passer du champ d'intensité décrit par l'équation (III.1) au champ de phase correspondant. Dans bien des cas cette équation admet une décomposition en séries de Fourier qui n'est pas limitée à son premier terme. Bon nombre de ces méthodes supposent que le profil est sinusoïdal (c'est-à-dire qu'il ne contient qu'une seule harmonique dans la décomposition). Dans ce cas idéal, cette équation a 3 inconnues : l'intensité moyenne A , le contraste γ et la phase Φ . L'enregistrement d'un seul champ d'intensité ne permet donc pas de remonter au champ de phase, c'est-à-dire que

l'information contenue dans un pixel pour une image donnée ne permet pas de déterminer la phase. Il est donc nécessaire d'avoir d'autres informations pour résoudre le problème. Pour cela plusieurs méthodes d'évaluation existent, les rendant plus ou moins adaptées selon la situation: démodulation de phase par transformée de Fourier [54] (voir ANNEXE 4), algorithmes basés sur la morphologie [55], algorithmes d'interpolation [56][57]... Mais une des méthodes les plus utilisées actuellement est la méthode du décalage de phase [58][59] qui consiste soit à chercher des informations au voisinage du pixel sur lequel on veut évaluer la phase (approche spatiale), soit à chercher des informations sur ce même pixel mais avec plusieurs enregistrements (approche temporelle). Dans l'approche temporelle (décalage de phase temporel), la phase d'un pixel de l'image est calculée à partir d'enregistrements différents de la même zone présentant un décalage δ entre eux. Dans l'approche spatiale (décalage de phase spatial), la phase d'un pixel est calculée à partir des pixels voisins sur un même enregistrement, la distance entre deux pixels représentant le décalage de phase δ connu. Nous développerons dans ce paragraphe uniquement le décalage de phase spatial.

D'une façon générale, on peut écrire l'équation (III.1) de cette grille dans l'état initial non déformé (en ne considérant qu'une direction de trait x ou y , ici suivant x) en chaque point (X, Y) de la caméra sous la forme :

$$I_i(X, Y) = A [1 + \gamma \text{frgn}(\Phi)] = A \left[1 + \gamma \text{frgn} \left(\frac{2\pi}{p_x} X + \phi \right) \right] \quad (\text{III.2})$$

Le terme de phase ϕ regroupe les écarts entre la fonction périodique frgn et l'enregistrement. En l'absence de sollicitations, ces écarts proviennent de défauts de montage et sont donc constants au cours d'un essai. Sous sollicitations mécaniques, un point de coordonnées (X, Y) va être translaté en $(X + \delta X, Y + \delta Y)$. L'intensité suit donc la forme:

$$I_f(X, Y) = A \left[1 + \gamma \text{frgn} \left(\frac{2\pi}{p_x} (X + \delta X, Y + \delta Y) + \phi \right) \right] \quad (\text{III.3})$$

Où p_x est le pas de la grille suivant la direction x .

Le champ des déplacements inverses apparaît donc comme un signal de modulation de phase de la porteuse. Dans l'hypothèse de petits déplacements, les points (X, Y) et $(X + \delta X, Y + \delta Y)$ sont suffisamment proches pour être confondus. La différence de deux phases enregistrées pour deux situations mécaniques est alors proportionnelle au déplacement entre les deux images:

$$\Phi_f(X, Y) - \Phi_i(X, Y) = -\frac{2\pi}{p_x} \delta X \quad (\text{III.4})$$

Dans le cas des grilles croisées, les informations en x et en y doivent être séparées avant d'être traitées, en effectuant un moyennage spatial sur une période selon la direction à éliminer par exemple, ce qui nous permet de disposer de deux images de grilles unidirectionnelles orthogonales indépendantes.

Le principe du décalage de phase spatial consiste à disposer de k échantillons I_k ($k=1,2,\dots,M-1$) séparés par un décalage constant δ ($I_k = I(\Phi + k\delta)$). La porteuse (grille) doit être bien connue, de sorte que la variation de phase sur une distance de K pixels contigus (horizontaux ou verticaux) soit égale à 2π . On fait donc l'hypothèse que sur un voisinage de K pixels, la phase Φ et l'intensité moyenne A restent constants. Le principe de la méthode est d'échantillonner localement le signal sinusoïdal en K points représentés par K pixels contigus, avec un déphasage de λ entre chaque pixel consécutif.

Connaissant le pas de la grille équivalent en pixel, à partir d'une image vidéo unique on détermine des points espacés régulièrement. Ces points ont tous une intensité qui leur est propre. Ces points d'échantillonnage permettent donc de déterminer la meilleure sinusoïde les interpolant, et donc la phase Φ . La forme générale des algorithmes permettant de passer de l'ensemble des intensités I_k à la phase Φ (algorithmes de détection de phase) est:

$$\Phi = \arctan \left[\frac{\sum_{k=0}^{M-1} b_k I_k}{\sum_{k=0}^{M-1} a_k I_k} \right] \quad (\text{III.5})$$

Avec a_k et b_k des coefficients tels que $a_k + ib_k = c_k$ et pour lesquels toutes les composantes sauf une de $S(\Phi)$ (équation (III.6)) s'annulent.

$$S(\Phi) = \sum_{k=0}^{M-1} c_k I_k \quad (\text{III.6})$$

La Figure III.1 illustre le principe de sélection des pixels selon chaque ligne du champ d'intensité de chaque pixel.

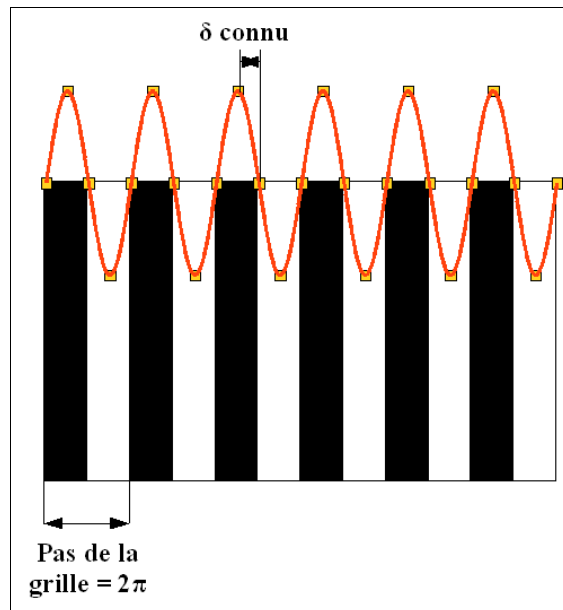


Figure III.1: principe du décalage de phase spatial.

Le choix d'un algorithme de TFD-fenêtré (TFD pour « transformée de Fourier directe ») avec un fenêtrage triangulaire permet d'éliminer les harmoniques jusqu'à $k-2$ et de limiter l'erreur sur la calibration (nombre de pixels par période). Cet algorithme s'écrit comme suit:

$$\Phi = \arctan \left[\frac{-\sum_{k=1}^{M-1} k (I_{k-1} - I_{2M-k-1}) \sin(2k\pi/M)}{M I_{M-1} \sum_{k=1}^{M-1} k (I_{k-1} - I_{2N-k-1}) \cos(2k\pi/M)} \right] \quad (\text{III.7})$$

Cette première étape nous donnant le champ de phase ne donne que la phase modulo 2π . En effet, la phase extraite varie entre $-\pi$ et π et saute d'une extrémité à l'autre: on passe par exemple d'une phase de $-\pi$ à une phase de π . Or la phase est continue (croissante ou décroissante). Il faut donc « dérouler » la phase en ajoutant ou soustrayant localement le multiple de 2π adéquat afin de rétablir la continuité du champ en supprimant les sauts de 2π présents.

II.2 Déroulage De Phase.

Pour dérouler la phase, le plus rapide est d'utiliser un algorithme de détection de phase capable de détecter avec précision ces sauts de phase. Dans le cas de cartes de phase sans bruit et justement échantillonnées, un simple déroulage en parcourant ligne par ligne le champ de phase et en ajoutant ou soustrayant 2π à chaque saut sera suffisant.

Mais dans la majorité des problèmes réels, le bruit est un facteur induisant des erreurs sur la

lecture des sauts de phase : si l'amplitude du bruit est proche de -2π , le saut de phase réel est masqué. Pour les cartes 1D, on peut remédier à ce problème en utilisant un filtre passe-bas qui va lisser les franges, mais également avoir pour conséquence de perdre de l'information. Cependant cette situation est peu commune.

Pour que le déroulage de phase soit correct, il faut également que les données soient continues sur l'image entière. Une discontinuité de la phase peut être due par exemple à un défaut de la grille (un endroit où la grille est inexistante) ou à une grande déformation soudaine lors d'un essai de traction impliquant un espacement brutal des franges. Dans ces circonstances, les erreurs de déroulage de phase sont propagées du défaut vers tout le reste du champ de phase.

C'est en cherchant des méthodes pour détecter automatiquement et compenser ces problèmes que des algorithmes sophistiqués de déroulage de phase ont été développés.

Le principe de base du déroulage de phase est « d'intégrer » la phase roulée en suivant un chemin donné sur la carte de phase. A chaque pixel, le gradient de phase est calculé par différenciation:

$$\Delta \Phi = \Phi_n - \Phi_{n-1} \quad (\text{III.8})$$

Où n est le numéro du pixel. Si $|\Delta \Phi|$ est proche du seuil de 2π , le saut de phase est détecté et on le corrige en ajoutant ou soustrayant 2π suivant le signe de $\Delta \Phi$.

Une méthode couramment utilisée pour corriger les sauts de phase considère que la différence de phase mesurée par intégration entre deux points en suivant un chemin donné est indépendant de ce chemin tant qu'aucune discontinuité de phase est rencontrée. Une autre méthode tient compte au contraire du chemin de balayage.

Enfin, la phase peut également être déroulée de façon temporelle.

II.2.a Déroulage De Phase Dépendant Du Chemin De Balayage

La phase peut être déroulée par un simple balayage séquentiel à travers le champ de phase roulée (Figure III.2). A la fin de chaque ligne, la différence de phase entre le dernier pixel et le pixel de la ligne du dessous est déterminée, puis c'est au tour de la ligne du dessous d'être balayée en sens inverse. Ceci revient donc à considérer les cartes de phase 2D comme une succession de données 1D.

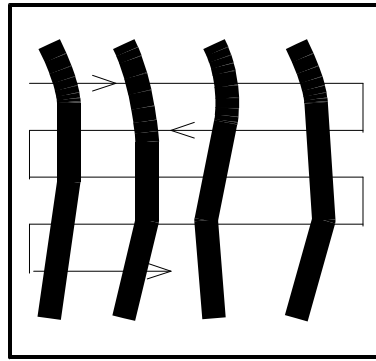


Figure III.2: Chemin de balayage séquentiel ligne par ligne

Cette approche fonctionne bien avec des cartographies de bonne qualité, mais n'est pas toujours fiable dans le cas de variations de phase complexes et/ou avec la présence de bruit. Une technique consiste alors à séparer la composante basse fréquence du signal de sa composante haute fréquence et à ne dérouler que la première. La cartographie finale est alors la somme de la carte basse fréquence déroulée et de la carte haute fréquence.

Plusieurs variantes à cette méthode existent: directions de balayage multiples [60], calcul autour des défauts [61]... De même ces méthodes sont souvent améliorées dans leur processus de balayage afin de par exemple détecter les pixels avec une incertitude de mesure élevée pour dérouler d'abord les pixels « fiables » et ainsi confiner les erreurs de propagation dans des zones restreintes [62].

II.2.b Déroulage De Phase Indépendant Du Chemin De Balayage

Une méthode de déroulage de phase indépendant du chemin de balayage a été introduite par Ghiglia et al. en 1987 [63] [64]. L'idée est la suivante : dans un masque 3x3, on calcule les différences de phase entre la phase du point central et celles de ses 4 voisins dans les directions horizontales et verticales. Si une des différences est plus grande que π en valeur absolue, $+2\pi$ ou -2π sont ajoutés à la phase du pixel central en fonction de la majorité (positive ou négative). Il s'en suit plusieurs itérations qui mènent à la carte phase déroulée. Une itération globale est ensuite réalisée au cours de laquelle la phase du pixel central est remplacée par un moyennage des pixels voisins.

Cet algorithme présente l'avantage d'être à l'abri du bruit et des artefacts.

II.2.c Déroulage De Phase Temporel

Comme nous l'avons vu précédemment, les erreurs dans le déroulage de phase ont tendance à se propager du défaut de la carte de phase roulée à travers toute le reste de la cartographie. Un moyen de contourner ce problème est d'appliquer le déroulage de phase temporel. L'idée de base est que la phase à chaque pixel est mesurée comme une fonction du temps. Le déroulage est alors

effectué le long de l'axe du temps pour chaque pixel indépendamment des autres.

Soit $\varphi(t)$ la phase d'un pixel à l'instant t . Supposons qu'entre l'état initial et l'état final, la phase subit n étapes avec $t = 0, 2, 3, \dots, n$. En trouvant le nombre N de sauts de phase entre $\varphi(0)$ et $\varphi(n)$, la phase finale est trouvée en ajoutant $2N\pi$ à $\varphi(n)$ [65].

III DÉFINITION DES PRINCIPALES GRANDEURS MÉTROLOGIQUES NÉCESSAIRES

Les techniques de mesures de champ sont caractérisées métrologiquement par la norme ISO [66]. Cependant cette norme ISO concerne les méthodes de mesure en général et est souvent discutée dans le cas des méthodes de champs (GDR CNRS 2519 [67]). Récemment, un travail important a été réalisé pour clarifier ces notions métrologiques [68]. Aux Etats-Unis, le groupe « Advanced apparatus and test methods » de l'ASME a proposé un premier document avec un ensemble de définitions relatives aux méthodes optiques de champs, qui a donné lieu à la norme ASTM E2208-02 (2005) [69]. Les utilisateurs des méthodes optiques de champs disposent désormais de travaux permettant de déterminer les principales sources d'erreur [69], [70], et leur propagation au travers des opérateurs de base [71][72][73].

Pour la suite du travail, il est nécessaire de choisir une définition de chacune de ces grandeurs, sur des bases bien fondées propres aux études mécaniques :

- **Mesurande** : comme nous l'avons déjà vu, le mesurande définit la grandeur physique qui est mesurée. Pour que la valeur d'une mesure soit significative, trois éléments sont nécessaires : une valeur, une unité et l'incertitude sur cette mesure [66].

- **Limite de détection** : la limite de détection d'une méthode de mesure est la valeur minimale théorique que doit avoir la grandeur mesurée pour que le résultat soit significativement différent de celui obtenu pour le mesurage du blanc. Cette limite est définie dans les conditions d'expérimentation optimales, soit que l'on ne tient pas compte des erreurs de traitement algorithmiques ni du bruit de mesure.

- **Résolution de mesure** : Dans sa norme [69], l'ASTM définit la résolution comme « *smallest change in the physical property than can be reliably measured* ». Selon cette définition, on peut dire que la résolution caractérise la sensibilité au bruit de mesure. La résolution n'a donc de sens que dans un cadre probabiliste; elle est définie par deux grandeurs : une valeur pour un niveau de probabilité donné. Dans le cas des mesures bidimensionnelles, chaque carte contient de quelques 10^{+2} à quelques 10^{+7} résultats statistiquement indépendants, selon la méthode et le matériel à disposition. La comparaison de cartographies successives donne donc un estimateur de la résolution.

Deux termes ont été identifiés comme contributeurs principaux au bruit de mesure :

- la chaîne d'acquisition : le bruit électronique, photonique, la discrétisation de l'information

en niveau de gris, la présence de perturbations sur l'éprouvette (thermiques ou mécaniques) ;

- la qualité du codage de la surface : homogénéité des mouchetis/grilles, tâches de diffraction pour les méthodes interférométriques.

Pour estimer ces deux contributions, plusieurs stratégies existent. Un test de répétabilité donne une estimation réaliste de la première. La seconde est plus difficile à atteindre. La stratégie adoptée dépend de la méthode envisagée ; on peut le plus souvent utiliser un déplacement de corps rigide et analyser la composante haute fréquence du résultat : on obtient alors l'ensemble des deux contributions (chaîne d'acquisition et codage de la surface) puis elles sont séparées au besoin dans un souci d'optimisation de la méthode optique.

• **Résolution spatiale:** La définition de la résolution spatiale ne fait pas l'objet d'un consensus actuellement. Parmi les définitions proposées, la plus intuitive est probablement « *la plus courte distance séparant deux points pour lesquels deux mesurages indépendants peuvent être faits* ». Cependant, cette définition peut être prise à défaut, notamment pour les méthodes d'extraction de phase par transformée de Fourier. Aussi, dans [74], la définition suivante est proposée: « *la distance au-delà de laquelle un phénomène local a un effet négligeable sur les mesures voisines* ». La résolution spatiale est donc liée à un degré d'interaction, comme la résolution. Enfin, l'ASTM [69] a proposé la définition suivante de la résolution spatiale : « *Spatial resolution for the encoded data: one-half of the highest frequency component contained in the frequency band of the encoded data* ». L'approche proposée est une approche duale de la précédente, avec un degré d'interaction (sous forme de fréquence de coupure) défini *a priori*. La seconde définition ne fixant pas de degré d'interaction *a priori*, c'est elle qui sera utilisée ici.

L'estimation de la résolution spatiale peut être réalisée au moins de deux manières :

• en écrivant la fonction d'auto-corrélation d'un bruit blanc ayant subi les opérateurs à tester ; l'analyse repose sur l'approximation du lieu des points auto-corrélés à plus de 50% par une ellipse, et la détermination de ses grandeurs caractéristiques. Cette méthode est directement dérivée de la définition ASTM [69].

• En utilisant des champs sinusoïdaux de référence : cette solution, proposée par le GDR 2519 « Méthode de champs et identification en mécanique du solide », a été mise au point pour des méthodes d'extraction de déplacement par corrélation d'images [75] ou méthodes de grille [76]. Cette méthode permet de définir deux valeurs:

✓ un seuil de discrimination, au delà duquel un événement (un déplacement le plus souvent) est visible, même si son intensité est entachée d'une erreur importante,

✓ un seuil au delà duquel l'erreur systématique sur l'intensité d'un événement est inférieure à un certain seuil. Usuellement ce seuil a été placé à 10%.

IV DÉVELOPPEMENT DE LA MÉTHODE DE GRILLE

IV.1 Dimensions Caractéristiques De Nos Essais

La méthode doit être adaptée à la dimension des observations souhaitées. Les éprouvettes utilisées ont une épaisseur de 2mm (Figure III.3) et seront entaillées afin de localiser les déformations et simuler une vraie fissure. Pour cela les entailles doivent être relativement fines et ont donc été faites avec une scie à fil et du carbure de bore comme abrasif. Le diamètre du fil est de 0,1mm. La détermination du pas de grille nécessaire dépend des caractéristiques de la caméra utilisée et de la zone d'intérêt. Nous disposons d'une caméra CCD 12 bits avec une résolution de 1024*1280 pixels (1024 pixels en largeur, et 1280 pixels en longueur).

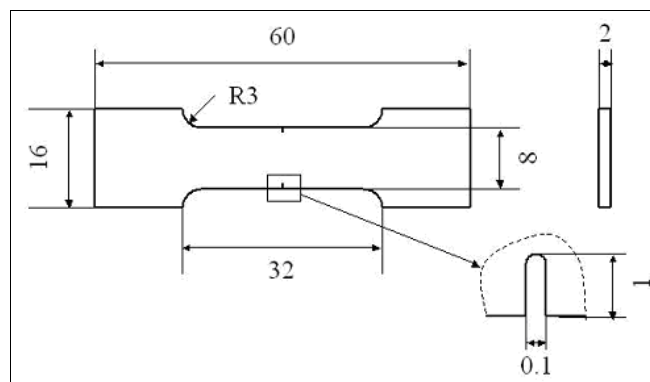


Figure III.3: schéma d'une éprouvette d'épaisseur 2mm pré-entaillée

La zone à observer se situe entre les deux entailles; elle mesure donc environ 6mm en hauteur. On peut donc estimer que l'on a besoin de 1000 pixels pour 6mm (Figure III.4), c'est à dire que 1 pixel mesurera 6 μm .

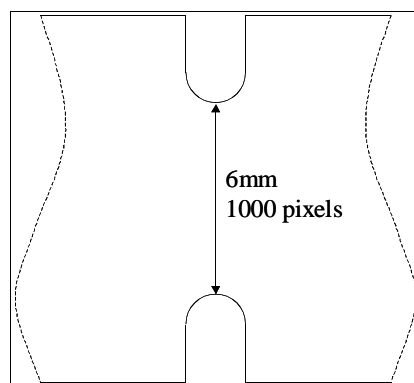


Figure III.4: nombre de pixels entre 2 entailles

Pour une période, c'est-à-dire que pour reconstituer la sinusoïde de l'intensité, 5 pixels au moins sont nécessaires. Les traits doivent donc suivre un pas de $6 * 5 = 30 \mu\text{m}$ (puisque un pixel mesure 6 μm). Le champ couvert en hauteur est donc de $1024 \text{ pixels} * 6.10^{-3} \text{ mm} = 6,144 \text{ mm}$ et en largeur de $1280 \text{ pixels} * 6.10^{-3} = 7,68 \text{ mm}$, ce qui permet d'observer environ 3,8mm

(7,68/2) de chaque côté des entailles. Rappelons également que les grains mesurent entre 117 et 154 μm en surface. Nous pourrions donc avoir entre 20 et 25 pixels sur la longueur et la largeur de chaque grain, soit 4 à 5 périodes. Ce résultat est un bon compromis pour une analyse locale et globale de la rupture.

La résolution spatiale de base sera alors de 60 μm . Les relations pixel / trait de grille sont résumées Figure III.5 et un tableau récapitulatif est donné Tableau III.2.

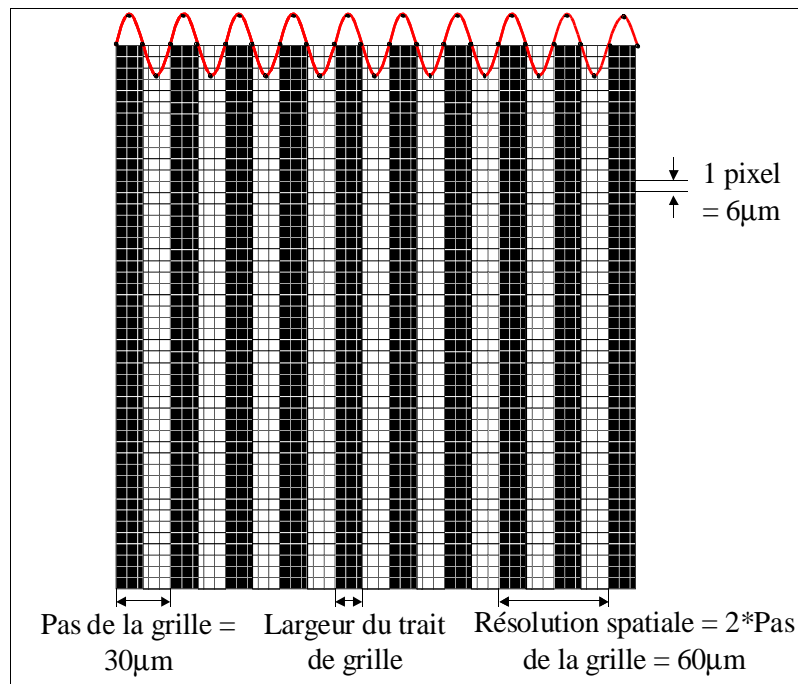


Figure III.5: représentation des pixels sur une grille; les traits noirs représentent les traits de la grille.

Propriétés des entailles	Profondeur = 1 mm diamètre = 0,1 mm
Taille des grains	117 à 154 μm
Taille prévisionnelle d'un pixel	6 μm
Taille de l'image	1024 x 1280 pixels
Pas de la grille	30 μm , soit 5 pixels
Nombre de périodes par grain	4 à 5

Tableau III.2: Tableau récapitulatif des propriétés de nos grilles sur éprouvettes

Avant de réaliser un essai avec grille, un essai de traction jusqu'à rupture d'une éprouvette entaillée (sur laquelle est fixé un extensomètre avec l'écartement le plus petit possible) est réalisé, à titre indicatif. Le résultat est comparé à l'essai de traction des éprouvettes non entaillées (Tableau III.3).

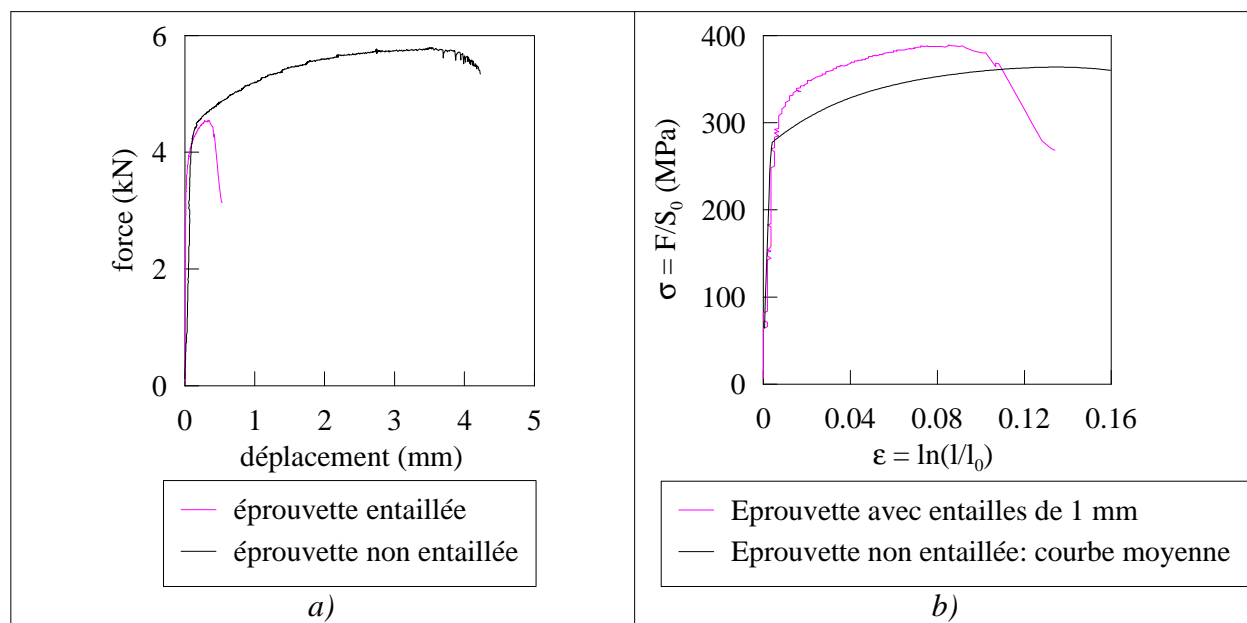


Tableau III.3: comparaison des courbes force / déplacement (a) et contrainte/déformation (b) d'éprouvettes lisse et entaillée tractionnées suivant DL

En toute logique, la force nécessaire lors de l'essai de traction est nettement moins importante pour l'éprouvette entaillée que pour l'éprouvette lisse, et inversement les contraintes sont plus élevées pour l'éprouvette entaillée. La rupture survient évidemment plus rapidement pour l'éprouvette entaillée. Il est également important de noter que les éprouvettes sont polies, et donc l'épaisseur est légèrement moins importante que pour l'éprouvette lisse.

Mais ces données restent globales et ne fournissent pas d'informations sur les contraintes en pointe de fissure par exemple. La méthode de grille doit permettre d'obtenir des résultats locaux et de connaître la contrainte et la déformation maximales.

IV.2 Essai Préliminaire Par Méthode De Grille Classique

Dans un premier temps, la première solution envisagée était de graver les grilles. Cette grille peut être réalisée par gravure à l'aide d'un microduromètre à pointe diamant. La largeur du trait sera alors de 15 μm .

La surface de l'éprouvette doit être préparée avant la gravure afin de n'avoir plus aucune rayure et être certain que les traits que l'on observera grâce à la caméra soient uniquement les traits de grille. Un polissage mécanique jusqu'à la silice colloïdale est donc nécessaire. La grille est gravée sur une surface d'environ 8*8mm². Cette procédure est longue et fastidieuse (une bonne journée de labeur pendant laquelle une concentration d'artiste est nécessaire), mais le résultat semble satisfaisant (Figure III.6), même si elle révèle la structure du matériau. Une mesure de vérification de pas de la grille est effectuée (Tableau III.4). Ces résultats montrent que le pas est bien de 30 μm , mais qu'il est parfois difficile de mesurer correctement le pas. En effet, la valeur minimale du pas trouvée est d'environ 15 μm (soit un demi-pas) et la valeur maximale

est d'environ $60\ \mu\text{m}$ (soit 2 pas). Ceci s'explique par le fait que nous n'avons pas des traits noirs contrastant avec un fond blanc, mais des rayures qui créent deux zones d'ombres de part et d'autre du sillon (Figure III.7- a). Ceci est visible sur le spectre de la transformée de Fourier rapide correspondant où les harmoniques apparaissent tous les $30\ \mu\text{m}$ pour les traits verticaux, mais tous les $15\ \mu\text{m}$ pour les traits horizontaux (Figure III.7 - b).

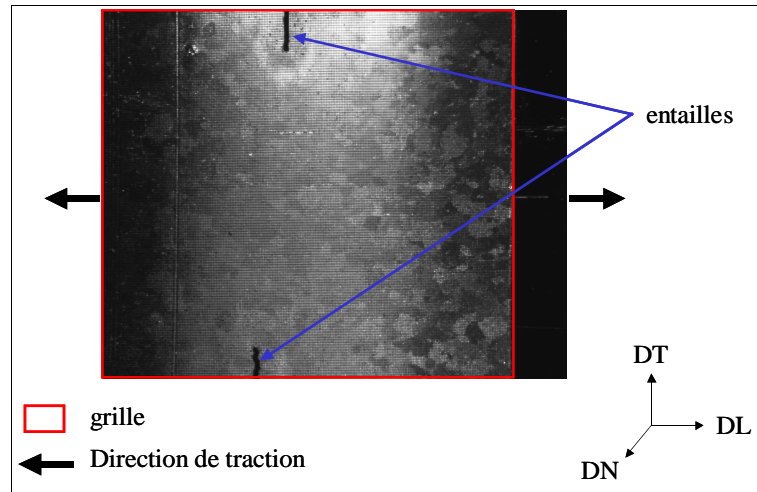


Figure III.6: photographie d'une grille gravée sur une éprouvette de traction suivant DL

	Mesure du pas sur les traits verticaux (DT) en μm			Mesure du pas sur les traits horizontaux (DL) en μm		
	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3
Moyenne	29,02	30,24	30,64	30,17	28,55	30,29
Écart-type	6,22	6,45	7,12	6,16	6,85	5,91
Minimum	11,59	14,90	14,90	16,55	19,86	14,90
Maximum	44,69	61,24	61,24	41,38	41,38	41,38

Tableau III.4: Mesures sur le pas de la grille gravée

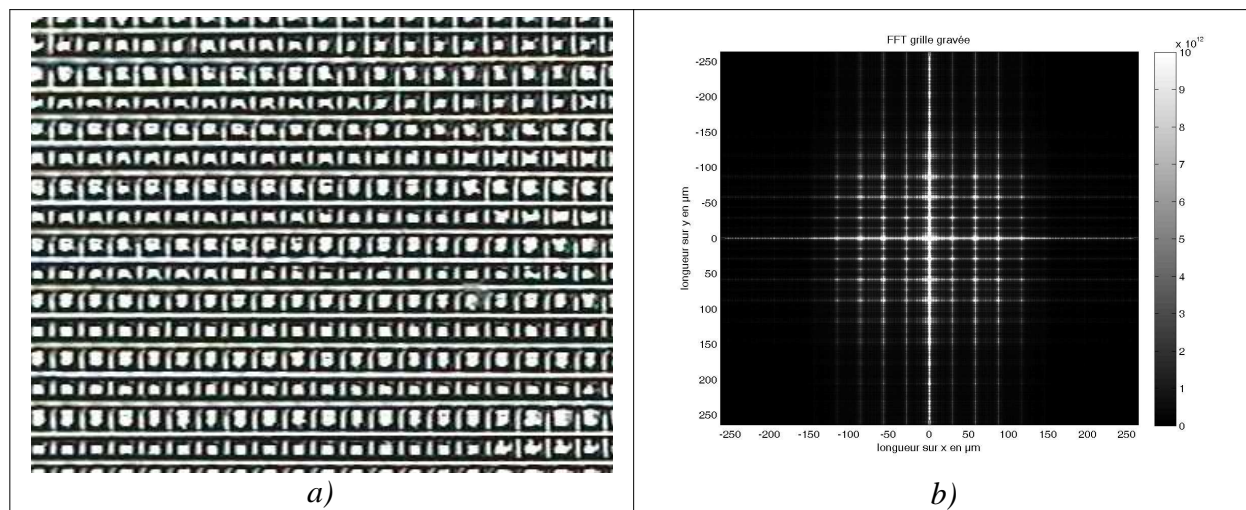


Figure III.7: détail d'une grille gravée (a) et spectre de la transformée de Fourier rapide correspondant (b)

Pour cet essai préliminaire, l'idée était de:

- prendre une série de photographies pendant l'essai de traction,
- extraire la phase sur x et sur y par un décalage de phase spatial,
- soustraire les champs de phase obtenus deux à deux pour obtenir les déplacements en pixels (avec sauts de phase puisque la phase n'a pas été déroulée) en tenant compte du mode de corps rigide,
- dérouler les champs de déplacements,
- dériver les champs de déplacements déroulés pour obtenir les champs de déformations,
- éventuellement traiter le bruit via des filtres.

La caméra est placée sur un trépied devant la machine de traction INSTRON utilisée précédemment pour les essais de tractions conventionnels. Une difficulté majeure est de bien éclairer l'éprouvette. Celle-ci a été polie, elle est donc très réfléchissante. L'éclairage est réalisé par fibre optique muni de 2 terminaux flexibles permettant un éclairage rasant et un contraste maximum entre les traits de la grille et son support. Nous espérons conserver le même éclairage pendant tout l'essai de traction.

Lorsque tous ces réglages sont effectués, l'essai peut commencer. Pour un premier essai, le but n'était pas d'aller jusqu'à la rupture de l'éprouvette, mais de valider la méthode et de vérifier les réglages. Ce premier essai se fera suivant DL. Dans le reste de ce paragraphe, la direction x sera confondue avec DL , et la direction y sera confondue avec DT . Une pré-charge de 200 N est appliquée et plusieurs photographies de 200 N jusque 3600 N (valeur à laquelle on atteint la plasticité et même la striction) sont enregistrées (Figure III.8).

