



HAL
open science

Etude des mécanismes de déformation du titane T40 en formage incrémental

Yannick Balcaen

► **To cite this version:**

Yannick Balcaen. Etude des mécanismes de déformation du titane T40 en formage incrémental. Génie mécanique [physics.class-ph]. Institut National Polytechnique de Toulouse - INPT, 2013. Français. NNT: . tel-00934317

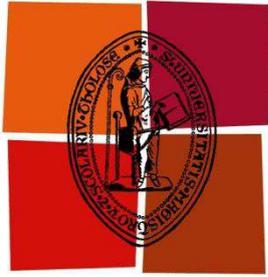
HAL Id: tel-00934317

<https://theses.hal.science/tel-00934317>

Submitted on 21 Jan 2014

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.



Université
de Toulouse

THÈSE

En vue de l'obtention du
DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :

Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse)

Discipline ou spécialité :

Génie mécanique, Mécanique des matériaux

Présentée et soutenue par

Yannick BALCAEN

le 24 septembre 2013

Titre :

Etude des mécanismes de déformation du titane T40 en formage incrémental

Ecole doctorale :

Mécanique Energétique Génie Civil & Procédés (MEGeP)

Unité de recherche :

Institut Clément Ader ICA - Albi

Directeurs de Thèse :

Philippe LOURS, Professeur, directeur de thèse
Vanessa VIDAL, Maître-assistante, co-directrice de thèse

Rapporteurs :

Anne-Françoise GOURGUES LORENZON, Professeur, Centre Matériaux MINES ParisTech
Pierre VACHER, Professeur, Laboratoire SYMME, Annecy

Membres du jury

Armand COUJOU, Professeur Emérite, CEMES CNRS Toulouse
Eric RAGNEAU, Professeur, LGCGM-INSA Rennes
Laurent ROBERT, Maître-assistant HDR, ICA Albi
Vincent VELAY, Maître-assistant, ICA Albi

Président du Jury
Examineur
Invité
Invité

Remerciements

C'est un exercice traditionnel mais difficile, tant il me tient à cœur de n'oublier aucun des acteurs de cette réussite.

Mes premiers iront à ceux qui ne liront certainement pas ces lignes - parce qu'il n'ont « pas que ça à f... », 'faut bien faire tourner la boutique » -, j'ai nommé les techniciens. A eux sans qui la moindre manip' devient impossible : « Sergeïevich » Tovar, « Didounet » Adé, Jean-Mi Mouys, Thomas Papaïx, « Fabrizio » Rossi, Karim Choquet, Vincent Lucin, Sabine Leroux ont été présents les jours de galère. Je pense aussi aux préparateurs experts du CEMES, Dominique Lamirault et Jacques Crestou.

Je remercie aussi chaleureusement mes encadrants : Philippe Lours, mon directeur, qui est toujours parvenu à me consacrer du temps et des remarques constructives ; et Vanessa, ma co-directrice, pour qui j'ai certainement dû être une source d'inquiétudes et de tracas quand les chapitres tardaient à sortir (entre autres). J'en profite ici pour lui signifier toute ma gratitude et mon respect. Je n'oublie pas Vincent Velay, qui m'a été d'une grande aide sur l'analyse des données et qui mettait parfaitement en pratique le dicton : « La connaissance parle, la sagesse se tait ». Je salue aussi Laurent Robert, mon mentor en ce qui concerne la corrélation d'images. Noircissant les tableaux, pas avare d'explications, on sort de son antre (plusieurs heures après) avec la cervelle en petits morceaux, mais quel plaisir !

Je tiens à remercier Joël Alexis, MCF-HDR au Laboratoire Génie de Production à l'ENIT, à Tarbes. L'accueil en ATER, la possibilité de faire de l'EBSB gratuitement (si !) pour ma thèse, c'est vraiment un énorme coup de pouce, merci chef ! Merci aussi à « LA » Jade P. et Jeremie G. pour ces fameuses manips.

Que serait la vie de labo sans les collègues ! Un grand MERCI à mon Plouc', mon Lulu, et eul' Fifty Two, pour ces grands moments scientifiques, gastronomiques et sportifs. Je ne suis pas prêt d'oublier les dépannages en tout genre et les sorties à la Bancalié ! J'en profite pour remercier Mehdi pour son immense gentillesse, ces discussions philosophico-scientifiques pouvant se prolonger tard dans la nuit devant les portes du labo. Merci aux filles du labo « Mimi la souris », Emeline, Manel, Claire, et Elodie. Merci à Fabio « Felice », Julien « Zi », et l'escouade de stagiaires : Raf, Cyril et « Clairotte », Clément « Microbe », David, et bien sûr « Dudub' ».

Bon vent à tous, vous savez ce que je vous souhaite...

Merci aux « Drôles de Dames » du labo, Cathy et Esther, pour leur disponibilité et leur amabilité.

Il est aussi une personne formidable que je tiens à remercier de tout mon cœur : ma femme Mathilde, pour son soutien sans faille et pour la plus belle chose qui ai pu nous arriver : notre fille Anna et le petit Jules.

J'aimerais terminer par une petite citation de Michel Audiard, que je tiens pour fondement depuis cet épisode albigeois :

Heureux soient les félés, car ils laisseront passer la lumière.

Sans oublier la célébrisissime réplique :

Quand les types de 130 kg disent certaines choses, ceux de 60 kg les écoutent...

SOMMAIRE

INTRODUCTION	1
CHAPITRE I : ALLIAGES DE TITANE ET FORMAGE INCREMENTAL	3
I. Métallurgie et mécanique des alliages de titane	5
I.1 Généralités	5
I.1.a Panorama d'application des alliages de titane	5
I.1.b Métallurgie et propriétés	6
I.2 Mécanismes de déformation	7
I.2.a Elasto-plasticité	8
I.2.b Glissements de dislocations dans le titane α	11
I.2.c Maclage	18
I.3 Textures particulières des demi-produits de laminage	23
I.3.a Textures et anisotropie des métaux hexagonaux	24
I.3.b Texture des demi-produits de laminage du titane	24
I.3.c Texture et anisotropie du titane commercialement pur	26
I.4 Conclusion	28
II. Formage incrémental de tôles de titane	29
II.1 Principes généraux des procédés de mise en forme de tôles de titane	29
II.2 Le formage incrémental	30
II.2.a Généralités	30
II.2.b Variantes du procédé de FI	32
II.2.c Spécificités du FI par rapport aux autres procédés de mise en forme à froid	34
II.3 Analyse du procédé de Formage Incrémental	37
II.3.a Intérêt suscité par ce procédé dans la communauté scientifique et présentation des équipes de recherche en présence	37
II.3.b Approches mécaniques du formage incrémental	39
II.3.c Influence des paramètres procédés	42
II.3.d Réponses des matériaux au procédé	43
II.3.e Nouvelles stratégies de formage	45
II.3.f Particularités liées au FI du titane	45
II.4 Conclusion	46
Références bibliographiques	47
CHAPITRE 2 : CARACTERISATION MECANIQUE ET MICROSTRUCTURALE DES TOLES DE T40	55
I. Moyens expérimentaux pour une étude multi-échelles	57
I.1 Matériau	57
I.2 Moyens d'analyse microstructurale	57
I.2.a Techniques de radiocristallographie	57
I.2.b Techniques de microscopie électronique	60
I.3 Moyens de caractérisation mécanique	65
I.4 Corrélation d'Images Numériques	66
I.4.a Principe général	67
I.4.b Stéréo-corrélation d'images	67
I.4.c Méthodologie de calcul dans le logiciel VIC®	69
I.4.d Résolutions spatiales et limitations	70
I.4.e Cas particulier de la corrélation d'images MEB	72
II. Analyses microstructurales	75
II.1 Morphologie et structure des grains	75

II.2	Texture cristallographique	78
II.3	Conclusions	78
III.	Comportement mécanique	79
III.1	Comportement mécanique macroscopique	79
III.1.a	Effet d'orientation / Anisotropie	80
III.1.b	Sensibilité à la vitesse / Viscoplasticité	82
III.1.c	Conclusions	84
III.2	Micromécanismes de déformation	85
III.2.a	Méthode expérimentale	85
III.2.b	Mécanismes de déformation et effets d'orientation	86
III.2.c	Discussion	89
III.2.d	Conclusions	89
III.3	Déformations mésoscopiques	90
III.3.a	Méthodes expérimentales	90
III.3.b	Mesures de champs de déformations in situ	93
III.4	Conclusions	98
	Références bibliographiques	99
 CHAPITRE 3 : CARACTERISATION DU PROCEDE DE FORMAGE INCREMENTAL		 101
I.	Moyens expérimentaux	103
I.1	Pilote de Formage Incrémental instrumenté	103
I.2	Mesure de champs in situ	104
II.	Réponse en déformations	106
II.1	Etude des déformations à l'échelle de la pièce	106
II.1.a	Conditions expérimentales	106
II.1.b	Analyse des champs de déformation	108
II.2	Champs de déformation locaux	117
II.2.a	Procédure expérimentale	117
II.2.b	Résultats et analyse des champs de déformation	117
II.2.c	Conclusion	121
II.3	Chemins de déformation	122
II.3.a	Méthode expérimentale	122
II.3.b	Résultats	123
II.3.c	Conclusion	126
III.	Réponse en efforts	127
III.1	Effort résultant	127
III.2	Composantes de l'effort F	128
IV.	Relation effort / déformation	132
IV.1	Présentation de l'essai	132
IV.2	Influence des paramètres d'essai sur l'effort résultant F	133
IV.3	Couplage effort résultant / déformation équivalente moyenne	135
IV.3.a	Effet de la taille du voisinage $v(l\epsilon)$	135
IV.3.b	Effet des paramètres du procédé	136
IV.3.c	Conclusion	138
V.	Réponse en vitesse de déformation	139
V.1	Choix de la fréquence d'acquisition optimale	139
V.2	Résultats	141
V.2.a	Champs de vitesses de déformation	141
V.2.b	Influence des paramètres de formage sur les vitesses de déformation	142
V.3	Bilan	145

VI.	Conclusions	146
	Références bibliographiques	147
CHAPITRE 4 : EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES : SOLLICITATIONS FI ET CONTRAINTES PLANES		149
I.	Microstructure et mécanismes de déformation obtenus à partir d'essais monotones multiaxiaux	151
I.1	Vers la traction large : description de l'essai mécanique	151
I.1.a.	Présentation des essais de traction large traditionnels	151
I.1.b.	Choix d'une géométrie d'éprouvette	152
I.1.c.	Comportement de la tôle de T40 en traction large	153
I.2	Analyse des mécanismes de déformation	156
I.2.a.	Echantillons sollicités suivant la direction de laminage	156
I.2.b.	Echantillon sollicité suivant la direction transverse	162
I.3	Discussion	164
II.	Microstructure et mécanismes de déformation des tôles mises en forme par FI	165
II.1	Evolution de la microstructure en proche surface	165
II.2	Analyse microstructurale dans l'épaisseur de la tôle	168
II.2.a.	Procédure expérimentale	168
II.2.b.	L'EBSD pour la mise en évidence et l'analyse des macles	169
II.2.c.	Résultats	170
II.2.d.	Analyse de l'évolution de la texture	173
II.2.e.	Discussion	177
II.3	Analyse microstructurale à l'échelle micro- et nanoscopique	177
II.3.a.	Sollicitations suivant la direction de laminage	177
II.3.b.	Sollicitations suivant la direction transverse	180
II.3.c.	Bilan	182
III.	Récapitulatif et conclusions	183
	Références bibliographiques	185
CONCLUSION		187

Introduction générale

Les techniques de mise en œuvre de métaux en feuilles sont impliquées dans beaucoup de secteurs de l'industrie. Les transports, notamment l'industrie automobile et aéronautique, l'industrie chimique, mais aussi le secteur de l'emballage, font grand usage de tôles mises en forme par des procédés variés. Les freins à l'emploi de ces techniques d'élaboration sont de plusieurs natures. D'une part, les coûts de productions ne sont supportables que dans le cadre de productions en grandes séries, avec des outillages généralement onéreux. D'autre part, la mise au point de ces procédés peut parfois s'avérer difficile, générant des surcoûts liés aux délais de mise en en production.

Le formage incrémental est un procédé auquel a été prêté un intérêt grandissant sur cette dernière décade, aussi bien dans la communauté scientifique qu'industrielle. En effet, celui-ci propose une alternative aux procédés plus conventionnels. Par la simplicité des outillages employés (un poinçon de forme simple et donc peu coûteuse) et la flexibilité intrinsèque du procédé (liée à l'utilisation d'une machine outil à commande numérique), ce procédé peut se révéler approprié dans le cadre de petites séries ou de prototypage fonctionnel

Les principales problématiques scientifiques qui émergent de l'emploi de ce procédé sont liées à la maîtrise des géométries des pièces formées. Celle-ci passe par la compréhension et la contrôle des déformations et contraintes générées par l'outil pendant le formage. Celles-ci demeurent encore mal comprises et les approches par simulation numériques qui pourraient y contribuer se heurtent à des difficultés liées à des temps de calcul très importants, entre autres.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet Formage Avancé du Titane, soutenu par la région Midi-Pyrénées. Celui-ci implique trois partenaires industriels : Airbus, Aubert & Duval, Pronœé, pour l'intérêt qu'ils portent à ce procédé innovant. Et deux partenaires scientifiques : le CEMES (Centre d'Elaboration de Matériaux et d'Etudes Structurales, CNRS UPR 8011) pour les analyses microstructurales et l'ICA-Albi pour son expérience dans les recherches portant sur la mise en forme des matériaux en général et sur formage incrémental en particulier. Les objectifs du projet FAT sont d'évaluer ce procédé de mise en forme sur des tôles d'alliage de titane et de le comparer au procédé d'emboutissage. L'application visée concerne des pièces structurales aéronautiques. Afin d'atteindre cet objectif, l'étude s'intéresse à l'impact du procédé sur le niveau de déformation accessible et à la microstructure induite, dans un premier temps sur des pièces « modèles » simples, puis sur des pièces réelles aux géométries plus complexes. Outre une certaine connaissance du procédé, le laboratoire albigeois dispose d'un pilote de formage instrumenté développé dans les cadre de la thèse de N.Decultot, soutenue en 2009.

Nous proposons à travers cette étude une approche double et originale, faisant appel aux compétences des partenaires du projet dans les domaines de la mise en forme de tôles, de la caractérisation microstructurales, et la métrologie *in situ* sans contact. Il s'agit ici d'apporter une compréhension de la mécanique du procédé par des méthodes expérimentales de mesure de champs à plusieurs échelles, ainsi qu'une analyse fine des changements microstructuraux induits par celui-ci.

Ainsi, ce manuscrit sera articulé de la manière suivante :

Le premier chapitre synthétisera l'état de l'art sur le procédé de formage incrémental, et renseignera des éléments nécessaires à la compréhension du comportement mécanique du titane.

Le second chapitre sera consacré à la caractérisation multiéchelles du titane utilisé dans la suite de l'étude. Une analyse microstructurale fine du matériau (T40) sera ainsi complétée par une étude du comportement mécanique des tôles, de l'échelle macroscopique, à l'échelle des micromécanismes de déformation, en passant par l'analyse du comportement à l'échelle du polycristal.

Le troisième chapitre abordera la caractérisation du procédé, à plusieurs échelles là aussi, de la pièce macroscopique jusqu'aux mécanismes de déformation locaux de la tôle en tête d'outil. L'objet de celui-ci est de fournir une base de compréhension solide et complète du procédé par la voie expérimentale

Le dernier chapitre concerne quant à lui la caractérisation des microstructures engendrées par le procédé, et s'appuiera sur les observations issues du chapitre précédent. L'évolution microstructurale induite par le procédé sera comparée à celle générée par des essais monotones en contraintes planes, à la fois à l'échelle du polycristal et des micromécanismes de déformation.

Chapitre 1 :

Alliages de titane et formage incrémental

Cette étude bibliographique sera articulée autour de deux thématiques.
D'une part une étude des alliages de titane et plus particulièrement du titane commercialement pur de Grade 2, autrement appelé T40, est menée.
D'autre part, seront abordés les procédés de mise en forme de tôles métalliques, et le procédé applicatif de ces travaux, le Formage Incrémental.

Sommaire

I.	Métallurgie et mécanique des alliages de titane.....	5
I.1	Généralités	5
I.1.a	Panorama d'application des alliages de titane.....	5
I.1.b	Métallurgie et propriétés.....	6
I.2	Mécanismes de déformation	7
I.2.a	Elasto-plasticité.....	8
I.2.b	Glissements de dislocations dans le titane α	11
I.2.c	Maclage	18
I.3	Textures particulières des demi-produits de laminage.....	23
I.3.a	Textures et anisotropie des métaux hexagonaux	24
I.3.b	Texture des demi-produits de laminage du titane	24
I.3.c	Texture et anisotropie du titane commercialement pur	26
I.4	Conclusion	28
II.	Formage incrémental de tôles de titane	29
II.1	Principes généraux des procédés de mise en forme de tôles de titane	29
II.2	Le formage incrémental	30
II.2.a	Généralités.....	30
II.2.b	Variantes du procédé de FI	32
II.2.c	Spécificités du FI par rapport aux autres procédés de mise en forme à froid.....	34
II.3	Analyse du procédé de Formage Incrémental.....	37
II.3.a	Intérêt suscité par ce procédé dans la communauté scientifique et présentation des équipes de recherche en présence	37
II.3.b	Approches mécaniques du formage incrémental.....	39
II.3.c	Influence des paramètres procédés	42
II.3.d	Réponses des matériaux au procédé	43
II.3.e	Nouvelles stratégies de formage	45
II.3.f	Particularités liées au FI du titane	45
II.4	Conclusion	46
	Références bibliographiques.....	47

I. Métallurgie et mécanique des alliages de titane

I.1 Généralités

Cette partie aborde brièvement les domaines d'application des alliages de titane ainsi que quelques aspects métallurgiques.

I.1.a Panorama d'application des alliages de titane

I.1.a.i Alliages de titane

La résistance spécifique (rapport résistance mécanique / masse volumique), la résistance au feu et au fluage des alliages de titane en font un matériau métallique pertinent pour les applications aéronautiques et spatiales jusqu'à 550-600°C : parties « moyennes températures » des turbomachines, mais aussi structures exposées des véhicules supersoniques. Il est aussi utilisé pour la construction des trains d'atterrissage et des mâts-réacteurs de certains avions de ligne ou pour constituer des parois résistantes dans ces mêmes cellules [1].

Dans l'industrie chimique et agroalimentaire, sa résistance accrue aux produits chimiques par rapport aux autres métaux constitue aussi un avantage. Coûteux à l'achat, le principal bénéfice de son utilisation vient du fait que les coûts d'exploitation sont réduits par rapport aux mêmes pièces en acier inoxydable. Ces alliages, avec leurs résistances spécifiques assez importantes, remplacent des pièces lourdes et difficiles à maintenir, avec des durées de vie accrues.

Résistant à la corrosion, tolérant aux dommages, le titane dispose d'une résistance spécifique avantageuse pour augmenter encore les profondeurs opérationnelles des sous-marins tout en gardant une masse contenue. La mise en œuvre de ces alliages pour ces applications n'en demeure pas moins coûteuse. Le principal obstacle technique reste la production et l'assemblage par soudage de pièces aussi massives.

Le module d'élasticité assez faible de ces alliages (entre 70 et 110 GPa selon les proportions entre les phases) leur confère un comportement élastique plus proche de celui de l'os (10–30 GPa) que d'autres alliages biomédicaux. Cela permet de bien transférer les sollicitations de l'implant à l'os. On va aussi tenter de remplacer les éléments d'alliage pouvant présenter une certaine nocivité (Al, V, Co, Ni, Cu), tout en conservant un module aussi bas que possible.

Deux ouvrages balayant toute la technologie du titane, depuis les aspects métallurgiques jusqu'aux problématiques industrielles, méritent d'être cités. Il s'agit du livre TITANIUM de Lütjering & Williams [2] et de celui de Donachie, Titanium : A Technical Guide [3].

I.1.a.ii Le titane commercialement pur

Le titane pur est quant à lui utilisé lorsqu'une très grande résistance à la corrosion est exigée. Il peut être usiné ou coulé. Il est livré sous toutes les formes de demi-produits : tôles, fils, tubes, barres, et plus rarement profilés. Particulièrement adapté à l'assemblage par soudage, il est ainsi utilisé dans l'industrie chimique pour la fabrication de réservoirs et

tubulaires contenant des produits corrosifs, notamment chlorures et acide nitrique. Il conserve des propriétés mécaniques acceptables jusqu'à 100-150°C, jusqu'à 250-300°C si les contraintes mécaniques sont négligeables (sa résistance mécanique est divisée par deux par rapport à l'ambiante). On peut donc l'utiliser dans les systèmes d'échangeurs de chaleur. Il est aussi adapté à une utilisation pour les implants biomédicaux sur les tissus durs mais peu sollicités, comme la boîte crânienne. Ses propriétés aux températures cryogéniques sont aussi excellentes.