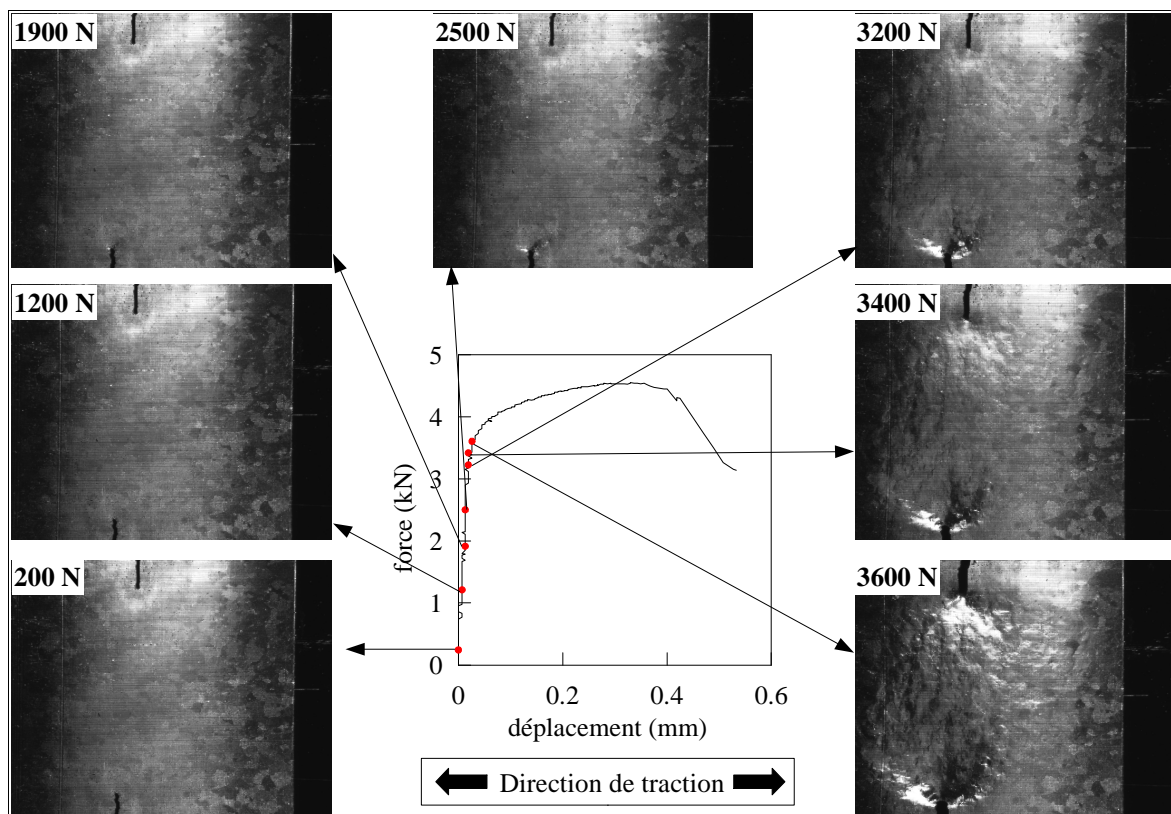


Figure III.8: photographies prises lors de l'essai de traction et position sur la courbe force / déplacement

Les images de la Figure III.8 révèlent des difficultés qui pourraient être rencontrées pour le traitement des images:

- il y a un mode de corps rigide assez important qui induit de la perte d'informations puisqu'une partie de l'image sort du champ de vision de la caméra,
- la striction crée des zones non éclairées, ou au contraire trop éclairées, ce qui peut également faire perdre des informations, en particulier dans les zones qui nous intéressent principalement, c'est à dire en pointe de fissure.

IV.2.a Traitement Des Images

Dans cette partie les codes de calculs utilisés fonctionnent avec le logiciel Matlab et les formules semblables à celles données dans les équations (III.1) à (III.8). La première étape est d'extraire la phase, ce qui nécessite de connaître précisément le pas de la grille en pixels (sur x et sur y)(voir ANNEXE 5). A ce stade de développement de la méthode de grille, le pas est déterminé visuellement à l'aide d'un zoom sur une image non déformée et en comptant le nombre de pixels sur une période. Dans l'exemple ci-dessous, il semble être de 4 pixels sur x et sur y, mais avec 4 pixels, le résultat ne semble pas concluant (Tableau III.5) : les franges sont très fines et varient peu entre la charge de 200 N et 3600 N. Le résultat est plus satisfaisant avec un pas de 4,5 pixels (Tableau III.6). Les conditions ne sont pas exactement celles prévues: 1 pixel mesure

6,67 μm (sur x et sur y), le champ couvert est de 6,82x8,53 μm^2 , et la résolution spatiale de base est toujours de 60 μm .

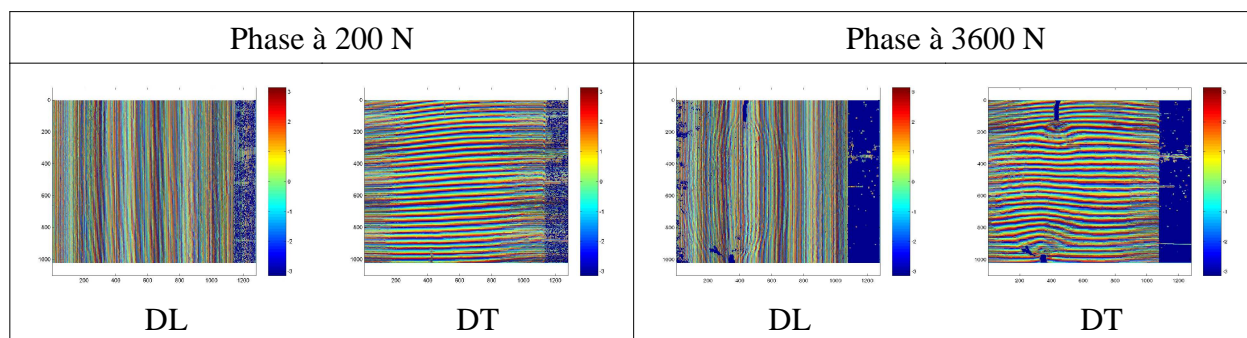


Tableau III.5: champ de phase à 200 N et 3600 N avec un pas de 4 pixels sur x et sur y

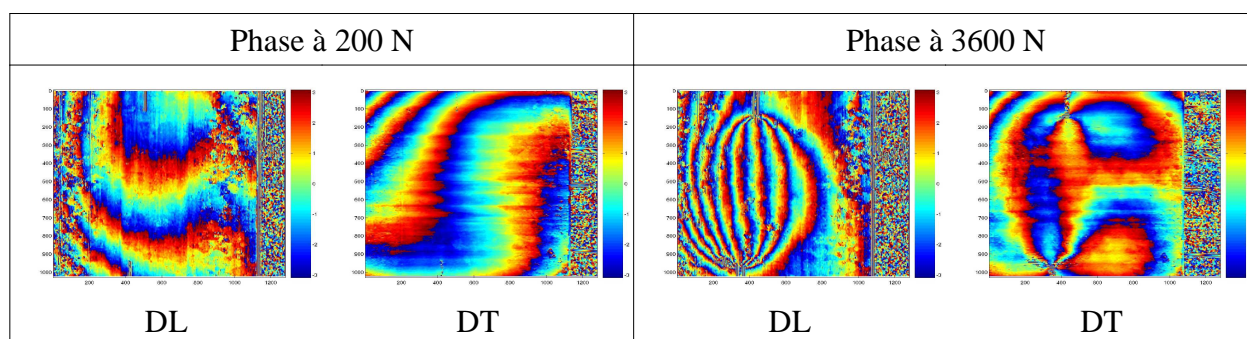


Tableau III.6: champ de phase à 200N et 3600N avec un pas de 4,5 pixels sur x et sur y

A partir de ces champs de phase, le champ de déplacements en pixels peut être déterminé. Mais avant le déplacement dû au mode de corps rigide a besoin d'être corrigé afin de traiter les bonnes informations ensemble. En effet si les champs de phase sont soustraits tels quels, les bords de la grille ainsi que les entailles ne seront pas au même endroit sur les 2 cartographies et le déplacement sera erroné (Figure III.9).

L'image de référence est la première image. Les champs de déplacement obtenus sont donnés Tableau III.7 (et ANNEXE 6).

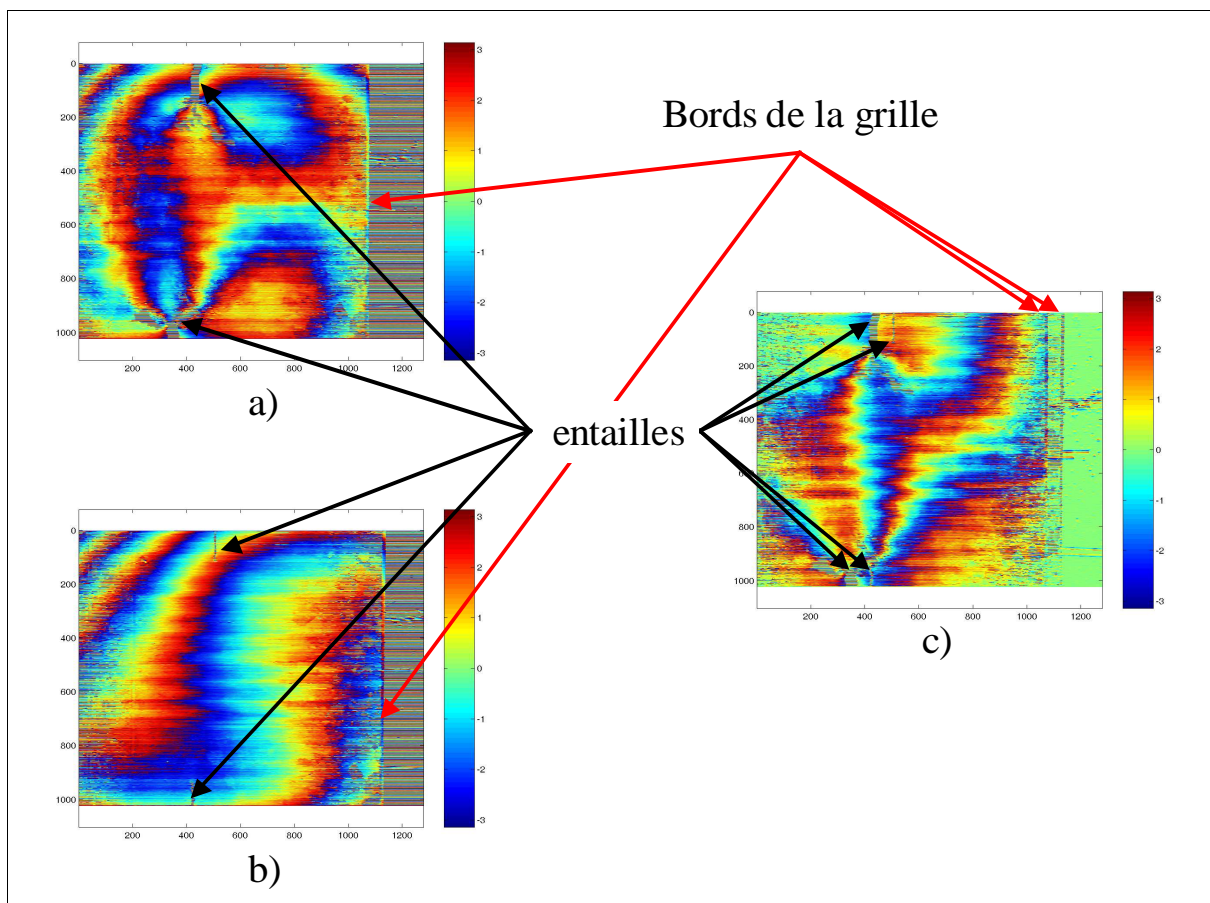


Figure III.9: décalage des cartographies – a) Champ de phase sur DT à 3600N – b) Champ de phase sur DT à 200N – c) Champ de déplacement sur DT en pixels à 3600N (on a ‘soustrait’ les cartographies a et b).

Déplacement entre 200 N et 625 N		Déplacement entre 200 N et 3600 N	
Sur DL	Sur DT	Sur DL	Sur DT

Tableau III.7: champs de déplacements entre 200 N et 625 N et entre 200 N et 3600 N, avec un pas de 4,5 pixels

Les cartographies sont très bruitées, notamment près des entailles où il y a de la réflexion spéculaire (Tableau III.8). Il est donc nécessaire de faire un traitement de débruitage sur l’image. La fonction utilisée permet de rejeter les points aberrants d’une carte, en tenant compte des sauts de phase. Cette fonction est basée sur une analyse statistique locale : une fenêtre de demi-largeur

définie parcourt la cartographie et si le point central est trop différent de la moyenne (si l'écart type local est supérieur 0,05 fois l'écart type global), le point est rejeté. Ce point est ensuite considéré comme non défini. Il suffit ensuite de boucher les points non définis à l'aide d'un filtre gaussien 3*3. La taille de la fenêtre de filtrage est déterminée de façon empirique: après plusieurs essais, nous choisissons celle qui semble donner les résultats les plus propres. Pour cet essai; la demi-largeur de filtrage est de 7 pixels.

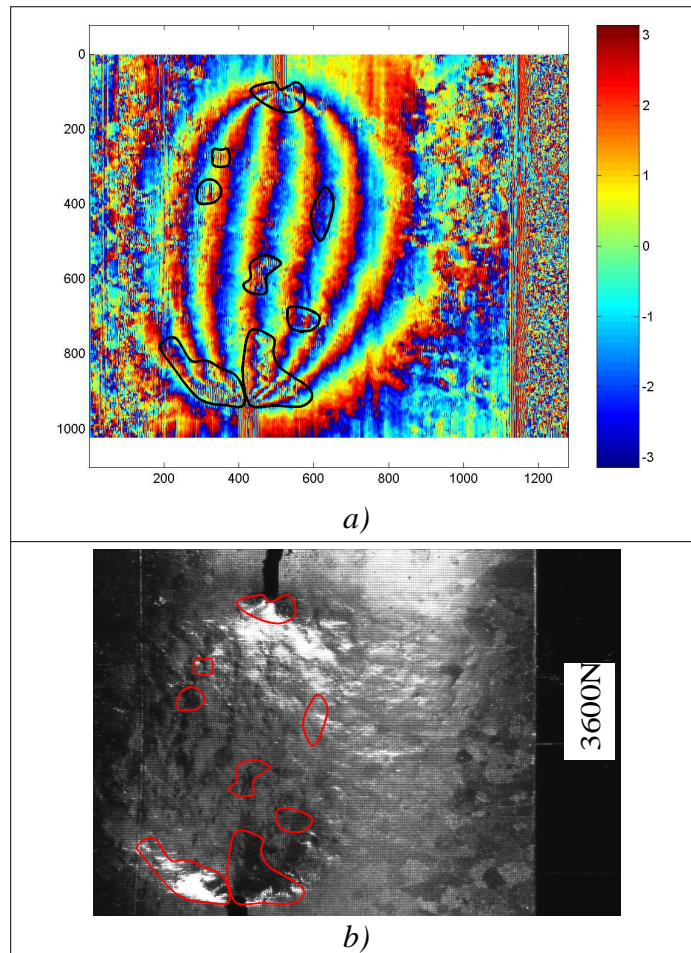


Tableau III.8: Zones bruitées sur carte de déplacement (a) et correspondance sur l'image d'origine(b)

Un masque peut également être appliqué afin de supprimer les parties trop bruitées (entailles, bords de l'image sur lesquels il n'y avait pas de grille, zones trop faiblement éclairées) et garder uniquement la partie utile de la cartographie. Un exemple de ce type de traitement est donné Tableau III.9.

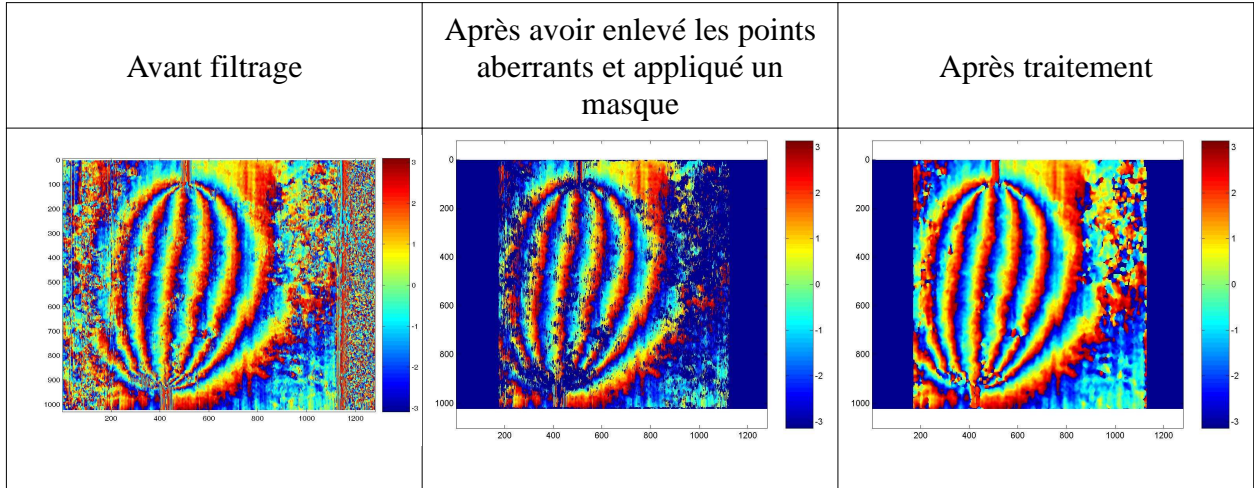


Tableau III.9: : exemple de débruitage de cartographie sur un champ de déplacements en pixels sur DL à 3600 N

Visuellement, les cartographies semblent plus harmonieuses, notamment près des entailles. Ces champs de déplacements étant un peu 'tordus', il nous a semblé plus simple de les dériver roulés puis les intégrer pour obtenir les champs de déformations. En effet, en notant que:

$$\frac{\partial \sin(\phi)}{\partial x} = \cos(\phi) * \frac{\partial \phi}{\partial x} \quad (\text{III.9})$$

Et que:

$$\frac{\partial \cos(\phi)}{\partial x} = -\sin(\phi) * \frac{\partial \phi}{\partial x} \quad (\text{III.10})$$

On obtient que:

$$\frac{\partial \phi}{\partial x} = \cos(\phi) * \frac{\partial \sin(\phi)}{\partial x} - \sin(\phi) * \frac{\partial \cos(\phi)}{\partial x} \quad (\text{III.11})$$

Comme pour le filtrage, la taille de la fenêtre de dérivation est déterminée de façon empirique. La dérivée est estimée par approximation au sens des moindres carrés d'une fonction polynomiale d'ordre 4 (en effet avec le nombre de points disponibles par période, un ordre plus petit comporte un gros risque de mal interpoler le champs de déplacements). La demi-taille de dérivation choisie est de 10 pixels. Les cartes de déformations obtenues sont données Tableau III.10 et les cartes de rotations sont données Tableau III.11.

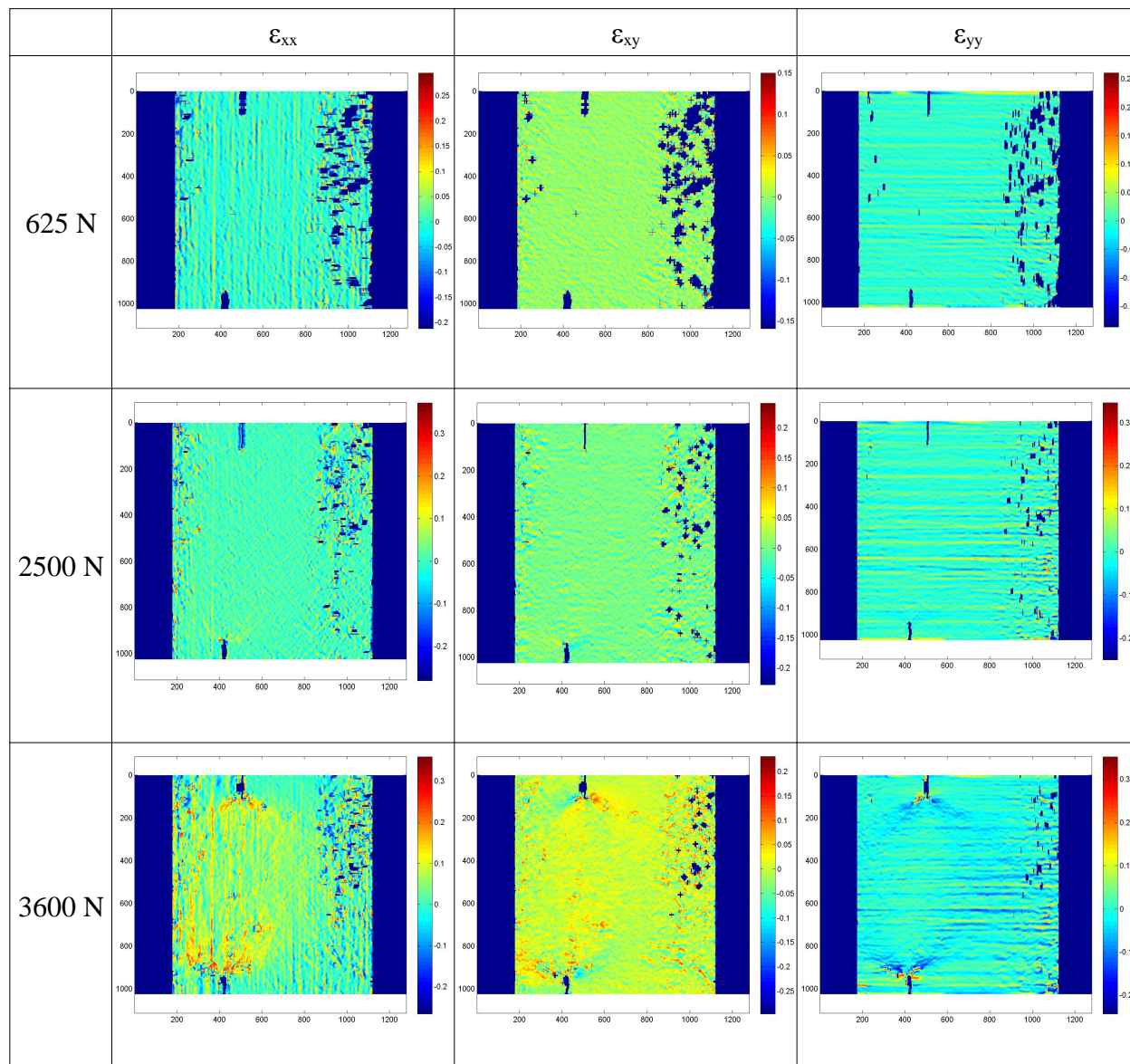


Tableau III.10: cartes de déformations à 625 N, 2500 N et 3600 N (demi-largeur de dérivation = 10 pixels, ordre du polynôme d'interpolation = 4)

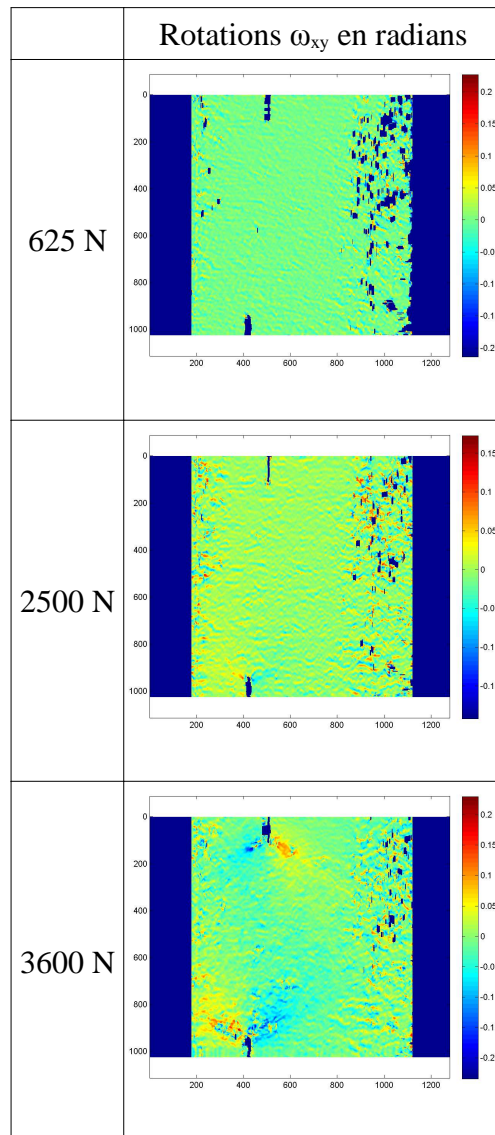


Tableau III.11: cartes des rotations en radians (demi-largeur de dérivation = 10 pixels, ordre du polynôme d'interpolation = 4)

On note sur les cartographies du Tableau III.10 un phénomène frappant: les déformations ε_{xx} devraient être positives sur toute la cartographie et les déformations ε_{yy} devraient elles être négatives sur toute la cartographie. Or elles sont marquées par une alternance de bandes positives et négatives (de valeur opposée, verticalement pour ε_{xx} horizontalement pour ε_{yy}) espacées d'environ 15 pixels, soit 100 μm . Ces bandes sont dues aux défauts de la grille; nous y reviendrons au paragraphe IV.2.c.

Les déformations obtenues avec un extensomètre sont comparées à celles obtenues avec la méthode de la grille (Tableau III.12).

	$ \overline{\epsilon_{xx}} $	$ \overline{\epsilon_{xy}} $	$ \overline{\epsilon_{yy}} $
625 N	0,0015 avec un écart-type de 0,053	4.10^{-4} avec un écart-type de 0,02	0,002 avec un écart-type de 0,027
2500 N	0,006 avec un écart-type de 0,045	$8,5.10^{-5}$ avec un écart-type de 0,024	0,002 avec un écart-type de 0,035
3600 N	0,038 avec un écart-type de 0,067	8.10^{-4} avec un écart-type de 0,03	0,007 avec un écart-type de 0,04

Tableau III.12: Valeurs des déformations obtenues sur les cartes de champs de déformation

Avec un extensomètre, à 625 N la valeur de la déformation obtenue est d'environ 0,002 (Tableau III.3). La mesure locale suivant x est du même ordre de grandeur que celle mesurée globalement avec l'extensomètre. Cependant, on remarque d'une part que la mesure moyenne est la plus élevée suivant y alors que l'inverse est plutôt attendu, et d'autre part que l'écart-type sur ces données est très élevé. Il est possible que les informations soient cachées pas le bruit, puisqu'il s'agit de déformations peu élevées (encore dans le domaine élastique). Nous y reviendrons aux paragraphes IV.2.b et c. Un autre caractère attire notre attention: normalement, dans le domaine élastique, $\epsilon_{yy} \simeq -\nu \epsilon_{xx}$ avec ν (coefficient de Poisson) $\simeq 0,3$; or dans notre situation, $\frac{\epsilon_{yy}}{\epsilon_{xx}} \gg 0,3$, ce qui nous conforte dans l'idée qu'une étude du bruit est nécessaire.

A 2500N la courbe contrainte/déformation indiquait une déformation de 0,007. Dans le domaine plastique, $\epsilon_{xx}^p + \epsilon_{yy}^p + \epsilon_{zz}^p = 0$. Donc si :

$$\epsilon_{xx}^p \simeq \epsilon_{xx}^{total} = \epsilon_{xx}^{mesuré} = 0,006 \quad (\text{III.12})$$

Alors:

$$\epsilon_{yy}^p + \epsilon_{zz}^p \simeq -0,006 \quad (\text{III.13})$$

Par soustraction, on obtient :

$$\epsilon_{zz}^p \simeq 0,004 \quad (\text{III.14})$$

Ceci qui correspond à la diminution de l'épaisseur de l'éprouvette due à la striction. Et alors :

$$\frac{\Delta t}{t} \simeq 0,004 \text{ soit } \Delta t \simeq 8\mu\text{m} \quad (\text{III.15})$$

De la même façon, à 3600N la courbe contrainte/déformation indiquait une déformation de 0,015, et par le calcul on trouve :

$$\frac{\Delta t}{t} \simeq 0,031 \text{ soit } \Delta t \simeq 62 \mu\text{m} \quad (\text{III.16})$$

Une différence entre les mesures données par l'extensomètre et celles données par la méthode de grille apparaît après la striction. Avant cela les mesures sont semblables. Toutefois l'écart-type sur ces valeurs est très élevé et il est difficile d'obtenir des valeurs en pointe d'entaille fiables. Bien qu'il semble que le bruit soit important et masque une partie des données, les valeurs sur ε_{xx} ne sont pas improbables; en effet des mesures de de striction montrent qu'en pointe de fissure et à rupture, la diminution d'épaisseur peut dépasser les 80 μm .

En ce qui concerne les rotations, à 625 N, $|\overline{\omega}_{xy}| \simeq 3.10^{-4} \text{ radians}$ soit $|\overline{\omega}_{xy}| \simeq 0,02^\circ$, à 2500 N, $|\overline{\omega}_{xy}| \simeq 3.10^{-3} \text{ radians}$ soit $|\overline{\omega}_{xy}| \simeq 0,15^\circ$, et à 3600 N, $|\overline{\omega}_{xy}| \simeq 9.10^{-3} \text{ radians}$ soit $|\overline{\omega}_{xy}| \simeq 0,5^\circ$. Ceci permet de dire que le montage de traction est correct puisque les rotations moyennes sont négligeables (l'éprouvette reste bien en place au cours de l'essai).

Les cartographies de déformation peuvent maintenant être intégrées pour obtenir les déplacements sur x et sur y, en μm (Tableau III.13).

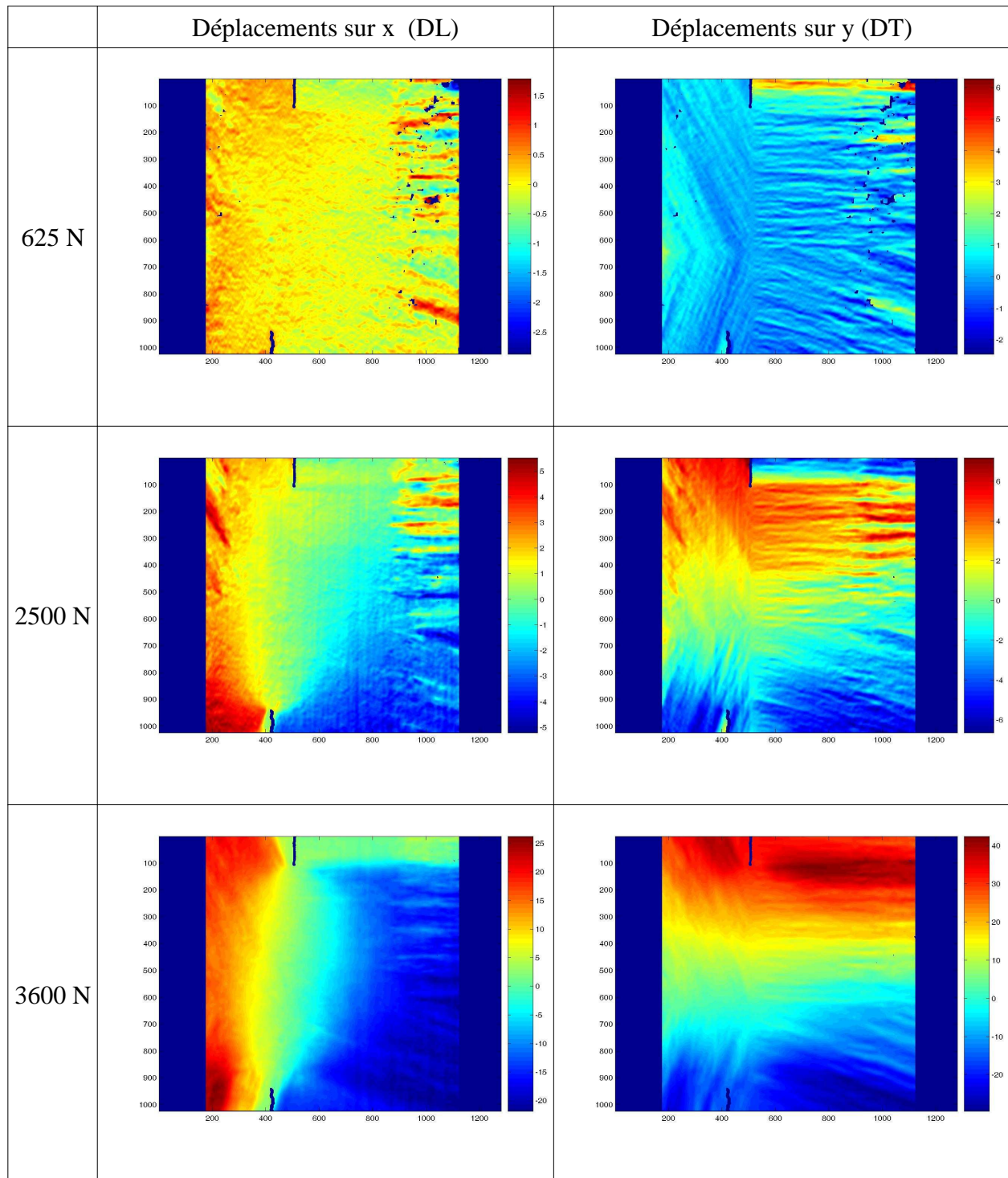


Tableau III.13: déplacements sur x et sur y en μm

Les déplacements sont relatifs. L'origine aux déplacements choisie est le point situé au centre de la cartographie, ce qui signifie que l'intégrale des déformations au centre de la cartographie vaut 0. Le reste de la cartographie de déformation est ensuite intégré en fonction de ce point.

L'allure générale des déplacements sur x pour les différentes charges est semblable. On peut séparer les déplacements en zones verticales : une zone à gauche de l'entaille (où le déplacement est positif), une zone entre les deux entailles (où le déplacement est globalement nul) et une zone à droite de l'entaille (où le déplacement est l'inverse de celui à gauche de l'entaille). De la même façon, l'allure générale des déplacements sur y pour les différentes charges est semblable. On peut séparer les déplacements en zones horizontales : une zone vers l'entaille du 'haut' (où le déplacement est positif), une zone entre les deux entailles (où le déplacement est globalement nul) et une zone vers l'entaille du 'bas' (où le déplacement est l'inverse de celui à gauche de l'entaille).

De façon plus générale, les cartes de déplacement sont prometteuses mais très bruitées : en effet, les déplacements sur x et sur y sont égaux. Or on s'attend à ce qu'ils soient bien plus importants sur x que sur y .

Avant d'exploiter les résultats, il est nécessaire de connaître les limites de la méthode, à savoir le bruit résiduel, la résolution et la résolution spatiale, ainsi que la mise en évidence des défauts de la grille.

IV.2.b Bruit

Pour cela nous réalisons un test de répétabilité à partir de deux photographies identiques prises avec un intervalle de temps. Sur ces deux images la phase est évaluée, puis ces phases sont soustraites afin de regarder l'écart-type des valeurs sur le déplacement. Cette valeur évolue évidemment au fur et à mesure de l'essai de traction (Tableau III.14)

	Écart-type suivant DL (en pixels)	Écart-type suivant DT (en pixels)
200 N	0,05	0,06
3600 N	0,48	0,1

Tableau III.14: écart-type sur les cartes de déplacement sur 2 images identiques soustraites

La même opération est effectuée sur des cartes soustraites puis dérivées (Tableau III.15). On constate que la déformation n'est pas nulle et que l'écart-type n'est pas négligeable (Tableau III.16).

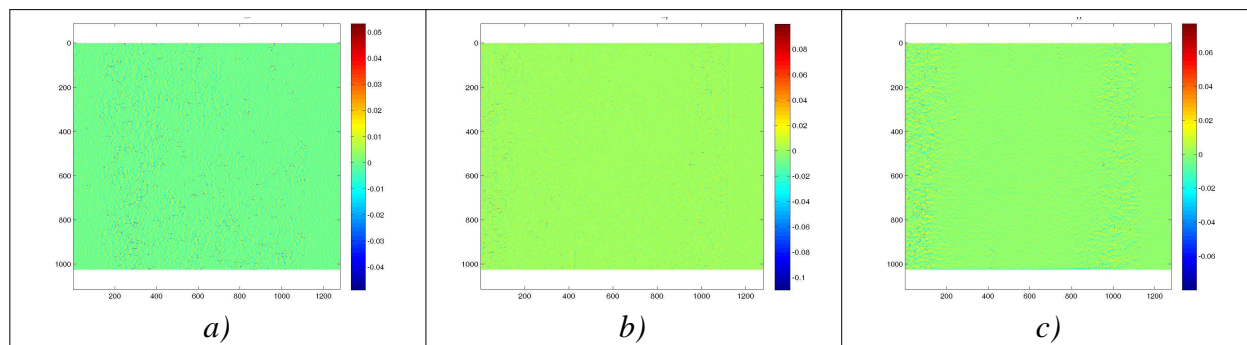


Tableau III.15: champs de déformation à 200 N sur 2 cartographies identiques - a) ϵ_{xx} - b) ϵ_{yy} - c) ϵ_{xy}

	ϵ_{xx}		ϵ_{yy}		ϵ_{xy}	
	Valeur moyenne	Écart-type	Valeur moyenne	Écart-type	Valeur moyenne	Écart-type
200 N	3,08E-05	0,004	3,10E-05	0,004	7,67E-06	0,005
3600 N	4,56E-04	0,03	7,86E-04	0,01	1,39E-05	0,02

Tableau III.16: écart-type sur les champs de déformation sur 2 images identiques soustraites puis dérivées

IV.2.c Mise En Évidence Des Défauts De La Grille

Afin de mettre en évidence les défauts de la grille (variation du pas) et de justifier les lignes parasites parallèles aux traits de grille (phénomène décrit par exemple dans [77]), nous simulons une translation (suivant DL et/ou DT) sur une carte de phase non déformée. L'intérêt de cet essai est que les déformations correspondantes sont rigoureusement nulles, ce qui constitue une référence fiable pour apprécier les performances de la méthode. Ce type d'essai a déjà été utilisé dans [78] et [79] pour étudier les performances d'un système de mesure.

Nous soustrayons cette carte à l'originale puis nous observons l'écart-type (Figure III.10). L'erreur sur la phase aussi bien suivant DL que suivant DT est plafonnée à environ 1,3 pixels. On note aussi que c'est le déplacement suivant DT qui pilote l'erreur: en l'absence de déplacement sur DT, l'écart type est nul, et dès que le déplacement imposé suivant DL atteint 3 pixels (avec un déplacement imposé sur DT > 0 pixel), le maximum de l'erreur est atteint (que l'on regarde l'erreur sur les cartes de phase soustraites suivant DL ou DT).

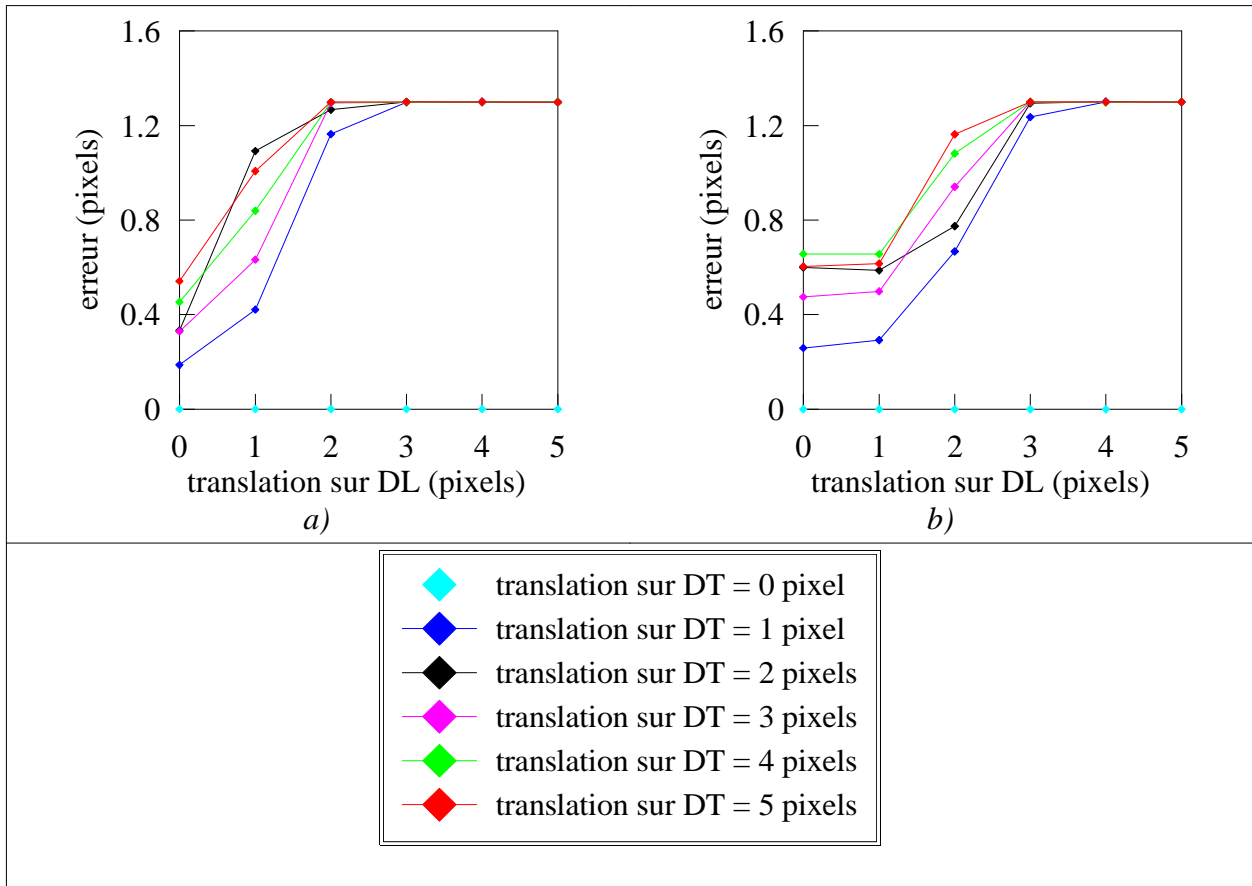


Figure III.10: erreur sur les cartes de phase soustraites en fonction du déplacement imposé suivant DL: a) erreur sur les cartes de phase soustraites suivant DL – b) erreur sur les cartes de phase soustraites suivant DT

Les champs de phase ainsi obtenus sont alors dérivés. Les champs de déformations résultant doivent être nuls, mais les lignes parasites sont bien présentes variant de -0,2 à 0,3 environ (Tableau III.17). Ces déformations parasites s'expliquent par le fait que la soustraction n'est pas réalisée rigoureusement pour le même point et que la grille présente des défauts. En calculant l'erreur sur les champs de déformation (Figure III.11), on s'aperçoit qu'elle est loin d'être négligeable (près de 6 % sur ϵ_{xx}) et qu'elle augmente en fonction du déplacement imposé.

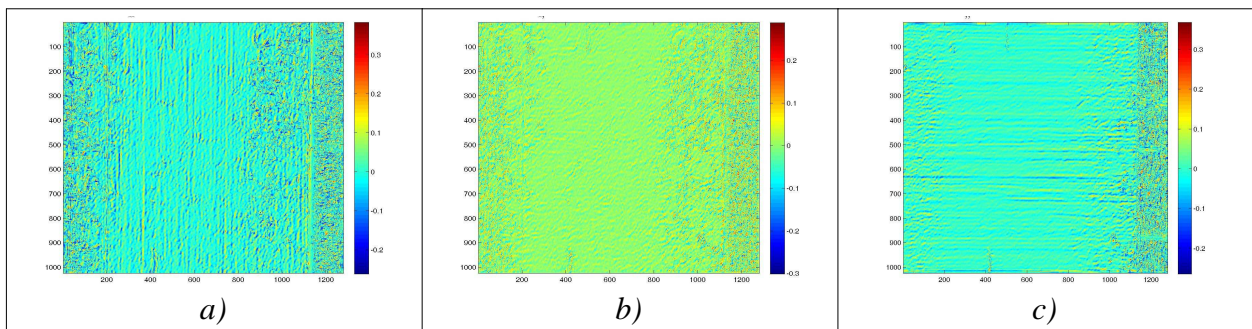


Tableau III.17: Champs de déformations avec un déplacement imposé de 5 pixels sur DL et DT - a) ϵ_{xx} - b) ϵ_{xy} - c) ϵ_{yy}

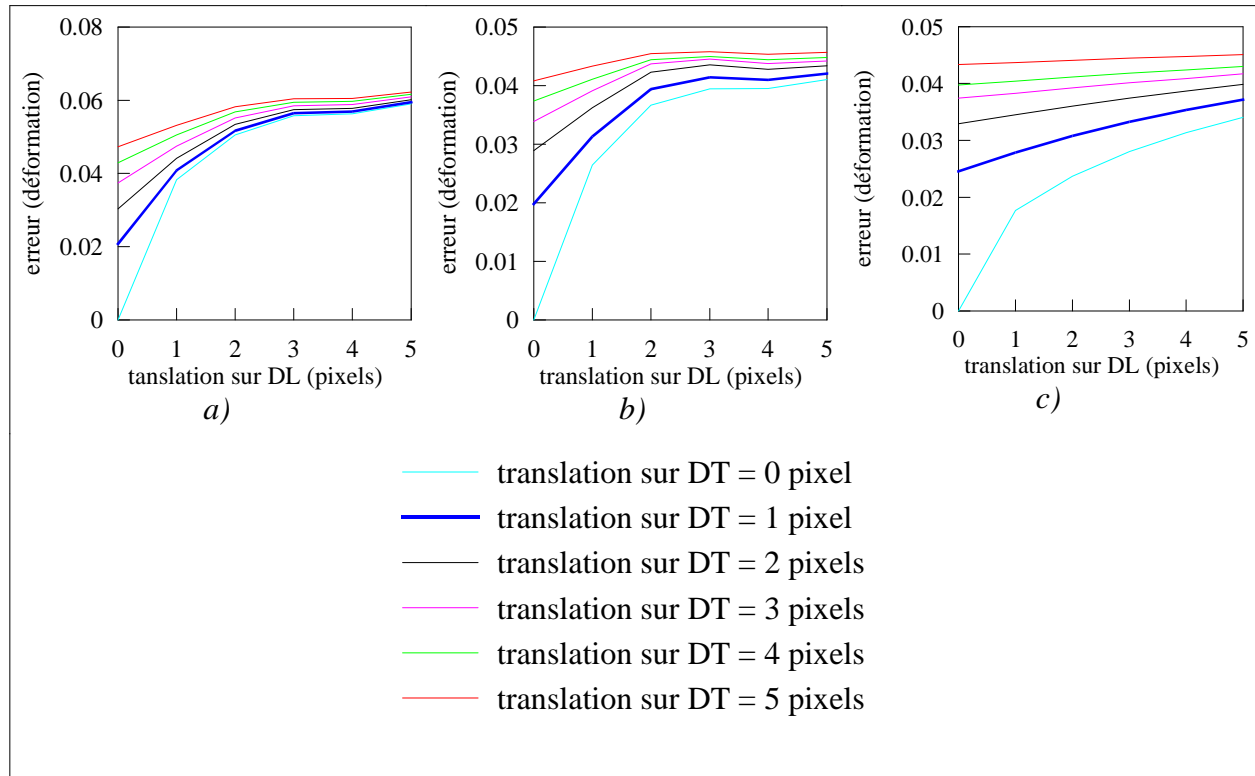


Figure III.11: erreur sur le champ de déformation en fonction du déplacement imposé (suivant DL et/ou DT): a) erreur sur ε_{xx} – b) erreur sur ε_{xy} – c) erreur sur ε_{yy}

Une façon de compenser le déplacement des points de la surface pour soustraire les cartes exactement au même point serait de traduire les champs d'une valeur opposée au déplacement et de prendre en compte plusieurs images dans la procédure de calcul [78]. Notre choix s'oriente plutôt vers des déplacements plus petits entre chaque image, ce qui n'abolirait pas entièrement ces déformations « fictives » mais les diminuerait considérablement.

IV.2.d Effets Des Post-traitements Sur La Résolution Et La Résolution Spatiale

La dérivation d'un signal change notablement ses qualités métrologiques : l'utilisation de points différents induit une dégradation de la résolution spatiale et le bruit augmente. A l'opposé, le filtrage spatial est utilisé pour faire diminuer ce bruit, au prix d'une dégradation de la résolution spatiale. L'effet de ces deux outils doit être bien compris de manière à minimiser résolution et résolution spatiale sur la grandeur dérivée.

- **Influence D'un Opérateur Linéaire Sur La Résolution**

D'après [80], si un opérateur linéaire est utilisé, la variable de sortie g en chaque point (i, j) est liée aux variables d'entrée $u(i, j)$ sur une longueur $2m+1$ par un opérateur matriciel A , avec m la taille de l'opérateur. Alors, on peut montrer que la variance sur la variable de sortie g est liée à la variance sur la variable d'entrée u selon la relation (III.17).

$$V(g(i, j)) = (A)(A)^t V(u(i, j)) \quad (\text{III.17})$$

Dans le cas d'un filtrage passe-bas, A est le vecteur des pondérations appliquées à chaque terme $u(i, j)$ pour le calcul de la moyenne. Ici, la fonction de pondération est une Gaussienne étendue sur la zone $[-2\sigma, 2\sigma]$ avec $2m+1$ points ; chaque terme A_k , k variant de $[-m, m]$ est donc affecté d'un poids de :

$$A_k = \frac{e^{-\left(\frac{k}{m}\right)^2}}{\sum_{-m}^m e^{-\left(\frac{k}{m}\right)^2}} \quad (\text{III.18})$$

Finalement, l'écart-type est donné par la relation (III.19)

$$\sigma_{\bar{u}} = \sigma_u \sqrt{\sum_{-m}^m \left\{ e^{-\left(\frac{k}{m}\right)^2} \right\}^2 / \left\{ \sum_{-m}^m e^{-\left(\frac{k}{m}\right)^2} \right\}^2} \quad (\text{III.19})$$

Le même raisonnement peut être fait pour la dérivation ; dans le cadre d'une approche aux moindres carrés, le vecteur A est la ligne de la pseudo-inverse de la matrice du plan d'expérience correspondant à la dérivation [81]. Si de plus les points sont équi-répartis, il vient la relation classique (III.20), données par exemple par Fogliola [82].

$$\sigma_g = \frac{\sigma_u}{\Delta x} \sqrt{\frac{2p+1}{(2p+1) \sum_{k=-p}^p x(i+k, j)^2 - \left(\sum_{k=-p}^p x(i+k, j) \right)^2}} \quad (\text{III.20})$$

Ces relations permettent donc d'estimer les résolutions pour un signal filtré **ou** dérivé. Mais si les deux opérateurs sont combinés, les coefficients d'intercorrélation doivent être pris en compte, soit, pour des opérateurs bidimensionnels :

$$\begin{aligned} \{g(i, j)\} &= A_{\text{dérivation}}(p, q) \cdot A_{\text{filtrage}}(m, n) \cdot \{u(i, j)\} \\ &= A(m, n, p, q) \cdot \{u(i, j)\} \end{aligned} \quad (\text{III.21})$$

La Figure III.12 indique que les longueurs sur lesquelles doivent être faits le filtrage (paramètres m et n) et la dérivation (paramètres p et q) agissent de manière sensiblement identique sur la résolution (opérateurs 1D).

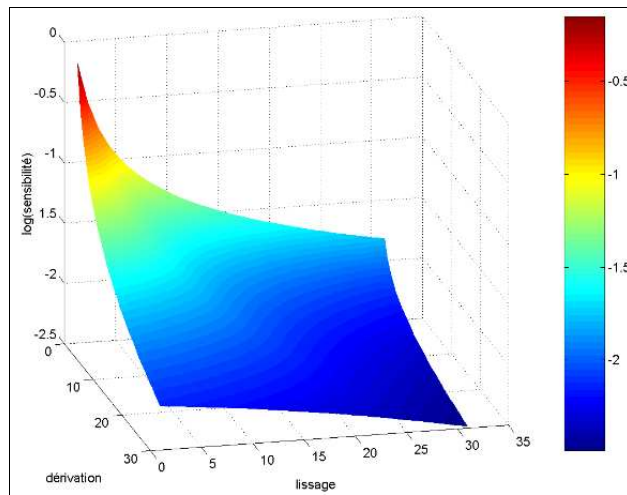


Figure III.12: Résolution en fonction des longueurs de dérivation et de lissage (lissage par fonction Gaussienne 1D, par approximation linéaire au sens des moindres carrés, 1D).

- **Effets D'un Opérateur Linéaire Sur La Résolution Spatiale**

L'utilisation d'un opérateur linéaire a pour effet de dégrader la résolution spatiale. En considérant une résolution spatiale négligeant 5 % des interactions, un filtre Gaussien aura donc une résolution spatiale définie sur un rayon de 2σ dans le cas unidirectionnel. La dérivation est un cas un peu plus délicat à traiter car l'influence des points augmente avec la distance au point central. Un rayon en deçà duquel les points sont influents ne peut donc plus être défini.

La combinaison des résolutions spatiales de deux opérateurs linéaires est d'un intérêt pratique évident. On peut montrer que la combinaison de deux filtres Gaussiens de taille (σ_1, δ_1) et (σ_2, δ_2) est un filtre Gaussien de taille $(\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2}, \sqrt{\delta_1^2 + \delta_2^2})$ [80].

En effectuant une simulation sur une fonction Dirac en 2D et en éliminant les 5 % des points les moins influents, la zone des points où le Dirac s'est propagé (lieu de la résolution spatiale) correspond à deux lobes pour une dérivation selon l'axe horizontal puis un filtrage (Figure III.13). Dans le cas général, il n'existe pas à notre connaissance de relation donnant la résolution spatiale suite à l'application de plusieurs opérateurs en fonction de la résolution spatiale de chacun d'eux. La détermination de la résolution spatiale pour le couple filtrage/dérivation se fera donc sur la base de l'analyse de numérique décrite ci-dessus.

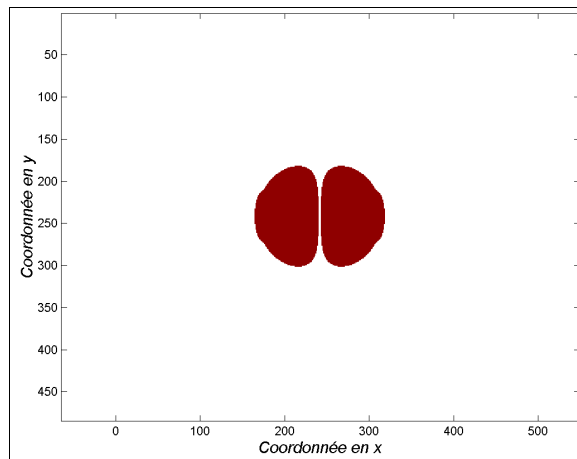


Figure III.13: Zone affectée par la fonction Dirac après filtrage et dérivation (différenciation sur 17 pixels, filtrage Gaussien $\sigma = 25$ pixels)

- **Effet Du Couple Filtrage/dérivation**

L'influence des opérateurs de filtrage passe-bas et de dérivation est définie par la demi-largeur du noyau de convolution de chacun. Pour le filtrage passe-bas, la demi-largeur est de deux fois l'écart-type de la Gaussienne. Celle-ci donc est paramétrée par deux écarts-types (pour chaque direction du plan) et une rotation. Cette possibilité n'est pas utilisée dans ce cadre, où seul un filtrage isotrope est considéré. Les paramètres de l'opérateur de dérivation sont donc les deux dimensions (pour chaque direction du plan) du noyau et l'ordre du polynôme (ici d'ordre 4).

Les résultats des résolution et résolution spatiale sur nos cartographies (avec un seuil à 0,5 sur la gaussienne) sont donnés Figure III.14. On remarque la puissance de la gaussienne sur l'atténuation de la résolution spatiale: avec une norme de 30 pixels, la résolution spatiale est de 10 pixels. Dans notre cas (filtrage de demi-largeur 7 pixels puis dérivation de demi-largeur 10 pixels, soit une norme d'environ 12 pixels) nous avons une résolution de 0,05 pixels/pixels et une résolution spatiale de 6 pixels.

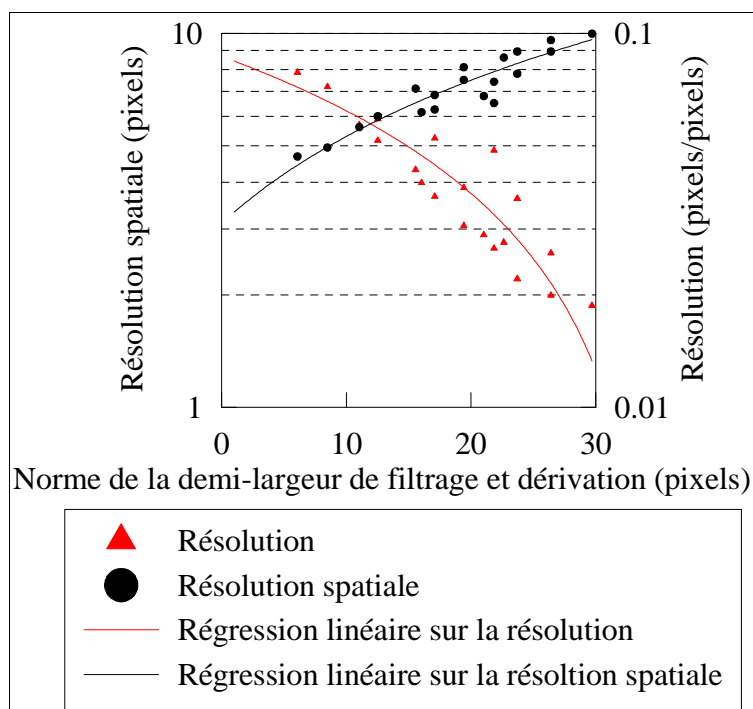


Figure III.14: Évolution de la résolution et résolution spatiale en fonction de la taille de filtrage et de dérivation

Cette discussion nous permet de soulever une question capitale pour la suite de nos travaux: quel couple largeur de filtrage / largeur de dérivation choisir pour obtenir une résolution inférieure à un seuil défini par l'utilisateur tout en assurant une résolution spatiale minimale?

IV.2.e Conclusion Et Amélioration À Apporter

Ce premier essai a permis de confirmer que notre idée de base fonctionnait. Le temps de calcul est d'environ 1 heure pour traiter 8 images. Toutefois nous sommes assez loin de la rupture. Les différentes difficultés citées précédemment nous incitent à modifier quelques éléments:

- **Pour palier la réflexion spéculaire:** comme l'éprouvette strictionne (elle se « creuse » de plus de 30 μm près des entailles), il se crée des zones d'ombre ou trop éclairées dues à l'évolution de l'éclairage qui est réfléchi sur la surface brillante de l'éprouvette. Outre le fait que la procédure pour graver les éprouvettes soit très longue et fastidieuse, nous souhaitons modifier nos grilles afin d'obtenir de meilleurs résultats. Nous optons pour des grilles collées qui, nous l'espérons, nous permettront d'éviter le phénomène de réflexion de la lumière.
- **Pour palier le mode de corps rigide:** nous décidons de changer le montage de traction et de réaliser un montage spécifique.
- **Pour palier le risque d'avoir un gros déplacement entre 2 images:** si nous avons un déplacement supérieur au pas de la grille entre deux images, nous rencontrerions des

difficultés pour exploiter les données. Nous filmerons donc nos essais et ce processus sera intégré dans le montage de traction. Ces vidéos nous permettront en plus d'avoir des informations locales au plus proche de la rupture. Nous changeons également la méthode de déroulage de phase: les vidéos nous permettant de ne pas avoir de sauts de phase entre 2 images (sauf exception), nous optons pour un déroulage de phase temporel avec recalage. Ce recalage combiné au faible déplacement entre 2 images doit nous permettre d'éliminer les déformations « fictives » laissant des lignes parasites.

- **Pour palier le bruit sur la déformation:** une optimisation de la procédure s'impose.

V MÉTHODE DE LA GRILLE AVEC VIDÉO

V.1 Machine De Traction

Comme nous l'avons dit précédemment, vouloir filmer nos essais nécessite le développement d'une machine de traction. Nous choisissons de réaliser la traction horizontalement afin de pouvoir positionner la caméra verticalement au-dessus et éviter à l'objectif, qui est relativement long, de pencher sous son propre poids.

Le moteur choisi pour équiper la machine de traction provient d'une machine existante et les calculs effectués montrent qu'il est surdimensionné pour l'usage attendu (voir ANNEXE 8).

Le capteur de force est constitué d'un corps d'épreuve déformable et de jauges de déformations qui mesurent les variations d'allongement en fonction de la charge appliquée. Le corps d'épreuve doit convertir les déformations ou les déplacements relatifs en force. Les dimensions et l'analyse des calculs de résistance des matériaux sont vérifiées à l'aide du logiciel Autodesk Inventor Pro, par l'intermédiaire d'un module de pré-dimensionnement par maillage et éléments finis. Le choix du matériau s'oriente vers un alliage d'aluminium et de cuivre 2017A (AU4 G). Des jauges d'extensométrie sont collées sur le corps d'épreuve (en pont de Wheatstone). Les dimensions du capteur sont données ANNEXE 9.

La machine de traction ainsi obtenue est présentée Figure III.16.

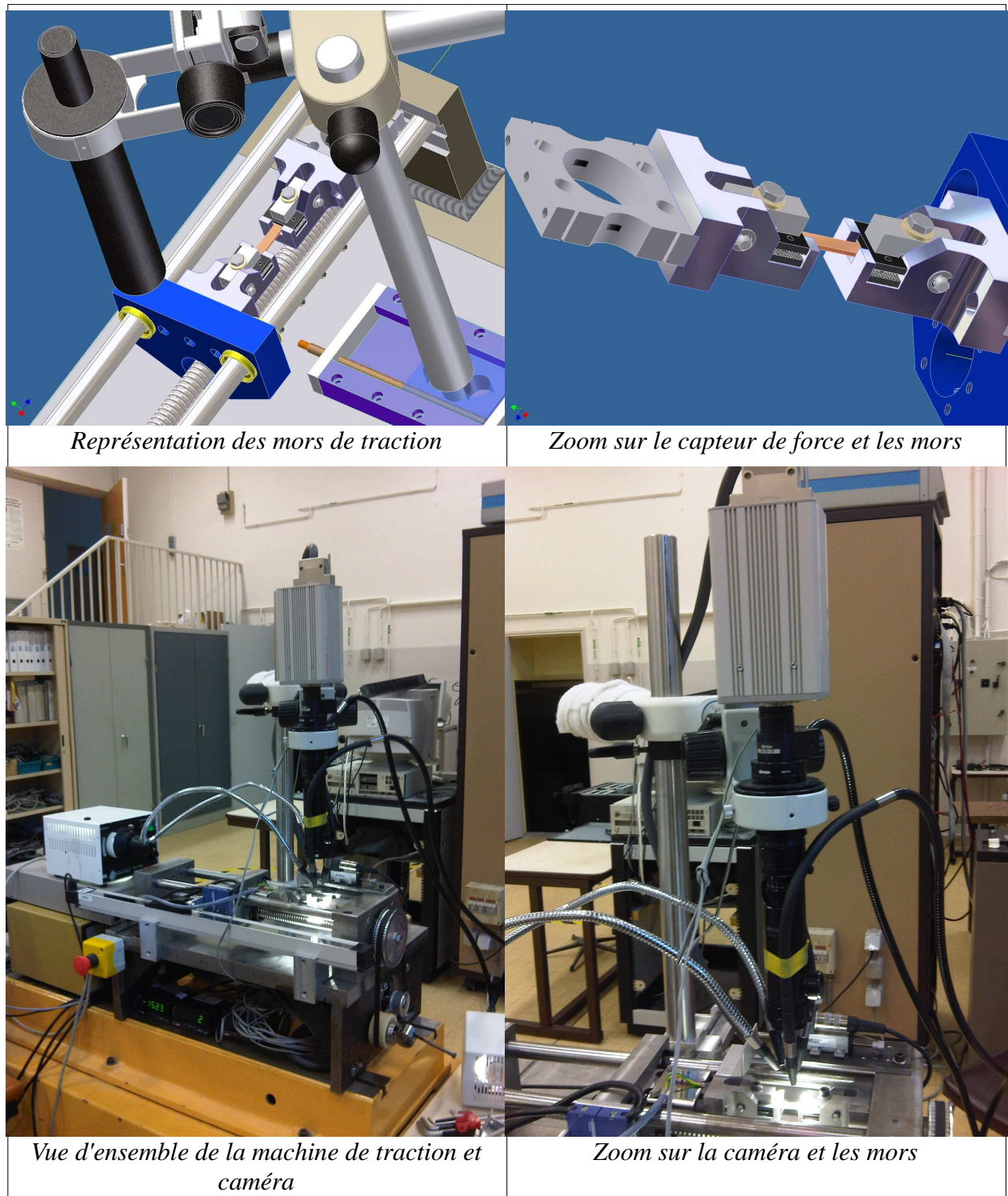


Figure III.16: machine de traction avec acquisition vidéo

V.2 Réalisation Physique De La Grille

Comme nous l'avons annoncé au paragraphe IV.2.a (p. 84), nous décidons de coller les grilles. Il s'agit d'un transfert d'une pellicule d'encre imprimée sur un film de polyéthylène. La

technique a déjà été expérimentée à des échelles différentes par Zhani [83] lors de compression plane (jusqu'à 90%) et Badulescu [78] lors d'essais de traction. Le transfert semble robuste au niveau de l'adhérence et de la résistance à l'endommagement. La technique de transfert des grilles est fournie en ANNEXE 10.

La surface de l'échantillon nécessite une préparation de polissage au $\frac{1}{4} \mu\text{m}$ avant le transfert des grilles. Comme nous souhaitons observer à l'EBSD, avant traction, l'ensemble des grains situés entre les deux entailles de l'éprouvette (ce qui nécessite donc un polissage électrolytique après le polissage mécanique au $\frac{1}{4} \mu\text{m}$), nous re-polissons notre éprouvette mécaniquement sur feutre avec une pâte diamantée de granulométrie $\frac{1}{4} \mu\text{m}$.

Le résultat obtenu est donné Figure III.17(a) et on note que les traits se distinguent mieux du substrat que pour les grilles gravées. Par la même série de mesure que pour les grilles gravées, on constate que le pas est un peu inférieur à $30 \mu\text{m}$ (plutôt autour de $27 \mu\text{m}$) (Tableau III.18) et que le pas varie un peu plus que pour les grilles gravées. La superposition du profil des grilles gravées et collées (Figure III.18) montre que les grilles collées sont moins assujetties aux parasites entre deux traits noirs. En revanche le contraste est plus faible pour les grilles collées. En effectuant une FFT sur ces grilles, on note que le pas est plus « net » que pour les grilles gravées, c'est à dire que les harmoniques sont moins nombreuses (Tableau III.19).