Il existe 4 types de titane commercialement pur : les grades 1 à 4 (norme ASTM) correspondant aux T35, T40, T50, et T60 de la norme française. Leur différence réside dans la concentration en éléments d'alliage interstitiels et en fer. Les compositions respectives de ceux-ci sont reportées dans le tableau 1.

Ces alliages, de par leur ductilité, sont de bons candidats à la mise en forme à froid, c'est pourquoi nous nous y intéresserons particulièrement.

Norme ASTM	n° UNS	concentrations maximales admises (pourcentage massique)				
		C	N	O	Fe	H
Grade 1 (T35)	50250	0,08	0,03	0,18	0,2	0,015
Grade 2 (T40)	50400	0,08	0,03	0,25	0,3	0,015
Grade 3 (T50)	50550	0,08	0,05	0,35	0,3	0,015
Grade 4 (T60)	50700	0,08	0,05	0,4	0,5	0,015

Tableau I. 1 : Compositions chimiques des 4 grades de titane pur

I.1.b Métallurgie et propriétés

A la température de 882°C, la structure du titane pur subit une transformation de type martensitique, dite allotropique. La phase α , stable en dessous de cette température, et de structure Hexagonale pseudo Compacte HpC, se transforme en une phase β , de structure Cubique Centrée CC (cf. figure 1). Cette température est appelée transus bêta (T_β).

L'ajout d'éléments d'alliage dans le titane modifie, entre autres, la température de ce transus. Les éléments α -gènes sont le carbone, l'azote, l'oxygène et l'aluminium. Les éléments β -gènes sont l'hydrogène, le silicium, le vanadium, le chrome, le manganèse, le fer, le nickel, le cuivre, le niobium et le molybdène. Le zirconium et l'étain sont considérés comme neutres.

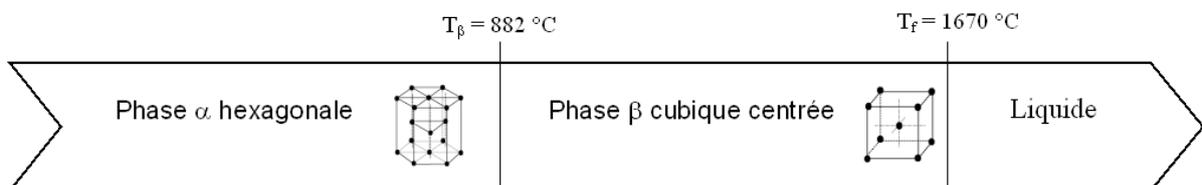
La phase hexagonale du titane présente, à la température ambiante, les paramètres de maille suivants : $a = 0,295$ nm ; $c = 0,468$ nm ; $c/a = 1,587$ (voir figure 1 (b)). Le ratio c/a réel du titane pur est inférieur au ratio idéal de 1,633 et on verra dans ce qui suit quels en sont les impacts sur les propriétés mécaniques. Pour la phase cubique, le paramètre de maille a vaut environ 0,332 nm et change avec la température et la composition de l'alliage.

L'ajout d'éléments d'alliage perturbe aussi la cristallographie de la phase hexagonale. Prenons l'exemple de l'oxygène : interstitiel, il s'insère dans les sites octaédriques de la maille hexagonale, et la distord. Il en résulte une variation non isotrope des paramètres de maille : le rapport c/a augmente aussi avec la concentration [4].

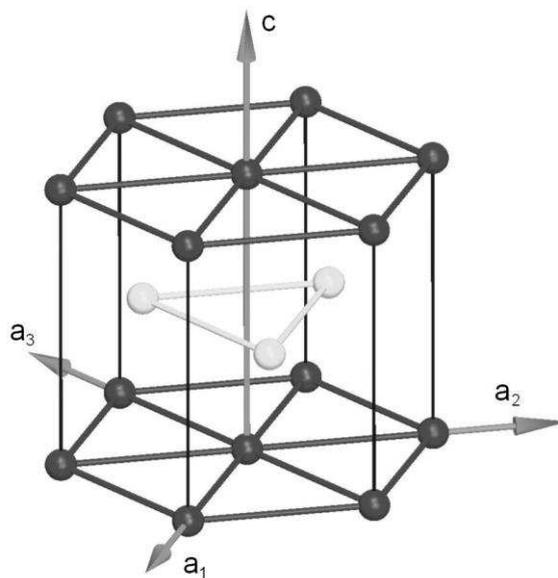
Il existe plusieurs familles d'alliages de titane, que l'on qualifie en fonction de leur fraction volumique en phase β , à température ambiante. On parle d'alliages α , quasi- α , $\alpha - \beta$, quasi- β , et β .

Les phases α et β cohabitent de manière cohérente en respectant les relations d'orientation suivantes : $\{110\}_\beta // \{0001\}_\alpha$ et $\langle 111 \rangle_\beta // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$. Il s'avère que si l'on répète cette transformation plusieurs fois, en passant dans les deux sens le transus β ($\beta \rightarrow \alpha \rightarrow \beta$ ou $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$), l'orientation cristallographique initiale est conservée. Jourdan a démontré que cela était dû au caractère thermo-élastique de cette transformation. C'est ce qui explique la forte hérédité structurale des alliages de titane. Pour plus de détail sur la nucléation de cette transformation, on peut se référer aux travaux complémentaires de Jourdan [5].

Les alliages de titane peuvent subir variété de traitements thermiques. Mais seuls ceux contenant de la phase β peuvent subir des traitements de durcissement. Il s'agit généralement de faire précipiter la phase α de manière fine et contrôlée lors d'un traitement de type « mise en solution - trempe - vieillissement par revenu ».



(a)
(a)



(b)

Figure I. 1: (a) Transformation allotropique du titane pur

(b) La maille hexagonale du titane α

1.2 Mécanismes de déformation

L'objet de cette thèse porte sur le formage de tôle de titane pur à température ambiante. Ainsi, dans la suite, nous restreindrons l'étude à la phase alpha du titane. Pour une première introduction aux mécanismes gouvernant la plasticité du titane, on peut se référer aux cartes des mécanismes de déformations créées par Frost et Ashby [6]. Y apparaissent les domaines d'existence des phases alpha et bêta, la plasticité conventionnelle et le fluage. Okazaki propose des cartes plus simples, mais qui ne tiennent pas compte de la transformation de phase α/β [7]. Meyers propose une carte de Weertman-

Ashby modifiée, présentée sur la figure 2. Il la complète avec les domaines d'existence du maillage [8]. On observe que dans le domaine qui nous intéresse *a priori*, à savoir l'intervalle de vitesses de déformation $10^{-4} \leq \dot{\gamma} \leq 1 \text{ s}^{-1}$, aux alentours de la température ambiante, les mécanismes gouvernant la plasticité sont le glissement de dislocations et le maillage. Ces deux mécanismes seront étudiés de manière détaillée dans la suite de cette partie.

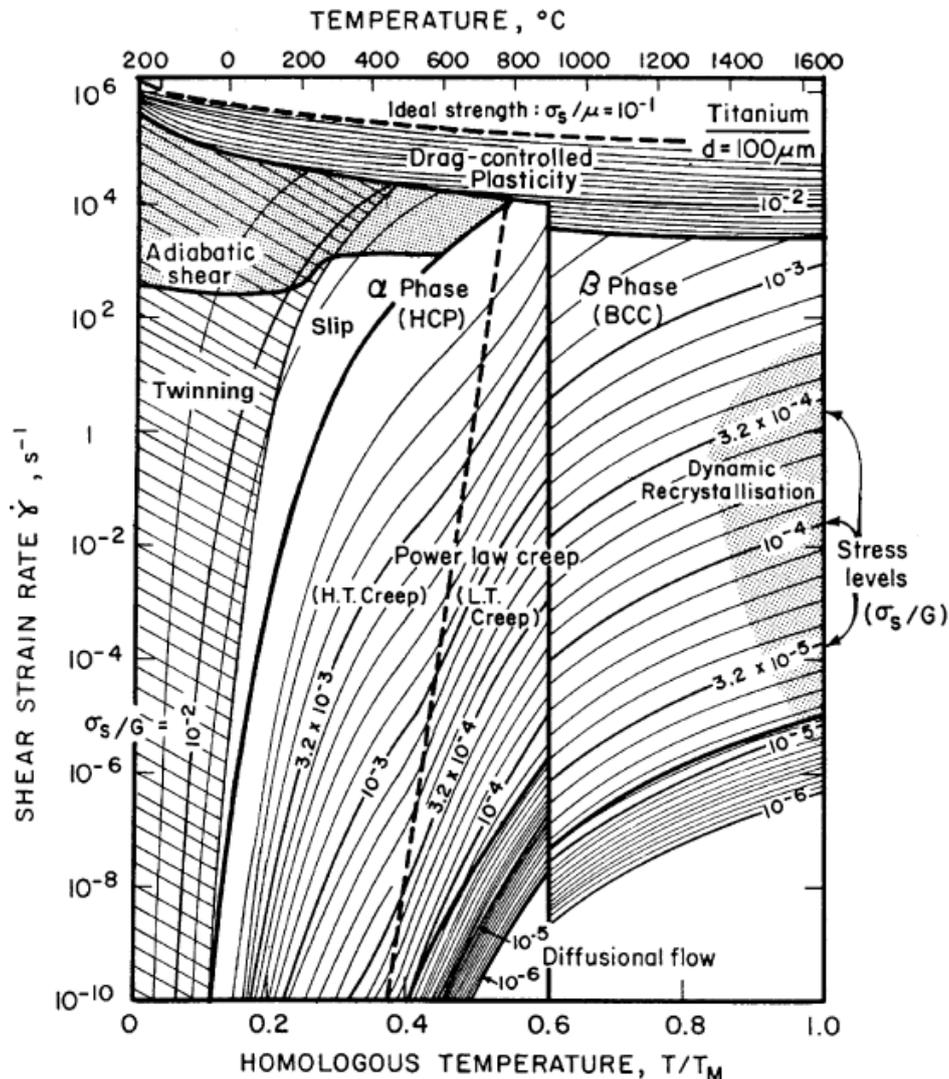


Figure 1. 2 : Carte de déformation pour un titane pur (taille de grain : $d = 100 \mu\text{m}$) : vitesse de déformation en cisaillement en fonction de la température [8]

1.2.a Elasto-plasticité

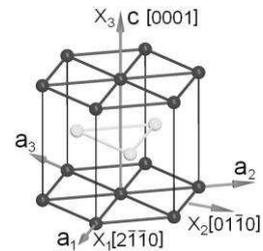
1.2.a.i Elasticité

L'élasticité de la maille hexagonale a été étudiée par Fisher et Renken sur un titane de très haute pureté, pour des températures allant de 4 à 1156 K. Il en ressort, outre une grande anisotropie (tableau 2), une assez forte décroissance des modules avec la

température [9]. Les simulations atomiques *ab initio* menées par les équipes du CEMES¹ entre autres donnent des résultats comparables [10, 11]. On verra dans la suite que cette forte anisotropie du cristal peut sensiblement affecter les propriétés du polycristal [12].

c_{11}	c_{33}	c_{44}	c_{66}	c_{12}	c_{13}
162.4	180.7	46.7	35.2	69.0	92.0

Tableau I. 2 : Coefficients de raideur (forme contractée) de la maille hexagonale du titane, exprimés en GPa, à 298 K ; d'après [9]



Les interstitiels modifient aussi les propriétés élastiques de la maille. Dans sa publication de 1981, Conrad [13] fait la synthèse des études sur le sujet ; notamment il propose une estimation de l'augmentation du module, à travers le paramètre de module η :

$$\eta = \frac{1}{E} \frac{dE}{dC_i} ; \text{ avec } E \text{ le Module et } C_i \text{ la concentration en soluté}$$

Pour les trois principaux interstitiels, on a $\eta_O = 3,29$, $\eta_N = 2,95$ et $\eta_C = 1,33$. On constate ici l'effet « raidissant » important de l'azote et surtout de l'oxygène

1.2.a.ii Plasticité

L'origine de la déformation plastique des métaux réside dans la mise en mouvement ou la croissance de défauts cristallins. Le mécanisme le plus répandu est le glissement de dislocations (figure 3).

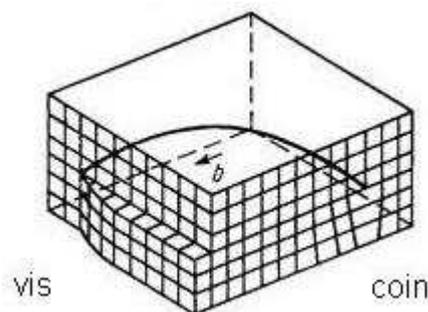


Figure I. 3 : schématisation d'une dislocation et de son caractère mixte vis-coin

Pour chacune des structures cristallines des métaux, il existe des systèmes de glissement particuliers. Il en ressort que la maille hexagonale du titane α possède peu de glissements possibles (18 répartis en 5 systèmes) par rapport aux métaux Cubiques Centrés (CC) comme le fer α (48) ou Cubiques à Faces Centrées (CFC) comme l'aluminium. Les systèmes de glissement de la maille hexagonale sont illustrés à la figure 4. On notera que les systèmes de glissement de la maille hexagonale sont assez mal distribués, dans le sens où les vecteurs de Burgers \mathbf{b} ne sont que de deux natures : $\langle \mathbf{a} \rangle$ ou $\langle \mathbf{c} + \mathbf{a} \rangle$. Notons qu'il n'y a pas de glissement qui produise un pur cisaillement selon l'axe \mathbf{c} .

¹ Centre d'Elaboration de Matériaux et d'Etudes Structurales, CNRS UPR 8011 ; Toulouse

Le glissement d'une dislocation est soumis à une condition : que la contrainte qui lui

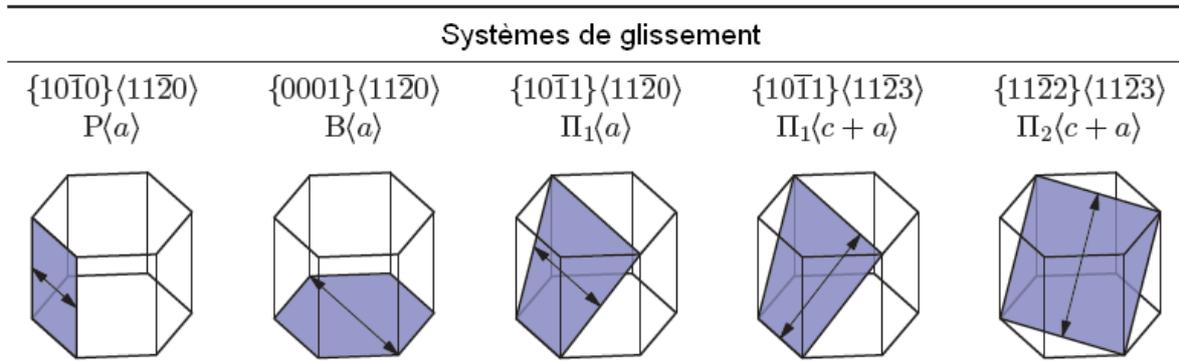


Figure I. 4: Illustration des plans et directions de glissement dans la maille hexagonale du titane α ; d'après [14]

est appliquée (appelée cission résolue τ) soit supérieure à sa contrainte critique de cisaillement τ_{CRSS} (CRSS pour *Critical Resolved Shear Stress*). Dans le cas où plusieurs systèmes de glissement pourraient être activés, c'est le système dont la τ_{CRSS} sera atteinte en premier qui initiera la déformation.

La contrainte appliquée sur un système de glissement donné est calculée d'après la loi de Schmid et Boas (figure 5).

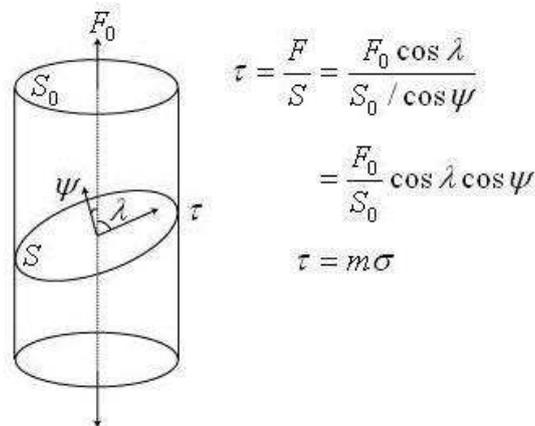


Figure I. 5 : Loi de Schmid et Boas et schématisation associée

Le facteur de Schmid m est décrit par l'orientation du plan de glissement par rapport à l'axe de la contrainte (ψ) et l'orientation de la direction de glissement dans ce plan (λ).

Cependant, dans certaines conditions, et pour compléter la déformation produite par le glissement de dislocations, le mécanisme de maclage peut s'activer. Il s'agit de la nucléation et du développement d'un cisaillement massif du réseau. Il se crée alors un réseau cristallographique dit maclé, symétrique au réseau parent par rapport à un plan : le plan de macle (figure 6).

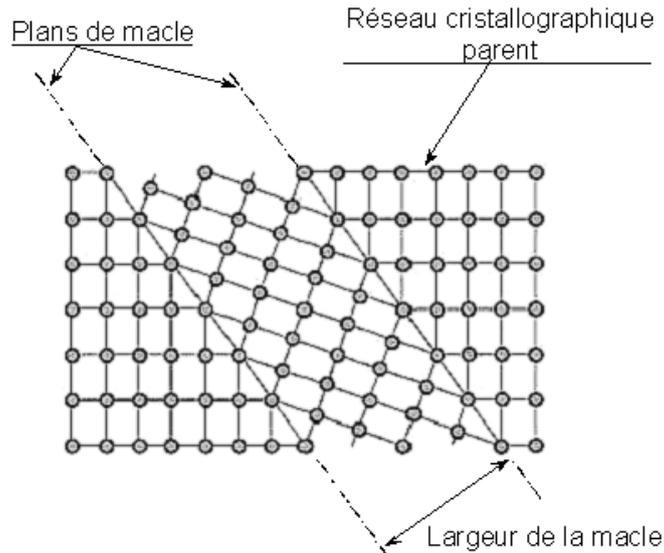


Figure I. 6 : Schématisation du mécanisme de maillage

Battaini pose la question de l'existence d'une T_{CRSS} pour le mécanisme de maillage. Il fait une revue intéressante des études sur le sujet [14]. Ainsi, Lebensohn et Tomé ont déterminé par simulation que cette contrainte de cisaillement était effectivement significative dans le mécanisme de croissance de la macle, par rapport aux autres composantes du tenseur des contraintes [15]. On peut ainsi penser que le mécanisme de maillage serait activé au delà d'une contrainte seuil, comme c'est le cas pour le glissement des dislocations.

1.2.b Glissements de dislocations dans le titane α

1.2.b.i Systèmes de glissement principaux

Dans la phase hexagonale du titane pur, à température ambiante, on observe le plus souvent l'activation du glissement prismatique **P**, le système basal **B** étant moins présent et les glissements pyramidaux Π_1 et Π_2 quasiment marginaux (figure 4). Selon la théorie de Peierls-Nabarro, lorsque le rapport c/a est supérieur à la compacité théorique de 1,633, le plan de glissement principal est le plan de base. Mais lorsque le rapport c/a est inférieur à 1,633, comme dans le cas du titane α , c'est alors le plan prismatique qui est le plan de glissement le plus facile. Cette règle simple n'est pourtant pas universelle et admet beaucoup d'exceptions parmi lesquelles le comportement du magnésium et du béryllium.

Quand on parle de glissement facile, il s'agit du glissement qui présente la T_{CRSS} la plus faible, est qui est donc le plus actif. La détermination de leurs valeurs expérimentalement est assez difficile.

Des études anciennes de Churchman sur un titane de très haute pureté (avec un taux d'interstitiels de l'ordre de 0,03 %_{at} $O_{\text{éq}}$) rapportent une T_{CRSS} du glissement prismatique de l'ordre de 15 MPa, celle du glissement basal étant voisine de 60 MPa [16]. Comme on le verra par la suite, la concentration en impuretés interstitielles influe grandement sur ces contraintes critiques de cisaillement. Leurs valeurs sont moins importantes que leurs différences relatives. La figure 7 donne l'évolution relative des T_{CRSS} des glissements prismatiques et basaux en fonction de la température. On y note la nette infériorité de celle

du glissement prismatique, le glissement « facile » dans le titane. On retrouve le ratio $T_{CRSS}^{Basal} / T_{CRSS}^{Prismatique}$ voisin de 4 à température ambiante. Notons enfin que Battaini fait une synthèse sur le sujet dans son manuscrit de thèse. Il rapporte les CRSS relatives des différents systèmes disponibles dans la littérature [14].