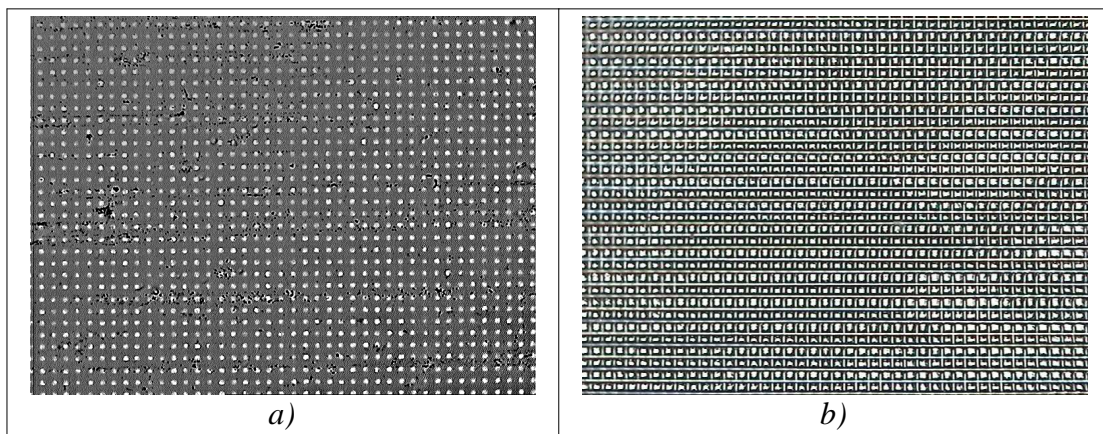


Figure III.17: photographies de grilles collées et gravées de pas $30 \mu\text{m}$ (grossissement $\times 10$):
a) grille collée – b) grille gravée

	Mesure du pas sur les traits verticaux (DT) en μm			Mesure du pas sur les traits horizontaux (DL) en μm		
	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3
Moyenne	28,78	26,80	24,50	27,94	27,31	25,96
Écart-type	7,71	7,60	9,37	6,82	6,37	6,96
Minimum	9,93	4,97	3,31	8,28	4,97	8,28
Maximum	46,35	39,73	48,00	43,06	34,76	44,69

Tableau III.18: Mesures sur le pas de la grille collée

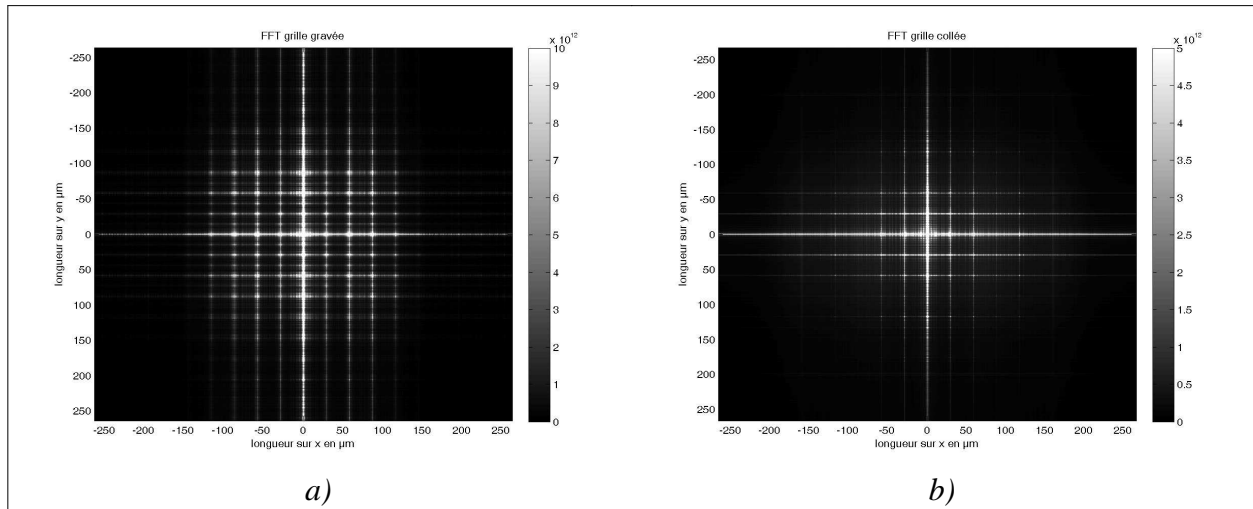


Tableau III.19: FFT des grilles gravées (a) et collées (b)

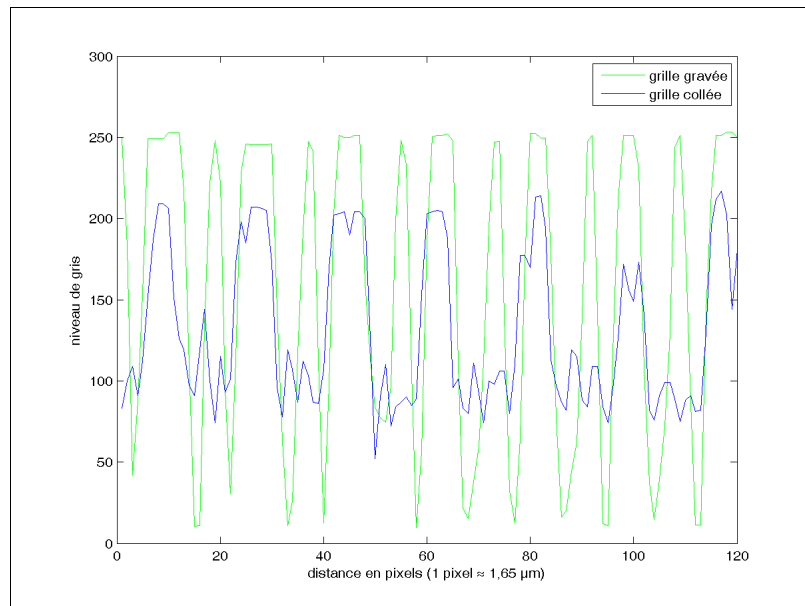


Figure III.18: comparaison de la variation du pas pour les grilles gravées et collées

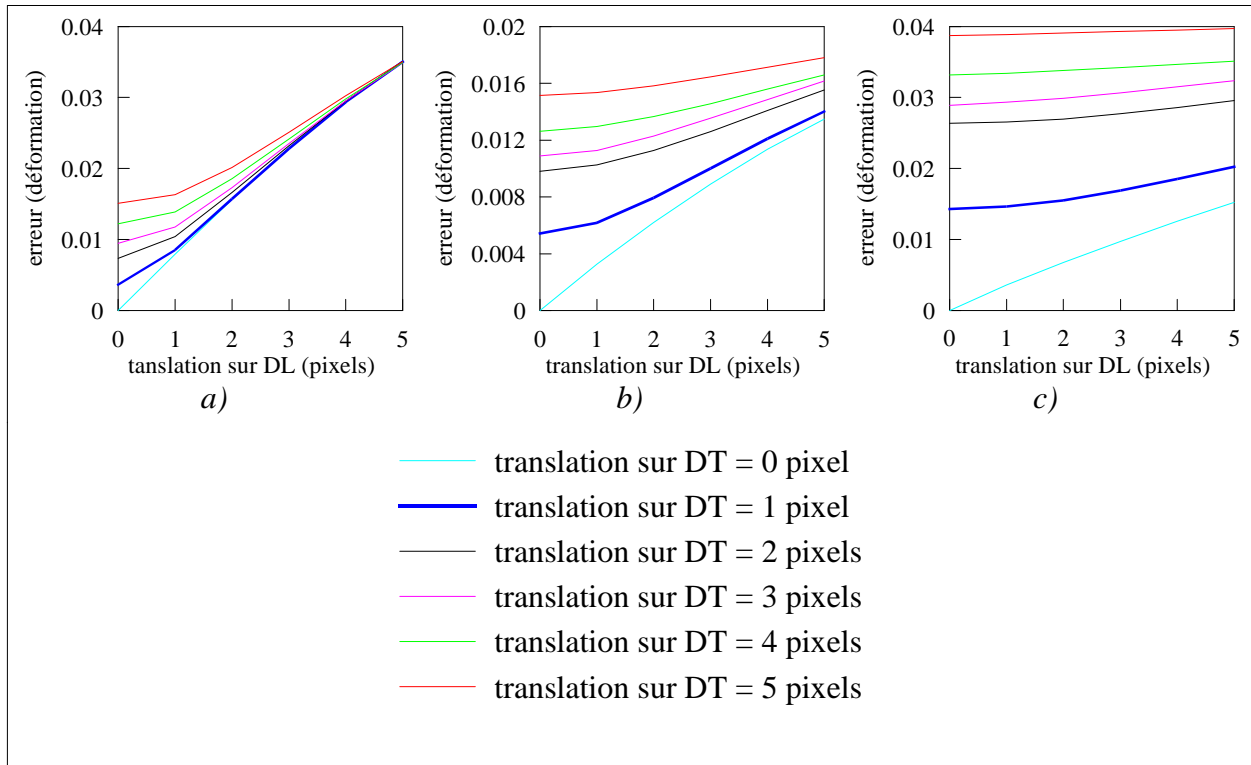
V.3 Bruit Et Défauts De La Grille

Comme précédemment, nous réalisons un test de répétabilité sur la première image de la vidéo et nous relevons le bruit sur les déformations (Tableau III.20). Ce dernier est dans le même ordre de grandeur que celui observé sur les grilles gravées bien qu'un peu plus faible.

Nous simulons également une translation (suivant DL et/ou DT) sur une image non déformée. Les résultats donnés Figure III.19 montrent que les grilles collées induisent une erreur sur ε_{xx} et ε_{xy} 50 % plus petite qu'avec les grilles gravées.

	ϵ_{xx}	ϵ_{xy}	ϵ_{yy}
Écart-type	0,0037	0,0023	0,0030
Valeur moyenne	$1,9 \cdot 10^{-5}$	$8,8 \cdot 10^{-6}$	$9,1 \cdot 10^{-6}$

Tableau III.20: écart-type sur les champs de déformation de la 1ère image de la vidéo (200 N)



V.4 Traitement Des Vidéos

Un critère primordial nous permet de fixer les paramètres vidéos: sur la Figure III.19, si l'on souhaite avoir moins de 2 % d'erreur résiduelle sur les déformations ϵ_{xx} , la translation suivant DL et DT doit être inférieure à 2,5 pixels. Ce déplacement correspond environ à $\frac{1}{2}$ pas. Nous imposons donc un déplacement entre deux mesures successives inférieur à $\frac{1}{2}$ pas.

Les essais sont donc filmés à raison d'une image toutes les 0,125 s à la vitesse de 0,01 mm/s (soit environ $1,3 \mu\text{m}$ de déplacement entre 2 images ou encore 0,2 pixel). Les vidéos sont enregistrées en 16 bits nous permettant ainsi d'avoir une erreur de discrétisation négligeable. Un exemple de ce que l'on peut observer pendant un essai de traction est donné Figure III.20. Il s'agit ensuite de « dépouiller » nos vidéos. Dans un premier temps, on calcule les déplacements sur x et y (DL ou DT suivant l'orientation de l'éprouvette). Toute la puissance de l'acquisition vidéo réside en le fait d'avoir de petits déplacements entre deux images successives et donc d'éliminer les sauts de phase. Il est tout de même possible qu'un saut de phase se présente sur une

image auquel cas un déroulage de phase sur la dite image est effectué. Cette opération, indépendante du chemin de balayage, est semblable à celle décrite au chapitre III, § II.2.b, à ceci près que l'on rajoute au masque 3x3 une fonction de déroulage basée sur une norme L2 (intégrale du carré de la valeur absolue du vecteur) [84]. Plus de détails sur la théorie de l'algorithme sont données dans les références [85] et [63]. Un bref résumé est proposé en ANNEXE 11.

Un exemple est donné Tableau III.21 pour les sauts de phase et Tableau III.22 pour les champs de déplacements.

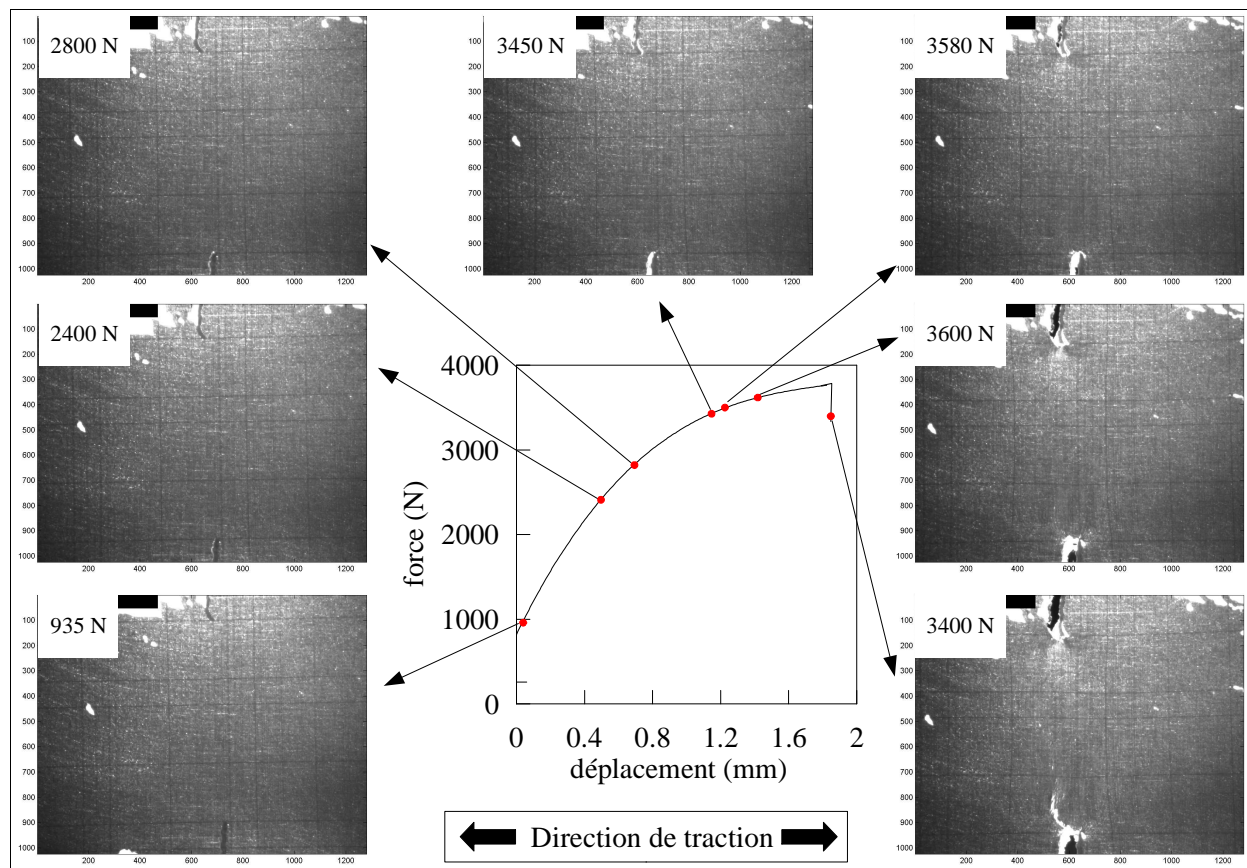


Figure III.20: images acquises lors d'un essai de traction et leur position sur la courbe σ - ϵ

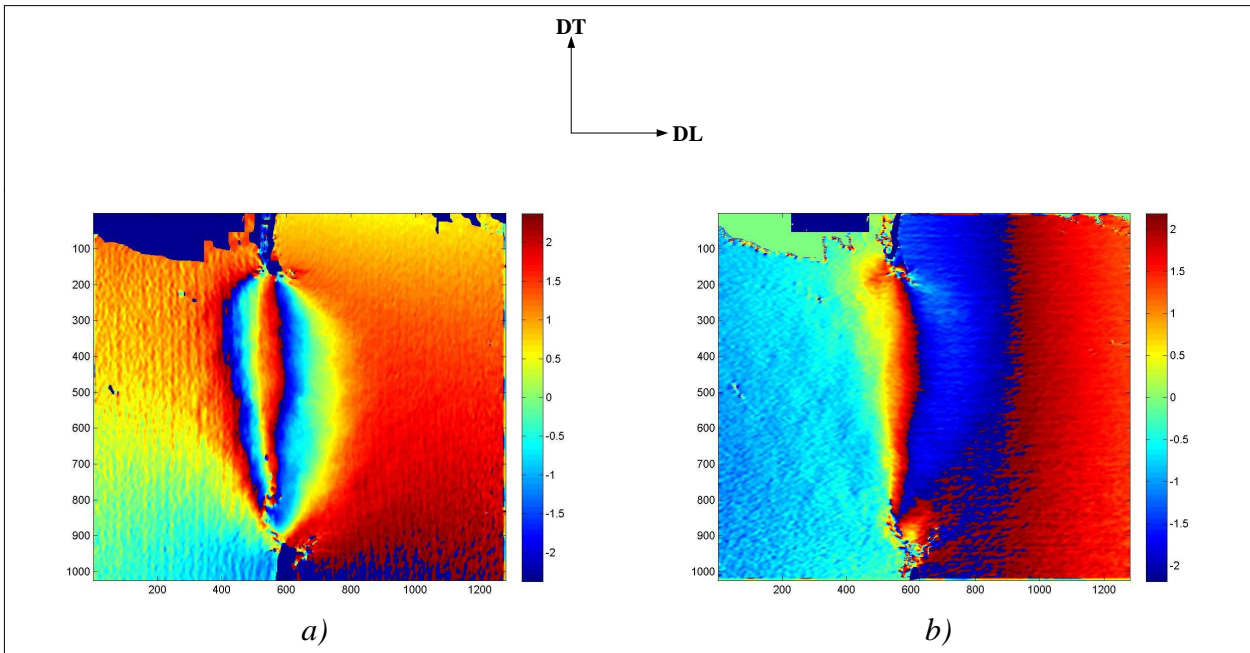


Tableau III.21: Sauts de phase sur les cartes de déplacement en pixels à 3300 N pour une éprouvette tractionnée suivant DL: a) déplacements suivant DL, b) déplacements suivant DT

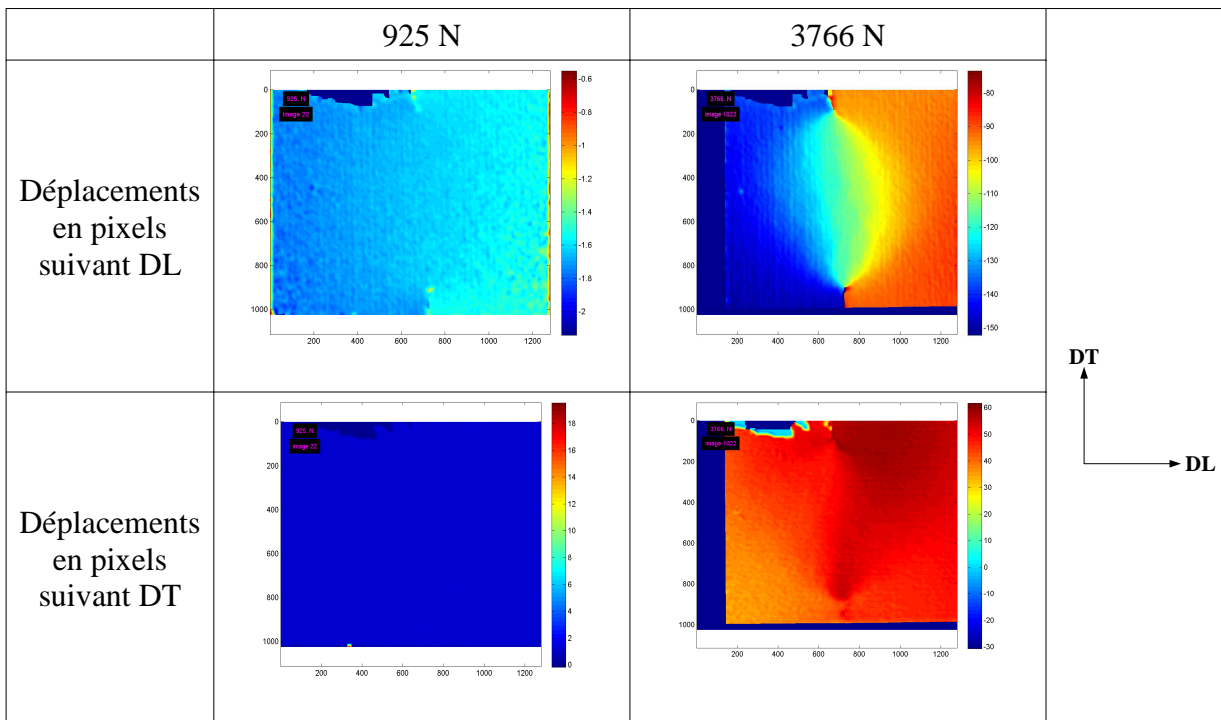


Tableau III.22: exemple de champs de déplacements en pixels sur une éprouvette tractionnée suivant DL

La dérivation est ensuite un jeu d'enfants (Tableau III.23)! On note qu'il n'est plus nécessaire d'utiliser un polynôme d'ordre 4: un polynôme d'ordre 1 suffit.

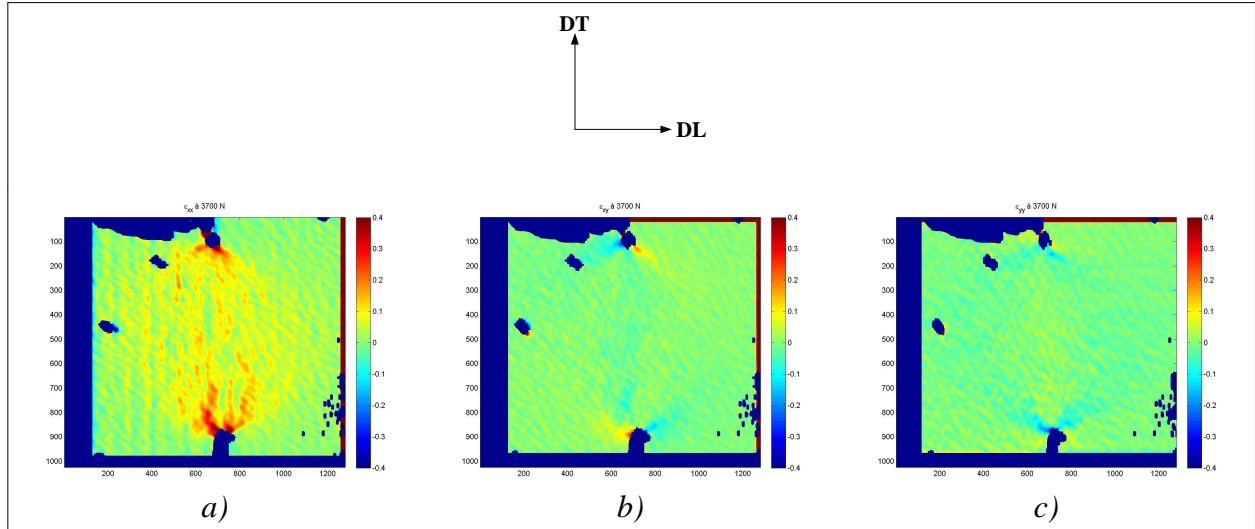


Tableau III.23: champs de déformation à 3700 N pour une éprouvette tractionnée suivant DL:
a) ε_{xx} – b) ε_{xy} – c) ε_{yy}

Les champs de déplacement sont visuellement nettement moins bruités (et pour des efforts un peu plus importants) que pour nos essais avec grille gravée.

V.5 Optimisation De La Mesure

V.5.a Optimisation Du Couple Filtrage/dérivation

Comme nous l'avons déjà vu au paragraphe IV.2.d, l'influence des opérateurs de filtrage passe-bas et de dérivation est définie par la demi-largeur du noyau de convolution de chacun. Les paramètres de l'opérateur de dérivation sont les deux dimensions du noyau et l'ordre du polynôme (ici linéaire).

Atténuation du bruit

D'après la relation (III.17), la résolution sur la dérivée d'un signal peut s'écrire sous la forme :

$$\sigma\left(\frac{\partial U}{\partial y}\right) = \frac{C_{sens}}{\delta y} \sigma(U) \quad (\text{III.22})$$

où δy est une longueur de référence (typiquement la taille apparente d'un pixel dans l'espace image) et C_{sens} un coefficient de sensibilité au bruit. L'évolution de $\log_{10}(C_{sens})$ est présentée Figure III.21 a). On constate que les courbes d'iso-atténuation sont circulaires, ce qui signifie que l'efficacité de chacun des deux opérateurs sur la réduction du bruit est sensiblement la même. La ligne d'atténuation de 10^{-2} correspond à une demi-largeur de filtrage ou de dérivation de 8 à 9 pixels.

Résolution spatiale

Le seuil de détection d'un événement et la limite à 10 % d'erreur sont présentés Figure III.21 (a). L'influence de chaque opérateur reste là encore sensiblement la même. Les seuils de détection trouvés varient de 1 à 12 pixels ; la limite à 10 % d'erreur peut atteindre plus de 100 pixels. Cela signifie que, s'il est facile de voir un événement, il est en revanche beaucoup plus difficile d'assurer que son intensité est correcte.

La Figure III.21 b) présente les résultats obtenus en écrivant la fonction d'auto-corrélation. Les ellipses représentent, comme sur la Figure III.13, l'excentricité et l'orientation de la zone affectée par le filtrage et la dérivation ; le rayon moyen des ellipses est donné par les courbes. On remarque que les valeurs trouvées sont proches des valeurs obtenues pour le seuil de détection. Toutefois la forme des courbes est sensiblement différente : cette différence peut être attribuée à l'anisotropie de l'opérateur dérivation, observable avec cette approche, contrairement à la précédente.

Sur la base des cartographies de la Figure III.21, il est possible de déterminer les couples largeur de filtrage / largeur de dérivation optimales. Pour une atténuation du bruit d'un facteur 100, le seuil de détection moyen est proche de 9 pixels et le seuil à 10 % d'erreur proche de 50 pixels. On observe qu'un filtrage large avec une faible dérivation conduit aux meilleurs seuil de détection et seuil à 10 %. Ce résultat est confirmé par l'analyse de la fonction d'auto-corrélation : dans ce cas, le rayon moyen est lui aussi optimal, avec une forme des ellipses la plus circulaire possible.

Cette analyse est sensiblement différente de celle déjà proposée en 2005 [86]. On note que l'étude avait alors porté sur des outils de filtrage / dérivation unidirectionnels. Une étude identique a été menée sur une dérivation par polynôme de degré 2. Les résultats sont très proches de ceux-ci : la dérivation d'ordre supérieur n'apportant pas d'amélioration sur la résolution spatiale, elle sera réservée aux situations avec des gradients de déformation locaux importants.

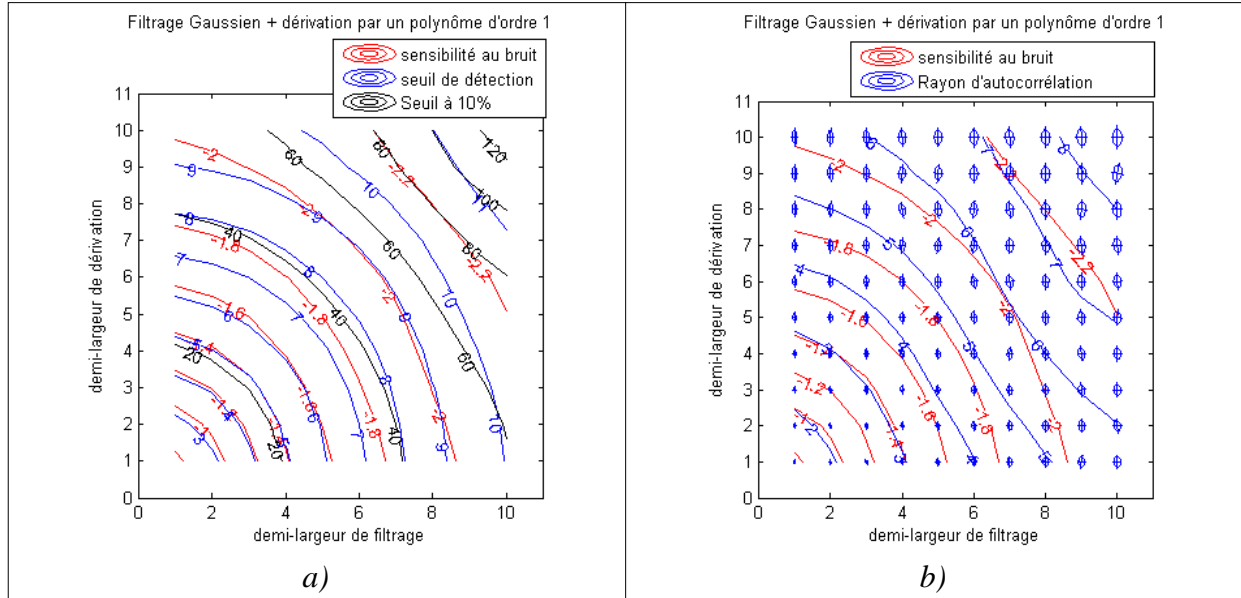


Figure III.21: Effet du filtrage et de la dérivation: a) analyse par champs sinusoïdaux de référence, b) fonction d'auto-corrélation

En résumé, nous pouvons dire que la différence entre les deux estimations (fonction d'auto-corrélation ou détection d'un seuil) réside dans le fait que pour la première, nous obtenons la taille d'un ensemble de points corrélés entre eux à plus de 50%, alors que dans la deuxième nous obtenons la taille détectable d'un ensemble de points, ce qui permet de connaître l'erreur commise sur l'intensité lue. Nous devons donc choisir notre façon de définir la résolution spatiale. De même, nous devons fixer la valeur seuil de la résolution pour optimiser la résolution spatiale.

V.5.b Déroulage De Phase Temporelle

L'avantage des vidéos est de pouvoir se passer de déroulage de phase. Les images des vidéos (environ 1000) ne sont pas toutes traitées. Elles sont soustraites deux à deux avec un pas fixé de façon à ne pas avoir de saut de phase entre deux images (déroulage de phase temporel). Le mode de traitement pour obtenir les champs de déplacement est résumé Figure III.22.

Afin de montrer l'intérêt du déroulage de phase temporel, nous comparons pour le même effort des cartes de déformations obtenues à partir d'images ayant subi un déroulage de phase temporel (Tableau III.24 a, b et c), une simple soustraction de champs de phase (Tableau III.24 d, e et f) et une soustraction puis un déroulage de phase (Tableau III.24 g, h et i). Les images d, e et f montrent que lorsque 2 images sont éloignées (en terme de déplacement), le déroulage de phase est impératif. La comparaison entre le groupe a, b, c et le groupe g, h, i est moins visible. En effet les cartes g, h, i ont l'air plus « lisses », moins contrastées. Mais entre l'image de référence et celle sur laquelle est effectuée l'essai (ici 3700 N) il y a jusque 30 pixels de déplacement, ce qui induit une erreur sur la déformation des plus importantes (Figure III.19). Dans le cas du

traitement des images 2 à 2, nous avons vu que le déplacement entre chaque image est de l'ordre de 0,2 pixels, donc très inférieur à 2,5 pixels ; l'erreur sur la déformation est donc considérablement plus petite. On peut aussi constater une présence beaucoup plus importante de points non définis dans le cas du traitement 2 à 2 des images (images *a, b, c*) que dans le cas de la soustraction de l'image à 3700 N à la première (images *d, e, f* et *g, h, i*). Ceci est dû au fait que ces points sont transmis d'une image à l'autre.

Entre la méthode à déroulage temporel et la méthode à déroulage spatial de la phase, on constate des résultats proches, mais avec une composante haute fréquence plus marquée dans le premier cas, notamment dans les zones latérales. Si l'on se réfère à l'analyse métrologique effectuée ci-dessus, les fluctuations haute fréquence observées avec la méthode à déroulage de phase temporel ont un sens physique.

Il est bien difficile d'expliquer pourquoi elles ne sont pas présentes avec la méthode à déroulage spatial, donnée par comparaison, mais qui n'a pas fait l'objet d'une étude aussi détaillée. On pourrait avancer que la méthode à déroulage temporel de la phase travaille dans des conditions de petites perturbations bien meilleures que la méthode à déroulage spatial. Ici, la déformation moyenne entre l'état initial et l'état final est de l'ordre de 5 %, ce qui conduit à un décalage des points initiaux et finaux de 25 pixels à droite et à gauche du champ de mesure, une fois déduit le mode de corps rigide ; ce décalage n'est pas compensé avec la méthode à déroulage spatial. Cette observation permettrait d'expliquer l'absence de perturbations haute fréquence sur les cotés des illustrations (*g, h, i*), alors que les perturbations haute fréquences sont bien présentes au centre de ces champs, avec des motifs comparables à ceux obtenus avec la méthode à déroulage de phase temporel.

La méthode à déroulage de phase temporel sera donc utilisée par la suite ; ajoutons de surcroît que contrairement à la méthode à déroulage de phase spatial, elle permet l'obtention d'un déplacement absolu, nécessaire pour une bonne localisation des fissures, et par la suite de la texture du matériau.

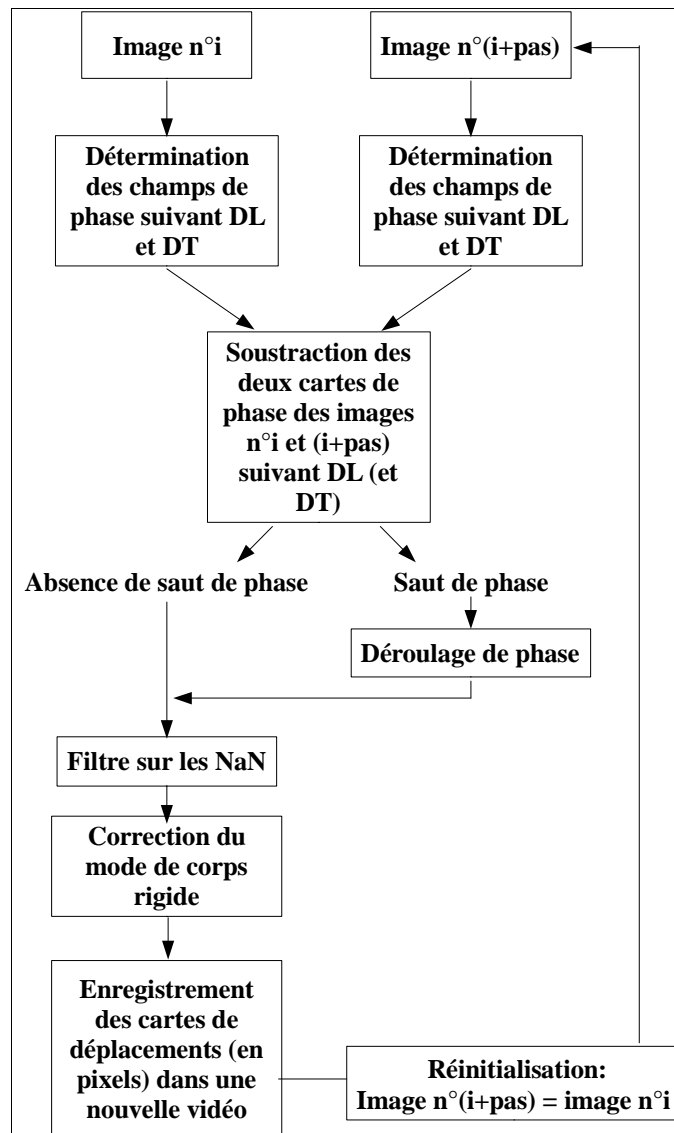


Figure III.22: schéma d'extraction de champs de déplacements à partir des vidéos

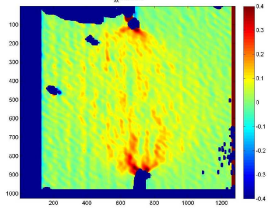
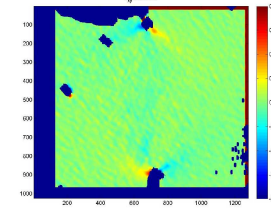
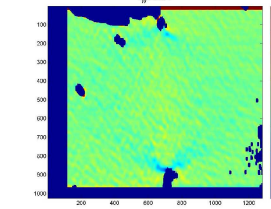
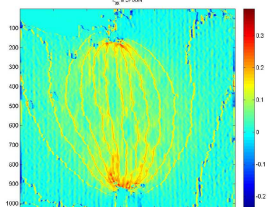
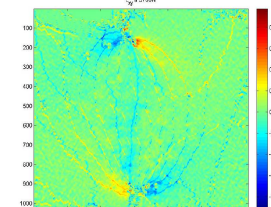
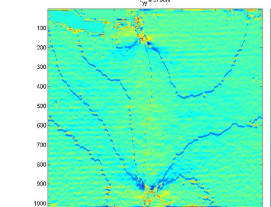
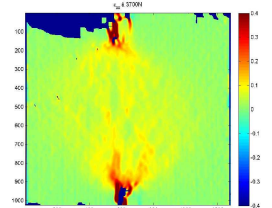
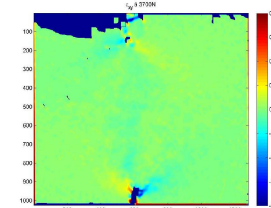
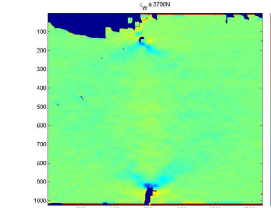
	ε_{xx} à 3700 N	ε_{xy} à 3700 N	ε_{yy} à 3700 N
Traitement des images 2 à 2			
Traitement des images avec comme référence la première image sans déroulage de phase avant dérivation			
Traitement des images avec comme référence la première image et déroulage de phase avant dérivation			

Tableau III.24: comparaison des champs de déformations obtenus par déroulage de phase temporel et ceux obtenus en prenant comme référence la première image

V.6 Conclusion

Il a été question dans ce chapitre d'implémenter une méthode de grille adaptée aux mesures de champs sur un matériau cristallin et sur une zone de plusieurs millimètres.

Les résultats sur un premier essai à partir de grilles gravées montrent que la grille présente quelques défauts induisant des erreurs sur les champs de déplacements fonction du déplacement subi par la grille. Il est donc important de limiter le mode de corps rigide. Ceci a conduit à modifier le montage de traction. La structure de la grille a été modifiée : les grilles collées induisent moins d'erreurs et permettent de limiter la réflexion spéculaire gênant la lecture des résultats en particulier près des entailles où la striction est importante.

Le principe du déroulage de phase spatial a montré ses limites avec les grilles gravées nous amenant à opter pour la réalisation de vidéos des essais de traction. Ceci permet ainsi d'avoir un déplacement faible entre deux images et de réaliser un déroulage de phase spatial. Ce processus permet en partie de ne plus dérouler la phase et d'obtenir directement les champs de déplacements. Les résultats obtenus sont visuellement moins bruités.

L'importance des effets des post-traitements sur la résolution et la résolution spatiale a été

mise en évidence. Ce paramètre a été intégré dans les améliorations de la méthode de grille permettant ainsi d'obtenir des résultats fiables.

Le chapitre suivant expose les résultats de mesures de champs obtenus avec cette méthode de grille améliorée.

CHAPITRE IV : RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

I	Fissuration.....	109
I.1	Mesures de champs.....	109
I.2	Mode de propagation.....	115
I.2.a	définition des systèmes de glissement.....	115
I.2.b	Chemin de fissuration.....	116
I.3	Taille critique de volume sollicité.....	123
II	Conclusion.....	125

I FISSURATION

Plusieurs essais de filtrage et dérivation ont été réalisés sur les images. Les paramètres choisis ont été déterminés empiriquement. Ceux qui nous donnent les meilleurs résultats visuellement en terme de bruit sont les suivants : une demi largeur de filtrage de 10 pixels et une demi-largeur de dérivation de 20 pixels, ce qui nous amène à un seuil de détection d'environ 20 pixels.

I.1 Mesures De Champs

Pour chaque essai, les déformations ϵ_{xx} , ϵ_{xy} , ϵ_{yy} ainsi que les rotations ω_{xy} et la déformation plastique équivalente $\epsilon_{\text{équ plast}}$ sont calculées. Nous considérons que nous sommes en contraintes planes, la déformation plastique équivalente est donc calculée comme suit :

$$\epsilon_{\text{équ plast}} = \frac{2}{\sqrt{3}} * \sqrt{\epsilon_{xx}^2 + \epsilon_{yy}^2 + \epsilon_{xy}^2 + \epsilon_{xx}\epsilon_{yy}} - \epsilon_{\text{élastique}} \quad (\text{IV.1})$$

Afin de vérifier la cohérence de notre méthode de grille, avant d'exploiter les résultats nous effectuons quelques mesures de vérification. Tout d'abord dans des zones sur les cartes de déformations sensées présenter une déformation homogène faible (Figure IV.1 - a), nous mesurons la déformation moyenne sur ϵ_{xx} (qui est la déformation la plus importante) (Figure IV.1 - b). Les mesures sont cohérentes: dans l'exemple ci-dessous la déformation globale est de $\ln \frac{l}{l_0} = 0,06$ (la traverse s'est déplacée de 1,8 mm) et sur les cartographies nous avons dans les zones 1 et 2 des valeurs inférieures à 0,025 et un peu plus de 0,14 dans la zone 3. La moyenne des valeurs obtenues pour les 3 zones est de 0,06 ce qui correspond à la déformation globale.

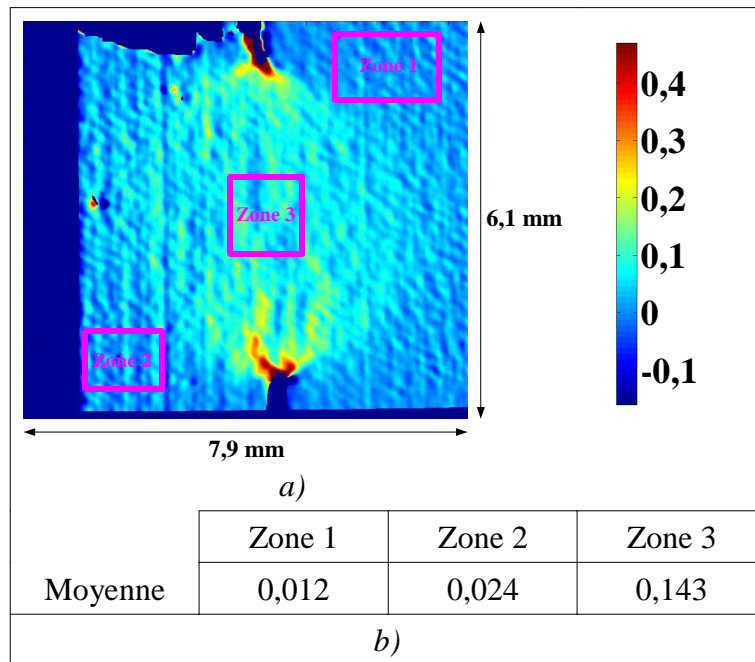


Figure IV.1: a) ε_{xx} juste avant rupture (après la force max 3400 N, voir Figure III.20 p107) et les zones « homogènes » sur un essai de traction suivant DL – b) valeurs moyenne dans les zones « homogènes »

Des mesures de champs représentatifs de ce qui se passe au plus près de l'instant de la rupture sont données Tableau IV.1.

Les déformations atteignent des valeurs globalement similaires et sont symétriques que l'on tractionne suivant DL ou DT:

- Les déformations ε_{xx} dépassent les 40 % en pointe de fissure dans les 2 directions de traction.
- Les déformations ε_{xy} dépassent les 20 % en pointe de fissure dans les 2 directions de traction.
- Les déformations ε_{yy} dépassent les 20 % en pointe de fissure dans les 2 directions de traction.
- Les rotations ω_{xy} sont équilibrées autour de $\pm 30 \%$, soit une moyenne de 0 % dans les 2 directions de traction.
- Les déformations plastiques équivalentes dépassent les 64 % dans les 2 directions de traction.

On note parfois la présence d'une ligne de déformation négative entre les deux entailles sur ε_{xx} , phénomène d'autant plus marqué suivant DT dans l'exemple ci-dessous. Cette ligne apparaît juste avant la rupture, soit, sur les vidéos de champs de déformations, sur la dernière image (Tableau IV.2). Elle n'est pas toujours visible pour chaque essai, mais elle correspond au chemin

parcouru par la fissure. Cette ligne, d'une largeur de 30 pixels soit $185 \mu\text{m}$ (à cheval sur 2 grains) est le reflet de ce qui se passe à la surface de l'éprouvette mais avec tout de même quelques précautions: elle représente des déformations négatives (environ $-0,08$ sur l'exemple présenté suivant DT), ce qui est impossible. Le scénario envisagé est que lors de la striction, des pentes (creux) se créent et la taille des grains retransmise par la caméra diminue (en apparence seulement). Sur la Figure IV.2, on se rend bien compte qu'une déformation $\frac{l-l_0}{l_0}$ sera négative et donc perçue comme une compression. Les mesures de différence d'altitude effectuées sur éprouvettes après rupture montrent des creux jusqu'à $140 \mu\text{m}$ (Figure IV.3 - a). D'autre part on observe des marches dues au glissement des grains les uns sur les autres (Figure IV.3 - b) (ce qui amplifie le phénomène de « compression » apparente) et des creux en forme de « V » (Figure IV.3 - c). Dans ce dernier cas (Figure IV.4), avec une altitude de striction de $70 \mu\text{m}$ la déformation atteindrait $0,25$, ce qui semble tout à fait cohérent avec le reste du champ de déformation.

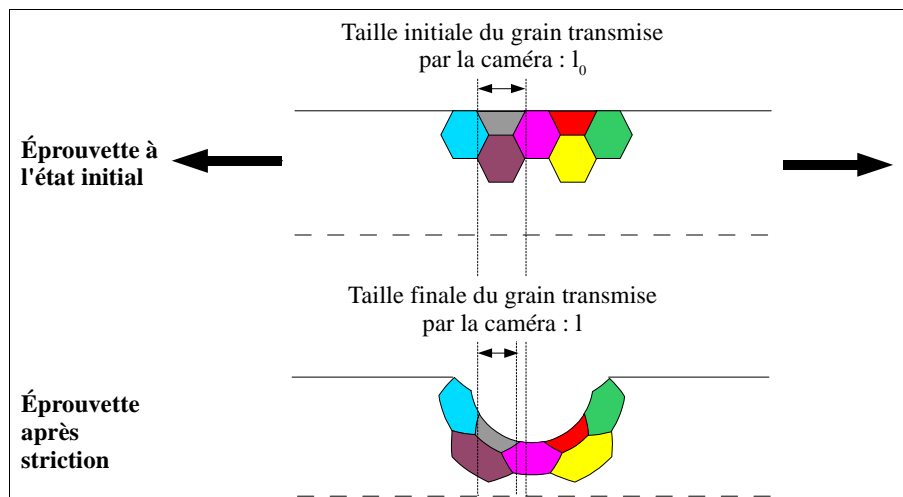


Figure IV.2: schéma de la réduction visuelle de taille des grains due à la striction

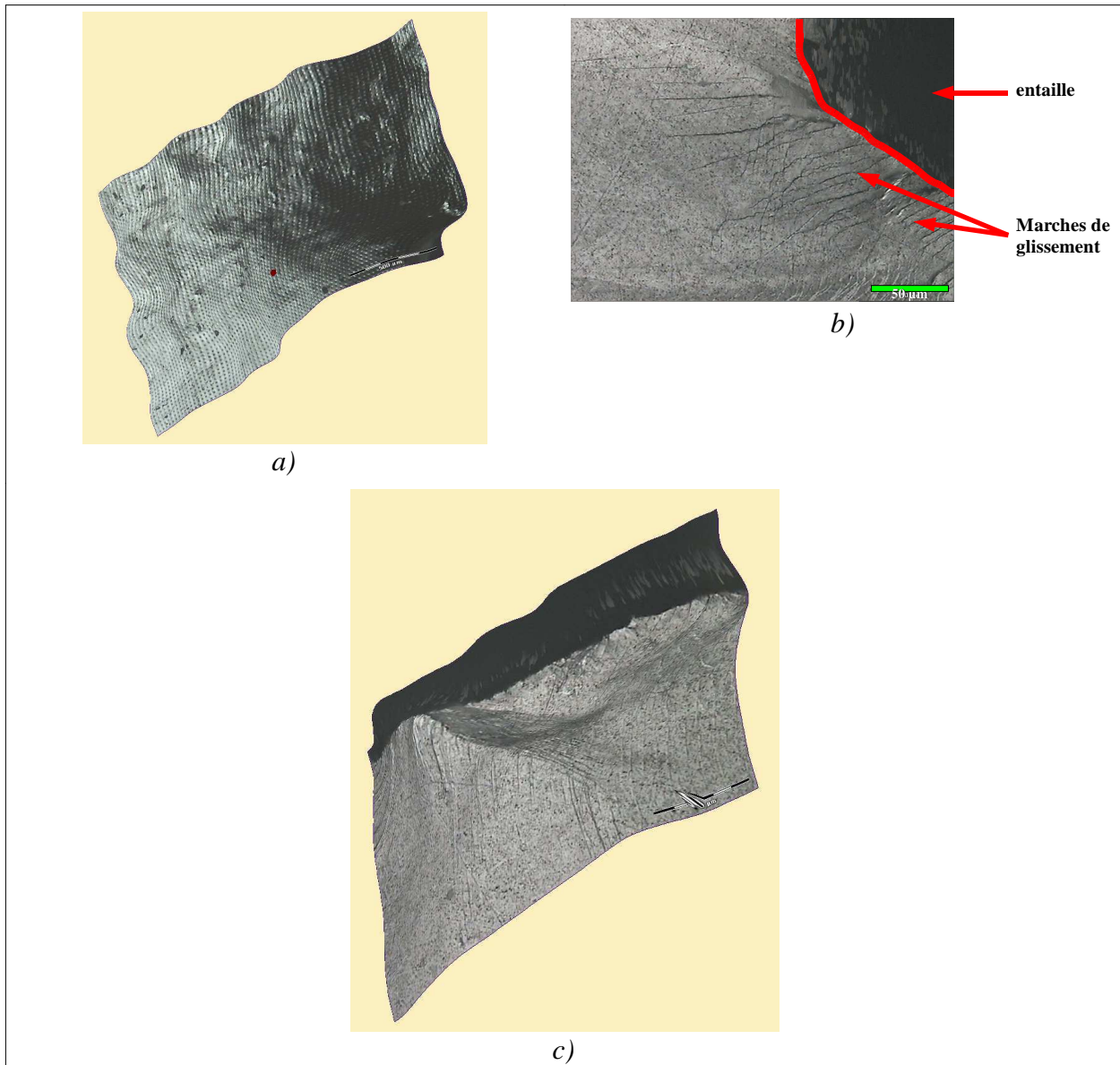


Figure IV.3: a) reconstitution 3D d'une éprouvette avec grille entaillée et tractionnée (grossissement x5) - b) marches de glissement sur une éprouvette entaillée tractionnée (grossissement x50) – c) mise en évidence d'un creux en forme de « V » sur une vue de dessous d'une reconstitution 3D d'une éprouvette entaillée tractionnée (grossissement x50)

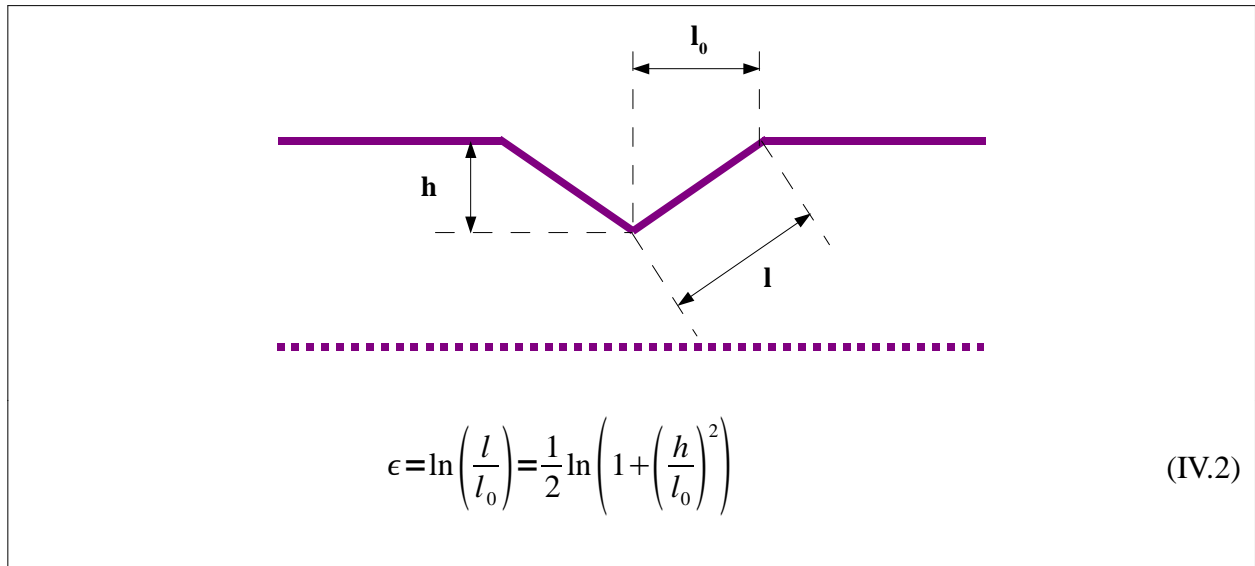


Figure IV.4: schéma de la striction en "V"

Il est toutefois difficile visuellement d'établir des différences entre un essai effectué suivant DL ou suivant DT. Afin de comprendre le mécanisme de fissuration des éprouvettes et les différences existantes entre les directions de traction, nous étudierons le mode de propagation puis les déformations en pointe d'entaille.

L'apparition d'une discontinuité forte dans le champ de déformation peut donc être détectée avec nos mesures. Cette apparition soudaine semble être liée à une forte striction localisée suivie de la rupture imminente. Cette interprétation sera confortée par les observations du paragraphe suivant.

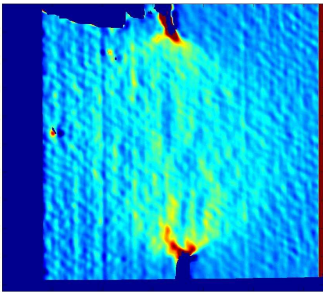
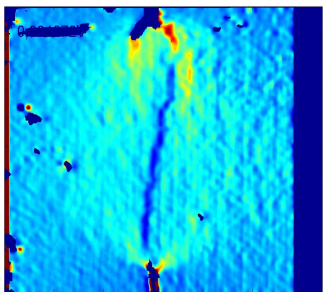
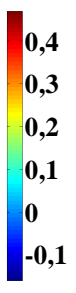
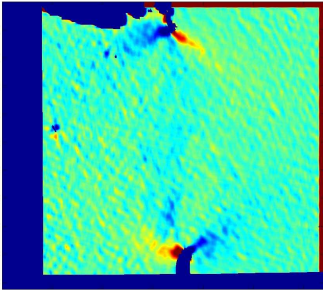
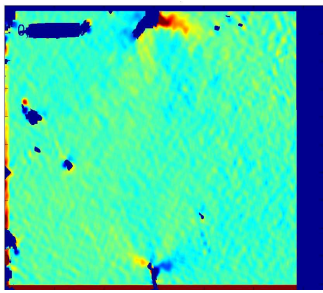
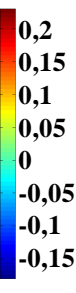
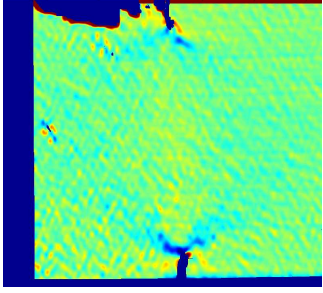
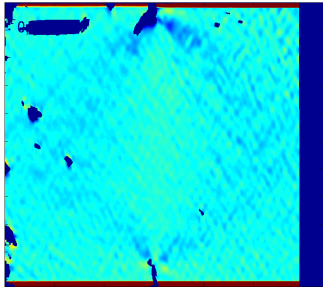
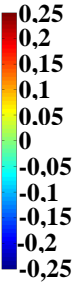
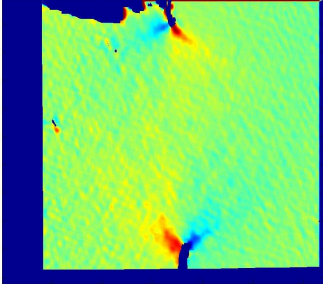
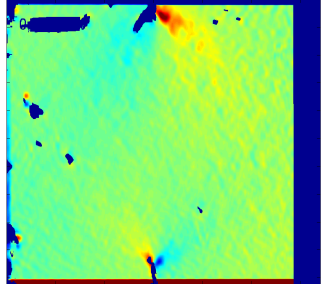
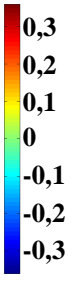
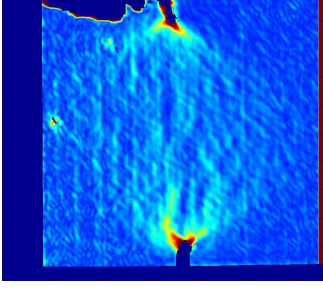
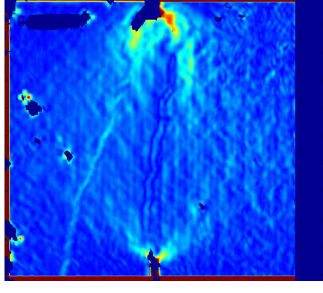
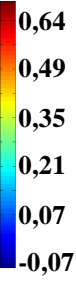
	DL	DT	
ϵ_{xx}			
ϵ_{xy}			
ϵ_{yy}			
ω_{xy}			
$\epsilon_{\text{equ}}^{\text{plast}}$			

Tableau IV.1: champs des déformations et rotation au plus près de la rupture.

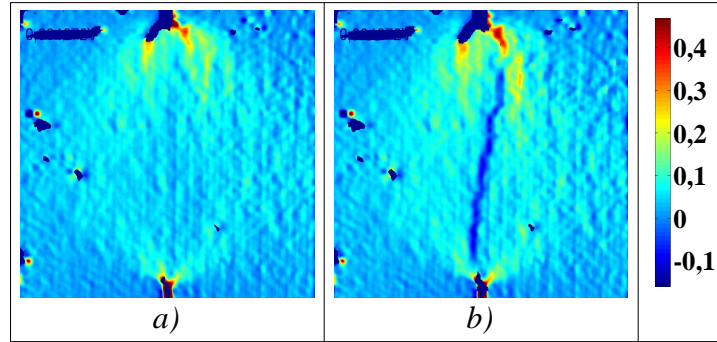


Tableau IV.2: champs de déformations ε_{xx} pour une traction suivant DT - a) avant dernière image avant rupture (2700 N) - b) dernière image avant rupture (2755 N)

I.2 Mode De Propagation

I.2.a Définition Des Systèmes De Glissement

Ce paragraphe fait appel à une partie de la plasticité cristalline. Un système de glissement est caractérisé par son plan et sa direction de glissement. Dans un cristal CFC, les plans de glissement sont les plans $\{1\ 1\ 1\}$ et les directions de glissement sont les directions $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$. A chaque plan correspondent 3 directions de glissement. Il y a douze systèmes de glissement possibles. D'après la loi de Schmid, un système est activé et participe à la déformation plastique du monocristal quand sa contrainte de cisaillement atteint une valeur critique τ_c (contrainte critique projetée). En déformation uniaxiale, le glissement des dislocations débute lorsque la contrainte imposée σ atteint la valeur critique :

$$\tau_c = F \sigma_c \quad (\text{IV.3})$$

où F est le facteur de Schmid. On a $F = \cos \lambda \cos \phi$, où λ est l'angle entre la direction de glissement et l'axe de sollicitation et ϕ est l'angle entre la normale au plan de glissement et l'axe de sollicitation.

Les vecteurs \vec{n}_i normaux aux plans de glissement sont donnés par la matrice n dans la relation (IV.4) et les directions de glissement d_i sont données par la matrice m dans la relation (IV.5).

$$n = \begin{pmatrix} 1 & 1 & 1 \\ -1 & -1 & 1 \\ -1 & 1 & 1 \\ 1 & -1 & 1 \end{pmatrix} \begin{matrix} \vec{n}_1 \\ \vec{n}_2 \\ \vec{n}_3 \\ \vec{n}_4 \end{matrix} \quad (\text{IV.4})$$

$$m = \begin{pmatrix} d_1 & d_2 & d_3 & d_4 & d_5 & d_6 & d_7 & d_8 & d_9 & d_{10} & d_{11} & d_{12} \\ 0 & -1 & 1 & 0 & 1 & -1 & 0 & 1 & -1 & 0 & -1 & 1 \\ 1 & 0 & -1 & -1 & 0 & 1 & 1 & 0 & -1 & -1 & 0 & 1 \\ -1 & 1 & 0 & -1 & 1 & 0 & -1 & 1 & 0 & -1 & 1 & 0 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.5})$$

La matrice de rotation permettant de passer du référentiel échantillon au référentiel cristal (voir Chapitre II :IV.2.a - Angles d'Euler p55) est donnée par la relation (IV.6).

$$P = \begin{pmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 - \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \sin \varphi_2 + \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & -\cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{pmatrix} \quad (\text{IV.6})$$

Les vecteurs normaux aux plans de glissement dans le référentiel échantillon s'expriment alors comme suit:

$$n_{\text{échantillon}} = P * \frac{n^T}{\sqrt{3}} \quad (\text{IV.7})$$

Et les directions de glissement dans le référentiel échantillon:

$$m_{\text{échantillon}} = P * \frac{m}{\sqrt{3}} \quad (\text{IV.8})$$

Dans nos essais, nous considérons le cas le plus préjudiciable pour les contraintes, à savoir une traction uniaxiale:

$$\sigma = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (\text{IV.9})$$

Pour chaque directions de glissement, les contraintes de cisaillement sont calculées par la relation (IV.10). A défaut de pouvoir calculer τ_c , la contrainte de cisaillement la plus élevée correspond à la direction de glissement privilégiée par la fissure.

$$\tau = m_{\text{échantillon}}^T * \sigma * n_{\text{échantillon}} \quad (\text{IV.10})$$

I.2.b Chemin De Fissuration

Pour chaque essai, le contour des grains déformés est superposé au champ de déformations. Un exemple est donné Tableau IV.3. Certain grains semblent avoir leurs déformations

« propres » : les déformations à l'intérieur de ceux-ci sont du même ordre de grandeur et surtout très différentes de celles de leurs voisins. D'autres au contraire semblent plus hétérogènes et les déformations s'étalent sur plusieurs grains. Il est assez difficile de répertorier statistiquement la tendance des grains. En revanche, on peut repérer les grains traversés et observer l'orientation des grains par rapport à la fissure.

Le champ de déformation équivalent plastique de la dernière image avant rupture pour chaque essai est superposé avec l'image de l'éprouvette rompue (afin d'observer le chemin de fissuration) et le profil des grains (déformé grâce au champ de déplacements obtenu précédemment). Les grains traversés sont ensuite repérés, puis la projection dans le plan de la direction de glissement est affichée (Tableau IV.4 et Tableau IV.5). Au niveau des directions de glissement on ne note pas de différence significative. Cependant on remarque que les directions de glissement projetées forment un angle proche de 90° avec la fissure (aussi bien dans le cas DL que DT), ce qui montre bien l'existence de la striction en « V » juste avant la rupture. On relève entre les deux directions de traction les différences suivantes :

- au niveau de la trajectoire suivi par la fissure : la rupture semble plus rectiligne sur DL que sur DT. La fissure est beaucoup plus déviée pour une traction effectuée suivant DT que suivant DL (Figure IV.6);
- au niveau du nombre de grains traversés : la fissure rencontre un plus grand nombre de grains sur DT (environ 43) que sur DL (environ 33);

Il est bon de rappeler que notre aluminium est laminé et que même s'il est recuit, il subsiste des traces de ce laminage qui font que les grains sont un peu plus allongés suivant DL que suivant DT (voir Figure II.7 p.43) et que le morcellement des grains pendant le laminage conduit à des joints de grain alignés sur DL plus résistants à la fissuration que ceux alignés sur DT. Notons également qu'il est difficile de superposer le chemin de fissuration avec les grains étant donné le niveau des déformations mais qu'au vu de l'allure du chemin de fissuration sur les grains (il suit de très près les joints de grain) et de la Figure II.30 p.65, la rupture en surface est majoritairement inter-granulaire. Notre théorie pour expliquer le premier point est la suivante : dans le cas du clivage (ce qui n'est pas le cas ici), la direction du chemin de fissuration peut être envisagée comme une compétition entre l'émission de dislocations en fond de fissure et la décohésion à l'interface, comme proposé par Armstrong [87] et Kelly, Tyson et Cottrell [88] dans les années 60 et plus récemment modélisé par Rice [89][90]. Dans ce modèle il est montré que le taux d'énergie critique libérée pour l'émission de dislocations en fond de fissure G_{dis} est très sensible aux désorientations cristallines. Dans le cas particulier du clivage, l'angle de déviation de la propagation des dislocations θ est défini comme une fonction de l'énergie de surface du grain γ , du module de cisaillement μ et du vecteur de Burgers b : $\theta = f\left(\frac{\gamma}{\mu b}\right)$ [91]. On peut supposer que pour une rupture intergranulaire on a $\theta = f(\gamma_{j1}, \gamma_{j2}, \mu, b)$ avec γ_{j1} l'énergie du joint de grain 1 et γ_{j2} l'énergie du joint de grain 2. La force motrice de la fissure étant proportionnelle à θ , il est aisé de comprendre qu'il est plus facile pour la fissure de se propager

en suivant les déviations les plus petites possibles, sans oublier que la résistance des joints de grain joue également son rôle. Pour la fissure il y a donc compétition entre suivre le chemin le plus rectiligne possible et franchir des joints de grain les moins résistants possible. En résumé, lors d'une traction suivant DL la déviation doit se faire à un angle proche de 90° sur un joint de grain allongé (donc résistant) ce qui n'est pas aisé, alors que lors d'une traction suivant DT, la déviation se fait par petits tronçons avec des angles nettement inférieurs à 90° sur des joints courts.

La Figure IV.5 illustre ce principe. On imagine assez bien que lors d'une traction suivant DL, l'énergie nécessaire pour dévier sera beaucoup plus importante que lors d'une traction suivant DT puisque l'angle de désorientation est proche de 90° . Dans le cas de DT, nombre de joints de grains sont alignés sur DL, ce qui en fait des chemins privilégiés de la fissure. On comprend mieux pourquoi la force nécessaire pour mener l'éprouvette jusqu'à rupture lors d'une traction est plus faible lorsque celle-ci est effectuée suivant DT que suivant DL et pourquoi la rupture intergranulaire est plus visible au MEB pour les éprouvettes tractionnées suivant DT que suivant DL (Figure II.30 p.65). La rupture s'initie donc en surface sur les grains fortement strictionnés, de façon inter-granulaire. L'énergie du joint de grain est donc inférieure à l'énergie de surface du grain. Une fois la rupture initiée, l'énergie accumulée par la fissure est suffisamment grande pour qu'elle se propage de façon transgranulaire au cœur de la tôle (Figure II.30 p.65).

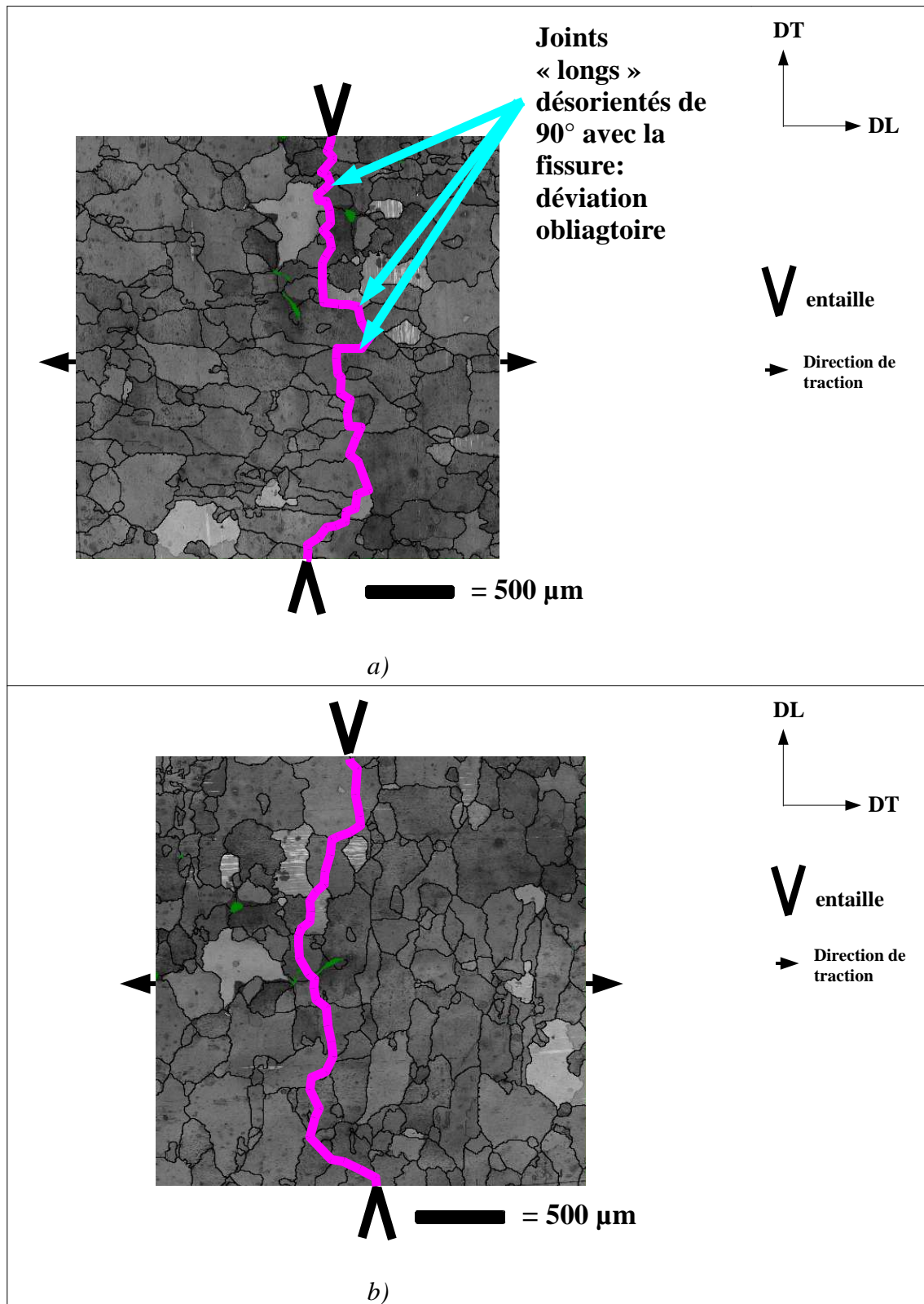


Figure IV.5: chemin de fissuration intergranulaire possible - a) traction suivant DL – b) traction suivant DT.