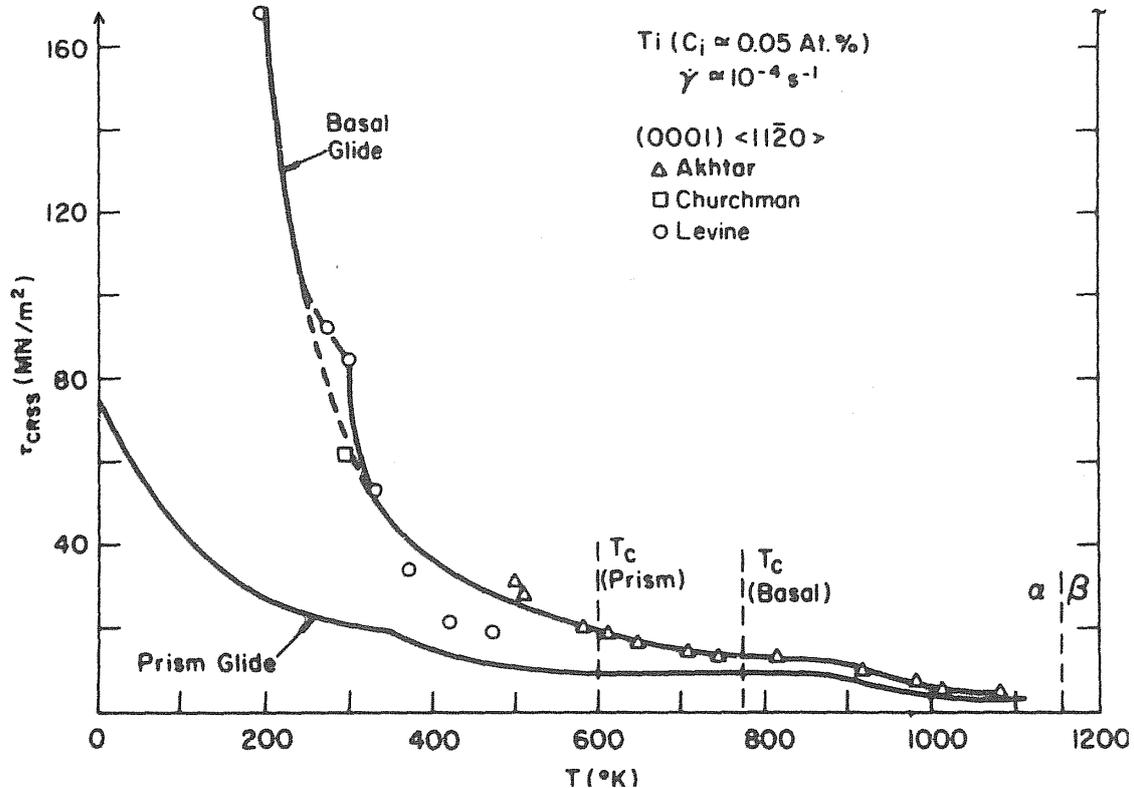


Figure 1.7 : T_{CRSS} des glissements prismatiques et basaux en fonction de la température [13]

On peut aussi considérer un caractère particulier de la physique des matériaux métalliques : l'énergie de faute d'empilement. Il s'agit de l'énergie emmagasinée dans le réseau cristallin par la création d'une dislocation. Le titane possède une énergie de faute d'empilement élevée, estimée dans un premier temps à environ 300 mJ.m⁻² par Bacon [17, 18]. Legrand a calculé les énergies de faute d'empilement sur les plans basaux et prismatiques, respectivement 290 et 110 mJ.m⁻² [19]. Legrand attribue aussi à cette grande différence entre les énergies de faute d'empilement sur plusieurs plans, le caractère prédominant d'un glissement par rapport aux autres. Les énergies de faute les plus faibles, corrigées par les constantes d'élasticité de la maille, conditionnent le plan de glissement le plus facile. Cette théorie est vérifiée pour tous les métaux hexagonaux.

1.2.b.ii Mouvement des dislocations

En ce qui concerne les vitesses de glissement des dislocations, celle des segments coin est cinquante fois plus élevée que celle des segments vis. Les segments coin se déplacent rapidement jusqu'au joint de grain si bien qu'il ne reste plus que les segments vis pour permettre la déformation. Tanaka et Conrad ont estimé la vitesse de dislocations coin sur les plans prismatiques dans la gamme des 10⁻³ à 10⁻² cm.s⁻¹ [20].

Des expériences *in situ* réalisées au CEMES confirment que le durcissement du titane par les interstitiels n'est pas dû à un mécanisme d'ancrage des dislocations par une distorsion du réseau, mais à une augmentation des forces de friction sur les dislocations vis [21, 22]. Ces segments vis, rectilignes, sont animés d'un mouvement saccadé, mettant en lumière un mécanisme voisin de celui décrit par Peierls. Le phénomène dit de « blocage-déblockage » est décrit comme suit : recombinaison de la dislocation dans son plan de glissement et déblocage, glissement sur plusieurs distances interatomiques, rencontre d'une zone moins favorable, blocage et ré-étalement [22, 23].

On peut modéliser la cinétique des dislocations et leur interaction en plusieurs régimes. A basse température (jusqu'à la température ambiante), les dislocations interagissent avec le soluté immobile. A température intermédiaire (jusqu'à 500 K, variable selon les auteurs et les concentrations en interstitiels), elles rencontrent des solutés faiblement mobiles. A haute température, les dislocations se meuvent dans un milieu où les obstacles sont très mobiles, quasiment invisibles pour elles [13].

Les mécanismes de multiplication des dislocations sont remarquablement détaillés dans l'étude de Farenc [23]. Elle relève deux mécanismes principaux.

Le premier est la création et l'expansion de boucles de dislocations, issues de doubles glissements déviés. Le glissement dévié permet à une dislocation de changer de plan de glissement. On a vu plus haut que les dislocations se dissociaient. Les dislocations de type $\langle a \rangle$ s'étaient dans le plan prismatique P , et selon les auteurs, pyramidal de première espèce Π_1 [24] ou basal B [19]. Il semblerait cependant que la première hypothèse soit plus vraisemblable. Ainsi, une dislocation de type $\langle a \rangle$ peut changer de plan en exécutant un glissement dévié dans un plan pyramidal. Une illustration schématique du phénomène de glissement dévié est visible à la figure 8.

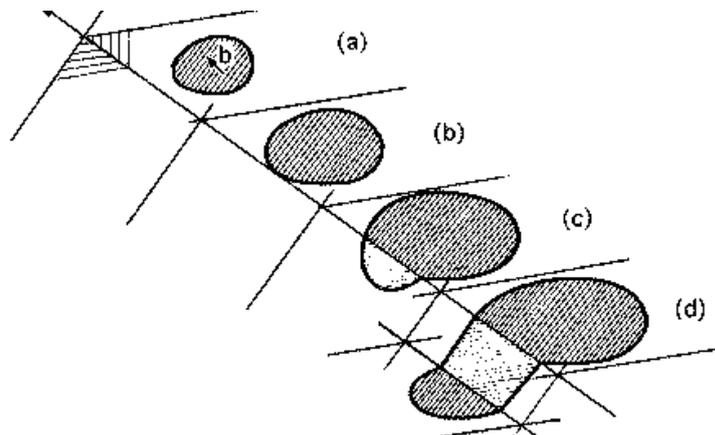


Figure 1. 8 : Illustration du mécanisme de glissement dévié : la boucle de dislocation croit (a et b), puis bifurque sur un autre plan sous l'effet d'une contrainte (c) pour revenir sur un plan du même type que le premier (d)

Le second est la génération de sources à des points d'ancrage forts, tels que des dislocations épinglées sur d'autres dislocations immobiles. L'idée que les joints de grains, zones où règne un certain désordre, peuvent être des sources de dislocations a aussi été avancée.

1.2.b.iii Effets des éléments d'alliage

Comme nous l'avons vu, les principaux éléments présents dans le titane commercialement pur sont les atomes légers (oxygène, azote, carbone et hydrogène) ainsi que le fer. Leur influence sur les propriétés mécaniques sont rapidement présentées. On détaille aussi le rôle de l'aluminium, bien qu'absent dans le titane pur qui nous concerne, mais intéressant à plusieurs titres.

L'oxygène présente un comportement assez particulier, dans le sens où on assiste à une mise en ordre de ce soluté. L'oxygène occupe les sites octaédriques de la maille hexagonale en privilégiant une direction « riche » : $\langle 11\bar{2}3 \rangle$. La concentration seuil serait de l'ordre de 0,65%, à partir de laquelle Liu et Welsch observent un appairage des dislocations pour le franchissement de cet ordre à courte distance [25].

Il apparaît dans l'étude de Naka [24] et dans la synthèse de Conrad [13], que la contrainte critique de cisaillement τ_{CRSS} augmente avec les concentrations en interstitiels, et diminue fortement avec la température surtout dans le cas de concentrations importantes (cf. figure 9). On notera une anomalie sur les courbes entre 300 et 400 K. Celle-ci est encore plus flagrante lorsqu'on s'intéresse au volume d'activation apparent (figure 10). Pour mémoire, le volume d'activation caractérise le nombre d'atomes impliqués dans le franchissement thermiquement activé d'un obstacle. L'anomalie observée tient au fait que le soluté tend à devenir aussi mobile que les dislocations.

Une étude de Baur et Lehr traite, entre autres, des propriétés mécaniques en traction d'alliages de titane de diverses puretés. Une augmentation de la concentration d'interstitiels impacte positivement la limite élastique, la contrainte à rupture, l'amplitude des phénomènes de relaxation, la dureté, ... l'impact est bien entendu négatif sur la ductilité [4].

Simbi et Scully ont étudié l'influence du fer sur les propriétés mécaniques du titane pur. Le fer joue un rôle dans l'affinement de la taille de grain lors du traitement super transus, ce qui augmente globalement les limites élastiques et contraintes à rupture sans sacrifier la ductilité [26]. A notre connaissance, aucune étude n'a été consacrée à l'effet du fer en solution sur les mouvements des dislocations.

Sakai et Fine ont étudié l'effet de l'aluminium sur la réponse mécanique du titane en cisaillement. Ils observent un phénomène de durcissement par solution solide, pour des concentrations d'aluminium inférieures à 0,87%. Pour de plus fortes concentrations en aluminium (5,2%), un adoucissement est constaté ; il serait attribué à une destruction de l'ordre à courte distance des atomes d'aluminium dans le réseau de titane. Ils observent aussi un changement dans la nature des dislocations : plus la concentration est élevée, plus les dislocations coin sont présentes, signant une diminution de l'importance du mécanisme de Peierls [27]. Une étude de Williams *et al.* traite de manière très complète des mécanismes de déformation de monocristaux de plusieurs alliages avec des teneurs variables en aluminium. Ils les sollicitent dans des configurations particulières, de manière à favoriser certains glissements. Les CRSS augmentent avec le taux d'aluminium, et les CRSS des glissements prismatiques et basaux deviennent équivalentes aux alentours de 6,6%_{wt} d'aluminium [28]. Castany a étudié les différentes phases du TA6V à froid [29]. Il en ressort que la phase α de cet alliage, très chargée en aluminium, se comporte de manière assez

comparable, dans le sens où la prédominance du glissement prismatique est, là aussi, bien moins affirmée que dans le titane non allié.

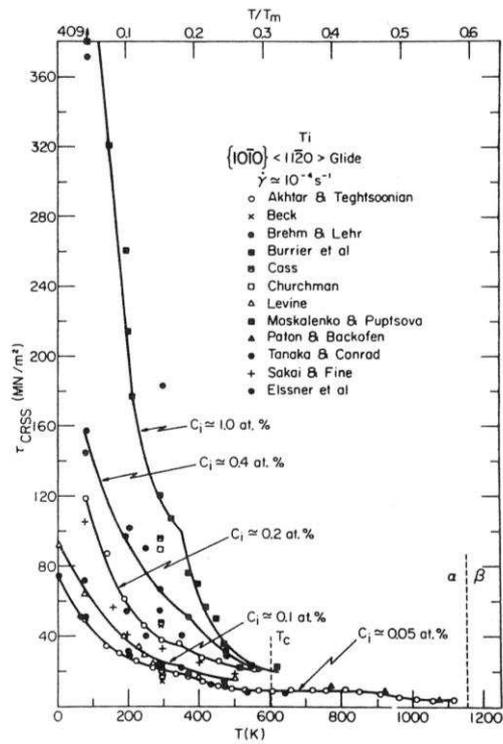


Figure 1. 9 : Influence de la température et de la concentration en soluté sur l'évolution de la contrainte critique de cisaillement résolue pour le glissement prismatique [13]

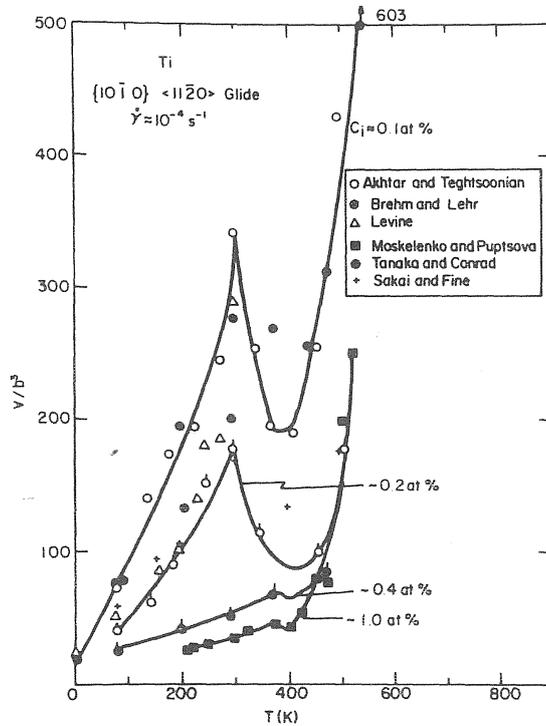


Figure 1. 10 : Volume d'activation apparent en fonction de la température, pour le glissement prismatique, pour le titane de pureté variable [13]

1.2.b.iv Effets viscoplastiques

Le mécanisme contrôlant ces glissements de dislocations est thermiquement activé, et consiste en un réseau d'obstacles dû aux atomes en position interstitielle [13]. A l'état non déformé, dans un certain équilibre thermodynamique, les dislocations sont ancrées, d'une manière assez lâche cependant, sur des zones riches en soluté. C'est à la fois le soluté qui tend à diffuser vers la dislocation et celle-ci qui tend à s'immobiliser sur des îlots riches en interstitiels. De plus, leur étalement (voir plus haut) les rend plus difficiles à mettre en mouvement. Lorsqu'elles sont en mouvement, elles rencontrent un réseau d'obstacles plus diffus, qu'elles peuvent franchir plus aisément. Ainsi, la contrainte nécessaire à leur mise en mouvement est plus importante que celle de leur maintien en mouvement.

En s'intéressant au formalisme de l'activation thermique du glissement des dislocations, on peut estimer la vitesse moyenne des dislocations :

$$v = v_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G(\tau_{\text{eff}})}{kT}\right)$$

avec v_0 la vitesse maximale d'une dislocation (liée à la fréquence de Debye du matériau, $v_0 = b \cdot \nu_D$), T la température, ΔG l'énergie nécessaire au franchissement des obstacles et τ_{eff} la contrainte effective.

Considérons maintenant la relation classique d'Orowan :

$$\dot{\epsilon} = \rho \cdot b \cdot v$$

avec ρ la densité de dislocations mobiles, b le vecteur de Burgers de celles-ci et v leur vitesse moyenne. On peut ainsi comprendre l'influence de la vitesse de déformation sur la réponse en contrainte : l'augmentation de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ ne peut passer que par l'augmentation de la vitesse v de celles-ci. Cette augmentation de vitesse aura pour corollaire l'augmentation de la contrainte effective τ_{eff} vue par les dislocations. Cet effet est très sensible sur le titane.

Au-delà d'une certaine vitesse de déformation, l'augmentation de la contrainte vue par les dislocations devient telle que le cristal accomode la déformation par un autre moyen : le maclage. C'est l'objet d'une partie à suivre.

1.2.b.v Microstructures de déformation

Cas des chargements monotones :

A température ambiante et dans le cas d'une déformation monotone uniaxiale, l'évolution de la structure des dislocations est la suivante. Dans les premiers stades de la déformation ($\epsilon < 1\%$), les dislocations préexistantes se multiplient et interagissent. Elles sont générées aux cœurs et aux joints des grains. Les interactions conduisent à des arrangements particuliers et localisés, à savoir des empilements, des blocages et des enchevêtrements. L'évolution de la densité de dislocation ρ suit ici une évolution de type $\rho = k \epsilon^{1/2}$. Dans un deuxième temps, les dislocations interagissent de plus en plus, et la densité de dislocations augmente encore, plus linéairement. Au sein des grains, la densité devient homogène. Dans un troisième temps ($\epsilon > 10\%$), on observe une nouvelle organisation

hétérogène du réseau de dislocations. Elles adoptent des figures d'arrangement en bandes et en cellules [13].

Cas des chargements cycliques :

Stevenson et Breedis étudient la réponse cyclique du titane Ti-50A (équivalent au T40). Au-delà de l'étude mécanique, sur l'adoucissement ou la consolidation cyclique en relation avec l'amplitude de la déformation et la taille de grain, ils observent par microscopie électronique en transmission les arrangements de dislocation ainsi générés. Il s'agit d'une mise en ordre d'un réseau homogène de dislocations, en cellules de dislocations très denses, dont les murs seraient constitués de dislocations vis $\langle a \rangle$ (figure 11). Les segments coin circulent entre ces parois lors des sollicitations, et sachant qu'ils se déplacent plus facilement que les segments vis, ils participent à l'adoucissement cyclique [30, 31]. Dickson en arrive à une conclusion similaire [32]. Plus récemment, Tan *et al.* se sont intéressés à la réponse mécanique et à l'évolution microstructurale de monocristaux de titane de haute pureté en fatigue. Ils donnent une excellente relation entre l'orientation du cristal et les mécanismes de déformation observés. Leurs conclusions sont schématisées à la figure 12 [33, 34].

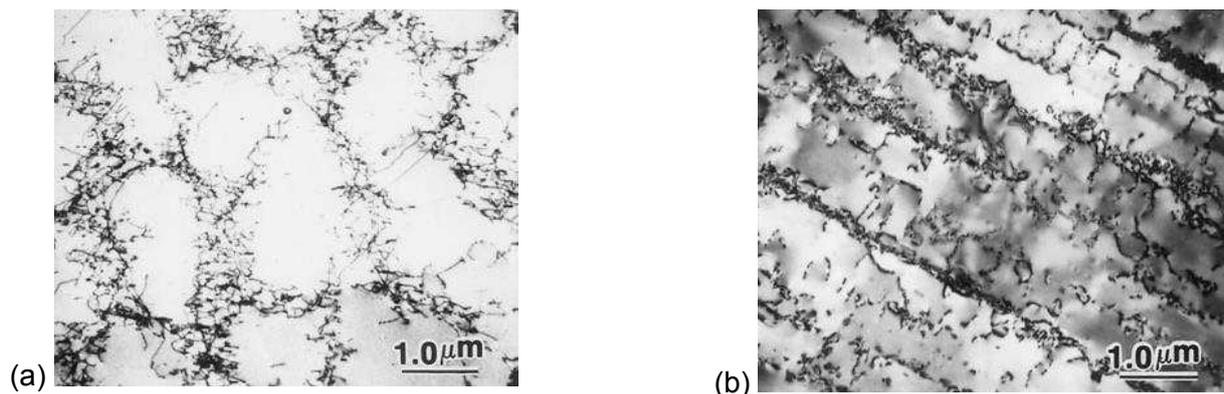


Figure I. 11 : Structures de dislocations en cellules (a) et en bandes (b), mises en place au cours de la déformation plastique cyclique [34]

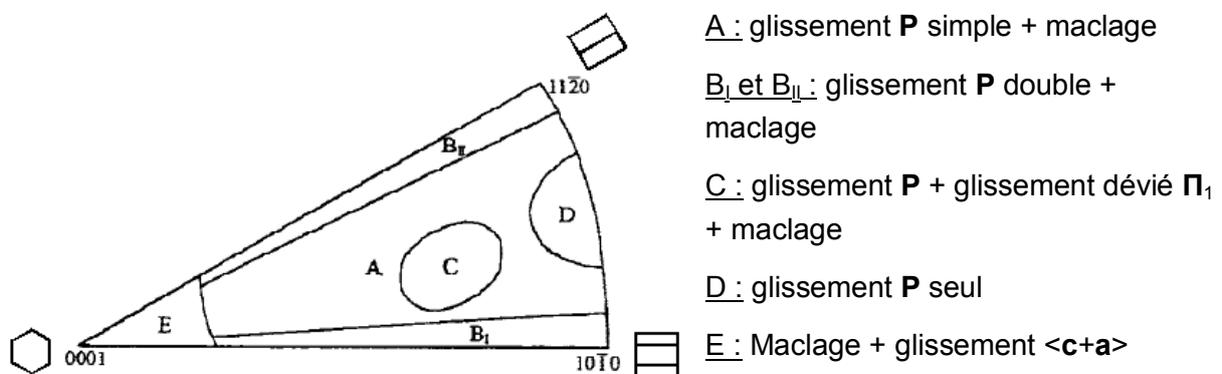


Figure I. 12 : Figure de pôle inverse représentant les mécanismes de déformation constatés en fatigue en fonction de l'orientation du cristal [33, 34]

I.2.c Maclage

Dans certaines conditions, détaillées dans la suite, le glissement de dislocations n'est plus favorisé. Et pour accommoder la déformation, le réseau cristallographique se cisaille d'une manière particulière.