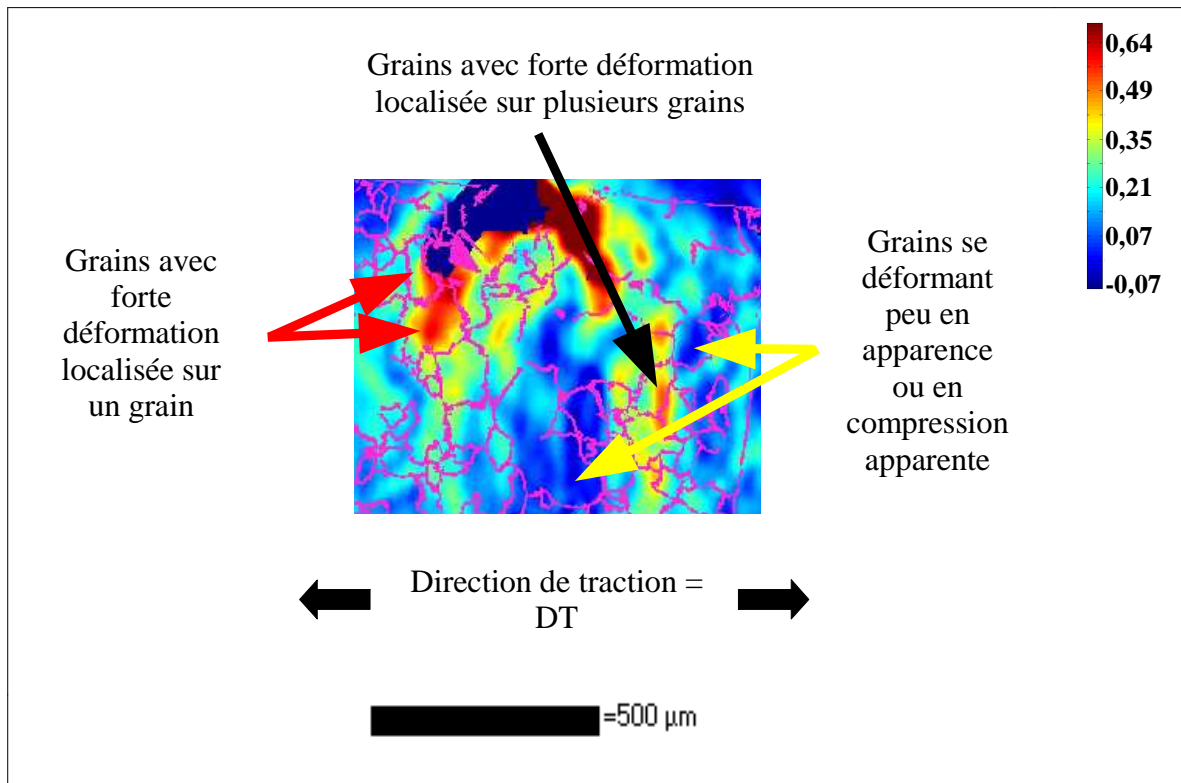


Tableau IV.3: Champs de déformation $\varepsilon_{equ\ plat}$ en pointe de fissure pour une traction suivant DT, dernière image avant rupture, avec supersposition des grains déformés

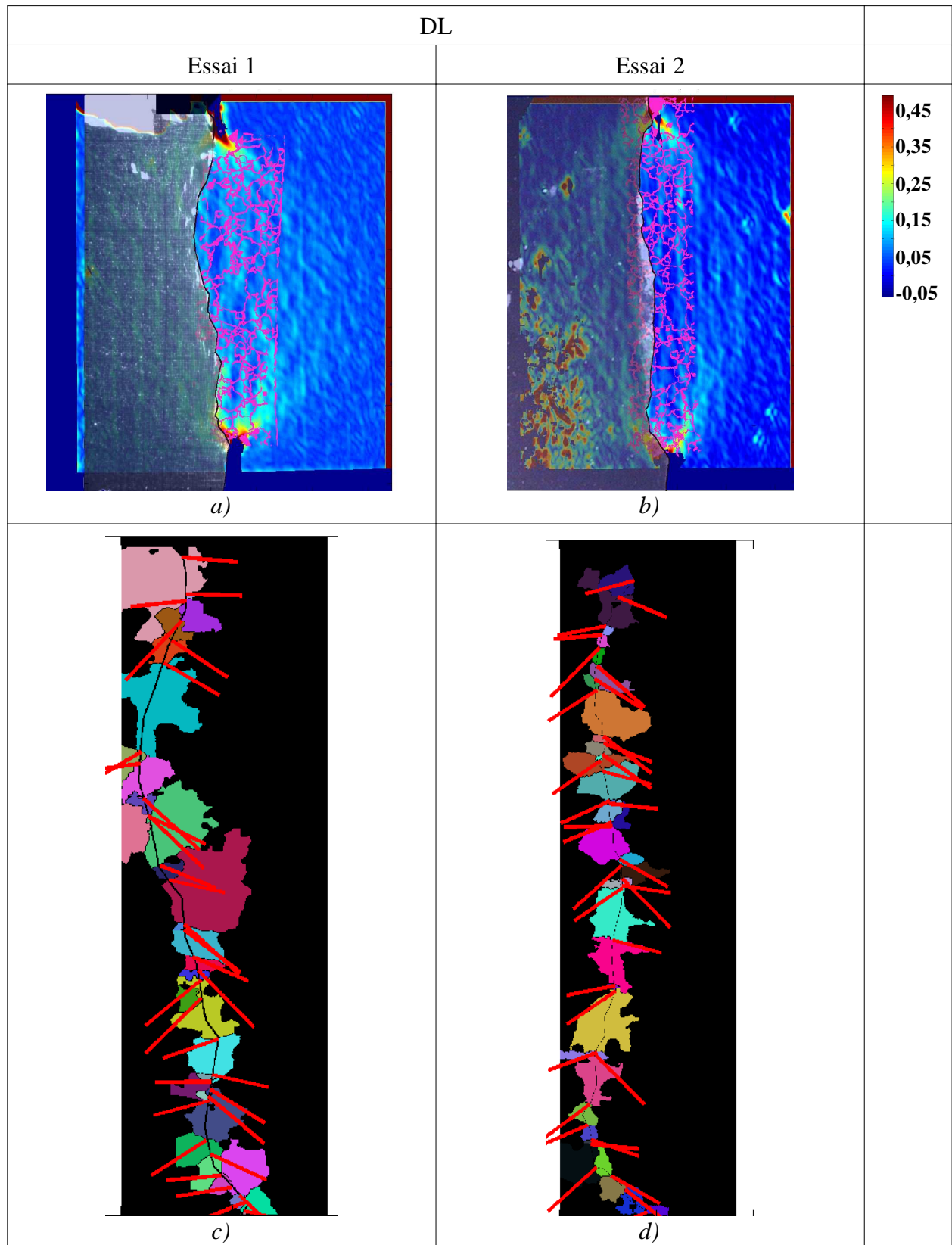


Tableau IV.4: superposition champs $\epsilon_{\text{qu}}^{\text{plast}}$ / grains / chemin de fissuration (a et b) et grains traversés pas la fissure avec direction de glissement (c et d).

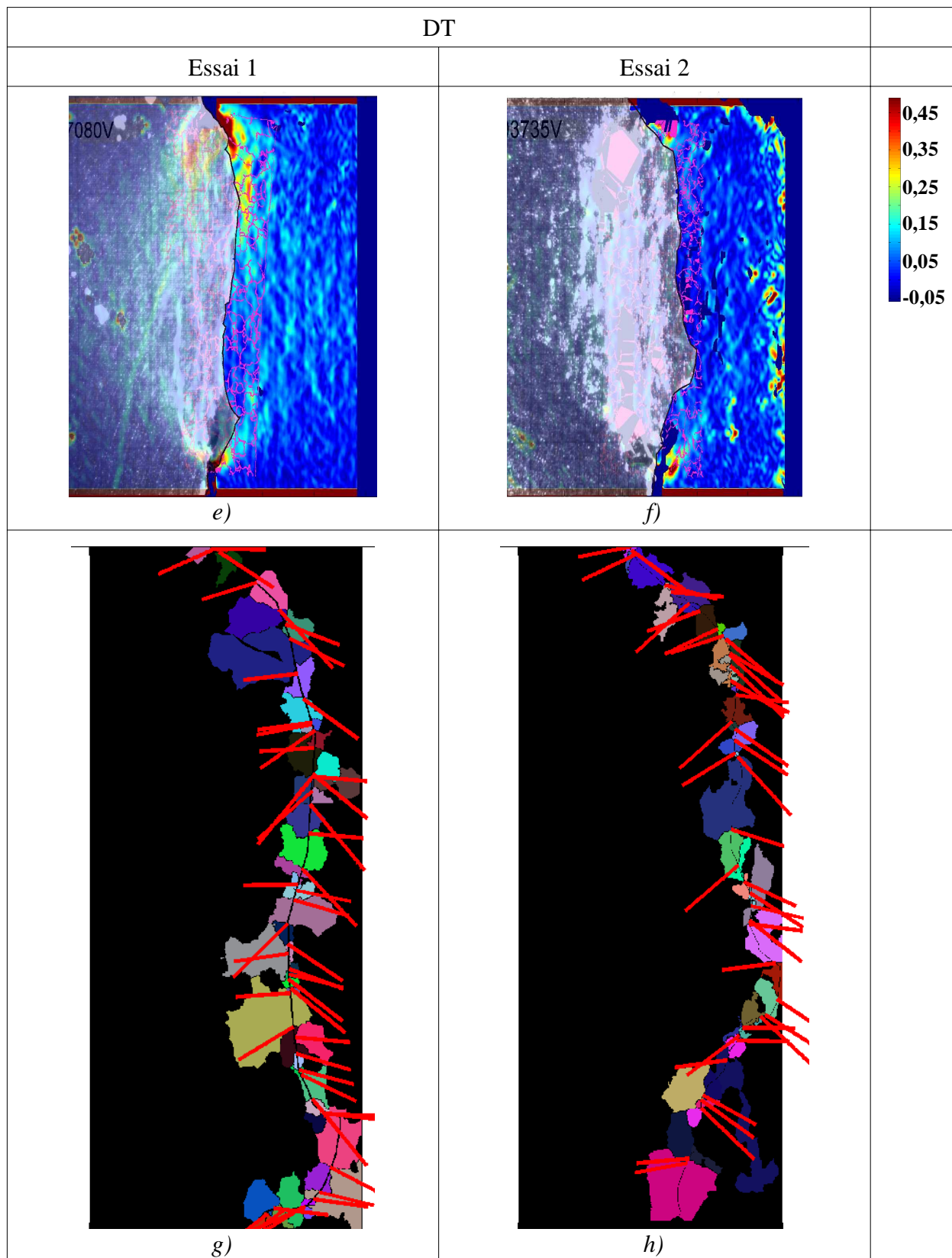


Tableau IV.5: superposition champs $\epsilon_{equ\ plast}$ / grains / chemin de fissuration(e et f) et grains traversés pas la fissure avec direction de glissement (g et h).

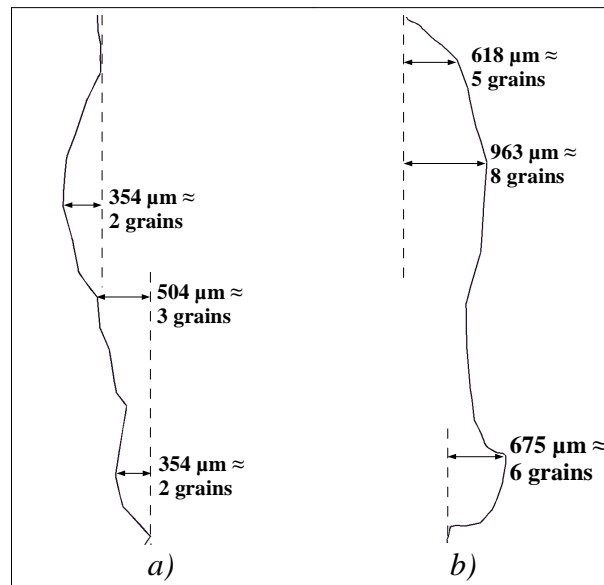


Figure IV.6: déviation de la fissure a) pour une traction suivant DL - b) pour une traction suivant DT

I.3 Taille Critique De Volume Sollicité

La taille en μm^2 de la zone plastique en fond de fissure (pour $\varepsilon_{\text{équi plast}} > 0,12$) est mesurée de chaque côté de l'entaille. Des résultats représentatifs sont illustrés Tableau IV.6 et montrent que quelle que soit la direction de traction, il semble y avoir une taille critique de plastification au-delà de laquelle il y a propagation de la fissure. En effet, dans tous les cas la taille de la zone plastifiée évolue lentement jusqu'à atteindre une valeur d'environ $200\,000\ \mu\text{m}^2$ puis certaines zones se mettent à croître très rapidement. En observant les grains situés en fond de fissure et correspondant aux 4 zones décrites dans le Tableau IV.6, on relève que les zones sur lesquelles se trouvent les plus gros grains sont celles dont la plastification est la plus stable (Tableau IV.7). En revanche les zones sur lesquelles on trouve de nombreux grains de petite taille sont celles qui semblent mener à la fissuration. Tous ces résultats ne sont qu'expérimentaux et mériteraient une étude plus poussée, mais cela concorde avec les résultats précédents : il est plus facile de plastifier les petits grains et de « propager » cet état de plastification aux grains voisins via le joint de grain qui oppose moins de résistance à cette propagation qu'un gros grain.

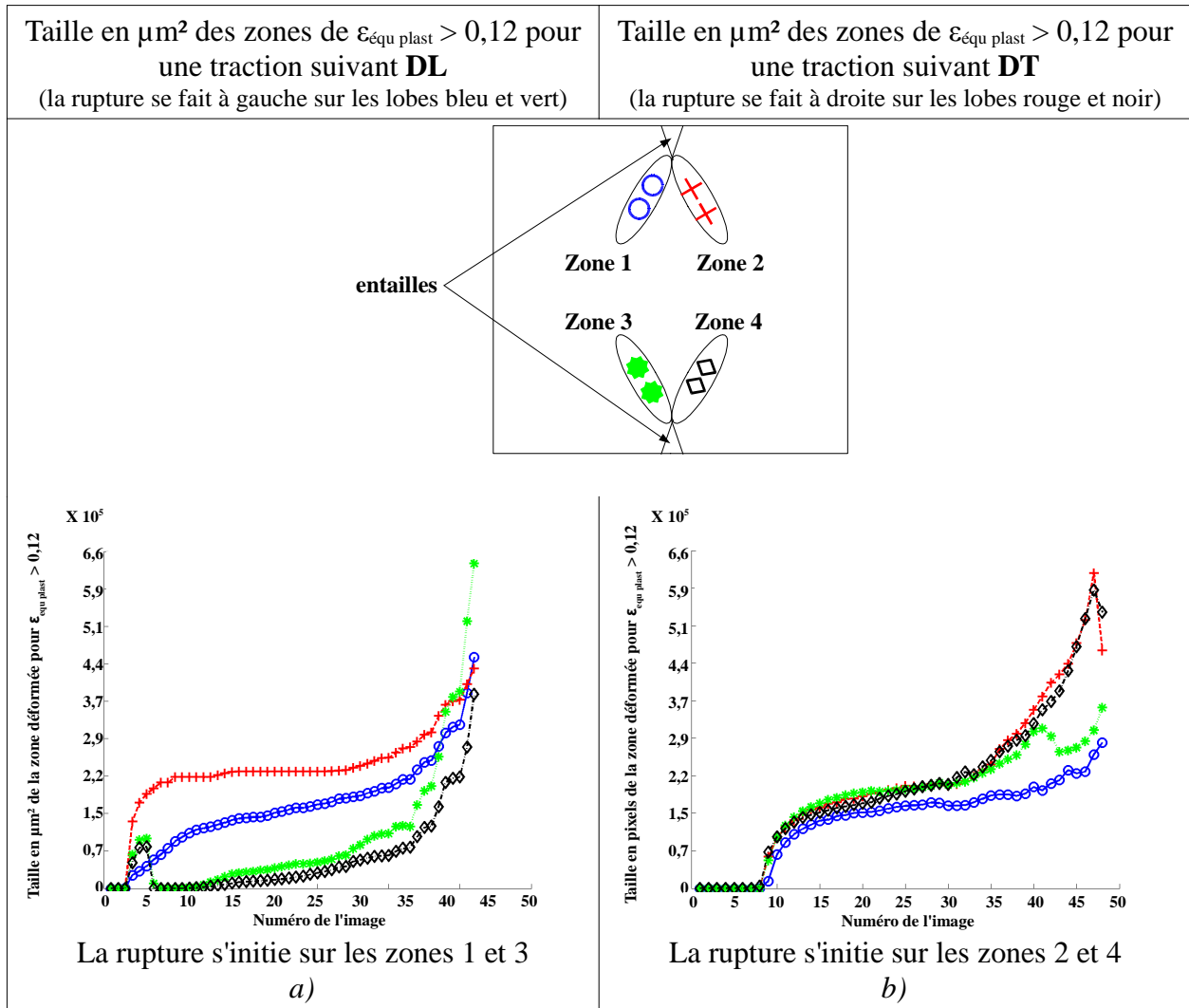


Tableau IV.6: évolution de la taille de la zone plastique en fond de fissure (pour $\epsilon_{\text{équ plast}} > 0,12$) au cours d'une traction suivant DL (a) et suivant DT (b).

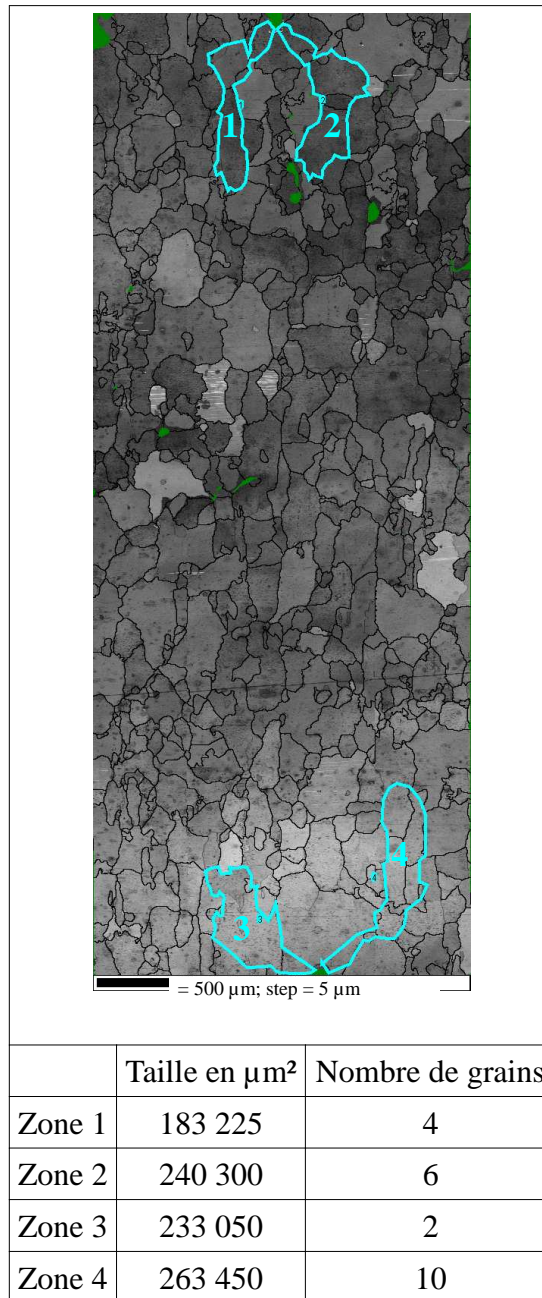


Tableau IV.7: taille des grains en fond de fissure

II CONCLUSION

Les différentes étapes de manipulation réalisées au cours de ce chapitre sont résumées Figure IV.7.

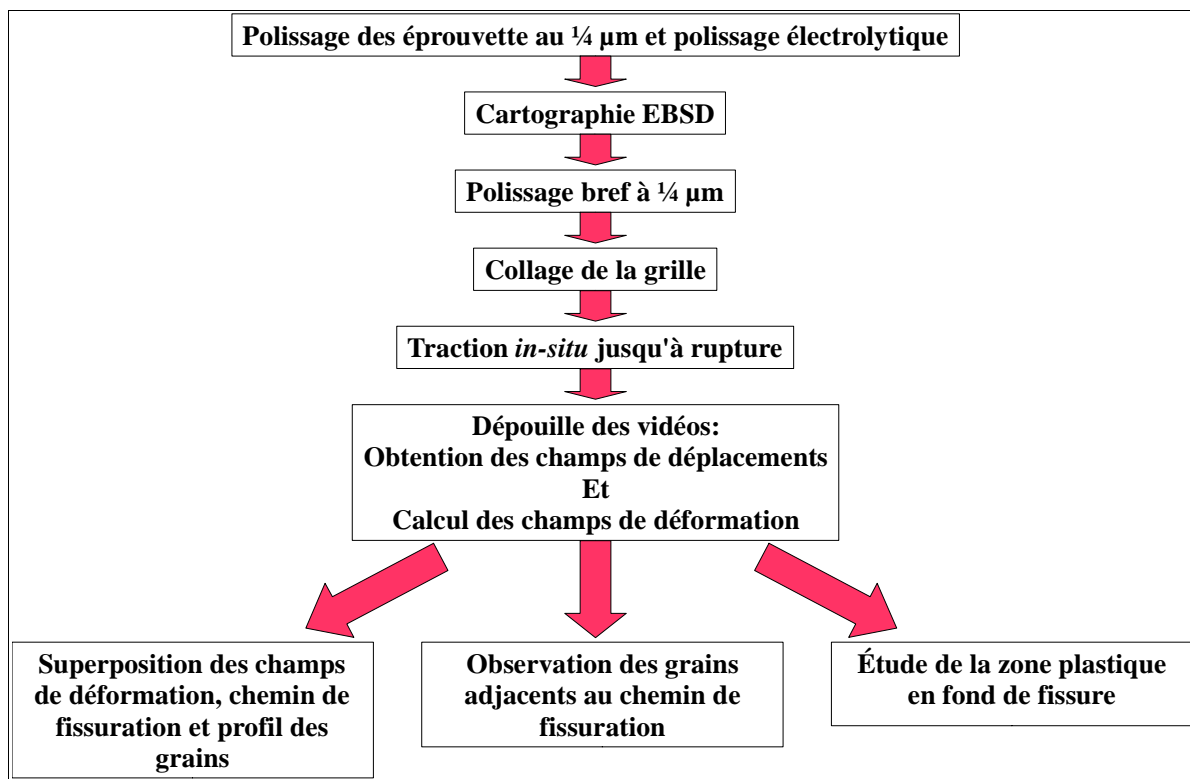


Figure IV.7: Séquence des expériences menées

Les résultats ont permis de mettre en évidence que la fissuration de notre alliage faisait suite à une striction soudaine et intense. Cette striction a été détectée par méthode de grille, ce qui montre que cette technique peut être utilisée dans ce cas particulier de déplacements hors plans.

La fissuration ayant été détectée en surface, le chemin de fissuration a été observé. Il en ressort que la fissuration s'initie en surface de façon intergranulaire, puis se propage au cœur de l'éprouvette de façon transgranulaire.

Plusieurs observations tendent à montrer que la forme des grains est en partie responsable de l'anisotropie des propriétés mécaniques sur ces tôles d'Al-Li. La rupture est plus facile lorsque la « longueur » des grains est perpendiculaire à la direction de traction. La taille des grains en revanche semble déterminer les zones où la fissure va s'initier, les petits grains étant plus propices à cette fissuration.

CHAPITRE V : CONCLUSION GÉNÉRALE

I	Méthode.....	129
I.1	Amélioration du rapport signal/bruit.....	129
I.2	Optimisation de la résolution / définition d'une mesure de la résolution	130
II	Mécanique.....	130
III	Perspectives.....	131
Bibliographie.....		133

Dans ce travail a été présenté l'analyse expérimentale de la propagation de fissures dans des tôles minces d'Al-Li par méthodes de champs. Après avoir réalisé une étude approfondie du matériau (taille et forme des grains, caractérisation mécanique, caractérisation microstructurale...), nous avons choisi d'adapter la méthode de grille. Plusieurs étapes d'optimisation de la méthode ont conduit au final à utiliser comme réseaux des grilles imprimées collées sur la surface des éprouvettes et des vidéos comme support des informations. Dans ce qui suit, nous verrons ce qui ressort de cette étude au niveau de la méthode utilisée (résumé et améliorations) et de la mécanique du matériau étudié. Nous discuterons également des perspectives qu'offrent ces résultats.

Le Tableau V.1 résume les propriétés des grilles utilisées.

Propriétés des entailles	Profondeur = 1 mm diamètre de l'entaille = 0,1 mm
Taille des grains	117 à 154 μm
Taille d'un pixel	$\approx 6 \mu\text{m}$
Taille de l'image	1024 x 1280 pixels soit 7 x 8 mm^2
Pas de la grille	$\approx 30 \mu\text{m}$, soit 5 pixels
Nombre de périodes par grain	4 à 5
Nombre de pixels par grain	Une vingtaine suivant le diamètre

Tableau V.1: tableau récapitulatif des paramètres grille / matériau

I MÉTHODE

Cette étude a été réalisée à l'échelle mésoscopique (pas de la grille = 30 μm , surface observée $\approx 7*8 \text{ mm}^2$) avec un matériau à usage commercial (utilisation aéronautique) se présentant sous forme de tôles laminées d'épaisseur 2 mm. Le montage de traction mis au point pour filmer les essais s'avère être d'une bonne stabilité mécanique (l'éprouvette reste dans le champ de la caméra et le mode de corps rigide est limité) et permet une bonne reproductibilité des essais. Le rapport signal/bruit et la résolution ont été optimisés et mieux définis.

I.1 Amélioration Du Rapport Signal/bruit

Ce rapport dépend essentiellement :

- de la qualité de la grille,

- du déplacement réel entre deux images,
- du mode de corps rigide entre deux images.

Le travail sur la réalisation physique de la grille s'avère fondamentalement important. Le facteur le plus influençant est la largeur spectrale de la grille. Le déplacement réel entre deux images et les modes de corps rigides parasites ont été limités par l'utilisation de vidéos. Les vidéos permettant un travail image par image et donc d'obtenir un déplacement absolu petit, le rapport signal / bruit a été optimisé.

I.2 Optimisation De La Résolution / Définition D'une Mesure De La Résolution

La définition de la résolution ne fait pas l'unanimité dans la littérature scientifique. Nous avons donc défini des grandeurs adaptées à notre travail, i.e. :

- le seuil de détection définit l'ensemble minimum de pixels détectables
- le rayon d'auto-corrélation définit un ensemble de points corrélés entre eux à plus de 50%.

L'optimisation de la résolution spatiale consiste dans ce cas à minimiser le seuil de détection qui dépend essentiellement de la taille des fenêtres de filtrage et de dérivation. Les tailles des fenêtres de filtrage et de dérivation ont été étudiées en vue de minimiser le seuil de détection et le bruit induit par la mesure.

II MÉCANIQUE

La taille des échantillons a été conçue de façon à avoir :

- un ensemble représentatif de grains entre les deux entailles,
- des fissures supérieures à la taille de grains.

L'évolution de la déformation locale pendant les essais montre les étapes suivantes :

- 1) régime élastique fortement limité (pas analysé en détails dans ce travail)
- 2) plastification localisée au niveau des entailles (moins d'une dizaine de grains)
- 3) développement d'une zone de localisation plastique dans tout l'espace entre entailles
- 4) striction localisée suivant le chemin de la rupture
- 5) rupture finale

Le but de ce travail était de détecter les étapes 2 à 5 et de fournir des mesures de déformations fiables. L'étape 2 implique la mesure de déformations élevées dans des zones correspondantes à quelques grains (diamètre des grains de 150 μm environ), alors que les étapes suivantes nécessitent la mesure de grandes déformations dans des zones millimétriques. Toutes

ces mesures doivent être faites avec une précision satisfaisante. Pendant toutes les étapes 2 à 5, l'échantillon subit une striction importante. La méthode de grille est à la base bien adaptée à des déplacements qui restent dans le plan, ce qui n'est pas le cas lors d'une striction. Le travail réalisé a permis :

- de donner des mesures de déformations fiables pendant les étapes 2 et 3,
- de détecter l'apparition de la striction localisée précurseur de la rupture finale.

La quantification des déformations lors de la striction localisée fait cependant partie des perspectives pour un développement ultérieur.

Cette méthode de mesure est donc optimisée pour des échelles spatiales très différentes. Ce résultat est le fruit d'un dialogue permanent entre l'analyse mécanique et l'optimisation des mesures de champs. En effet, c'est ce dialogue qui a permis d'optimiser à la fois la forme et la taille des échantillons et la mesure de champs finalement utilisée afin de permettre de quantifier toutes les étapes de l'endommagement jusqu'à la fissuration finale.

Le but de l'analyse mécanique était de fournir des renseignements utiles sur la fissuration. Deux questions fondamentales ont été abordées :

- 1) est-ce que les mesures de surfaces sont représentatives du comportement d'une tôle en AL-Li ?
- 2) quelle est l'influence de la microstructure sur la fissuration ?

La pertinence des observations en surface par l'analyse de la rupture a été démontrée : d'une part le chemin de fissuration coïncide parfaitement avec cette striction soudaine, et d'autre part ce chemin est cohérent avec l'orientation des grains en surface. Ce résultat est fondamentalement intéressant pour des structures minces.

A propos du matériau, il y a concordance entre le chemin de fissuration observé par méthode optique, l'orientation cristalline des grains et le faciès de rupture observé au MEB: la rupture s'initie en surface de façon inter-granulaire, puis traverse l'épaisseur de la tôle de façon transgranulaire.

Cette étude a également permis de comprendre que la légère anisotropie observée lors des essais de traction sur éprouvette non entaillée était due à la forme des grains, ces derniers étant légèrement plus allongés suivant la direction de laminage.

III PERSPECTIVES

Les perspectives sur ce travail nous semblent nombreuses :

- Afin de mieux comprendre comment se dessine le chemin de fissuration, une étude approfondie de l'énergie de rupture des joints de grains en fonction de l'orientation de l'éprouvette pourrait être envisagée. Ceci permettrait de prédire le chemin de fissuration en surface sur une éprouvette pré-entaillée. Ce travail peut cependant s'avérer assez compliqué du point de vue théorique. Deux pistes expérimentales sont envisageables :
 - réalisation d'essais de fissuration sur bi-cristaux :

Ceci implique cependant la réalisation de bi-cristaux en Al-Li. A l'heure actuelle aucune des bi-cristaux en Al-Li n'ont jamais été réalisés. De plus, la réalisation d'échantillons adaptés à des mesures de champs n'est pas immédiate.

- Réalisation d'échantillons à partir d'alliages colonnaires :

La réalisation d'alliages colonnaires implique des conditions de solidification et de refroidissement très particulières qui ne sont pas facilement maîtrisées. Des discussions avec le producteur de matériaux ont été démarrées.

- L'informatique ayant fait d'énormes progrès ces dernières décennies, on peut imaginer avoir un ordinateur assez puissant pour faire un traitement en temps réel des vidéos de traction : la fissure pourrait être détectée et observée avant la rupture de l'éprouvette (avec un montage sans problème de raideur élastique).
- Nous ne pensions pas pouvoir observer la fissuration en surface. Sans cette observation, un modèle éléments finis n'aurait eu de sens qu'en 3D : observations des grains par EBSD 3D puis maillage de ces grains. Maintenant que nous savons que la fissure s'initie en surface, il serait très intéressant de réaliser un modèle éléments finis pour analyser la relation entre l'observation en surface et la localisation de la déformation introduisant une composante de striction perpendiculaire à la surface initiale. Mais que se passerait-il pour une tôle plus épaisse? Est-ce que la rupture s'initierait toujours en surface? Et qu'en serait-il si l'entaille était de la taille d'un grain? Toutes ces questions pour l'instant sans réponses ouvrent des perspectives intéressantes.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] R.J. Rioja. *Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and product for space and aerospace applications*. Materials science and engineering, A257, 100-107, 1998
- [2] J.T. Staley. . SINTEF Metall. 3, 107-145, 1992
- [3] D.J. Chakrabarti, H. Weiland, B.A. Cheney, J.T. Staley. *Through thickness property variations in 7050 plate*. 5th international conference on aluminium alloys - Their physical and mechanical properties (ICAA5), 217, 1085-1090, 1996
- [4] A.K. Vasudevan, W.G. Fricke, R.C. Malcom, R.J. Bucci, M.A. Przystupa, F. Barlat. . Metallurgical transactions A - Physical metallurgy and materials science, 19, 731-733, 1988
- [5] A.K. Hopkins, K.V. Jata, R.J. Rioja. *Isotropic wrought aluminium-lithium plate development technology*. 5th international conference on aluminium alloys - Their physical and mechanical properties (ICAA5), 217, 421-426, 1996
- [6] P.J. Gregson, H.M. Flower. *Microstructural control of toughness in aluminum lithium alloys*. Acta metallurgica, 33, 527-537, 1985
- [7] E.W. Lee, P.N. Kalu, L. Brandao, O.S. Es-Said, J. Foyos, H. Garmestani. *The effect of off-axis thermomechanical processing on the mechanical behavior of textured 2095 Al-Li alloy*. Materials science and engineering A- Structural materials properties microstructure and processing, 265, 100-109, 1999
- [8] K.S. Sohn, S. Lee, N.J. Kim. *In-situ observation of microfracture processes in an 8090 Al-Li alloy plate*. Materials science and engineering, A163, 11-21, 1993
- [9] D. François, A. Pineau. *Physical aspects of fracture* . NATO Science series, 2001
- [10] A. Pineau. *Physical mechanisms of damage*. Les presses de l'école des mines, Paris, in J. Besson - Local approach to fracture, 2004
- [11] A.N. Stroh. *The formation of cracks as a result of plastic flow*. Proc. Roy. Soc., London, A 223, 404-414, 1954
- [12] E. Smith. *The nucleation and growth of cleavage microcracks in mild steel*. Physical basis of yield and fracture, Conference proceedings (Inst. Phys. and Phys. Soc.,

London), 36-46, 1966

- [13] D. Miannay. *Mécanique de la rupture*. Les éditions de physique, 1995
- [14] J.W. Hancock, A.C. MacKenzie. *On the mechanics of ductile failure in high strength steels subjected to multi-axial stress-states*. J. Mech. Phys. Solids, 14, 147-169, 1977
- [15] B.I. Edelson, W.M. Baldwin. *The effect of second phases on the mechanical properties of alloys*. Trans. ASME Q., 55, 230-250, 1962
- [16] A.S. Argon, J. Im, R. Safoglu. *Cavity formation from inclusions in ductile fracture*. Metall. Trans., 6A, 825-837, 1975
- [17] A.S. Argon, J. Im. *Separation of second phase particles in spheroidized 1045 steel, Cu-0.6 pct Cr alloy and maraging steel in plastic straining*. Metall. Trans., 6A, 839-851, 1975
- [18] F.M. Beremin. *Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A 508 steel*. Metall. Trans., 12A, 723-731, 1981
- [19] A.C. Mackenzie, J.W. Hancock, D.K. Brown. *On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high-strength steels*. Engineering fracture mechanics, 9, 167-188, 1977
- [20] J.R. Rice, D.M. Tracey. *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*. Journal of the mechanics and physics of solids, 17, 201-217, 1969
- [21] A.L. Gurson. *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media*. Journal of engineering materials and technology, 99, 2-15, 1977
- [22] V. Tvergaard, A. Needleman. *Analysis of the cut-cone fracture in a round tensile bar*. Acta metallurgica, 32, 157-169, 1984
- [23] G. Rousselier. *Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture*. Nuclear engineering and design, 105, 97-111, 1987
- [24] F.A. McClintock. *"Plasticity aspects of fracture"*, *Fracture : an advanced treatise*. H. Liebowitz, Ed. (Academic Press, New York), 3, 47-225, 1971
- [25] P.F. Thomasson. *A theory for ductile fracture by internal necking of cavities*. J. Inst. Metals, 96, 360, 1968
- [26] P.F. Thomasson. *Ductile fracture of metals*. Pergamon Press, Oxford, UK, 1990
- [27] J.R. Rice, G.F. Rosengren. *Plane strain deformation near crack tip in a power-law hardening material*. Journal of the mechanics and physics of solids, 16, 1-12, 1968
- [28] A.J. Joyce. *Manual on elastic-plastic fracture: laboratory test procedures*. American society for testing and materials, 1996
- [29] V. Le Corre. *Etude de la compétition déchirure ductile / rupture fragile : application à la tenue mécanique des tubes en acier C-Mn et de leurs joints soudés*. Thèse de doctorat, 2006

- [30] J.A. Begley, J.D. Landes. *The J-integral as a fracture criterion*. ASTM STP 514, Philadelphia, 1-20, 1972
- [31] J.W. Hutchinson. *Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material*. Journal of the mechanics and physics of solids, 18-31, 1968
- [32] R. Lacroix. *Caractérisation de la rupture interfaciale des points soudés d'aciers à très haute résistance*. Thèse de doctorat, 2011
- [33] T.L. Anderson. *Fracture mechanics: fundamentals and application*. CRC Press LLC, 2nd edition, 1994
- [34] J.W. Hutchinson, P.C. Paris. *Stability analysis of J-controlled crack growth*. ASTM STP 668, Philadelphia, 37-64, 1979
- [35] P.C. Paris, H. Tada, A. Zahoor, H. Ernst. *The theory of instability of tearing mode of elastic crack growth*. ASTM STP 668, Philadelphia, 5-36, 1979
- [36] H.A. Ernst. *Material resistance and instability beyond J-controlled crack growth*. ASTM STP 803, Philadelphia, 41-63, 1993
- [37] S. Marie. *Approche énergétique de la déchirure ductile*. Thèse de doctorat de l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique, 1999
- [38] M. A. Sutton, J.D. Helm, M.L. Boone. *Experimental study of crack growth in thin sheet 2024-T3 aluminum under tension-torsion loading*. International Journal of Fracture, 109(3), 285-301, 2001
- [39] J. Heerens, M. Schödel. *Characterization of stable crack extension in aluminium sheet material using the crack tip opening angle determined optically and by the d5 clip gauge technique*. Engineering Fracture Mechanics, 76(1), 101-113, 2009
- [40] J.C. Newman Jr., M.A. James, U. Zerbst. *A review of the CTOA/CTOD fracture criterion*, Engineering Fracture Mechanics, 70, 371-385, 2003
- [41] L. Ciupinski, J. Mizera, KJ. Kurzydłowski. *Quantitative description of the morphologic texture in an Al-Li alloy*. Materials characterization, 46, 359-364, 2001
- [42] Z.L. Zhang, M. Hauge, J. Ødegård, C. Thaulow. *Determining material true stress-strain curve from tensile specimens with rectangular cross-section*. International Journal of Solids and Structures, 36, 3497-3516, 1999
- [43] B. Dodd, Y. Bai. *Ductile fracture and ductility with applications to metal working*. Academic Press Inc., London, 1987
- [44] D. Dieter. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, Singapore, 1986
- [45] A.E. Bayoumi, R. Joshi. *On the formability/instability of stretch forming sheet metals*. Applied Mechanics Review, 45, S154-S164, 1992
- [46] A. Bacha. *Découpe de tôles en alliage d'aluminium: analyse physique et mécanique*. Thèse de doctorat de l'école des mines de Saint-Etienne, 2006

- [47] A.A. Benzarga, J. Besson, R. Batisse, A. Pineau. *Synergistic effects of plastic anisotropy and void coalescence on fracture mode in plain strain*. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 10, 73-102, 2002
- [48] J.L. Pouchou. *Introduction à l'analyse EBSD et mise en œuvre dans un MEB - L'analyse EBSD, principes et applications*. Publication du groupement national de microscopie électronique à balayage et de microanalyses, Réunion thématique de décembre 2002 ; Université Paris-VI (Jussieu)
- [49] H.J. Bunge. *Texture Analysis in Materials Science*. Butterworth's, London, 1982
- [50] B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar, R.D. Doherty. *Thermo-mechanical processing of metallic materials*. Elsevier - Pergamon Materials Series, p.154-183, 2007
- [51] Y. Surrel. *Les techniques optiques de mesure de champ : essai de classification*. Colloque photomécanique, Albi, 2004
- [52] Y. Surrel. *Images optiques; mesures 2D et 3D*. Cours d'optique du Conservatoire National des Arts et Métiers, 2002/2003
- [53] P. Picart. *Interférométrie de démodulation de franges*. Cours d'optique pour l'ingénieur de l'université du Mans, <http://prn1.univ-lemans.fr>, 2007
- [54] Y. Morimoto, M. Fujisawa. *Fringe pattern analysis by phase-shifting method using Fourier transform*. Optical Engineering, 33, 3709-3714, 1994
- [55] Z. Guo, H. Xie, B. Liu, F. Dai, P. Chen, Q. Zhang, F. Huang. *Study on deformation of polycrystalline aluminum alloy using moiré interferometry*. Experimental Mechanics, 46, 699-711, 2006
- [56] E. Robin, V. Valle. *Phase demodulation from a single fringe pattern based on a correlation technique..* Applied Optics, 43, 4355-4361, 2004
- [57] E. Robin, V. Valle, F. Brémand. *Phase demodulation method from a single fringe pattern based on correlation with a polynomial form*. Applied Optics, 44, 7261-7269, 2005
- [58] K. Creath. *Phase-shifting speckle interferometry*. Applied Optics, 24, 3053-3058, 1985
- [59] Y. Surrel. *Design of algorithms for phase measurements by the use of phase-stepping*. Applied Optics, 33, 51-60, 1994
- [60] D.W. Robinson, D.C. Williams. *Digital phase stepping speckle interferometry*. Optics Communications, Volume 57, Issue 1, 1 February 1986, Pages 26-30 Optics communications, 57, 26-30, février 1986
- [61] JM. Huntley. *Noise-immune phase unwrapping algorithm*. Applied Optics, 28, 3268-3270, 1989
- [62] J? Schorner, A. Etemeyer, U. Neupert. *New approaches in interpreting holographic images* . Optics and Laserr in Engineering, 14, 283-291, 1991
- [63] DC. Ghiglia, GA. Mastin, LA. Romero. *Cellular-automata method for phase unwrapping*. Journal of the Optical Society of America A-Optics Image Science and Vision, 4, 267-280,

1987

- [64] DC. Ghiglia, LA. Romero. *Robust 2-dimensional weighted and unweighted phase unwrapping that uses fast transforms and iterative methods*. Journal of the Optical Society of America A-Optics Image Science and Vision, 11, 107-117, 1994
- [65] KJ. Gåsvik. *Optical metrology - third edition*. Wiley, 2002
- [66] ISO (International Organization for Standardisation). . International vocabulary of basic and general terms in metrology (VIM), Draft, ISO/DGuide 99999, 2004
- [67] GDR 2519. CNRS. <http://www.ifma.fr/lami/gdr2519/>, 2002-2010
- [68] Y. Surrel. *Some metrological issues in optical full-field techniques*. Proc. SPIE, 4777, 220-231, 2002
- [69] E2208-02. ASTM - *Standard guide for evaluating non contacting optical strain measurement systems*. , 2002
- [70] S.P.O.T.S. *Standardisation project for optical techniques of strain measurement*. Proceedings of International Conference on Experimental Mechanics, Bari, 4 présentations, 2004
- [71] R. Cordero, J. Molimard, A. Martinez, F. Labbé. *Uncertainty analysis of temporal phase-stepping algorithms for interferometry*. Optics Communications, 275, 144-155, 2007
- [72] Y. Surrel. *Additive noise effect in digital phase detection*. Applied Optics, 36, 271-276, 1997
- [73] X. Fayolle, S. Calloch, F. hild. *Controlling testing machines with digital image correlation*. Experimental Techniques, 31,3, 57-63, 2007
- [74] J. Molimard, M. Query, P. vergne, I. Krupka, M. Hartl. *Calculation of pressure distribution in EHD point contacts from experimentally determined film thickness*. Tribology International, 38, 391-401, 2005
- [75] M. Bornert, F. Brémand, P. Doumalin, JC. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, JJ. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher, B. Watrisse. *Assesment of digital image correlation measurement errors: methodology and results*. Experimental Mechanics,
- [76] J. Molimard, C. Badulescu, M. Bornert, JC. Dupré, S. Equis, M. Grédiac, P. Picart, R. Rotinat, V. Valle. *Caractérisation métrologique des méthodes de décodage d'images à porteuses spatiales*. XIXème congrès français de mécanique, France, Marseille, 24-28 août 2009
- [77] R. Moulart, R. Rotinat, F. Pierron, G. Lerondel. *On the realization of microscopic grids for local strain measurement by direct interferometric photolithography*. Opt.Laser Technol., 45(12), 1131-1147, 2007
- [78] C. Badulescu. *Calcul précis des déformations planes par la méthode de grille. Application à l'étude d'un multicristal d'aluminium*.. Thèse de doctorat, 2010

- [79] H. Haddadi, S. Belhabib. *Use of rigid-body motion for the investigation and estimation of the measure errors related to digital image correlation technique*. Optics and Lasers in Engineering, 46(2), 185-196, 2008
- [80] J. Molimard, A. Vautrin. *Résolution et résolution spatiale : deux paramètres clef des mesures optiques de champs*. Conférence CMOI
- [81] J. Molimard. *Cours de mécanique expérimentale*. Ecole nationale supérieure des mines de Saint-Etienne, 2011
- [82] R.S. Figliola, D.E. Beasley. *Theory and design for mechanical measurements*. Third edition, John Wiley and Sons, New York , 2000
- [83] K. Zhani. *Contribution à l'étude de l'instabilité de déformation plastique dans les cristaux cubiques à faces centrées*. Thèse de doctorat, 2009
- [84] G.H. Kaufmann, S.P. Brühl, G.E. Galizzi, J.N. Feugeas. *Evaluation of residual deformations generated by a pulsed ion implanter using interferometric phase measurement*. Optics and Laser Technology, 27, 57-63, 1995
- [85] A. Spik, D.W. Robinson. *Investigation of the cellular automata method for phase unwrapping and its implementation on a array processor*. Optics and Lasers in Engineering, 14, 25-37, 1991
- [86] J. Molimard, A. Vautrin. *Traitement fréquentiel d'un signal aléatoire : première approche*. Congrès MTOI, Marseille Nov. 2005.
- [87] R.W. Armstrong. . Materials science and engineering, 1, 251-256, 1966
- [88] A. Kelly, W. Tyson, A. Cottrell. . Philosophical magazine, 15, 567-586, 1967
- [89] J.R. Rice. . Journal of the mechanics and physics of solid, 40, 239-271, 1992
- [90] J.R. Rice, G.E. Beltz, Y. Sun. *Topics in fracture and fatigue*. edited by A.S. Argon, Springer-Verlag, 1-58, 1992
- [91] J.D. Eshelby, F.C. Frank, F.R.N. Nabarro. *The equilibrium of linear arrays of dislocations*. Phil. Magazine, 42, 351-364, 1951
- [92] R. Moulart. *Développement et mise en oeuvre d'une méthode de mesure de champs de déformation à l'échelle micrométrique*. Thèse de doctorat, 2007

ANNEXES

ANNEXE 1 taille des grains sur les différentes faces des tôles

	DN						
		Comptage du nombre de grains				Données moyennes	
Tôle d'épaisseur 2mm en surface	Diamètre maximum	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	µm
			µm	µm		Minimum	8,22
		1	0,00	70,00	73	Maximum	676,02
		2	70,00	140,00	97	Moyenne	174,90
		3	140,00	210,00	55	Ecart-type	140,80
		4	210,00	280,00	28		
		5	280,00	350,00	20		
		6	350,00	420,00	26		
		7	420,00	490,00	14		
		8	490,00	560,00	3		
		9	560,00	630,00	3		
	10	630,00	700,00	3			
	Diamètre moyen	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	µm
			µm	µm		Minimum	8,22
		1	0,00	70,00	87	Maximum	606,33
		2	70,00	140,00	100	Moyenne	155,54
		3	140,00	210,00	48	Ecart-type	126,30
		4	210,00	280,00	29		
		5	280,00	350,00	28		
		6	350,00	420,00	21		
		7	420,00	490,00	3		
8		490,00	560,00	3			
9	560,00	630,00	3				
10	630,00	700,00	0				

	Facteur de forme	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>0,20</td><td>0</td></tr> <tr><td>2</td><td>0,20</td><td>0,40</td><td>10</td></tr> <tr><td>3</td><td>0,40</td><td>0,60</td><td>50</td></tr> <tr><td>4</td><td>0,60</td><td>0,80</td><td>164</td></tr> <tr><td>5</td><td>0,80</td><td>1,00</td><td>53</td></tr> <tr><td>6</td><td>1,00</td><td>1,20</td><td>8</td></tr> <tr><td>7</td><td>1,20</td><td>1,40</td><td>14</td></tr> <tr><td>8</td><td>1,40</td><td>1,60</td><td>19</td></tr> <tr><td>9</td><td>1,60</td><td>1,80</td><td>4</td></tr> <tr><td>10</td><td>1,80</td><td>2,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité	1	0,00	0,20	0	2	0,20	0,40	10	3	0,40	0,60	50	4	0,60	0,80	164	5	0,80	1,00	53	6	1,00	1,20	8	7	1,20	1,40	14	8	1,40	1,60	19	9	1,60	1,80	4	10	1,80	2,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th></th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,32</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>1,72</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>0,78</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>0,29</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base		Minimum	0,32	Maximum	1,72	Moyenne	0,78	Ecart-type	0,29
N° de classe	De	A	Quantité																																																						
1	0,00	0,20	0																																																						
2	0,20	0,40	10																																																						
3	0,40	0,60	50																																																						
4	0,60	0,80	164																																																						
5	0,80	1,00	53																																																						
6	1,00	1,20	8																																																						
7	1,20	1,40	14																																																						
8	1,40	1,60	19																																																						
9	1,60	1,80	4																																																						
10	1,80	2,00	0																																																						
Unité de base																																																									
Minimum	0,32																																																								
Maximum	1,72																																																								
Moyenne	0,78																																																								
Ecart-type	0,29																																																								
Tôle d'épaisseur 2mm à ¾ tôle	Diamètre maximum	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De µm</th> <th>A µm</th> <th>Quantité</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>160</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>123</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>39</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>35</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>20</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>15</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>8</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>8</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>3</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>1</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De µm	A µm	Quantité	1	0,00	70,00	160	2	70,00	140,00	123	3	140,00	210,00	39	4	210,00	280,00	35	5	280,00	350,00	20	6	350,00	420,00	15	7	420,00	490,00	8	8	490,00	560,00	8	9	560,00	630,00	3	10	630,00	700,00	1	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>µm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>7,77</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>836,47</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>139,94</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>133,93</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	µm	Minimum	7,77	Maximum	836,47	Moyenne	139,94	Ecart-type	133,93
	N° de classe	De µm	A µm	Quantité																																																					
	1	0,00	70,00	160																																																					
2	70,00	140,00	123																																																						
3	140,00	210,00	39																																																						
4	210,00	280,00	35																																																						
5	280,00	350,00	20																																																						
6	350,00	420,00	15																																																						
7	420,00	490,00	8																																																						
8	490,00	560,00	8																																																						
9	560,00	630,00	3																																																						
10	630,00	700,00	1																																																						
Unité de base	µm																																																								
Minimum	7,77																																																								
Maximum	836,47																																																								
Moyenne	139,94																																																								
Ecart-type	133,93																																																								
Diamètre moyen	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De µm</th> <th>A µm</th> <th>Quantité</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>180</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>120</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>38</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>31</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>19</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>9</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>10</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>4</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>1</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>1</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De µm	A µm	Quantité	1	0,00	70,00	180	2	70,00	140,00	120	3	140,00	210,00	38	4	210,00	280,00	31	5	280,00	350,00	19	6	350,00	420,00	9	7	420,00	490,00	10	8	490,00	560,00	4	9	560,00	630,00	1	10	630,00	700,00	1	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>µm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>7,77</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>714,91</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>123,68</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>119,19</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	µm	Minimum	7,77	Maximum	714,91	Moyenne	123,68	Ecart-type	119,19	
N° de classe	De µm	A µm	Quantité																																																						
1	0,00	70,00	180																																																						
2	70,00	140,00	120																																																						
3	140,00	210,00	38																																																						
4	210,00	280,00	31																																																						
5	280,00	350,00	19																																																						
6	350,00	420,00	9																																																						
7	420,00	490,00	10																																																						
8	490,00	560,00	4																																																						
9	560,00	630,00	1																																																						
10	630,00	700,00	1																																																						
Unité de base	µm																																																								
Minimum	7,77																																																								
Maximum	714,91																																																								
Moyenne	123,68																																																								
Ecart-type	119,19																																																								
Facteur de forme	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>0,20</td><td>1</td></tr> <tr><td>2</td><td>0,20</td><td>0,40</td><td>29</td></tr> <tr><td>3</td><td>0,40</td><td>0,60</td><td>103</td></tr> <tr><td>4</td><td>0,60</td><td>0,80</td><td>204</td></tr> <tr><td>5</td><td>0,80</td><td>1,00</td><td>135</td></tr> <tr><td>6</td><td>1,00</td><td>1,20</td><td>15</td></tr> <tr><td>7</td><td>1,20</td><td>1,40</td><td>3</td></tr> <tr><td>8</td><td>1,40</td><td>1,60</td><td>16</td></tr> <tr><td>9</td><td>1,60</td><td>1,80</td><td>2</td></tr> <tr><td>10</td><td>1,80</td><td>2,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité	1	0,00	0,20	1	2	0,20	0,40	29	3	0,40	0,60	103	4	0,60	0,80	204	5	0,80	1,00	135	6	1,00	1,20	15	7	1,20	1,40	3	8	1,40	1,60	16	9	1,60	1,80	2	10	1,80	2,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th></th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,17</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>1,72</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>0,74</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>0,24</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base		Minimum	0,17	Maximum	1,72	Moyenne	0,74	Ecart-type	0,24	
N° de classe	De	A	Quantité																																																						
1	0,00	0,20	1																																																						
2	0,20	0,40	29																																																						
3	0,40	0,60	103																																																						
4	0,60	0,80	204																																																						
5	0,80	1,00	135																																																						
6	1,00	1,20	15																																																						
7	1,20	1,40	3																																																						
8	1,40	1,60	16																																																						
9	1,60	1,80	2																																																						
10	1,80	2,00	0																																																						
Unité de base																																																									
Minimum	0,17																																																								
Maximum	1,72																																																								
Moyenne	0,74																																																								
Ecart-type	0,24																																																								

		DL					
		Comptage du nombre de grains			Données moyennes		
Tôle d'épaisseur 2mm en surface	Diamètre maximum	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	µm
			µm	µm		Minimum	0,48
		1	0,00	70,00	91	Maximum	409,51
		2	70,00	140,00	43	Moyenne	83,57
		3	140,00	210,00	16	Ecart-type	83,62
		4	210,00	280,00	10		
		5	280,00	350,00	5		
		6	350,00	420,00	1		
		7	420,00	490,00	0		
		8	490,00	560,00	0		
		9	560,00	630,00	0		
		10	630,00	700,00	0		
Tôle d'épaisseur 2mm en surface	Diamètre moyen	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	µm
			µm	µm		Minimum	0,48
		1	0,00	70,00	97	Maximum	381,12
		2	70,00	140,00	42	Moyenne	76,14
		3	140,00	210,00	12	Ecart-type	77,37
		4	210,00	280,00	12		
		5	280,00	350,00	2		
		6	350,00	420,00	1		
		7	420,00	490,00	0		
		8	490,00	560,00	0		
		9	560,00	630,00	0		
		10	630,00	700,00	0		
Tôle d'épaisseur 2mm en surface	Facteur de forme	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	
						Minimum	0,12
		1	0,00	0,20	21	Maximum	1,57
		2	0,20	0,40	59	Moyenne	0,55
		3	0,40	0,60	42	Ecart-type	0,41
		4	0,60	0,80	17		
		5	0,80	1,00	4		
		6	1,00	1,20	0		
		7	1,20	1,40	8		
		8	1,40	1,60	15		
		9	1,60	1,80	0		
		10	1,80	2,00	0		
Tôle d'épaisseur 2mm à cœur	Diamètre maximum	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	µm
			µm	µm		Minimum	0,48
		1	0,00	70,00	93	Maximum	551,22
		2	70,00	140,00	52	Moyenne	93,84
		3	140,00	210,00	21	Ecart-type	99,09
		4	210,00	280,00	7		
		5	280,00	350,00	6		
		6	350,00	420,00	0		
		7	420,00	490,00	4		
		8	490,00	560,00	1		
		9	560,00	630,00	0		
		10	630,00	700,00	0		

	Diamètre moyen	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> <tr> <td></td> <td>μm</td> <td>μm</td> <td></td> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>99</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>50</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>18</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>8</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>4</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>2</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>2</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>1</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité		μm	μm		1	0,00	70,00	99	2	70,00	140,00	50	3	140,00	210,00	18	4	210,00	280,00	8	5	280,00	350,00	4	6	350,00	420,00	2	7	420,00	490,00	2	8	490,00	560,00	1	9	560,00	630,00	0	10	630,00	700,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>μm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,48</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>532,34</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>86,84</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>93,39</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	μm	Minimum	0,48	Maximum	532,34	Moyenne	86,84	Ecart-type	93,39
		N° de classe	De	A	Quantité																																																								
		μm	μm																																																										
1		0,00	70,00	99																																																									
2		70,00	140,00	50																																																									
3		140,00	210,00	18																																																									
4		210,00	280,00	8																																																									
5		280,00	350,00	4																																																									
6		350,00	420,00	2																																																									
7		420,00	490,00	2																																																									
8		490,00	560,00	1																																																									
9	560,00	630,00	0																																																										
10	630,00	700,00	0																																																										
Unité de base	μm																																																												
Minimum	0,48																																																												
Maximum	532,34																																																												
Moyenne	86,84																																																												
Ecart-type	93,39																																																												
Facteur de forme	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>0,20</td><td>22</td></tr> <tr><td>2</td><td>0,20</td><td>0,40</td><td>83</td></tr> <tr><td>3</td><td>0,40</td><td>0,60</td><td>39</td></tr> <tr><td>4</td><td>0,60</td><td>0,80</td><td>13</td></tr> <tr><td>5</td><td>0,80</td><td>1,00</td><td>2</td></tr> <tr><td>6</td><td>1,00</td><td>1,20</td><td>0</td></tr> <tr><td>7</td><td>1,20</td><td>1,40</td><td>10</td></tr> <tr><td>8</td><td>1,40</td><td>1,60</td><td>15</td></tr> <tr><td>9</td><td>1,60</td><td>1,80</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>1,80</td><td>2,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité					1	0,00	0,20	22	2	0,20	0,40	83	3	0,40	0,60	39	4	0,60	0,80	13	5	0,80	1,00	2	6	1,00	1,20	0	7	1,20	1,40	10	8	1,40	1,60	15	9	1,60	1,80	0	10	1,80	2,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th></th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,10</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>1,57</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>0,51</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>0,41</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base		Minimum	0,10	Maximum	1,57	Moyenne	0,51	Ecart-type	0,41	
	N° de classe	De	A	Quantité																																																									
	1	0,00	0,20	22																																																									
	2	0,20	0,40	83																																																									
	3	0,40	0,60	39																																																									
	4	0,60	0,80	13																																																									
	5	0,80	1,00	2																																																									
	6	1,00	1,20	0																																																									
	7	1,20	1,40	10																																																									
	8	1,40	1,60	15																																																									
9	1,60	1,80	0																																																										
10	1,80	2,00	0																																																										
Unité de base																																																													
Minimum	0,10																																																												
Maximum	1,57																																																												
Moyenne	0,51																																																												
Ecart-type	0,41																																																												

	DT																																																												
		Comptage du nombre de grains			Données moyennes																																																								
Tôle d'épaisseur 2mm en surface	Diamètre maximum	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> <tr> <td></td> <td>μm</td> <td>μm</td> <td></td> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>29</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>24</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>20</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>9</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>9</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>3</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>1</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>1</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité		μm	μm		1	0,00	70,00	29	2	70,00	140,00	24	3	140,00	210,00	20	4	210,00	280,00	9	5	280,00	350,00	9	6	350,00	420,00	3	7	420,00	490,00	1	8	490,00	560,00	1	9	560,00	630,00	0	10	630,00	700,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>μm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,48</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>551,11</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>145,35</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>109,55</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	μm	Minimum	0,48	Maximum	551,11	Moyenne	145,35	Ecart-type	109,55
		N° de classe	De	A	Quantité																																																								
			μm	μm																																																									
		1	0,00	70,00	29																																																								
		2	70,00	140,00	24																																																								
		3	140,00	210,00	20																																																								
		4	210,00	280,00	9																																																								
		5	280,00	350,00	9																																																								
		6	350,00	420,00	3																																																								
		7	420,00	490,00	1																																																								
		8	490,00	560,00	1																																																								
9	560,00	630,00	0																																																										
10	630,00	700,00	0																																																										
Unité de base	μm																																																												
Minimum	0,48																																																												
Maximum	551,11																																																												
Moyenne	145,35																																																												
Ecart-type	109,55																																																												

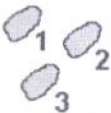




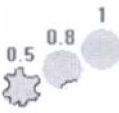



	Diamètre moyen	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> <tr> <td></td> <td>µm</td> <td>µm</td> <td></td> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>30</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>23</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>24</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>9</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>6</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>3</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>1</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité		µm	µm		1	0,00	70,00	30	2	70,00	140,00	23	3	140,00	210,00	24	4	210,00	280,00	9	5	280,00	350,00	6	6	350,00	420,00	3	7	420,00	490,00	0	8	490,00	560,00	1	9	560,00	630,00	0	10	630,00	700,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>µm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,48</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>504,85</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>134,97</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>102,53</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	µm	Minimum	0,48	Maximum	504,85	Moyenne	134,97	Ecart-type	102,53
	N° de classe	De	A	Quantité																																																									
	µm	µm																																																											
1	0,00	70,00	30																																																										
2	70,00	140,00	23																																																										
3	140,00	210,00	24																																																										
4	210,00	280,00	9																																																										
5	280,00	350,00	6																																																										
6	350,00	420,00	3																																																										
7	420,00	490,00	0																																																										
8	490,00	560,00	1																																																										
9	560,00	630,00	0																																																										
10	630,00	700,00	0																																																										
Unité de base	µm																																																												
Minimum	0,48																																																												
Maximum	504,85																																																												
Moyenne	134,97																																																												
Ecart-type	102,53																																																												
	Facteur de forme	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>0,20</td><td>22</td></tr> <tr><td>2</td><td>0,20</td><td>0,40</td><td>48</td></tr> <tr><td>3</td><td>0,40</td><td>0,60</td><td>18</td></tr> <tr><td>4</td><td>0,60</td><td>0,80</td><td>5</td></tr> <tr><td>5</td><td>0,80</td><td>1,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>6</td><td>1,00</td><td>1,20</td><td>0</td></tr> <tr><td>7</td><td>1,20</td><td>1,40</td><td>0</td></tr> <tr><td>8</td><td>1,40</td><td>1,60</td><td>3</td></tr> <tr><td>9</td><td>1,60</td><td>1,80</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>1,80</td><td>2,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité	1	0,00	0,20	22	2	0,20	0,40	48	3	0,40	0,60	18	4	0,60	0,80	5	5	0,80	1,00	0	6	1,00	1,20	0	7	1,20	1,40	0	8	1,40	1,60	3	9	1,60	1,80	0	10	1,80	2,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th></th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,08</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>1,57</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>0,35</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>0,26</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base		Minimum	0,08	Maximum	1,57	Moyenne	0,35	Ecart-type	0,26				
N° de classe	De	A	Quantité																																																										
1	0,00	0,20	22																																																										
2	0,20	0,40	48																																																										
3	0,40	0,60	18																																																										
4	0,60	0,80	5																																																										
5	0,80	1,00	0																																																										
6	1,00	1,20	0																																																										
7	1,20	1,40	0																																																										
8	1,40	1,60	3																																																										
9	1,60	1,80	0																																																										
10	1,80	2,00	0																																																										
Unité de base																																																													
Minimum	0,08																																																												
Maximum	1,57																																																												
Moyenne	0,35																																																												
Ecart-type	0,26																																																												
Tôle d'épaisseur 2mm à coeur	Diamètre maximum	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> <tr> <td></td> <td>µm</td> <td>µm</td> <td></td> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>83</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>40</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>27</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>7</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>3</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>6</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>1</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité		µm	µm		1	0,00	70,00	83	2	70,00	140,00	40	3	140,00	210,00	27	4	210,00	280,00	7	5	280,00	350,00	3	6	350,00	420,00	6	7	420,00	490,00	1	8	490,00	560,00	0	9	560,00	630,00	0	10	630,00	700,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>µm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,96</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>473,45</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>98,43</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>98,91</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	µm	Minimum	0,96	Maximum	473,45	Moyenne	98,43	Ecart-type	98,91
	N° de classe	De	A	Quantité																																																									
	µm	µm																																																											
1	0,00	70,00	83																																																										
2	70,00	140,00	40																																																										
3	140,00	210,00	27																																																										
4	210,00	280,00	7																																																										
5	280,00	350,00	3																																																										
6	350,00	420,00	6																																																										
7	420,00	490,00	1																																																										
8	490,00	560,00	0																																																										
9	560,00	630,00	0																																																										
10	630,00	700,00	0																																																										
Unité de base	µm																																																												
Minimum	0,96																																																												
Maximum	473,45																																																												
Moyenne	98,43																																																												
Ecart-type	98,91																																																												
	Diamètre moyen	<table border="1"> <thead> <tr> <th>N° de classe</th> <th>De</th> <th>A</th> <th>Quantité</th> </tr> <tr> <td></td> <td>µm</td> <td>µm</td> <td></td> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>1</td><td>0,00</td><td>70,00</td><td>137</td></tr> <tr><td>2</td><td>70,00</td><td>140,00</td><td>42</td></tr> <tr><td>3</td><td>140,00</td><td>210,00</td><td>26</td></tr> <tr><td>4</td><td>210,00</td><td>280,00</td><td>8</td></tr> <tr><td>5</td><td>280,00</td><td>350,00</td><td>3</td></tr> <tr><td>6</td><td>350,00</td><td>420,00</td><td>5</td></tr> <tr><td>7</td><td>420,00</td><td>490,00</td><td>3</td></tr> <tr><td>8</td><td>490,00</td><td>560,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>9</td><td>560,00</td><td>630,00</td><td>0</td></tr> <tr><td>10</td><td>630,00</td><td>700,00</td><td>0</td></tr> </tbody> </table>	N° de classe	De	A	Quantité		µm	µm		1	0,00	70,00	137	2	70,00	140,00	42	3	140,00	210,00	26	4	210,00	280,00	8	5	280,00	350,00	3	6	350,00	420,00	5	7	420,00	490,00	3	8	490,00	560,00	0	9	560,00	630,00	0	10	630,00	700,00	0	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Unité de base</th> <th>µm</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>Minimum</td><td>0,48</td></tr> <tr><td>Maximum</td><td>459,85</td></tr> <tr><td>Moyenne</td><td>74,20</td></tr> <tr><td>Ecart-type</td><td>96,59</td></tr> </tbody> </table>	Unité de base	µm	Minimum	0,48	Maximum	459,85	Moyenne	74,20	Ecart-type	96,59
N° de classe	De	A	Quantité																																																										
	µm	µm																																																											
1	0,00	70,00	137																																																										
2	70,00	140,00	42																																																										
3	140,00	210,00	26																																																										
4	210,00	280,00	8																																																										
5	280,00	350,00	3																																																										
6	350,00	420,00	5																																																										
7	420,00	490,00	3																																																										
8	490,00	560,00	0																																																										
9	560,00	630,00	0																																																										
10	630,00	700,00	0																																																										
Unité de base	µm																																																												
Minimum	0,48																																																												
Maximum	459,85																																																												
Moyenne	74,20																																																												
Ecart-type	96,59																																																												

	Facteur de forme	N° de classe	De	A	Quantité	Unité de base	
						Minimum	0,02
		1	0,00	0,20	36	Maximum	1,72
		2	0,20	0,40	65	Moyenne	0,60
		3	0,40	0,60	47	Ecart-type	0,46
		4	0,60	0,80	22		
		5	0,80	1,00	9		
		6	1,00	1,20	3		
		7	1,20	1,40	18		
		8	1,40	1,60	23		
		9	1,60	1,80	1		
		10	1,80	2,00	0		

ANNEXE 2 : Définition du facteur de forme

Analyse d'image Détecter les particules - Informations de base

Ce tableau présente certains paramètres de particule.