1.2.c.i Description détaillée du mécanisme

Le mécanisme de maclage consiste en une nucléation d'un double cisaillement du réseau suivant un plan de symétrie particulier, appelé plan de macle K_1 . Le maclage peut être considéré comme une transformation martensitique induite par la déformation assez particulière dans le sens où elle conserve entièrement la cristallographie originelle. Une macle est caractérisée par plusieurs éléments géométriques (voir figure 13) :

- Un plan invariant K_1 , plan de symétrie entre les deux réseaux ;
- Une direction de cisaillement η_1 ;
- Un plan conjugué K_2 , le second plan non distordu entre les deux réseaux ;
- Une direction conjuguée η_2 , intersection entre K_1 et le plan de cisaillement P.

Une macle est habituellement désignée plus simplement par ces deux premiers éléments, K_1 et η_1 .

La nucléation d'une macle se produit sur un défaut localisé dans le cristal : une discontinuité énergétique locale d'un réseau idéal, amenant à une nucléation homogène ; ou un défaut discret comme une dislocation amenant à une nucléation dite hétérogène. La croissance de la macle a été expliquée de plusieurs manières. Soit par la création d'une boucle de dislocation fermée à l'interface macle-matrice. Cette dislocation partielle particulière est appelée dislocation de maclage. Elle se crée et s'étend, transformant progressivement un plan de la matrice en un plan de la macle. Une deuxième théorie avance la nucléation de crans dans des zones riches en défauts comme les joints de grain. Ces crans se propagent de la même manière que précédemment. Enfin, des dislocations issues de la matrice peuvent interagir avec l'interface. Elles peuvent se dissocier en partielles dont certaines contribuent à la croissance de la macle, les autres pouvant rester bloquées à proximité de l'interface.

La contrainte nécessaire à la nucléation d'une macle peut être supérieure à celle nécessaire à sa croissance. Ainsi, la réponse mécanique macroscopique, en traction, d'un matériau réagissant par un maclage massif peut exhiber des chutes de charges abruptes [35].

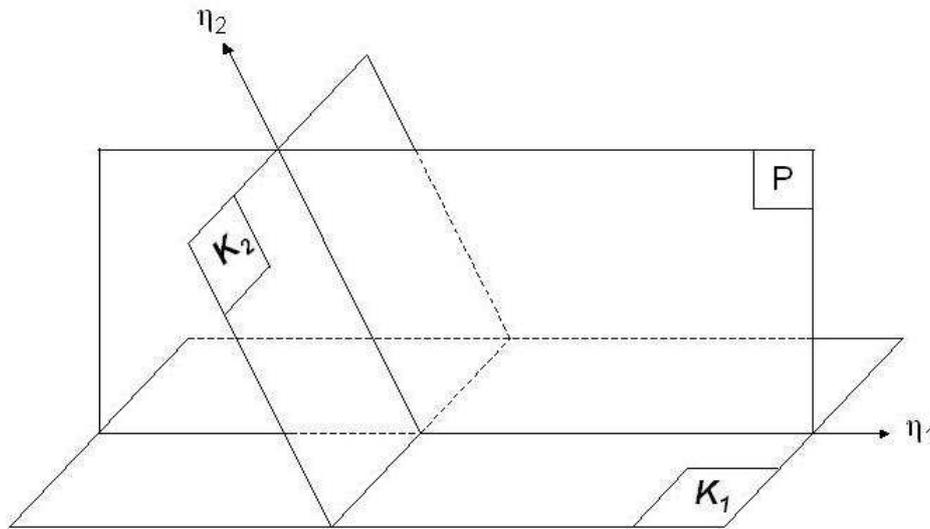


Figure I. 13 : Schématisation des éléments géométriques caractérisant une macle

Dislocations d'accommodation et macles lenticulaires, dislocations zonales :

Dans certaines conditions, une macle ne traverse pas tout le grain, elle adopte une forme lenticulaire. Pour accommoder les contraintes inhérentes à une telle configuration, des dislocations de macles prennent place à l'interface matrice-macle. Dans certains cas, il est même observé des bandes de glissement dans la matrice et/ou dans la macle elle-même [35]. Komninou observe des alignements serrés (4 à 8 nm) de dislocations selon la direction $\langle 2423 \rangle$ autour d'une macle $[11\bar{2}2]$ [36].

Interaction dislocation-macle et macle-macle :

A l'échelle du polycristal, Wang avance la nucléation de macles par interaction des grains voisins. Ces interactions sont révélées par des bandes de glissement ou des macles qui coïncident avec des macles du grain considéré. Cependant, il demeure une ambiguïté quant au fait que la macle soit effectivement créée par une interaction avec les grains environnants [37]. Au sein d'un même grain maclé, on peut considérer le joint de macle comme une barrière à la propagation des dislocations. Cependant, dans certaines configurations de maclage, une dislocation peut franchir le joint de macle si elle glisse sur un plan non distordu par la macle ; il est aussi possible qu'elle la franchisse par un glissement dévié sur un autre plan favorablement orienté. Notons que Niewczas fait une étude détaillée de la coïncidence des plans de la matrice et de celles de la macle [38].

Du fait du peu de symétrie de la maille hexagonale par rapport aux mailles cubiques et aux systèmes de maclages impliqués, il est théoriquement peu probable que deux macles s'entrecroisent et permettent la création d'une zone cristallographiquement compatible. D'une certaine manière, les macles préexistantes seraient des obstacles à l'apparition d'autres variantes de macles, non-parallèles aux premières. Dans la pratique, deux macles peuvent interagir et l'accommodation se fait par un maclage secondaire dans la première macle aidé par une mise en œuvre d'un réseau de dislocations [35].

Des macles peuvent aussi se créer au sein d'autres macles plus massives. Par exemple, dans le titane pur, Battaini observe des macles de type $\{10\bar{1}2\}$ au sein de macles massives de type $\{11\bar{2}2\}$, et réciproquement [14].

1.2.c.ii Mécanismes de maclage du titane pur :

Systèmes de maclage dans le titane pur

Dans son étude, Conrad recense 4 systèmes de maclage les plus courants dans le titane pur (figure 14). Il existe les maclages en tension $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$, $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$ et les maclages en compression $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$ et $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$. Les maclages $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$ et $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$ apparaissent de 78 K jusqu'à l'ambiante, pour des compressions telles que le facteur de Schmid vaut 0,5, et des tractions à 78° et 60° du plan de base. Les systèmes $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$ et surtout $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ apparaissent à l'ambiante et au-delà, pour des compressions selon l'axe **c** [13].

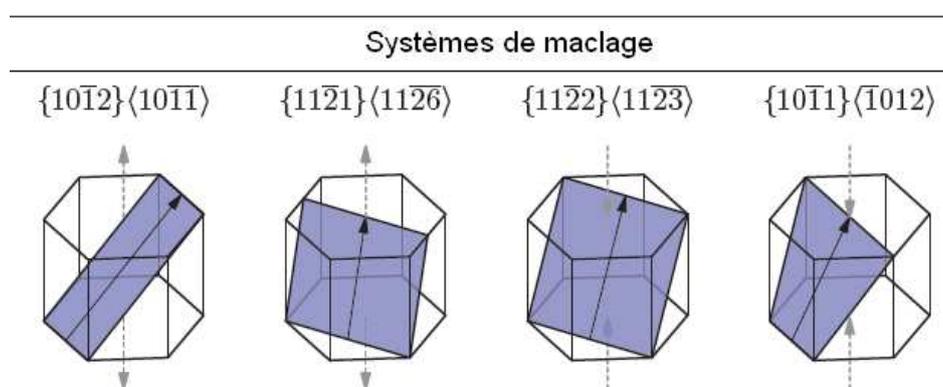


Figure 1. 14: Illustration des systèmes de maclage (K_1 et η_1) dans la maille hexagonale du titane α ; d'après [14]

Les différents systèmes de maclage ne participent pas de la même manière à l'accommodation de la déformation. Ainsi, leurs cisaillements caractéristiques sont très différents. Un récapitulatif de ceux-ci est présenté à la figure 15. On y note le fort cisaillement du système $\{11\bar{2}1\} \langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$ (g est voisin de 0,63 dans le cas du titane) par rapport aux autres systèmes (en dessous de 0,22).

Expérimentalement, il est assez difficile de déterminer de manière fiable les τ_{CRSS} associées à chaque système de maclage [39]. Battaini en propose cependant une estimation pour les principaux systèmes de maclage dans le titane commercialement pur de Grade 1 : 65, 83, et 180 MPa respectivement pour les systèmes $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$, $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ et $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$ [14]. Ces valeurs sont à comparer avec celle du glissement prismatique **P**, estimée à environ 70 MPa.

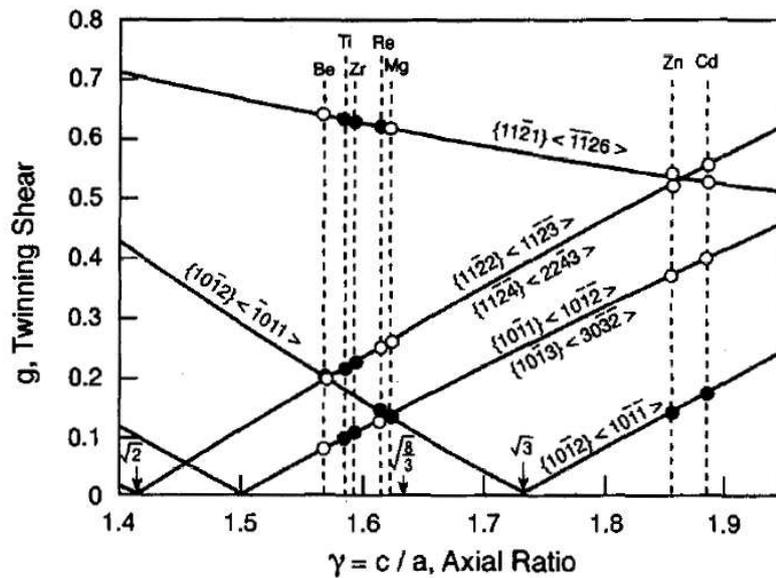


Figure I. 15 : Principaux systèmes de maclage des hexagonaux et leurs cisaillements caractéristiques ($\gamma = c/a$) ; d'après [35] et [40]

Conditions d'apparition du maclage

Paton et Backofen étudient l'apparition du maclage lors de compression suivant l'axe c , dans une large gamme de température. Le résultat le plus marquant est la description de deux domaines d'existence des deux types de maclage compressifs. En dessous de 300°C , la déformation est essentiellement accommodée par un maclage de type $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1} \bar{1} 23 \rangle$. Au-delà de 400°C , c'est le maclage $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ qui est actif, mais surtout du glissement de dislocations $\langle c + a \rangle$ (voir figure 16) [41].

Selon des études récentes de Salem, sur du titane de haute pureté sollicité à température ambiante, ces maclages n'interviennent que lorsque la déformation en compression dépasse environ $-0,05$ et la saturation intervient vers $-0,22$ à $-0,30$. Les essais ont été menés sur des tôles dont les grains voient leurs axes c préférentiellement orientés entre 20° et 35° de l'axe de la sollicitation [42, 43].

Le titane pur s'avère très sensible à la vitesse de sollicitation et à la température. Nemat-Nasser met en évidence cette sensibilité avec des essais de compression sur du T40, pour des températures allant de 77 à 1000 K et des vitesses de déformation entre 10^{-3} et 8000 s^{-1} . Il en ressort que le matériau macle de façon marquée quand augmente la déformation, la vitesse de déformation et quand la température décroît [44, 45].

Chichili *et al.* étudient le comportement du T40 en compression sur une large gamme de vitesses de déformation (10^{-4} à 10^4 s^{-1}) [46]. Ils constatent que le maclage intervient aussi avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Gray étudie un titane de haute pureté laminé croisé en compression, avec des vitesses de déformation comprises entre 10^{-4} et 10^1 s^{-1} pour les tests conventionnels, et entre 1000 et 6000 s^{-1} pour les essais dynamiques. Les essais ont été menés à 77 K et à 298 K. A basse température, la proportion de grains maclés est très importante par rapport à la température ambiante. Lors de compressions

dans le sens de l'épaisseur de la tôle, la fraction maclée augmente avec la taille des grains [47].

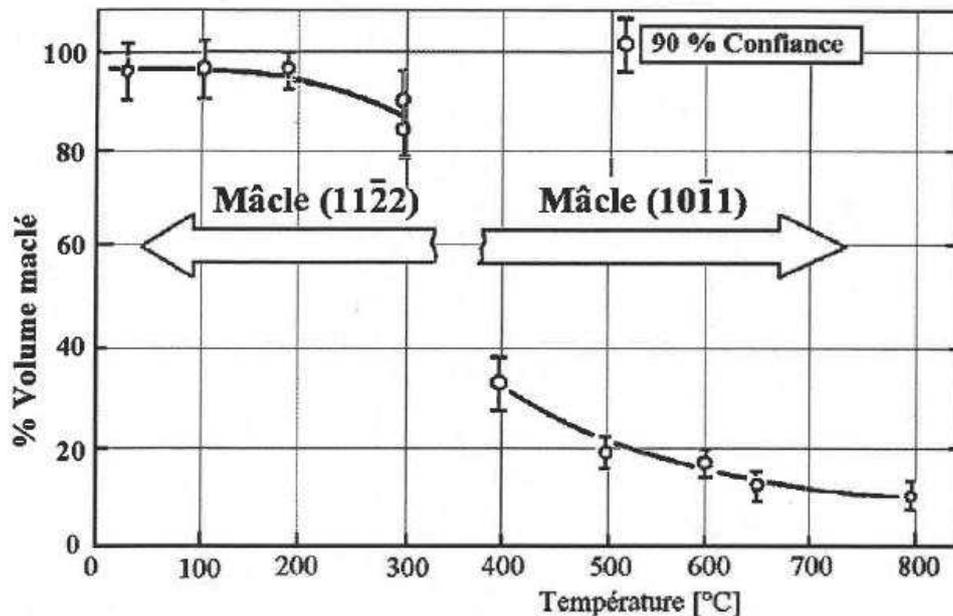


Figure I. 16 : Domaines d'existence des maclages compressifs, volume maclé en fonction de la température ; d'après [41] via [48]

Plus simplement, Meyers propose une description des conditions d'apparition des macles pour trois métaux modèles : le fer (cubique centré), le cuivre (cubique face centrée) et le titane. La figure 17 est extraite de cette publication et propose une frontière entre glissement de dislocations seul et activation du maclage. On note que le maclage prend une part plus grande dans la déformation du titane quand la vitesse de déformation et la taille de grain augmente [8].

Enfin, il est une sollicitation particulière qui génère beaucoup de maclage. Il s'agit d'une technique de raffinement de la microstructure par déformation plastique sévère (*SPD*) dite *Equal Channel Angular Pressing (ECAP)*. Il s'agit d'appliquer un cisaillement très important à un lopin de matière en le forçant à passer à travers une matrice coudée, à température ambiante ou intermédiaire. Dans le cas du titane, celui-ci accommode la déformation principalement par maclage. Cela conduit à un matériau à grain ultra fin (entre 100 et 500 nm) qui possède, entre autres, une limite élastique grandement supérieure à celle du matériau de base. Leur ductilité s'en retrouve diminuée, sans être rédhibitoire pour autant [49, 50].

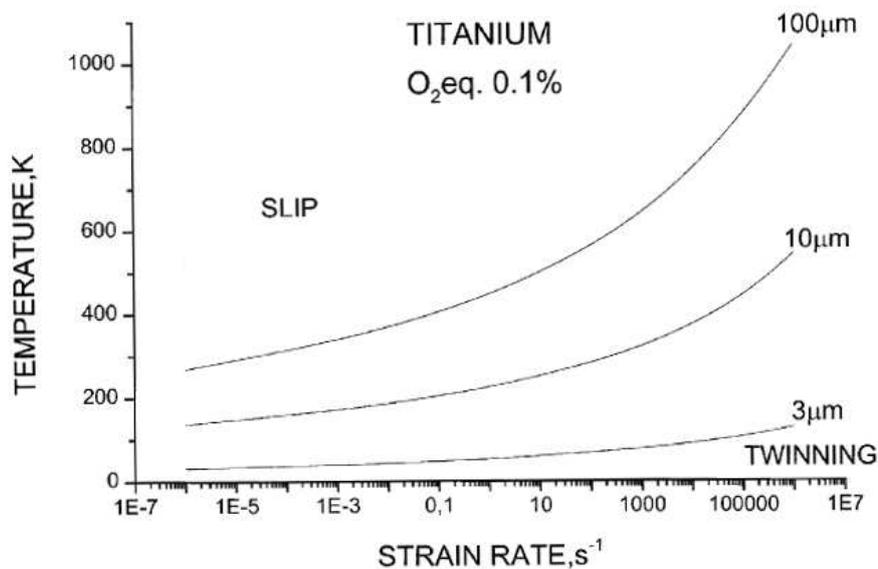


Figure I. 17: Schématisation des conditions d'apparition du maillage dans le titane pur, pour différentes tailles de grain (3, 10, et 100 μm); d'après [8]

1.2.c.iii Influence des éléments d'alliage

Les concentrations en interstitiels impactent aussi les mécanismes de maillage. Comme on l'a vu plus haut, Battaini propose des CRSS pour les macles de type $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$, $\{10\bar{1}1\} \langle 10\bar{1}2 \rangle$ et $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$. Pour la variante de type $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}\bar{1} \rangle$, il étudie plusieurs puretés de titane et trouve une forte augmentation de la CRSS avec le taux d'impuretés. Pour les Grades 1 (400 ppm d'oxygène en masse), 2 et 4 (1100 ppm d'oxygène, 400 ppm de carbone), ils sont respectivement 65 MPa, 199 MPa et 350 à 400 MPa. On comprend alors que le mécanisme de maillage joue un rôle moins important dans la déformation des alliages de titane à fort taux d'interstitiels [14]. On peut affirmer qu'ils tendent à inhiber ce mécanisme, comme l'avançaient Christian et Mahajan [35].

1.3 Textures particulières des demi-produits de laminage

La texture désigne l'orientation cristallographique préférentielle des grains au sein du matériau massif. Elle conditionne beaucoup de propriétés du matériau, notamment les caractéristiques mécaniques. Pour plus de renseignements sur les textures et leurs impacts, on peut se référer, entre autres, aux publications de Kocks [51] et Wenk [52].

Les alliages de titane laminés présentent généralement une forte texture et une importante anisotropie des propriétés mécaniques. Dans la suite, on étudiera les raisons d'apparition de celle-ci ainsi que ses impacts sur la déformation plastique du matériau.

La texture est représentée de manière quantitative par des Fonctions de Distribution d'Orientations (FDO). On peut cependant en avoir une idée qualitative par au moins deux figures de pôle.

I.3.a Textures et anisotropie des métaux hexagonaux

Dans l'ouvrage de Kocks [51], il est prêté attention aux métaux hexagonaux et à leurs textures développées au cours des procédés d'obtention des demi-produits. Dans le cas du laminage, on y fait mention d'une première influence du rapport c/a dans l'ouvrage de Tenckhoff [53]. Il donne une schématisation relativement grossière des textures types de ces matériaux, illustrée en figure 18. Ce modèle simple est néanmoins en accord avec les travaux de Grewen [54] et plus récemment ceux de Wang [55]. On précise cependant que la température, la vitesse de déformation, les mécanismes de déformation mis en jeu et leur activation, la teneur en éléments d'addition et leur nature, peuvent grandement influencer la texture obtenue. Cet aspect sera détaillé dans les paragraphes suivants.