Paramètre de particule	Type	Icône	Description
N° de particule	ID		Numéro servant à l'identification univoque de la particule
Aire	Aire		Surface de la particule dans l'unité utilisée pour l'étalonnage de l'image. L'aire est calculée ainsi : le nombre de pixels est multiplié par le facteur de calibrage selon X et Y.
Périmètre	Périmètre		Somme de toutes les distances en pixels le long d'une courbe fermée (contour).
Diamètre extérieur maximum	Distance		La distance du plus long segment qui passe par le centre de gravité de la particule et qui joint un point du contour à son opposé.
Féret maximum	Distance		La plus grande distance entre des tangentes au contour de la particule (tangentes parallèles entre elles, de part et d'autre de la particule).
Facteur de forme	Forme		Le facteur de forme est une mesure de la "sphéricité" des particules. Pour les particules parfaitement circulaires, le facteur de forme est égal à 1, pour toutes les autres particules, il est plus petit que 1. Pour les particules de taille très petite n'excédant pas quelques pixels il arrive que le calcul du facteur de forme fournisse une valeur plus grande que 1. Il s'agit alors d'une erreur d'arrondissement. Vous pouvez faire en sorte que pour toute valeur supérieure à 1 le programme soit forcé à donner un facteur de forme strictement égal à un. Utilisez à cette fin la commande Analyse > Définir détection... Sur l'onglet Résultats cochez la case Facteur de forme limité à 1.
DCE (Diamètre du Cercle Equivalent)	Distance		Le DCE est le diamètre du disque dont la surface est égale à la surface de la particule.
Nom de la phase	ID		Le nom du domaine des seuils (gris ou couleur) tel qu'il a été défini à la définition des seuils.
Nombre de trous	Caractéristique		Le nombre de tous les trous d'une particule.

ANNEXE 3 Lien entre mesurande et phase [52].

Dans le cas de la méthode des grilles, la grille joue le rôle d'une porteuse ayant un vecteur fréquence spatiale $\vec{F} = \vec{n}/p$, où \vec{n} est le vecteur unitaire normal aux traits et p la période (pas) de la grille (Figure V.1).

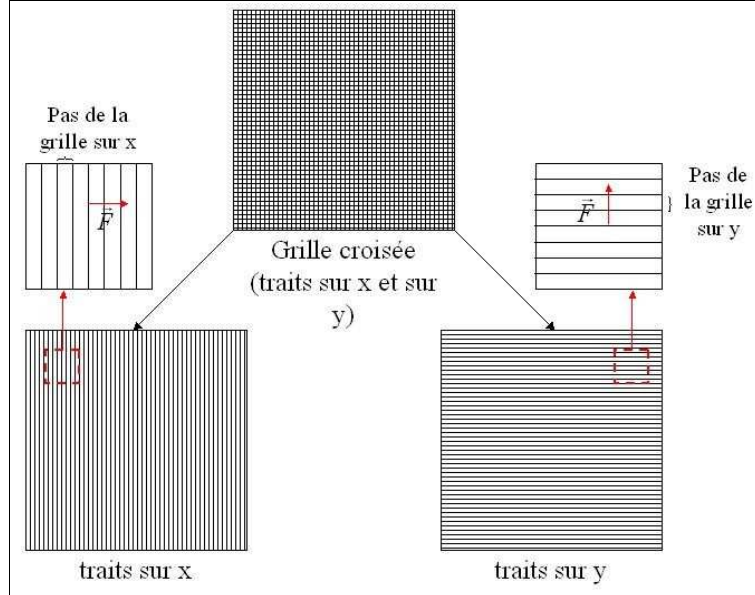


Figure V.1: définition de la fréquence spatiale

L'intensité $I(\vec{R})$ réfléchi au point $\vec{R} = (X, Y)$ par cette grille dans l'état initial non déformé peut être décrite par (en ne considérant qu'une direction de trait x ou y):

$$I_i(\vec{R}) = A [1 + \gamma \text{frgn}(2\pi \vec{F} \cdot \vec{R})] \quad (\text{V.1})$$

Nous rappelons que le profil du trait est décrit par la fonction frgn.

La déformation de la structure étudiée est décrite mathématiquement par le champ des déplacements $\vec{U}(\vec{R})$. Une particule matérielle située au point géométrique \vec{R} sera emmenée au point $\vec{r} = \vec{R} + \vec{U}(\vec{R})$ par la déformation. On peut considérer le champ des déplacements directs $\vec{U}(\vec{R})$, mais aussi le champ des déplacements inverses $\vec{u}(\vec{r})$ défini par la configuration déformée, et ramenant la structure dans son état initial. La relation entre ces deux champs est :

$$\vec{U}(\vec{R}) = -\vec{u}(\vec{r}) = -\vec{u}[\vec{R} + \vec{U}(\vec{R})] \quad (\text{V.2})$$

et est illustrée sur la Figure V.2.

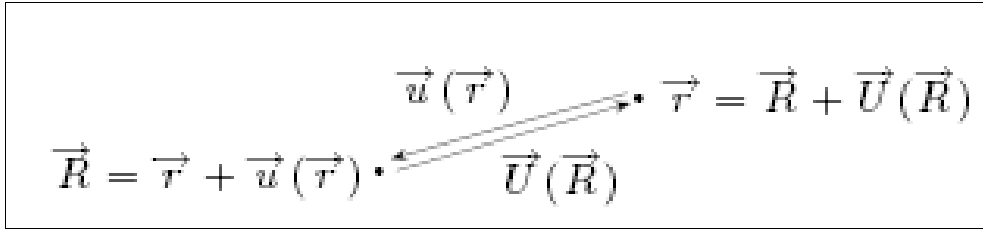


Figure V.2: déplacements directs et inverses.

L'intensité du signal lumineux observé dans l'état déformé au point \vec{r} sera celle observée au point \vec{R} dans l'état non déformé, parce que la particule matérielle est la même, donc la partie de la grille qui y est accolée n'a pas changé. Ainsi l'intensité $I_f(\vec{r})$ réfléchié par la grille déformée dans l'état final est :

$$I_f(\vec{r}) = I_i(\vec{R}) = I_i[\vec{r} + \vec{u}(\vec{r})] \quad (\text{V.3})$$

Soit :

$$I_f(\vec{r}) = A \left\{ 1 + \gamma \text{frgn} [2 \Pi \vec{F} \cdot \vec{r} + \Phi_n(\vec{r})] \right\} \quad (\text{V.4})$$

Avec :

$$\Phi_i(\vec{r}) = 1 \Pi \vec{F} \cdot \vec{u}(\vec{r}) = 2 \Pi \frac{u_i}{p} \quad (\text{V.5})$$

où u_n , $n=x,y$ est la composante du déplacement inverse suivant la direction x ou y selon que les traits sont alignés suivant x ou y respectivement. Le terme $\Phi_n(\vec{r})$ introduit la notion de modulation de la phase des traits, c'est à dire le déphasage lié au déplacement. En d'autres mots, on peut dire que le terme $\Phi_n(\vec{r})$ regroupe les écarts entre la fonction périodique *frgn* et l'enregistrement. En l'absence de sollicitation, ces écarts proviennent de défauts de montage et sont donc constants au cours d'un l'essai. Le champ des déplacements inverses apparaît donc comme un signal de modulation de phase de la porteuse.

ANNEXE 4 Démodulation de phase par transformée de Fourier [92]

On considère un signal harmonique selon l'axe x présentant un déphasage dû au déplacement en chaque point.

$$I(x) = I_0(x, y) \{1 + \gamma(x, y) \cos[2\pi F x + \phi(x, y)]\} \quad (\text{V.6})$$

Cette équation peut également s'écrire:

$$I(x) = I_0(x, y) + \underbrace{\frac{I_0(x, y) \gamma(x, y)}{2} e^{i\phi(x, y)} e^{2\pi i F x}}_{L(x, y)} + \underbrace{\frac{I_0(x, y) \gamma(x, y)}{2} e^{-i\phi(x, y)} e^{-2\pi i F x}}_{\bar{L}(x, y)} \quad (\text{V.7})$$

La transformée de Fourier fait alors apparaître 3 pics : l'un centré sur l'origine, les deux autres centrés respectivement sur la fréquence du signal F et son opposé $-F$. Par filtrage, seul le lobe correspondant à la fréquence positive est conservé. Celui-ci est ensuite ramené à l'origine par une translation de $-F$ dans l'espace de Fourier. Une transformation inverse permet alors de déterminer l'amplitude complexe $c(x)$. La phase est enfin calculée par l'algorithme suivant:

$$\phi(x, y) = \arctan \left\{ \frac{\Im[c(x)]}{\Re[c(x)]} \right\} \quad (\text{V.8})$$

La méthode par transformée de Fourier permet de calculer la phase à partir d'une seule image. En revanche, elle nécessite d'avoir une modulation relativement faible de la fréquence. De plus, cette méthode gère mal les topologies complexes présentant des discontinuités (trous, effets de bord). Enfin, elle reste une méthode semi-globale qui ne permet d'avoir qu'une information moyenne sur une zone d'intérêt contenant plusieurs périodes et non pas une valeur de phase en chaque point.


```

case 'triangle'
    Poids = [1:round(n(1))]-n(1)/2;
    Poids = 1-abs(Poids);
    Poids_1 = [];
    for ii = 1:p(1)
        Poids_1 = [Poids, Poids_1];
    end;
    tab_cos_1 = (Poids_1-(max(Poids_1)+min(Poids_1))/2)./(max(Poids_1)-
min(Poids_1))*2;

    Poids = [1:round(n(2))]-n(2)/2;
    Poids = 1-abs(Poids);
    Poids_2 = [];
    for ii = 1:p(2)
        Poids_2 = [Poids, Poids_2];
    end;
    tab_cos_2 = (Poids_2-(max(Poids_2)+min(Poids_2))/2)./(max(Poids_2)-
min(Poids_2))*2;

    tab_sin_1 = circshift(tab_cos_1',round(n(1)/2))';
    tab_sin_2 = circshift(tab_cos_2',round(n(2)/2))';

case 'sin_triangle'
    Poids_1 = [1:round(n(1)*p(1))-1]-centre_1;
    Poids_1 = 1-abs(Poids_1);
    Poids_1 = max(Poids_1-Poids_1(1), 0);
    Poids_2 = [1:round(n(2)*p(2))-1]-centre_2;
    Poids_2 = 1-abs(Poids_2);
    Poids_2 = max(Poids_2-Poids_2(1), 0);
    Poids_1 = Poids_1/sum(Poids_1);
    Poids_2 = Poids_2/sum(Poids_2);

    tab_cos_1 = [1:round(n(1)*p(1))-1] * 2*pi / n(1);
    tab_cos_1 = cos(tab_cos_1).*Poids_1;
    tab_sin_1 = [1:round(n(1)*p(1))-1] * 2*pi / n(1);
    tab_sin_1 = sin(tab_sin_1).*Poids_1;

    tab_cos_2 = [1:round(n(2)*p(2))-1] * 2*pi / n(2);
    tab_cos_2 = cos(tab_cos_2).*Poids_2;
    tab_sin_2 = [1:round(n(2)*p(2))-1] * 2*pi / n(2);
    tab_sin_2 = sin(tab_sin_2).*Poids_2;

otherwise
    disp('Method non prévue, Erreur!')
end;

% suppression de la composante continue
% testé dans tous les cas; ne change rien pour la formulation 'rect',
% améliore les autres configurations : divise l'écart-type de 1.3 à 1.5 en
% fonction des configurations

tab_cos_1 = tab_cos_1-mean(tab_cos_1);
tab_sin_1 = tab_sin_1-mean(tab_sin_1);
tab_cos_2 = tab_cos_2-mean(tab_cos_2);
tab_sin_2 = tab_sin_2-mean(tab_sin_2);

if (strcmp(grid, 'vert') | strcmp(grid,'croisee') | strcmp(grid,'cross'))
    data2 = filter2(ones(round(n(2)*p(2)), 1), data)/round(n(2)*p(2));
    nanmap = contraste2(data2, round(n), contrast);
    nanmap = erosion_dilatation(nanmap, [round(n(2)*p(2)), 1]);

```

```

data2(nanmap) = NaN;
U_x = atan2(conv2 (data2, tab_cos_1, 'same'), conv2(data2, tab_sin_1,
'same'));
U_x=ote_porteuse(U_x, n(1), 2*pi, 'horiz');
[U_x, mask] = fill_wrap_field(U_x, 2*pi, round([n(2) n(1) 0]),
'gauss_field');
end;

if (strcmp(grid, 'horiz') | strcmp(grid, 'croisee')| strcmp(grid, 'cross'))
data2 = filter2(ones(1, round(n(1)*p(1))), data)/round(n(1)*p(1));
nanmap = contraste2(data2', [n(2), n(1), n(3)], contrast); nanmap = nanmap';
nanmap = erosion_dilatation(nanmap, [1, round(n(2)*p(2))]);
data2(nanmap) = NaN;
U_y = atan2(conv2 (data2, tab_cos_2', 'same'), conv2(data2, tab_sin_2',
'same'));
U_y=ote_porteuse(U_y, n(2), 2*pi, 'vert');
U_y(nanmap) = NaN;
[U_y, mask] = fill_wrap_field(U_y, 2*pi, round([n(2) n(1) 0]),
'gauss_field');
end;

```

ANNEXE 6 Programme de « soustraction » des images permettant d'obtenir les champs de déplacement

```
function [resta] = diff_wrap_def(data1, data2, Ux, Uy, corr_win, amplitude);
% fonction [resta] = diff_wrap_def(data1, data2, Ux, Uy, corr_win, amplitude);
% fonction permettant de faire des différences en ayant un offset défini
% sur des imagerie.
%     data1 et data2 sont les cartes de phases à soustraire
%     U_x et U_y sont les déplacements exprimés en pixels,
%     corr_win est un vecteur contenant la taille des imagerie (a priori
rectangle).
%     amplitude est l'amplitude de la phase (2 pi ou 360° en général)
%     resta est la différence avec les offset locaux
%

[n, m] = size(data1);
[n_U, m_U] = size(Ux);
for ii = 1 : n,           % premier indice : y
    for jj = 1 : m,      % second indice : x
        % coordonnées de la translation la plus proche
        % la fonction round revient à centrer les imagerie. Pertinence a
        % verifier...
        tr_1 = round(ii/corr_win(2))+1; % repère l'indice correspondant en y
        tr_1 = min(tr_1, n_U);
        tr_2 = round(jj/corr_win(1))+1; % repère l'indice correspondant en x
        tr_2 = min(tr_2, m_U);
        tr_2 = max(tr_2, 1);

        i_v2 = ii+Uy(tr_1, tr_2);
        i_v2 = min(i_v2, n);           % evite d'aller au dela de la valeur maxi du
tableau de points
        i_v2 = round(max(i_v2, 1));
        j_v2 = jj+Ux(tr_1, tr_2);
        j_v2 = min(j_v2, m);         % evite d'aller au dela de la valeur maxi du
tableau de points
        j_v2 = round(max(j_v2, 1));
        %disp(['différence en i : ', num2str(ii-i_v2), 'différence en j : ',
num2str(jj-j_v2)]);
        resta(ii, jj) = diff_wrap(data1(ii, jj), data2(i_v2, j_v2), amplitude);
    end;
end;
```

ANNEXE 7 Programme de traitement des images

```
pas = [9 9]*(1/2);
repetition = [2 2];

photo = dir('*.png');

masque=imread('w0200_0masque.png');
masque=double(masque);
nanmat=(masque==0);

% affectation de l'image de référence (w200)
data0 = imread(photo(2).name);
data0=double(data0);
[Px_0, Py_0] = extended_phase_spatial(data0, pas, repetition, 'croisee',
'rect', 1000);

figure;imagesc(Px_0);colorbar('vert');axis equal
image1=[photo(2).name(1:length(photo(2).name)-4),'-Phase_x-
methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23']
print('-dtiff',image1)

figure;imagesc(Py_0);colorbar('vert');axis equal
image2=[photo(2).name(1:length(photo(2).name)-4),'-Phase_y-
methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23']
print('-dtiff',image2)

% traitement en chaine
for ii=5:3:(length(photo)-13)
    data1 = imread(photo(ii).name);
    data1=double(data1);
    [Px_1, Py_1] = extended_phase_spatial(data1, pas, repetition, 'croisee',
'rect', 1000);

    figure;imagesc(Px_1);colorbar('vert');axis equal
    image3=[photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-4),'-Phase_x-
methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23']
    print('-dtiff',image3)

    figure;imagesc(Py_1);colorbar('vert');axis equal
    image4=[photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-4),'-Phase_y-
methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23']
    print('-dtiff',image4)

    Dx = -diff_wrap_def(Px_0, Px_1, 168.4249249-
84.05904662*ii+15.35640462*ii^2-1.321437017*ii^3+0.05216721225*ii^4-
0.0007696673525*ii^5, 27.42832256 - 15.00172147 * ii + 2.386015604 * ii^2 -
0.1762199931 * ii^3 + 0.006762174211 * ii^4 - 0.0001010631001 *
ii^5,size(data1),2*pi);
    Dy = -diff_wrap_def(Py_0, Py_1, 168.4249249-84.05904662*ii+15.35640462*ii^2-
1.321437017*ii^3+0.05216721225*ii^4-0.0007696673525*ii^5, 27.42832256 -
15.00172147 * ii + 2.386015604 * ii^2 - 0.1762199931 * ii^3 + 0.006762174211 *
ii^4 - 0.0001010631001 * ii^5,size(data1),2*pi);

    [data_out_x]=remove_std_wrap(Dx,[10 10],0.05,2*pi);
    data_out_x(nanmat)=nan;
    figure;imagesc(data_out_x);colorbar('vert');axis equal
image6a=['Dx_phase_x_sans_points_abb_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)
)-4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23','.tif']
print('-dtiff', image6a);
```



```

    taille_filtre_gauss=[3 3 0]
[data2b_x,maskb_x]=fill_wrap_field(data_out_x,2*pi,taille_filtre_gauss,'gauss_fi
eld');
    figure;imagesc(data2b_x);colorbar('vert');axis equal
image6b=['Dx_phase_x_rebouché_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23','.tif']
    print('-dtiff', image6b);

    [deplx_x,deplx_y]=derive_wrap(data2b_x,[1
1],taille_filtre_gauss*4*1.4,2*pi,4);
    deplx_x(nanmat)=nan;
    deplx_y(nanmat)=nan;

    [data_out_y]=remove_std_wrap(Dy,[10 10],0.05,2*pi);
    data_out_y(nanmat)=nan;
    figure;imagesc(data_out_y);colorbar('vert');axis equal
image6e=['Dy_phase_y_sans_points_abb_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)
)-4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23','.tif']
    print('-dtiff', image6e);
[data2f_y,maskf_y]=fill_wrap_field(data_out_y,2*pi,taille_filtre_gauss,'gauss_fi
eld');
    figure;imagesc(data2f_y);colorbar('vert');axis equal
image6f=['Dy_phase_y_rebouché_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23','.tif']
print('-dtiff', image6f);

    [deply_x,deply_y]=derive_wrap(data2f_y,[1
1],taille_filtre_gauss*4*1.4,2*pi,4);
    deply_x(nanmat)=nan;
    deply_y(nanmat)=nan;

    [def]=strain(Dx,Dy,deplx_x,deplx_y,deply_x,deply_y,'indirect-direct');

    figure;imagesc(def.e_xx);colorbar('vert');axis equal
    image7=['Deformation-x_x_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_masque_essai23','.tif']
print('-dtiff',image7);

    figure;imagesc(def.e_yy);colorbar('vert');axis equal
    image8=['Deformation-y_y_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_masque_essai23','.tif']
print('-dtiff',image8);

    figure;imagesc(def.e_xy);colorbar('vert');axis equal
image9=['Deformation-x_y_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_masque_essai23','.tif']
print('-dtiff',image9);

    figure;imagesc(def.omega_xy);colorbar('vert');axis equal
image10=['omega-x_y_de-',photo(ii).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'-',photo(2).name(1:length(photo(ii).name)-
4),'methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_masque_essai23','.tif']
print('-dtiff',image10);

    masque2=imread(photo(ii+1).name);

```

```
masque2=double(masque2);
i=1/3*(masque2(:,:,1)+masque2(:,:,2)+masque2(:,:,3));
nanmat2=(i==0);

resultat=['methode_rect_phase_deformation_filtre_gauss_field_essai23_resu_',num2
str(ii),'.mat'];
save(resultat,'Dx','Dy','masque','data_out_x','data2b_x','maskb_x','deplx_x','de
plx_y','data_out_y','data2f_y','maskf_y','deply_x','deply_y','def')

end;
```

ANNEXE 8 Transmission moteur-poulie de la machine de traction « *in-situ* »

1 Chaîne cinématique

1.1 Moteur brushless

Le moteur choisi actuellement pour équiper la machine de traction provient d'une machine existante. Les calculs suivants démontrent qu'il est surdimensionné pour l'usage attendu.

1.1.1 Caractéristiques techniques

- Moteur de type Brushless, S 4075 société Rosier, nombre de Pôles 6
- Vitesse maximum 3000 tr/min, courant nominal 10 A,
- constante de couple = 0,74 Nm/A.
- Inductance = 5,40 mH
- Résistance = 0,90
- Inertie = 0,000680 kg.m²

1.2 Réducteur

Le moteur est accompagné d'un réducteur NR 110–20 de la société Mijno, qui dans notre cas sera inutile. Le rapport de réduction est de 1/20^e et il est composé de 2 trains. Le couple nominal maximum acceptable est de 270 N.m avec une vitesse d'entrée de 4000 tr/min et une inertie d'entrée de 0,87 kg · m². L'arbre de sortie entraîne la poulie par une liaison à obstacle avec une clavette.

1.3 Poulies crantées

Les poulies crantées, qui assurent la transmission du couple moteur à la vis à billes pour permettre le mouvement de translation de la traverse, ont été définies à l'aide de l'outil design accelerator (Autodesk Inventor). Le rapport de transmission entre la roue menante et la roue menée est calculé ci dessous.

1.3.1 Rapport de transmission

1. Roue menante $z_1 = 18$ dents
Largeur = 20 mm, $d_p = 72,76$ mm
 $d_o = 71,39$ mm
2. Roue menée $z_2 = 40$ dents
Largeur = 24 mm, $d_p = 161,70$ mm
 $d_o = 160,33$ mm

$$\text{Rapport} = \frac{18}{40} = 0,45$$

1.3.2 Calcul des forces et couple d'entraînement de la traverse

1. Efforts sur la vis à billes

Pas: $p = 5 \text{ mm}$

Rayon moyen appliqué au niveau de l'axe des billes: $r = 10 \text{ mm}$

Angle d'inclinaison d'hélice α donné par: $p = 2\pi * \tan \alpha$ d'où
 $\tan \alpha = \frac{5}{2\pi * 10} = \frac{1}{4\pi} \approx 0,0795774$ et $\alpha = 4,6^\circ$.

Les actions mécaniques appliquées sur la vis à billes sont du même type que pour les vérins à vis. Les forces de contact sont supposées normales à l'hélice moyenne car le frottement est considéré comme négligeable.

2. Rapport des vitesses et couples transmis

$$\frac{N_1}{N_2} = \frac{\omega_2}{\omega_1} = \frac{d_1}{d_2} = \frac{C_1}{C_2} = \frac{z_1}{z_2}$$

Avec : N : vitesse de rotation en tr / min

ω : vitesse en rad / sec

d: diamètre des poulies

C: couple à transmettre en N.m

3. Couple appliqué sur la poulie

$$M_p = F_t * r * \tan \alpha$$

Avec: M_p : le couple sur la poulie crantée

F_t : la charge due à la traction $\approx 7000 \text{ N}$ maxi

r: le rayon moyen de la vis à billes

$\tan \alpha$: la tangente de l'angle d'hélice

μ : rendement = 0,9 à 0,8

$\tan \alpha$ s'écrit aussi : $\frac{\text{pas de l'hélice moyenne}}{2\pi r_{\text{moyen}} \mu}$

Le couple minimum acceptable au niveau de la poulie doit être de l'ordre :

$$M_p \leq \frac{F_t p}{2\pi \mu} = \frac{7000 * 5}{2\pi \mu} = 6192 \text{ N.mm}$$
$$M_p \leq 6,2 \text{ N.m}$$

Ce qui donne pour le couple minimum du moteur pour approcher la charge à rupture de l'éprouvette, en appliquant le rapport $\frac{z_1}{z_2}$:

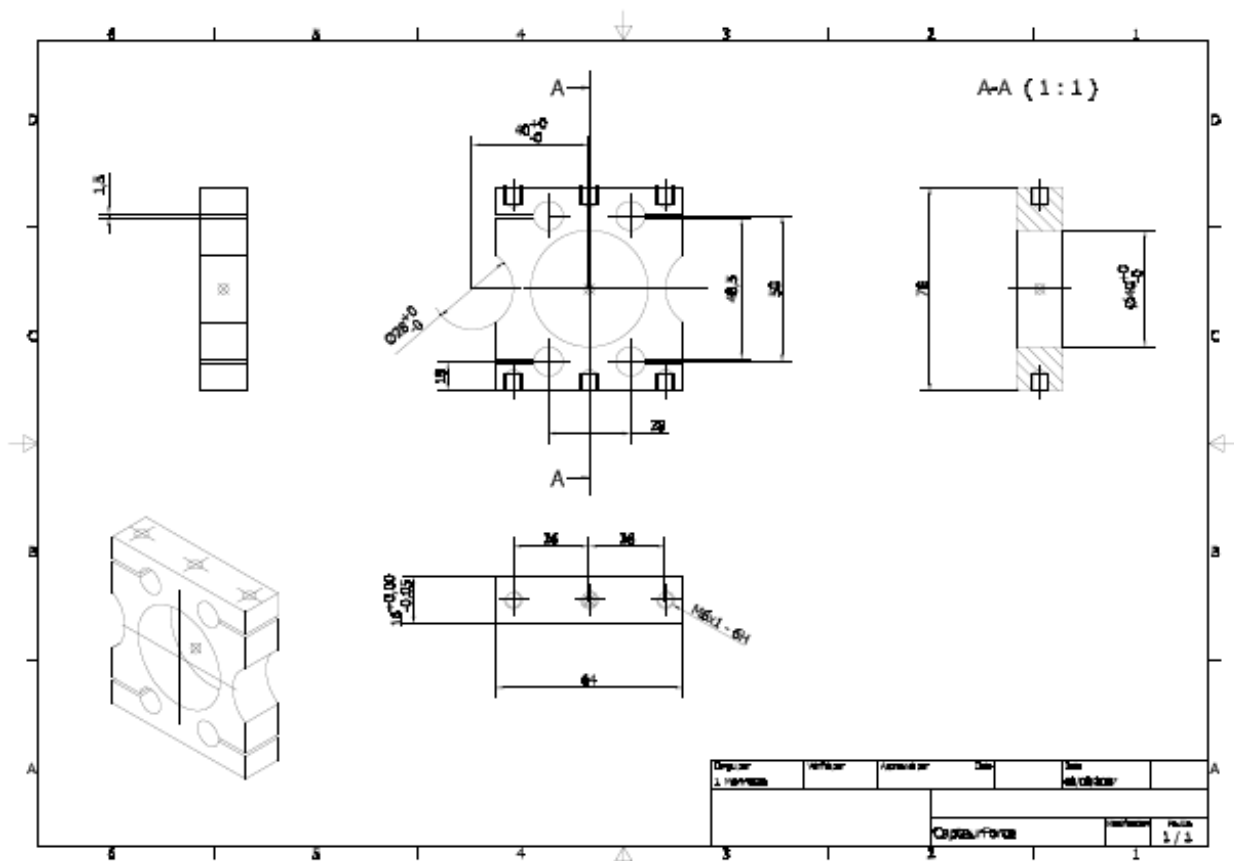
$$6,2 \times 0,45 = 2,79 \text{ N.m}$$

Le couple moteur maximum en bout d'arbre pour le modèle S 4075 sans réducteur est de 30 N.m, d'où le couple transmis sur l'autre poulie :

$$C_2 = \frac{30 * 40}{18} \approx 66,7 \text{ N.m}$$

Le moteur disponible est surdimensionné pour l'essai de traction.

ANNEXE 9 *Dimensions du capteur de force utilisé pour la machine de traction « in-situ »*



ANNEXE 10 *Technique de transfert des grilles*

Il est ensuite nécessaire de dégraisser la surface avec de l'éthanol pour assurer une meilleure adhérence de la colle. On utilise une colle cyanoacrylate en gel Loctite 454 pour le transfert des grilles, qui est un adhésif cyanoacrylate monocomposant transparent se présentant sous la forme d'un gel à polymérisation rapide et permettant le collage d'une grande variété de métaux. Le collage des grilles se fait de la manière suivante:

- Fixation des éprouvettes avec un ruban adhésif.
- Dégraissage de la surface polie de l'éprouvette.
- Découpe de la grille aux ciseaux.
- Nettoyage de la grille à l'éthanol puis séchage avec une bombe d'air pur.
- Dépôt d'une goutte de colle au centre de la surface que l'on répartit uniformément avec une spatule.
- Dépôt de la grille sur une arête. La grille est ensuite rabattue lentement pour chasser l'air qui se trouve en dessous.
- Réglage du parallélisme de la grille avec les arêtes de l'éprouvette.
- Application d'une pression manuelle afin de bien plaquer la grille sur son support en prenant garde de ne pas la faire bouger.
- Dépôt d'une plaque de silicone sur l'éprouvette puis d'un poids (environ 1 kg) afin de garder une pression uniforme.
- Séchage à l'étuve (26°C) pendant une douzaine d'heures.
- Détachement de la grille du support à partir d'une arête.
- Découpage de la grille sur les arêtes avec un cutter.

*ANNEXE II Algorithme de déroulage de phase utilisé dans le traitement des vidéos
[84]*

L'algorithme commence par calculer les différences entre le pixel central et ses huit voisins (filtre 3x3). Lorsque la valeur absolue de chaque différence est supérieure à π , on rajoute + 1 ou - 1 à un compteur. On ajoute $\pm 2\pi$ au pixel central en fonction du signe final du compteur. S'il y a autant de + 1 que de - 1 au compteur, alors + 2 π est ajouté arbitrairement au pixel central. Ceci est effectué sur plusieurs itérations (itérations locales) et permet d'obtenir deux images.

Pour continuer le processus de déroulage de phase, une itération globale est appliquée pendant laquelle la valeur moyenne de chaque pixel est calculée à partir des 2 images obtenues précédemment.

Le plus gros inconvénient de cette méthode est le temps de calcul important.

**École Nationale Supérieure des Mines
de Saint-Étienne**

NNT : 2011 EMSE 0623

Rébécca BERGE-GRAS

Thesis Title : Experimental analysis of crack propagation in Al-Li thin plate by fields methods

Speciality : Materials Science and Engineering

Keywords : aluminium, path crack, *in-situ* observation, grid method, full-field strain measurement, rupture, micrometric scale

Abstract :

This work concerns tensile tests carried out on notched Aluminum-Lithium specimens, with in-situ observations of the strain field.

Reducing aviation fuel consumption is currently a priority. Al-Li alloys are excellent candidates for reducing weight of aircrafts. They combine very good mechanical properties with a lower density than conventional alloys. However, the mechanical properties of these materials are highly anisotropic, and it is essential to control this phenomenon in order to use the material wisely. To that end, it is necessary to have an enormous amount of information on the material both microstructural (size and shape of grains ...) and mechanical (yield strength, Young modulus, resistance to cracking ...) properties. But the knowledge of these overall mechanical properties is not enough to maximize resistance to cracking (critical in aeronautic application). In this context, this work aims to quantify the influence of local microstructure (orientation and size of grains) on cracking.

Crack propagation in 2 mm thick Al-Li sheet metal has been analyzed. Tension test were carried out on deeply notched specimens with optical in-situ observation of the displacement field.

Thus, grid method was adapted to determine large strains in the grains. The displacement field was characterized through the deformation of a bonded crossed square grid (path 30 μm), and the parameters affecting the quality of results (resolution and spatial resolution) have been optimized. In order to compensate the rigid body motion, a new automatic image acquisition system leading to small strains between each image have been developed. A new phase extraction method has been introduced allowing a temporal phase unwrapping.

**École Nationale Supérieure des Mines
de Saint-Étienne**

NNT : 2011 EMSE 0623

Rébecca BERGE-GRAS

Titre de la thèse : Experimental analysis of crack propagation in Al-Li thin plate by fields methods

Spécialité : Materials Science and Engineering

Mots clés : aluminium, path crack, *in-situ* observation, grid method, full-field strain measurement, rupture, micrometric scale

Résumé :

Ce travail porte sur des essais de traction réalisés sur des éprouvettes d'aluminium lithium entaillées, avec des observations *in-situ* du champ de déformations.

La réduction de consommation de carburant est actuellement une priorité pour l'aviation. Les alliages d'Al-Li sont d'excellents candidats pour réduire le poids des avions puisqu'ils combinent de très bonnes propriétés mécaniques avec une densité inférieure à celle des alliages conventionnels. Cependant, les propriétés mécaniques de ces matériaux sont fortement anisotropes, et il est essentiel de contrôler ce phénomène afin d'utiliser le matériel à bon escient. À cette fin, il est nécessaire d'avoir le maximum d'informations sur le matériau tant sur ses propriétés microstructurales (taille et forme des grains...) que mécaniques (élasticité, module de Young, résistance à la fissuration ...). Mais la connaissance de ces propriétés mécaniques globales n'est pas suffisante pour maximiser la résistance à la fissuration (critique dans l'application aéronautique). Dans ce contexte, ce travail vise à quantifier l'influence de la microstructure locale (orientation et la taille des grains) sur la fissuration.

La propagation des fissures dans des tôles d'épaisseur 2 mm a été analysée. Les essais de traction ont été effectués sur des échantillons entaillés avec observation *in-situ* du champ de déplacement.

Ainsi, la méthode de la grille a été adaptée pour déterminer de grandes déformations dans les grains. Le champ de déplacement a été caractérisée par la déformation d'une grille croisée collée (pas 30 μm), et les paramètres affectant la qualité des résultats (résolution et résolution spatiale) ont été optimisés. Afin de compenser le mouvement du corps rigide, un nouveau système automatique d'acquisition d'image conduisant à de petites déformations entre chaque image a été développé. Une nouvelle méthode d'extraction de phase a été instauré, permettant un déroulage temporel de la phase.