I.3.b Texture des demi-produits de laminage du titane

Après un laminage à froid (taux de réduction égal à 80%) Wagner étudie les mécanismes et la cinétique de la recristallisation d'une tôle de titane pur T40 [56]. Dewobroto complète cette étude dans sa thèse [57], en analysant le matériau tout au long du processus (état initial, laminé, et en cours de recuit) et en considérant plusieurs taux de réduction. La déformation induite par le laminage est accommodée par deux mécanismes de déformation. Le maclage devient intense très rapidement. Il participe fortement à la création d'une microstructure fine et fortement désorientée. Les quelques grains qui ne maclent pas ont une orientation proche de celle de la texture après recristallisation. Ils subissent une déformation plastique uniquement accommodée par le glissement de dislocations, celles-ci s'arrangent en sous-structures de type cellules ou bandes. Ces sous-structures ne génèrent que de faibles désorientations au sein de ces grains. Les autres grains sont très fortement maclés mais laissent aussi la possibilité aux dislocations de s'arranger en sous-structures.

Dewobroto constate que la recristallisation conserve dans de grandes proportions la texture cristallographique issue du laminage. Les réorientations, en faibles proportions, s'effectuent dès les premières minutes de recuit. Il identifie les deux mécanismes successifs de recristallisation : une recristallisation continue (et homogène) et une croissance anormale des sous-grains, pour les grains ayant maclé ; et dans un deuxième temps, une recristallisation *in situ* des grains non maclés.

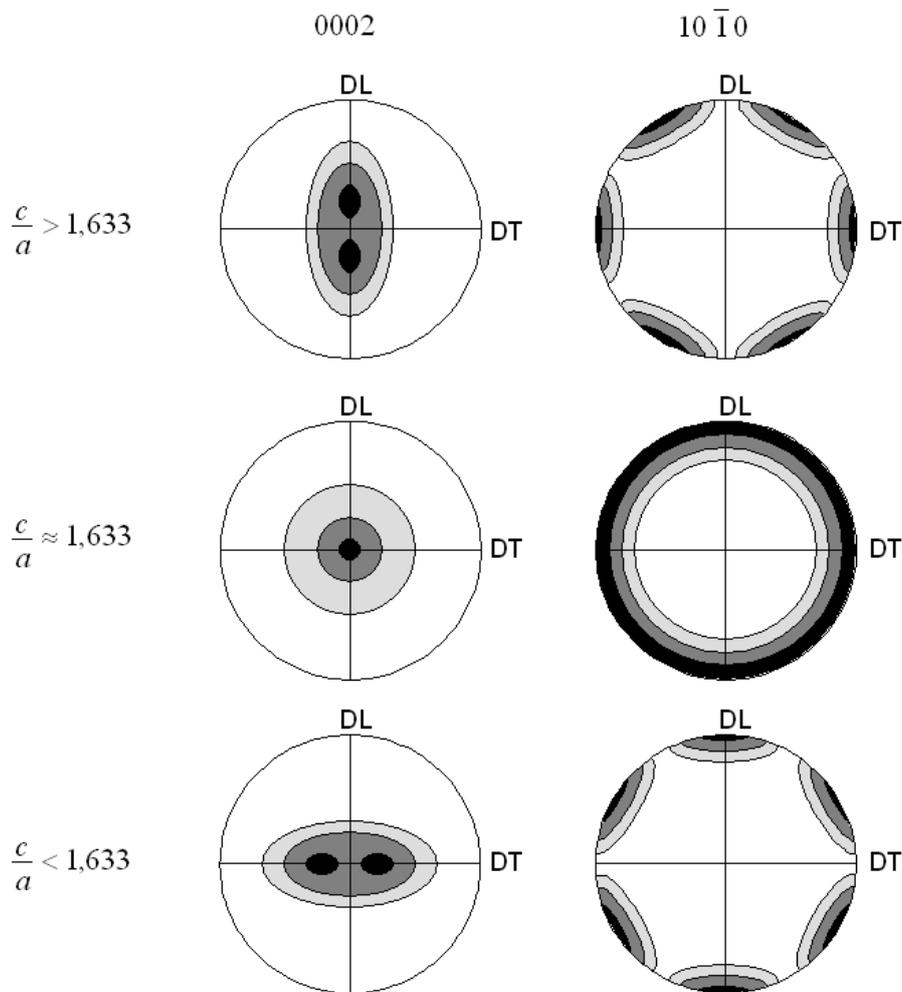


Figure I. 18 : Figures de pôle $\{0002\}$ et $\{10\bar{1}0\}$ des textures types des matériaux hexagonaux en fonction de leur rapport c/a [53]

Ces textures ont aussi été étudiées par l'équipe de Lee sur du titane de Grade 1. C'est la texture (a) : $\{0001\} \langle 10\bar{1}0 \rangle \pm 40^\circ$ DT qui semble être la plus présente après le laminage à chaud et la recristallisation primaire (figure 19 (a)). Cette texture est progressivement complétée par la texture (b) : $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle \pm 40^\circ$ DT lors de la croissance des grains (figure 19 (b)) [58].

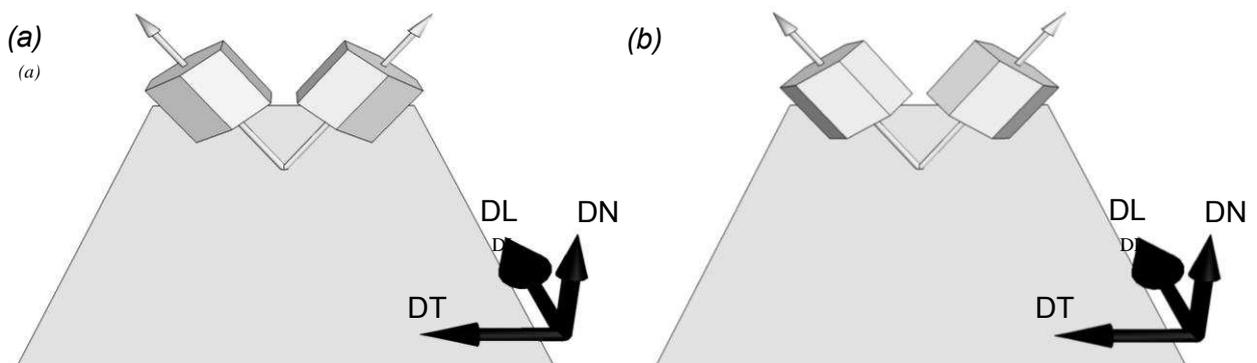


Figure I. 19 : Schématisation des textures mises en évidence par Lee [58]

Castellobranco propose une étude expérimentale et numérique du laminage à froid et à tiède (260°C) du titane pur de Grade 2. Il observe et explique les évolutions de texture différentes par l'activation plus aisée, à chaud, des glissements pyramidaux plutôt que du maclage [59]. Cela reste en accord avec les observations de [41].

La présence de la phase β , comme c'est le cas dans le Ti-6Al-4V, peut entraîner quelques modifications de texture. Cette seconde phase, en faible proportions (au maximum 8% en volume), tend à diminuer la taille effective des grains α , et inhiberait le maclage. Les CRSS des différents systèmes de glissement étant aussi différentes (voir plus haut), la texture en est affectée significativement.

I.3.c Texture et anisotropie du titane commercialement pur

On l'a vu plus haut, la maille hexagonale du titane présente une forte anisotropie élastique. Cette particularité, combinée à la présence d'une texture généralement marquée, contribue à une forte anisotropie des propriétés mécaniques des tôles. Cette anisotropie se manifeste notamment sur le module de Young et la limite élastique, comme cela est visible dans l'étude de Brandes [60]. Celui-ci étudie, en traction et compression, deux alliages de titane commercialement pur (Grades 1 et 4). Il confirme cette dépendance entre les propriétés mécaniques et la concentration en interstitiels, et particulièrement à propos de la limite élastique. Il observe et analyse en particulier l'asymétrie de cette limite, en traction et compression, pour les deux grades de titane. Il observe ensuite que ces propriétés mécaniques sont systématiquement plus élevées pour les sollicitations dans la direction transverse. Ces résultats sont consignés dans le tableau 3.

Alliage considéré	Orientation de la sollicitation	Nature de la sollicitation	Module d'élasticité E (GPa)	Limite élastique σ_e (MPa)
Grade 1	DL	Traction	104,9	175
		Compression	108,2	179
	DT	Traction	119,0	237
		Compression	122,6	239
Grade 4	DL	Traction	104,2	405
		Compression	112,6	407
	DT	Traction	118,9	483
		Compression	123,0	502

Tableau I. 3 : Influence du niveau de pureté, de l'orientation et de la nature de la sollicitation sur le module d'élasticité E et la limite élastique σ_e ; d'après [60]

Les textures jouent un rôle prépondérant dans les propriétés de plasticité de ces tôles. Les études sur le sujet sont pléthoriques et nous ne nous intéresserons qu'aux plus récentes et significatives. Parmi elles, on peut citer les travaux des équipes de Fromm, Philippe et Nixon notamment.

Fromm étudie un titane de très haute pureté. Il propose un modèle basé sur la formulation de Taylor mettant en jeu les FDO (issues d'analyses EBSD), une fonction de distribution de taille de grains, un libre parcours moyen des dislocations pour tous les systèmes de glissement et leurs CRSS. Il exclut volontairement le maclage comme mécanisme de déformation [61].

Philippe étudie le laminage à froid d'alliages de titane et de zirconium. Il se penche notamment sur la modélisation de l'évolution de la texture du T35 en y introduisant l'effet du maillage [62]. Il étudiera plus tard aussi le T40 et le T60 d'une manière plus détaillée, dans le sens où il en tire un modèle d'évolution de texture couplé à un modèle de comportement mécanique [63, 64].

Nixon a étudié plus récemment un titane de haute pureté. Il s'attache à donner une description fiable de l'évolution du comportement anisotrope du matériau, notamment les différences entre sollicitation en traction et en compression. L'anisotropie est clairement visible sur les courbes contraintes-déformation en traction, avec des limites élastiques et des phases d'écroutissement très différentes (figure 20(a)). En compression, au-delà de l'anisotropie, on notera quelques sauts en contrainte attribuables à l'accommodation de la déformation par maillage, phénomène non-visible sur les essais de traction (figure 20(b)). La différence de comportement est flagrante si l'on compare directement traction et compression (figure 20(c)). Enfin, il donne un critère de plasticité, appelé critère de Cazacu, adapté au titane pur et transposable aux autres métaux hexagonaux [65].

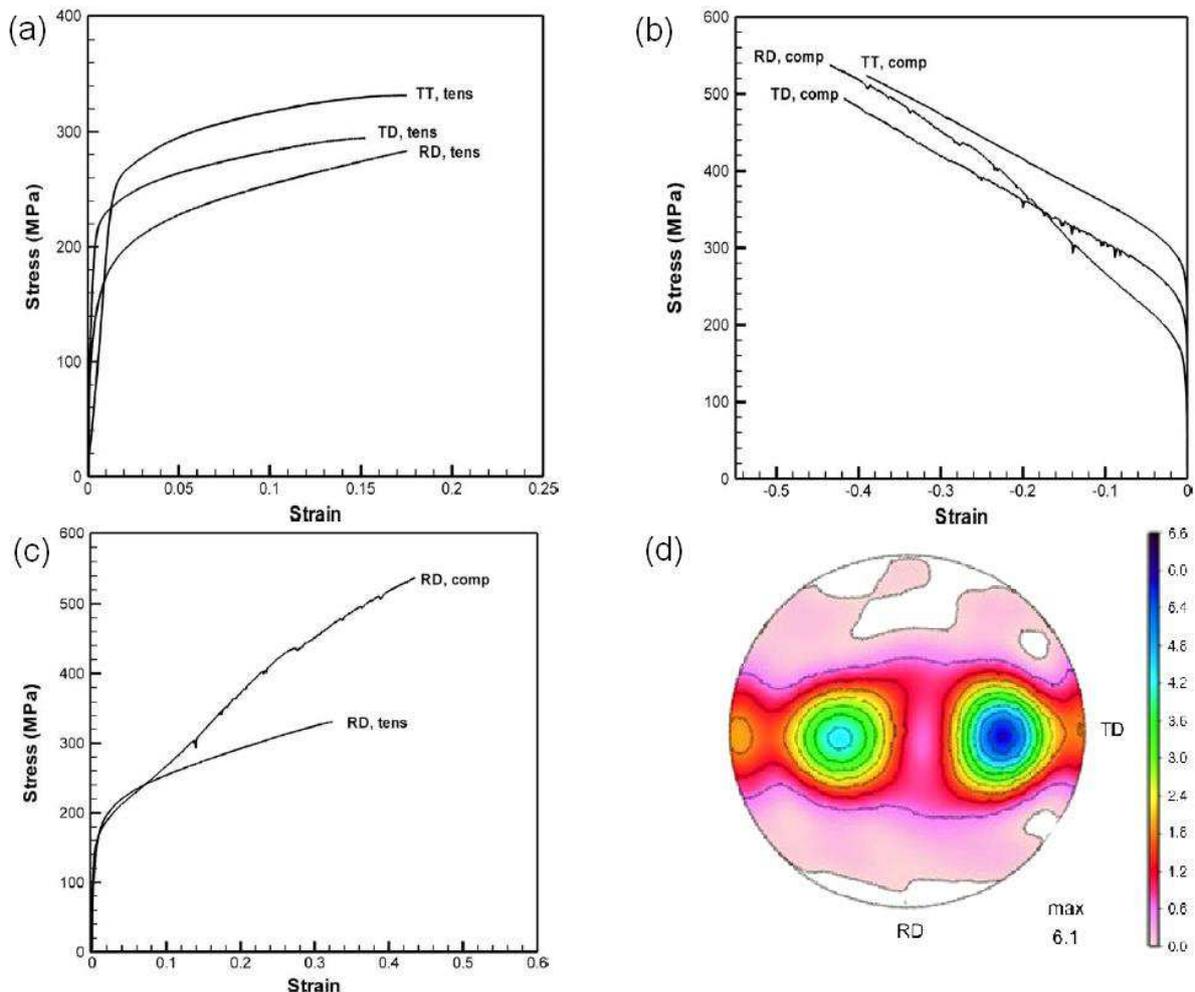


Figure 1. 20 : Courbes contraintes-déformations du titane pur étudié par Nixon suivant les directions de laminage (RD), transverse (TD), et normale à la tôle (TT) (a) : Traction ; (b) : Compression ; (c) : Superposition traction-compression pour RD ;(d) figure de pôles {0001} de la tôle étudiée ; d'après [65]

I.4 Conclusion

Le titane pur possède donc des caractéristiques très particulières. D'une part, les mécanismes de déformation sont de plusieurs natures.

- Les systèmes de glissement de dislocations sont peu nombreux, et mal distribués dans l'espace de la maille hexagonale. Le glissement prismatique $\mathbf{P}\langle\mathbf{a}\rangle$ demeure le plus « facile », suivi par les systèmes basaux $\mathbf{B}\langle\mathbf{a}\rangle$ et pyramidaux Π_1 et Π_2 . Le glissement des dislocations est, de surcroît, soumis à des effets visqueux marqués.
- Le maclage offre un mécanisme de déformation complémentaire, utile dans l'accommodation des déformations suivant la direction $\langle\mathbf{c}\rangle$, ou dans le cas de sollicitations à haute vitesse et / ou à basse température. Il est cependant difficile à prédire et à interpréter lors de sollicitations complexes.
- Les impuretés influent sur l'apparition, l'interaction et les caractères de ces mécanismes de déformations.

Les produits laminés sont généralement fortement texturés, ce qui, combiné à une distribution spatiale particulière des mécanismes de déformation, implique une anisotropie notable de leurs propriétés mécaniques.

Nous verrons dans la deuxième partie quels peuvent être ces impacts sur les problématiques de mise en forme.

II. Formage incrémental de tôles de titane

II.1 Principes généraux des procédés de mise en forme de tôles de titane

Dans les procédés de mise en forme de tôles, il s'agit d'appliquer un outil sur celles-ci afin de les déformer de manière plastique jusqu'à obtention de la forme désirée. La géométrie de l'outil conditionne généralement la forme de la pièce, aux phénomènes de retour élastique près. L'outillage se décompose schématiquement en trois parties : un poinçon, de forme convexe, dont la fonction est d' « enfoncer » la tôle ; une matrice, de forme concave, qui reçoit la tôle formée. Enfin, le serre flan maintient les bords de la tôle sur la matrice. Parmi ces procédés, on peut distinguer les procédés avec matrice (emboutissage, repoussage, pliage,...), sans matrice (techniques de formage libre), et les poinçons solides ou fluides (hydroformage, SPF).

Les procédés traditionnels de mise en forme des tôles de titane décrits dans la suite sont distingués par leur température de mise en œuvre. On distinguera donc les procédés de mise en forme à chaud et à froid.

Le procédé de formage à chaud le plus connu est le SPF (*Super Plastic Forming*, Formage Superplastique). Les hautes propriétés mécaniques à l'ambiante des titanés alliés et leur propriétés de superplasticité à haute température en font des candidats pour cette technique. Brewer présente un panorama d'alliages de titane susceptibles d'être utilisés sur des structures aéronautiques de haute performance, et nous indique les températures typiques de mise en œuvre du SPF pour ces quelques alliages. Par exemple, d'après les données de McDonnell-Douglas, le Ti-6Al 4V peut se déformer jusqu'à 1578% à la température de 900°C, et le Ti-62222 de plus de 2000% à 885°C. Cela donne une bonne idée des possibilités offertes par ce procédé [66]. Cette technique peut être couplée à du soudage par diffusion (*Diffusion Bonding*, DB) pour obtenir directement des structures complexes à partir de plusieurs tôles, en une même phase de fabrication. Un aperçu de ces techniques et de leur capacités est proposé, entre autres, dans les études de Han [67], Queheillalt [68] ou encore Xun [69].

Grâce à ses bonnes propriétés de ductilité à température ambiante, le titane pur est généralement mis en forme à froid. Le procédé généralement utilisé sur le titane pur est l'emboutissage classique (*drawing* ou *stamping*) ou profond (*deep drawing*) [70-72]. Le procédé d'emboutissage sera plus largement détaillé dans la suite de ce manuscrit. Un autre procédé, moins conventionnel, est l'hydroformage. Le principe est simple : on utilise une pression hydraulique pour déformer la tôle et l'appliquer sur la matrice. Les états de surface obtenus sont excellents, les formes des pièces peuvent être complexes et on peut même obtenir des pièces creuses (tubes, coquilles, etc...). Mais l'exécution est délicate : les moyens à mettre en œuvre sont coûteux et complexes, les retours élastiques difficiles à appréhender, etc....

Un procédé un peu différent, et potentiellement intéressant, est le procédé de formage incrémental. Il est détaillé dans la section suivante.

II.2 Le formage incrémental

II.2.a Généralités

II.2.a.i Principe du formage incrémental

Dans le cas du formage incrémental (FI), un outil à bout sphérique, de taille très inférieure aux dimensions de la forme désirée est utilisé. Cet outil (poinçon) va progressivement déformer la tôle, en suivant une trajectoire définie par programmation numérique. Typiquement, il s'agit de trajectoires simples décrites sur des plans étagés en altitude. L'enveloppe de ces trajectoires corrigée du rayon de l'outil définit la forme finale. Le principe du FI est illustré à la figure 21.

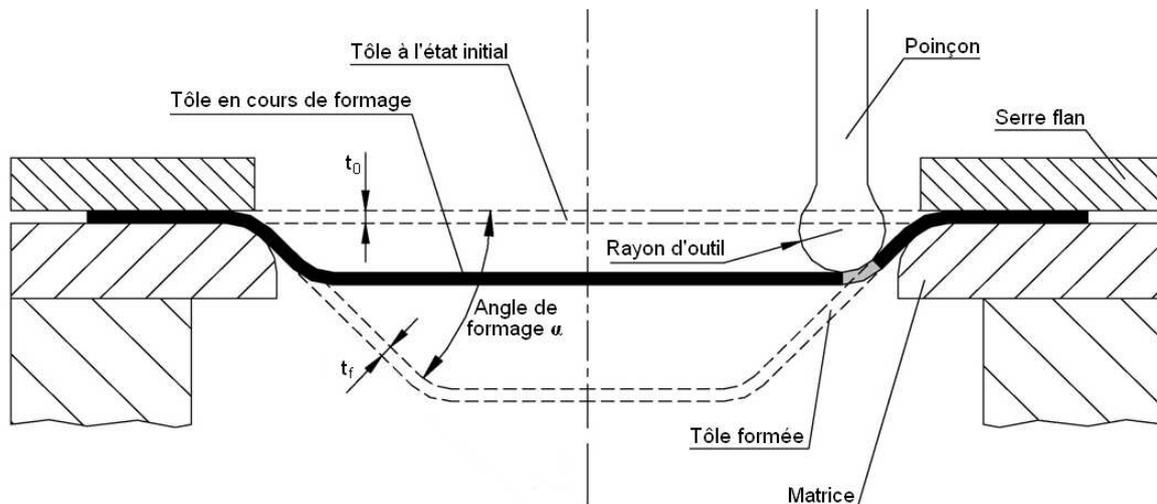


Figure I. 21 : Principe du Formage Incrémental, d'après [73]

II.2.a.ii Aspects industriels

L'avantage principal de cette technologie reste sa flexibilité de production extraordinaire, avec un cycle de mise en production très court. Ambrogio décrit une utilisation de cette technologie pour le prototypage fonctionnel rapide de pièces à usage médical. Il faut moins de 115 minutes entre l'acquisition de la géométrie et l'obtention de la pièce finie, en l'occurrence une coquille de maintien de cheville [74]. Sur un sujet très voisin, Han propose la fabrication de prothèses partielles de boîte crânienne « sur mesures ». De la numérisation de la partie endommagée du crâne, en passant par la fabrication d'une matrice en bois, jusqu'à la production de la pièce dans une tôle de titane micro-perforée, il démontre parfaitement l'intérêt de cette technologie [37]. Allwood propose une étude de la fenêtre d'utilisation du procédé pour la production de pièces au niveau industriel. Il détermine cette fenêtre en termes de taille et d'épaisseur de la pièce, de paramètres issus de sa géométrie, et de contraintes de production [75]. Voswinckel aborde lui aussi cet aspect du formage incrémental par rapport aux exigences industrielles. Il n'oublie pas de considérer celui-ci comme un complément à d'autres procédés plus conventionnels comme la mise en forme par étirage ou *stretch forming* [76]. Ce modèle *Product and Process Design* est appliqué sur une pièce réelle, un panneau de porte d'Airbus A320 [77].

Les formes les plus complexes sont possibles, sous réserve de conserver des dépouilles suffisantes et de respecter les limites de formabilité de chaque matériau. Les seules limites de production sont celles de la programmation des trajectoires d'outils. Il faut aussi noter quelques difficultés d'obtention de pièces présentant des formes convexes-concaves. Cependant, la précision géométrique des pièces est parfois délicate à obtenir : effets de « coussin » (*pillow effect*) en fond de forme, flexions non contrôlées en bordure de pièces, retours élastiques (*springback*) difficiles à appréhender (cf. figure 22) [78-80].

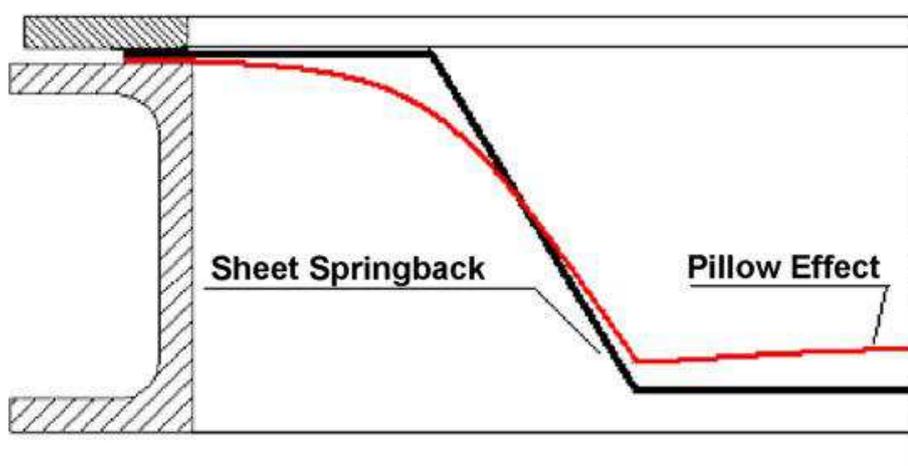


Figure 1. 22 : Illustration des défauts géométriques rencontrés en FI [79]

Les pièces peuvent présenter des variations d'épaisseurs finales (t_f) importantes en fonction de l'angle (α) que forment les flancs de la pièce par rapport à son plan de base. Il s'agit de la loi dite « du cosinus » reliant ces deux paramètres :

$$t_f = t_0 \cos(\alpha), \quad t_0 \text{ étant l'épaisseur initiale de la tôle (voir figure 21).}$$

II.2.a.iii Aspect technique

Les équipes de recherche qui s'intéressent au formage incrémental utilisent généralement des fraiseuses trois axes équipées d'une commande numérique. De par leur destination initiale, ces machines sont d'une grande rigidité et l'asservissement des axes demeure largement assez puissant et précis pour l'utilisation qu'on leur prévoit. D'autres équipes utilisent des bras robotisés, remarquables par leur souplesse d'utilisation et leur capacité d'accélération, dont l'encombrement reste réduit par rapport à une fraiseuse mais dont la rigidité et la puissance sont tout de même limitées [81, 82].

Notons la présence, sur ce marché, d'appareillages spécialement conçus pour le formage incrémental : Amino propose une gamme de machines dédiées, quatre pour une application industrielle, deux pour un usage de laboratoire [83].

Marabuto analyse les machines utilisées par les différentes équipes travaillant sur le sujet et en déduit la configuration de la machine la plus adaptée : un robot hexapode à cinématique parallèle 6-6. A la fois rigide et rapide, il serait capable de former à des niveaux d'efforts plus élevés [84].

II.2.a.iv Aspect économique

Au-delà du coût d'achat et de mise en œuvre d'une machine à commande numérique, le coût des consommables se réduit à celui d'un outil de forme simple, peu onéreux, en acier traité, revêtu ou en céramique pour les cas les plus difficiles. La comparaison avec les outillages nécessaires à la mise en forme de pièces embouties est édifiante : certes les productivités ne sont pas comparables mais les matrices ont une durée de vie assez réduite par rapport à leur prix d'achat. Dans le cas d'emboutissages en plusieurs passes, c'est autant d'outillages supplémentaires à amortir.

Les temps de mise en forme peuvent être longs : plusieurs passes sont parfois nécessaires, pour assurer le succès de réalisation de formes complexes ou pour former des métaux « difficiles »; de même, les profondeurs de passes limitées augmentent la formabilité mais contrarient les exigences de productivité.

II.2.b Variantes du procédé de FI

II.2.b.i Le procédé SPIF (Single Point Incremental Forming)

Il s'agit du procédé sur lequel nous travaillons. Un poinçon, appelé aussi « *punch* », déforme la tôle, maintenue fermement par un serre flan sur une matrice évidée. L'absence de contre forme implique que c'est uniquement la trajectoire de l'outil qui conditionne la géométrie des pièces produites (figure 23 (a)).

Il est aussi possible d'appliquer un autre outil mobile sur l'autre face de la tôle (contre-outil ou outil esclave). Cette variante est appelée KISF (*Kinematic Incremental Sheet Forming*). La présence de cet outil secondaire permet de mettre toute l'épaisseur de la tôle en compression à l'endroit du contact poinçon-tôle. Une amélioration de la précision géométrique [85] et une augmentation des niveaux de déformations obtenus [86] en sont les principaux avantages. Cependant, cette technologie reste marginale, du fait de la complexité de pilotage du contre-outil.

II.2.b.ii Le procédé TPIF (Two Point IF) avec matrice complète ou partielle

Le principe reste le même, au détail près que des appuis sont procurés à la tôle avec une matrice (cf. figure 23 (b) et (c)). Celle-ci ne peut comporter que quelques points de contact avec la pièce ou, au contraire, décrire la totalité de la géométrie finale. Pour ce qui est des matrices partielles, le gain est assez net en terme de précision des pièces obtenues. La flexibilité de la production est encore importante car les appuis sont simples, peu coûteux, et donc modulaires. Le surcoût par rapport au SPIF est donc encore négligeable. Pour les matrices complètes, les aspects économiques ne sont plus les mêmes. Les matrices coûtent cher à fabriquer et à entretenir. La flexibilité est fortement réduite car le temps de réalisation et de changement d'outillage devient important. Mais la précision des pièces obtenues est très satisfaisante et les limites de formabilité sont encore repoussées.

II.2.b.iii Formage positif / négatif

Il est souvent abordé dans les publications la notion de formage positif ou négatif. Le formage est qualifié de négatif quand l'outil agit sur la face concave de la pièce. Le SPIF est donc une variante forcément négative du formage incrémental (cf. figure 23 (a)). Le formage

positif est le cas inverse : l'outil va travailler sur la face convexe de la forme. Un appui lui est procuré, au minimum, au point culminant de la géométrie finale et le serre-flan est mobile dans le plan vertical (cf. figure 23 (b) et (c)). Seul le TPIF à matrice complète peut être positif (sur matrice mâle) ou négatif (sur matrice femelle) [87].

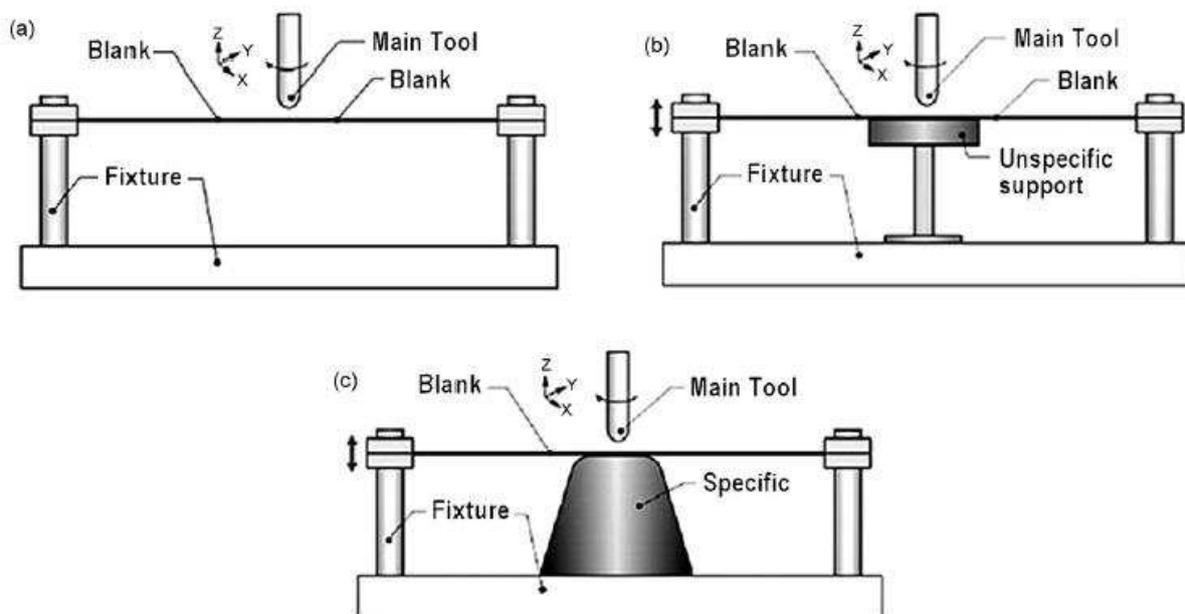


Figure 1. 23 : Illustration des différents procédés SPIF et TPIF : a) SPIF, b) TPIF à matrice partielle, c) TPIF à matrice complète ; d'après [88]

II.2.b.iv Assistance thermique à la déformation

Pour aider la déformation des matériaux métalliques, certaines équipes ont développé des pilotes équipés de systèmes de chauffage de la tôle. On peut relever quelques systèmes de chauffage par rayonnement comme l'impact laser [89] ou les infrarouges [90]. Un autre moyen de chauffage de la tôle sous l'outil consiste à faire passer un courant électrique au niveau du contact, l'échauffement produit par effet Joule étant suffisant pour adoucir les métaux pendant la déformation [91]. La rotation rapide de l'outil autour de son axe produit aussi un échauffement de ce contact, et adoucit les métaux à basse température de fusion, comme le magnésium [92]. Enfin, Park propose aussi un soufflage d'air chaud, jusqu'à 250°C, toujours sur des tôles en alliage de magnésium [93].

II.2.b.v Outil sphérique, cylindrique, « à palette », jet d'eau

L'outil classiquement utilisé est un outil cylindrique à bout sphérique. Il peut également s'agir d'une bille rapportée, encastrée ou simplement maintenue sur un porte-outil. Ces billes sont parfois en céramique, pour à la fois profiter de leur faible affinité chimique avec les matériaux à former et ainsi éviter les usures adhésives, mais aussi pour disposer d'un outil à fort module d'élasticité donc faiblement déformable, permettant un meilleur confinement de la contrainte sous le contact. Le poinçon peut être immobilisé en rotation ou commandé à une vitesse de rotation [94]. D'autres équipes proposent une libre rotation de l'outil autour de son axe vertical, ou le libre rotulage d'une bille rapportée [95].

Dans certains cas, l'utilisation d'outils à bout plat permet d'améliorer la formabilité et la précision géométrique, et de diminuer les efforts de formage. Cela se révèle pertinent dans le cadre de passes de finition sur des zones spécifiques, comme les fonds et les bords de forme. L'effet de « coussin » serait ainsi annulé [96]. Enfin, Allwood propose l'utilisation d'un outil à palette, le « *paddle forming tool* » qui permet d'augmenter le cisaillement à travers l'épaisseur, et qui améliorerait ainsi la formabilité au prix d'états de surface un peu moins bons [97].

Enfin, certaines équipes développent des procédés utilisant des jets d'eau haute pression en remplacement de l'outil rigide : il s'agit du procédé de « *water jet single point incremental forming* » (WJSPIF) [98]. Cette technique n'apporte cependant pas une réelle amélioration de la formabilité des tôles mais l'état de surface après formage est excellent.

II.2.c Spécificités du FI par rapport aux autres procédés de mise en forme à froid

II.2.c.i Déformations globales

Dans un premier temps, il faut préciser quelques conventions utilisées dans le domaine de la mise en forme des métaux en feuilles. Habituellement, on représente les déformations subies par la tôle dans son plan, à travers les déformations principales $\varepsilon_1 / \varepsilon_2$ et on considère la conservation du volume ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$). On ignore alors volontairement tout phénomène propre à l'épaisseur du flan formé (cisaillements dans l'épaisseur, issus de déformations en flexion par exemple). Les déformations ainsi représentées vont de la bi-expansion équilibrée, quand ε_1 et ε_2 sont égaux, jusqu'au cisaillement de la tôle dans son plan, quand $\varepsilon_1 = -\varepsilon_2$. La figure 24 représente ce diagramme.

Les emboutisseurs utilisent ce diagramme pour valider l'« emboutissabilité » d'une pièce dans un matériau donné. Idéalement, chaque matériau possède des limites de formage pour tous les modes de déformation. Cela est décrit sur le diagramme par une Courbe Limite de Formage (CLF, en anglais *FLD* pour *Forming Limit Diagram*). Il faut donc dimensionner le procédé pour rester en dessous de cette limite, en tout point de la forme. La figure 25 présente l'emboutissage d'un godet et les états de déformations générés par ce procédé. Il est ici nécessaire de préciser que ces CLF sont établies sous l'hypothèse d'états de contraintes planes (ce qui semble à première vue incompatible avec le FI).

Il est important de noter que les niveaux de déformation enregistrés sur les pièces embouties sont généralement assez faibles par rapport à ceux rencontrés en FI. Cela est dû au fait qu'il se produit un avalement du flan entre matrice et serre-flan. Lorsque le poinçon commence à déformer la tôle, la tôle est quasiment immobilisée en nez de poinçon et glisse entre la matrice et le serre-flan (figure 26 (a)). Elle subit ici une déformation en rétreint. Une fois sortie de cette zone, elle va former la paroi de la forme et subit une déformation de traction large. La figure 26 (b) donne une illustration typique de ce phénomène d'avalement. Il s'agit d'un tronc de pyramide embouti à partir d'un flan de titane pur T40 sur un pilote de notre laboratoire. Les marques laissées par un léger phénomène de grippage permettent de distinguer nettement la partie de la tôle impliquée dans ce phénomène (figure 26 (c)).

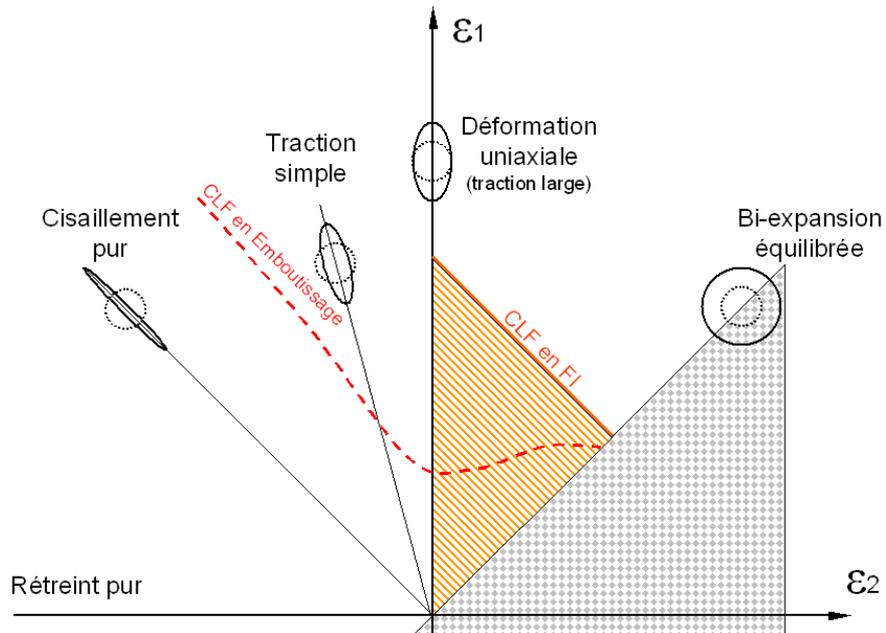


Figure I. 24 : Diagramme des déformations principales (maximale / minimale) et Courbes Limites de Formage (CLF) typiques, en emboutissage et en formage incrémental ; la zone hachurée délimite le domaine du formage incrémental

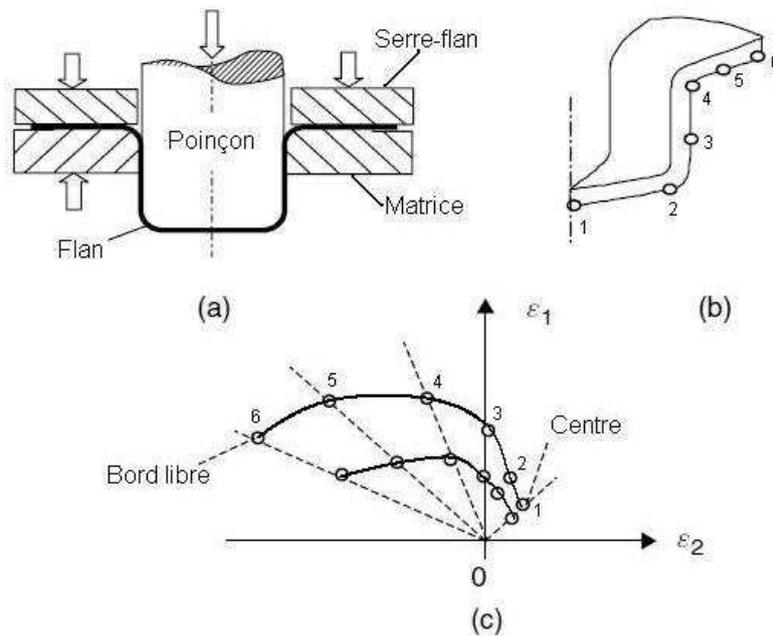


Figure I. 25 : Détail des déformations rencontrées sur une pièce emboutie ; (a) schématisation du procédé d'emboutissage d'un godet ; (b) représentation partielle du godet et (c) déformations associées ; d'après [99]

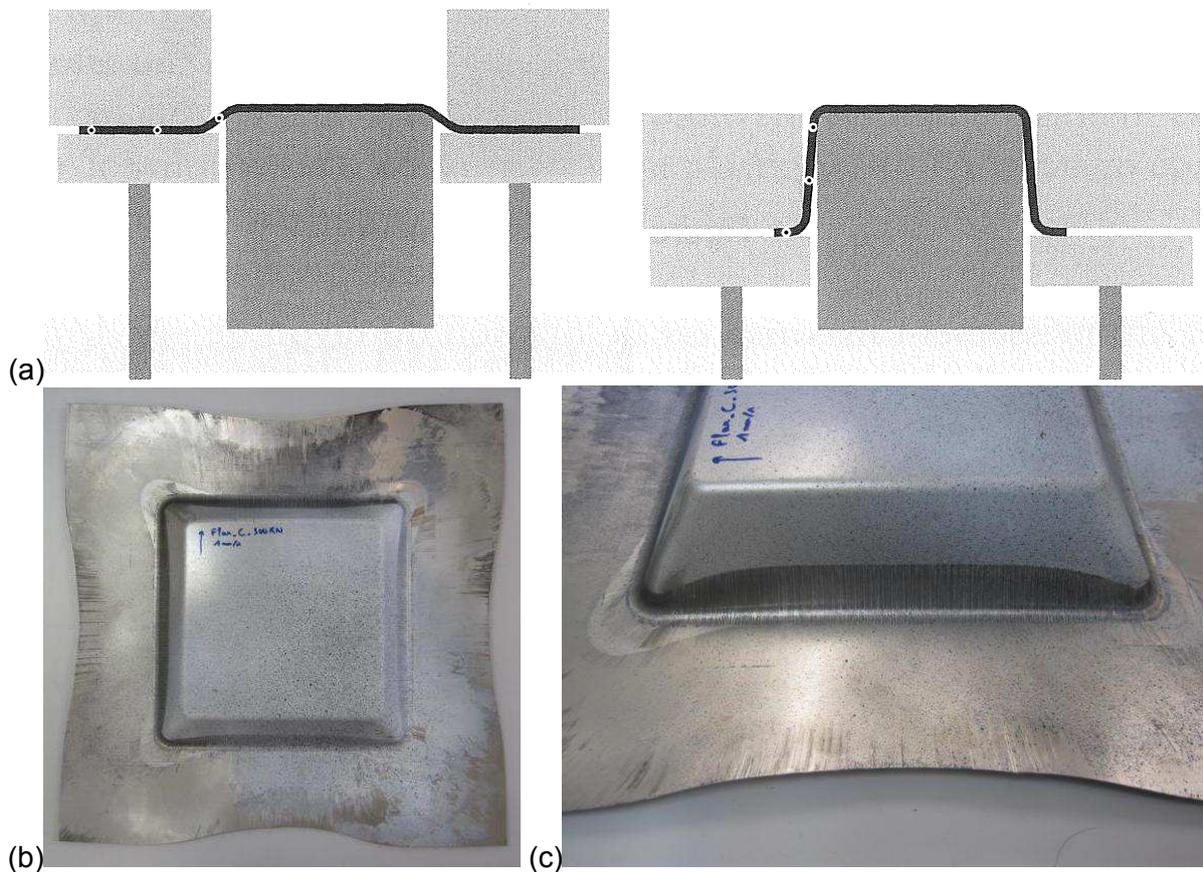


Figure 1. 26 : Illustration du phénomène d'avalé du flan en emboutissage

En formage incrémental, et du point de vue des états de déformation finaux de la tôle obtenus par ce procédé, les déformations générées sont généralement du premier quadrant (ε_1 et ε_2 positives) et pratiquement aucune partie de la tôle ne subit de déformation en rétreint. Ce procédé est donc à rapprocher du *stretch forming* ou formage par étirage.

Les zones d'une pièce produite par le procédé SPIF présentant un état de déformation relevant du deuxième quadrant sont rares. Elles se situent dans des zones non convexes, sur les bords de la pièce formée ou sur des zones en replis (angles rentrants). La figure 27 illustre ici ces observations, avec dans la zone 2 (en rouge), les états de déformation sus-cités. On ne peut pas parler de rétreint, mais d'une zone en traction large et dont le rayon de courbure est négatif.

Des études menées auparavant au sein du laboratoire par Decultot ont permis, entre autres, de déterminer les états de déformations des pièces à l'aide de techniques de Corrélation d'Images Numériques (CIN ou DIC pour *Digital Image Correlation*) [100, 101]. Les résultats principaux concernent l'analyse des champs de déformations sur toute la surface de la tôle formée. Il donne une première analyse des déformations locales pendant le formage, illustrant les phénomènes de flexion en bord de forme, et l'apparition d'une déformation biaxiale au passage du poinçon. Il démontre aussi que les champs de déformations ne sont pas homogènes sur des flancs droits d'une forme donnée. Ce phénomène appelé *twist effect* a déjà été observé par nombre d'auteurs, mais a été plus particulièrement investigué par l'équipe de Duflou [102]. D'un point de vue de la géométrie

de la pièce obtenue, celle-ci peut donc présenter un vrillage plus ou moins marqué autour de la direction de formage.

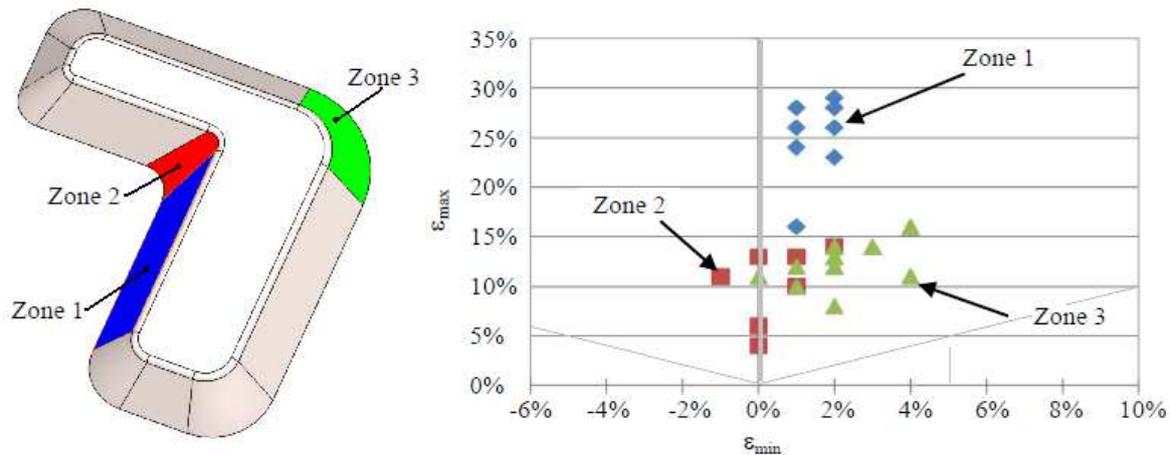


Figure 1. 27 : États de déformations sur une pièce modèle ; d'après [81]

II.2.c.ii Déformations locales et mécanique du matériau

En emboutissage, les chemins de déformation vus par les différents points de la tôle sont généralement faciles à décrire et relativement rectilignes. Ce n'est *a priori* pas le cas en formage incrémental, à cause des passages de l'outil de proche en proche. Vasilakos et Eyckens se sont intéressés à ces aspects du FI, en décrivant à la fois les chemins de déformations sur quelques formes, à l'aide de simulations et de techniques de corrélations d'images, ainsi qu'aux contraintes générées par le passage du poinçon. Ce dernier aspect est détaillé dans une partie à suivre [103, 104].

Le contact tôle-outil constitue, là aussi, une grande particularité du FI. On l'a vu plus haut, dans le cas de pièces simples réalisées en emboutissage, on peut aisément se passer des informations issues de l'épaisseur du flan et grandement simplifier la modélisation des conditions de contact tôle-outil sans commettre d'erreurs trop pénalisantes. En FI, la déformation plastique de la tôle est localisée au voisinage de l'outil, et la prise en compte de ces conditions de contact est d'une importance capitale, car elle conditionne toute la pertinence de la modélisation. En effet, la description du contact tôle-outil va conditionner les efforts de formage et les contraintes de contact qui impactent directement sur la formabilité.

II.3 Analyse du procédé de Formage Incrémental

II.3.a Intérêt suscité par ce procédé dans la communauté scientifique et présentation des équipes de recherche en présence

Dans sa revue historique et technique du procédé, Emmens découpe l'histoire du procédé en trois périodes : les premiers temps, des études de Manson en 1978 jusqu'à la moitié des années 1990 ; puis les études menées en Asie jusqu'au début des années 2000, avec quantités de brevets ; et enfin, les études récentes - et pléthoriques - de cette dernière décennie [105]. C'est sur cette dernière période que nous nous focaliserons.

Pour se donner une meilleure idée de l'intérêt que suscite cette nouvelle technologie, on peut analyser l'évolution du nombre de publications et de citations dans le Web of Science (figure 28) et constater l'intérêt croissant que suscite cette technique. Enfin, Jeswiet et plus récemment Echraf ont proposé un état de l'art du procédé [95, 106].

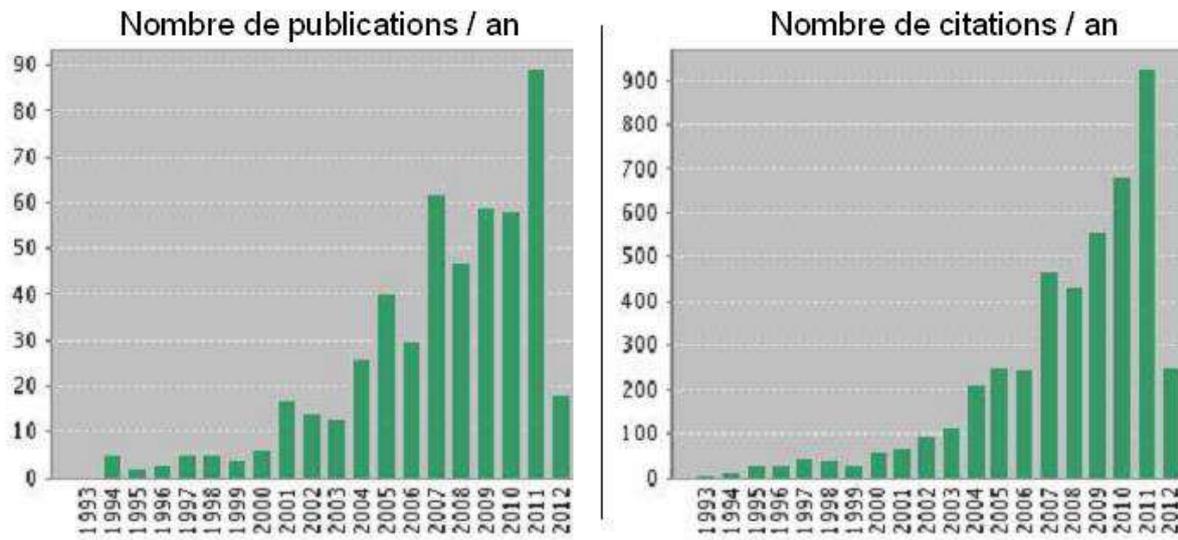


Figure I. 28 : Evolution de l'intérêt porté au FI par la communauté scientifique ; source : résultat pour « incremental sheet forming », Web of Science 2012

Un récapitulatif (sans doute non exhaustif) des principales équipes de recherche s'intéressant au FI est disponible dans le tableau 4. Cette thèse étant principalement focalisée sur les aspects expérimentaux du procédé SPIF, nous privilégierons dans la suite de cette revue bibliographique les analyses à partir de travaux plutôt expérimentaux.

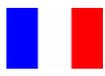
Centre de Recherche		Equipe scientifique
Katholieke Universiteit Leuven		Duflou, Van Bael, Eyckens
Queen's University, Kingston		Jeswiet
University of Bath Institute for manuf., Cambridge		Bramley Jackson, Alwood
University of Aachen Saarland University University of Dortmund		Hirt, Ames, Bambach Franzen, Kwiatkowski, Tekkaya
Tokyo Institute of Technology		Iseki
Nanjing Univ. of Aeronautics and Astronautics		Hussain, Gao, Hayat, Dar
University of Twente		Emmens, van den Boogard
University of Palermo Universiity of Calabria University of Naples Federico II University of Brescia		Ambrogio Micari, Filice Durante, Formisano Ceretti, Giardini
University of Ljubljana		Kopac, Petek, Kuzman
Instituto Superior Tecnico Lisbon		Martins, Silva
University of Denmark		Skjoedt, Bay
Hong-Ik University		Kim, Park
Institut FEMTO-ST (UMR CNRS 6174) Institut Clément Ader - Albi		Gelin, Dejardin, Thibaud Velay Robert

Tableau I. 4 : Récapitulatif des principales équipes travaillant sur le FI

II.3.b Approches mécaniques du formage incrémental

II.3.b.i Etats de contrainte en FI

Les déformations subies par la tôle au passage de l'outil sont de diverses natures. La complexité de celles-ci est grande mais leur compréhension, même partielle, demeure indispensable.

Les contraintes subies par la tôle sous l'outil immobile seraient les suivantes, selon le modèle du contact sphère-plan de Hertz :

- Une compression sous le contact, dans l'épaisseur de la tôle ;
- Une traction biaxiale au niveau de la tête du poinçon, dans le plan de la tôle ;
- Un cisaillement, normal au plan de la tôle, tout autour du contact.

Si l'outil se déplace, s'ajoutent les sollicitations suivantes :

- Un cisaillement dans l'épaisseur, dû au frottement de l'outil sur une face de la tôle ;
- Des flexions alternées en amont et en aval du chemin d'outil.

De plus, le contact n'est pas « distribué » de manière symétrique autour de l'outil. En effet, l'outil en mouvement aborde la matière de face et sur un flanc. La détermination exacte

de la forme et de la taille de l'aire de contact demeure alors difficile, ce qui implique une estimation encore plus difficile des contraintes imposées à la tôle. Seuls les outils de simulation donnent accès à ces données. Seul Aerens donne, par simulation éléments finis, une estimation des champs de contrainte de contact à l'interface pièce outil pour quelques cas particuliers. [107]. Martins propose un modèle, en décomposant le formage en deux zones distinctes : les « angles vifs » (pas de continuité de la trajectoire outil), en état de traction biaxiale ; et les faces planes ou de révolution, en état de déformation plane, entre traction large et traction biaxiale. Malheureusement, celui-ci ne fait pas état de la déformation subie par la tôle sous le poinçon, et n'explique donc pas l'augmentation de formabilité liée au procédé [73].

Au-delà de ces observations, il semblerait que les performances de cette technologie soient dues à plusieurs phénomènes, répertoriés dans les travaux d'Emmens & Van den Boogaard [108, 109]. Tout d'abord, par rapport à l'emboutissage, il ressort que la sollicitation subie par la tôle ne lui permet pas de développer de striction. Si la tôle est localement soumise à une striction lors du passage de l'outil, celle-ci n'a pas l'occasion de se propager car la zone affectée par cette striction est entourée d'une zone moins déformée, s'opposant à cette croissance. Le fait que le poinçon mette en compression la tôle dans le sens de son épaisseur permettrait de limiter la nucléation et la croissance des cavités liées à un endommagement ductile.

Des phénomènes de flexion sous tension sont aussi proposés. En effet, lorsque la tôle est déformée par l'avancement du poinçon, elle subit des flexions alternées, comme illustré sur la figure 29. La tôle subit une flexion dans un sens en zone I et une flexion dans le sens opposé en zone II. Ces flexions alternées plastifient les peaux supérieure et inférieure de la tôle. Additionnées à la traction biaxiale, ces sollicitations permettraient une déformation plus stable de la pièce.

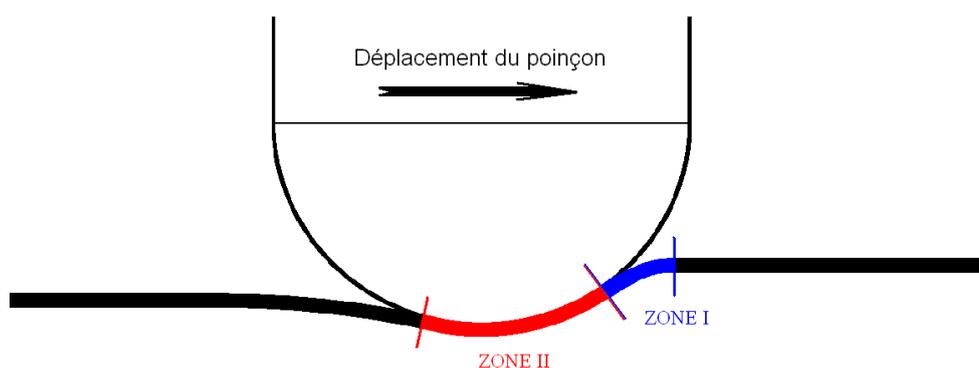


Figure 1. 29 : Localisation des flexions lors du passage du poinçon

Il est avancé que le cisaillement dans l'épaisseur améliorerait aussi la formabilité. En effet, combiné aux contraintes de traction ou de compression biaxiale, il permettrait une plastification anticipée de la tôle. Emmens & Van den Boogaard consacrent un article à des essais de flexion sous tension (*Continuous Bending under Tension, CBT*). Il s'agit d'exercer une flexion alternative sur toute la longueur de l'éprouvette pendant la traction. Ils utilisent pour cela un système de rouleaux circulant sur l'éprouvette (voir figure 30). Les déformations

à rupture sont grandement augmentées. Par exemple, pour un acier DC06, ils relèvent une déformation homogène à rupture de 24% pour un essai conventionnel, qui passe à 430% pour un essai CBT [110, 111]. Il est à noter que cet essai produit aussi, au-delà de la flexion alternée, des états de contrainte compressifs sur la peau de la tôle.

Concernant le cisaillement à travers l'épaisseur de la tôle, on peut aussi citer les études de Martins et Silva portant sur l'emploi d'une tôle martyre entre l'outil et la pièce. La présence de cette tôle tend à diminuer le cisaillement subi par la pièce et augmenterait la pression et l'aire de contact avec l'outil, ce qui tendrait à diminuer légèrement la formabilité. Le principal bénéfice de l'emploi de cette technique réside dans l'état de surface de la pièce, sans usure tribologique due à l'outil [73, 112].

Enfin Jackson met en évidence les phénomènes de cisaillement dans la tôle en formant des panneaux sandwich métal-polymère-métal. Ils observent un déplacement relatif des tôles métalliques, et ce dans la direction d'avancement du poinçon [113]. Galdos vérifie l'importance de ce cisaillement sur la formabilité. Il forme une série de tôles d'acier DC04 d'épaisseur croissante et une tôle sandwich constituée de deux tôles de DC04 assemblées par une fine couche de résine polymère (20 à 30 μm). Il observe une perte significative de formabilité de cette tôle sandwich, le polymère tendant à supprimer le cisaillement dans la tôle [114].

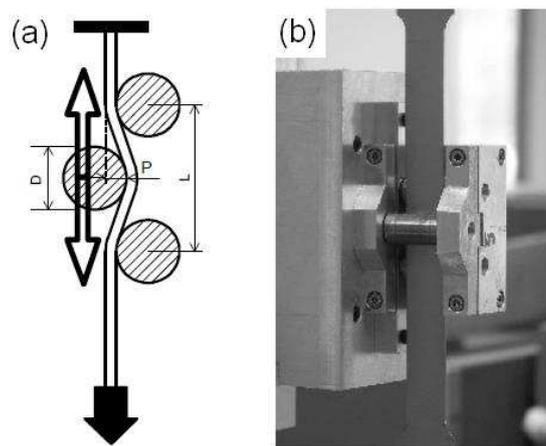


Figure 1. 30 : (a) schématisation et (b) montage expérimental de l'essai CBT [110]

On comprend alors aisément que la formabilité puisse être grandement améliorée par tous ces phénomènes, mais leur complexité propre et leur imbrication ne permet aujourd'hui que de faire des hypothèses [108].

II.3.b.ii Mécanismes de rupture des pièces pendant le formage

Ces mécanismes sont de plusieurs natures. Ils mettent en jeu la nucléation de fissures et déchirures à l'immédiate proximité de l'outil. Le mécanisme le plus souvent rencontré sur les métaux est une déchirure sur la partie au contact de l'outil, le long de sa trajectoire. C'est ce qui est appelé une fissure circonférentielle (figure 31 (a)). Notons aussi, sur les polymères, l'apparition de plissements sur les flancs formés (figure 31 (b)), voire de fissuration oblique (figure 31 (c)) [115, 116].



Figure I. 31 : Illustration des mécanismes de rupture et de destruction des pièces formées en SPIF [115]

II.3.c Influence des paramètres procédés

Les principaux paramètres du procédé sont les suivants : la taille, la forme, la matière du poinçon, la vitesse d'avance et de rotation de celui-ci, la taille des incréments et l'épaisseur de la tôle. On peut aussi considérer la température de formage et les conditions de lubrification.

II.3.c.i Taille du poinçon

Le rapport entre le diamètre de l'outil ϕ_{outil} et l'épaisseur de la tôle t_0 ne doit pas dépasser un certain seuil. Au-delà, il y a rupture anticipée de la tôle. Par exemple, Ambrogio trouve une valeur limite du ratio $\phi_{\text{outil}} / t_0$ comprise entre 13 et 18 pour des troncs de cônes formés dans un alliage d'aluminium 1050-O [79]. Cette rupture intervient lorsque la déformation de la tôle est trop confinée en tête de poinçon, et que les zones voisines n'ont été que peu déformées. Cependant, il est intéressant de conserver une taille de poinçon relativement faible (pour augmenter la localisation des déformations) et de diminuer la taille des incréments. Le temps de cycle augmente, mais la formabilité est meilleure.

II.3.c.ii Vitesses du poinçon

Les vitesses d'avance du poinçon influent sur la vitesse de sollicitation vue par le matériau. La sensibilité à la sollicitation est grande pour les métaux CC et HC, faible pour les CFC. En général, cela reste négligeable dans le cas de l'aluminium et de l'acier, mais dans le cas du titane cela pourrait avoir une influence.

Certains auteurs considèrent aussi la vitesse de rotation de l'outil et le sens de rotation de celui-ci par rapport à la trajectoire comme des paramètres importants. Une vitesse de rotation élevée pourrait procurer un échauffement localisé de la tôle, favorable à sa mise en forme [94, 117], mais pourrait aussi impacter négativement les états de surface.

II.3.c.iii Taille de l'incrément

La taille de l'incrément utilisée est assez fortement liée au diamètre de l'outil et à l'épaisseur de la tôle employée. Il existe cependant une certaine latitude dans le choix des incréments, pour privilégier la qualité de la surface à la rapidité du formage, ou inversement.

Les états de surface sont impactés par la taille des incréments, exactement comme en usinage. La figure 32 donne une illustration de ces phénomènes. La hauteur de crête h_c ,

qui va conditionner en grande partie l'ondulation de la surface de la pièce, est donc déterminée à la fois par le rayon de l'outil et par la taille de l'incrément Δp :

$$h_c \approx r - \sqrt{r^2 - \frac{\Delta p^2}{4}}$$

Ainsi, le taux de recouvrement, exprimé comme le ratio taille d'outil / taille de l'incrément, impacte l'état de surface [88]. Il faut cependant expliquer les exceptions à cette règle : il peut arriver que des phénomènes tribologiques perturbent la surface du matériau.

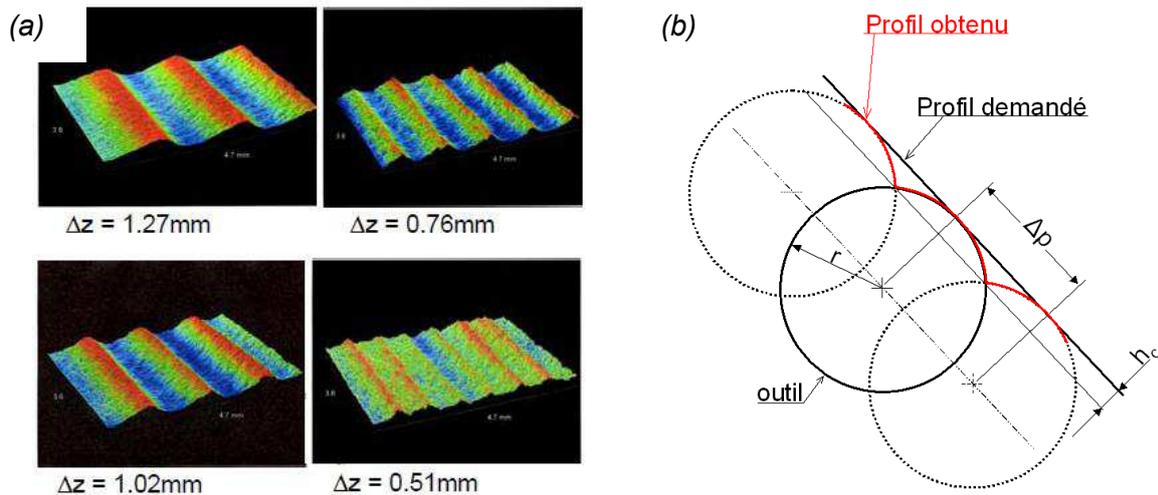


Figure 1. 32 :(a) : Surfométrie de la tôle formée pour plusieurs tailles d'incrément Δz [118] ;
(b) : Illustration de la notion de hauteur de crête h_c

II.3.c.iv Épaisseur de la tôle

Galdos étudie entre autres l'influence de l'épaisseur de la tôle sur la formabilité. Il étudie un acier DC04 avec des épaisseurs de 0,4, 0,8 et 1 mm, dont les propriétés mécaniques seraient *a priori* comparables. Il constate que l'augmentation de l'épaisseur de la tôle procure une formabilité plus élevée, respectivement des angles de formage maximums de $69,5^\circ$, $77,7^\circ$ et $80,4^\circ$ [114].

II.3.d Réponses des matériaux au procédé

II.3.d.i Réponse en formabilité de différents matériaux

Comme évoqué précédemment, la particularité du formage incrémental est de produire des déformations comprises entre la traction large et la traction biaxiale. Filice propose une équation de la limite de formage (assimilée à une droite) comme suit : $\epsilon_1 = -\epsilon_2 + b$ [119]. Ainsi, on peut estimer simplement la formabilité en mesurant l'ordonnée à l'origine b , aussi appelée FLD_0 .

Beaucoup de données relatives aux FLD_0 sont disponibles dans la littérature. On peut y relever les grandes tendances, comme on le ferait pour l'emboutissage [95]. Fratini étudie la FLD_0 de six matériaux (cuivre, laiton, alliages d'aluminium et aciers) et tente de l'associer

à leurs caractéristiques mécaniques issues d'essais de traction (contraintes à rupture, coefficients d'érouissage, allongement à rupture) [120].

Kim et Park s'intéressent, sur un même matériau, à l'influence des paramètres procédés tels que la taille d'incrément et la taille d'outil sur les limites de formage (figure 33) [121]. Ainsi, on devine aisément que pour un matériau donné, il est simpliste de donner une valeur absolue de la FLD_0 .

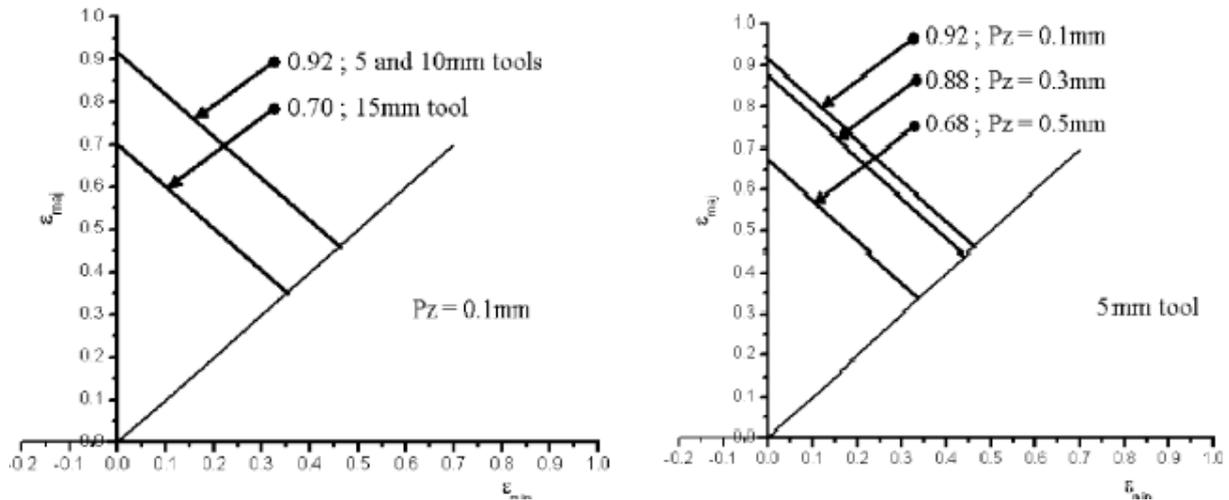


Figure I. 33 : FLD obtenues par Kim et Park pour différentes tailles d'outils et d'incrément [121]

Hussain propose un essai simple et réputé universel pour quantifier la FLD_0 des matériaux [122-125]. Il s'agit de former, avec un jeu de paramètres défini, un cône à génératrice curviligne (figure 34). Cette géométrie fait croître l'angle de formage tout au long du processus. Le modèle géométrique étant parfaitement décrit, on connaît en tout point (h_i, ρ_i) l'angle de formage local α_i . Lorsque la pièce se déchire, on relève la hauteur h_{rupt} à laquelle elle est intervenue et on en déduit la FLD_0 .

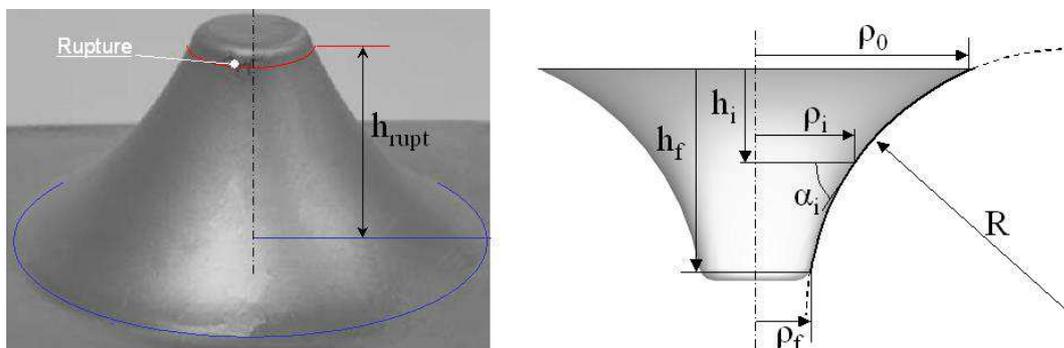


Figure I. 34 : schématisation de la géométrie et photographie d'une pièce formée pour la détermination de la FLD d'après la méthode de Hussain [122-124]

Les états de déformation au niveau de la rupture sont cependant légèrement différents de la traction large : ε_2 est ici légèrement positif, d'autant plus élevé que le rayon final ρ_f de la forme est petit. En faisant varier quelques paramètres géométriques de cette forme, il parvient à obtenir plusieurs couples de valeurs ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$) pour décrire de manière plus complète la FLD.

II.3.d.ii Réponses en effort de formage

Les efforts de formage augmentent logiquement avec la taille des incréments, l'épaisseur des tôles, l'angle de formage, et le diamètre d'outil [126]. Ambrogio considère l'effort de formage comme un indicateur du succès du procédé. Il propose un pilotage du procédé prenant en compte l'effort de formage pour réajuster le cas échéant la taille des incréments et ainsi prévenir la destruction de la pièce [127-129].

II.3.e Nouvelles stratégies de formage

Les stratégies multipasses permettent, elles aussi, d'améliorer encore les caractéristiques de formabilité des tôles, comme c'est le cas en emboutissage multipasse. Les angles de formage peuvent ainsi atteindre 90° [130]. La première passe répondant généralement à la loi du cosinus exprimée précédemment, il est judicieux de préformer la tôle pour une première répartition des déformations sur la pièce. Les passes suivantes utilisent au mieux cette nouvelle répartition pour l'obtention d'une pièce sans striction, avec l'épaisseur la plus contrôlée [131-133].

Par exemple, Young et Jeswiet étudient le formage de cônes avec plusieurs angles de formage et plus particulièrement les cônes à 70° obtenus en une ou plusieurs passes. Une passe de préformage bien exécutée permet une excellente répartition de l'épaisseur sur la pièce formée. Dans le cas contraire, il peut arriver que la pièce soit détruite par un phénomène de plissement en rabat (ou *fold-over*) [134].

Pour la fabrication de pièces présentant des formes de type convexe-concave, Formisano propose un formage en quatre phases avec retournement de la pièce, en ébauche et finition [135].

II.3.f Particularités liées au FI du titane

On relève l'utilisation de deux alliages de titane dans la littérature : l'alliage traditionnel TA6V (maintenant appelé Ti 6Al 4V), et le titane commercialement pur.

Le TA6V présente une limite élastique très élevée à l'ambiante, typiquement entre 850 et 900 MPa, et une déformation à rupture assez limitée (18% au maximum). Il présente de surcroît un écrouissage modéré. Toutes ses raisons amènent à penser qu'il s'agit d'un mauvais candidat pour un formage à froid et l'utilisation d'un chauffage localisé est très pertinente.

Duflou et son équipe rapportent avoir atteint, avec leurs paramètres de formage, des angles de dépouilles de 32° à froid et 56° avec chauffage laser dynamique, sur des feuilles de TA6V de 0,6 mm d'épaisseur [89, 136]. Ils utilisent un outil en carbure de tungstène revêtu et un système de lubrification par aspersion semblable à celui d'une machine outil.

Ambrogio travaille sur le même alliage avec un outil en acier rapide. Il procure un échauffement localisé de la tôle en faisant passer un fort courant à travers le contact outil-tôle. Le lubrifiant utilisé est du bisulfure de molybdène (MoS_2) en poudre. Il obtient un angle de formage de 45° , limité toutefois par des phénomènes de brûlure de la tôle lors de l'emploi de trop forts courants.

Palumbo forme lui aussi du TA6V en chauffant la tôle par l'intermédiaire du serre-flan et de la matrice. Cette technique procure cependant de forts gradients de température (150°C au centre de la tôle, et 900°C sur périphérie, près du serre flan). Il complète ce moyen de chauffage par une forte vitesse de rotation de l'outil. Il affirme qu'une grande vitesse de rotation de l'outil combinée à une taille d'incrément importante produit un échauffement suffisant pour procurer à la fois une augmentation de la formabilité du matériau et une diminution des phénomènes de retour élastique. Il précise cependant que l'état de surface se dégrade assez rapidement.

Hussain rapporte avoir effectué des essais de formabilité sur des feuilles de titane pur T35 (Grade 1) de 1 mm d'épaisseur. Il obtient des angles de formage maximums de 60 à 65° , variables selon les paramètres fixés. Il en étudie aussi les problématiques de tribologie et l'on se rend compte que les phénomènes d'usure adhésive constatés sur l'outillage lors d'un formage à sec sont très importants. Le problème est résolu en utilisant des tôles anodisées et enduites de graisse chargée de 25% de MoS_2 . L'usure de l'outil tend à s'annuler et l'état de surface de la tôle s'en voit amélioré [137, 138].

II.4 Conclusion

Facile à mettre en œuvre mais difficile à maîtriser, le formage incrémental fait l'objet de nombreuses études à travers le monde. Cette revue bibliographique a donc présenté le procédé et ses nombreuses variantes. Ont été abordés les problématiques industrielles et scientifiques, avec les différentes approches qui ont permis d'étudier le FI ces dix dernières années. D'une part, les travaux explorant la « formabilité » des matériaux, cherchant à déterminer des courbes limites de formage, d'une manière très similaire à ce qui se pratique dans le domaine de l'emboutissage. D'autre part, les études concernant le pilotage, la surveillance et la stratégie de construction de trajectoires pour optimiser la précision géométrique des pièces, leurs qualité de surface et leur santé, ou encore les temps de cycles. Enfin, les expérimentations et simulations numériques visant à améliorer la compréhension de l'interaction outil-tôle, la génération des déformations ou encore les états de contraintes générés dans la tôle.

De manière générale, il semble que les travaux sur ce dernier sujet ne soient pas pléthoriques. Et bien peu d'études se proposent d'étudier le procédé par le biais de la caractérisation de la réponse microstructurale du matériau, démarche qui a été entamée sur quelques échantillons dans la thèse de N. Decultot [101]. On l'a vu, quelques auteurs se sont aussi intéressés à l'analyse des déformations et des chemins de déformation rencontrés en FI par des approches expérimentales utilisant la mesure de champs, avec des résultats encourageants [103]. L'objet de la présente thèse est donc de permettre une compréhension du FI par ces voies, peu usitées dans ce domaine jusqu'à présent.

Références bibliographiques

1. Boyer, R.R., *An overview on the use of titanium in the aerospace industry*. Material Science and Engineering A, 1996. **213**: p. 103-114.
2. Lütjering, G. and J.C. Williams, *Titanium*. 2nd ed. 2007: Springer.
3. Donachie, M.J., ed. *Titanium: A Technical Guide, 2nd Edition*. 2000, ASM International. 381.
4. Baur, G. and P. Lehr, *Influence spécifique de l'oxygène sur quelques propriétés physiques, les caractéristiques mécaniques et la dynamique de déformation plastique du titane de haute pureté*. Journal of the Less Common Metals, 1980. **69**(1): p. 203-218.
5. Jourdan, C., et al., *In situ statistical study of the nucleation, the variant selection and the orientation memory effect during the α - β titanium martensitic transformation*. Journal of Materials Science, 1991. **26**(16): p. 4355-4360.
6. Frost, H.J. and M.F. Ashby, *Deformation-mechanism maps : the plasticity and creep of metals and ceramics*. Oxford ; Paris [etc.] : Pergamon Press ed. 1982.
7. Okazaki, K., T. Odawara, and H. Conrad, *Deformation mechanism map for titanium*. Scripta Metallurgica, 1977. **11**(6): p. 437-440.
8. Meyers, M.A., O. Vohringer, and V.A. Lubarda, *The onset of twinning in metals: a constitutive description*. Acta Materialia, 2001. **49**(19): p. 4025-4039.
9. Fisher, E.S. and C.J. Renken, *Single-Crystal Elastic Moduli and the hcp -> bcc Transformation in Ti, Zr, and Hf*. Physical Review, 1964. **135**(2A): p. A482-A494.
10. Benoit, M., et al., *Simulation à l'échelle atomique des dislocations dans les matériaux : approches ab initio et semi-empirique*. 2006, CEMES/CNRS.
11. Tarrat, N., M. Benoit, and J. Morillo, *Core structure of screw dislocations in hcp Ti: an ab initio DFT study*. International Journal of Materials Research, 2009. **100**(3): p. 329-332.
12. Tromans, D., *Elastic anisotropy of HCP metal crystals and polycrystals*. International Journal of Research and Reviews in Applied Sciences, 2011. **6**(4).
13. Conrad, H., *Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium*. Progress in Materials Science, 1981. **26**(2-4): p. 123-403.
14. Battaini, M., *Deformation Behaviour and Twinning Mechanisms of Commercially Pure Titanium Alloys*, in *Department of Materials Engineering*. 2008, Monash University. p. 275.
15. Lebensohn, R. and C. Tomé, *A study of stress state associated with twinning nucleation and propagation in anisotropic materials*. Philosophical Magazine A, 1993. **67**: p. 187-206.
16. Churchman, A.T. *The Slip Modes of Titanium and the Effect of Purity on their Occurrence during Tensile Deformation of Single Crystals*. in *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences* 1954.
17. Bacon, D.J. and J.W. Martin, *The atomic-structure of dislocations in hcp metals .1. Potentials and unstressed crystals*. Philosophical Magazine a-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties, 1981. **43**(4): p. 883-900.
18. Bacon, D.J. and J.W. Martin, *The atomic-structure of dislocations in hcp metals .2. Behavior of the core under an applied stress*. Philosophical Magazine a-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties, 1981. **43**(4): p. 901-909.
19. Legrand, B., *Relation between the electronic-structure and ease of gliding in hexagonal close-packed metals*. Philosophical Magazine B-Physics of Condensed Matter Statistical Mechanics Electronic Optical and Magnetic Properties, 1984. **49**(2): p. 171-184.
20. Tanaka, E. and H. Conrad, *Dislocation Velocity in Alpha Titanium*. Acta Metallurgica, 1971. **19**: p. 1001-1008.

21. Farenc, S., D. Caillard, and A. Couret, *An in situ study of prismatic glide in alpha titanium at low temperatures*. Acta Metallurgica et Materialia, 1993. **41**(9): p. 2701-2709.
22. Farenc, S., D. Caillard, and A. Couret, *A new model for the peak of activation area of alpha-titanium*. Acta Metallurgica et Materialia, 1995. **43**(10): p. 3669-3678.
23. Farenc, S., *Etude des Mécanismes de Déformation du Titane et de l'Alliage TiAl*, in CEMES / CNRS. 1992, Université Paul Sabatier. p. 207.
24. Naka, S., et al., *The low temperature plastic deformation of α -titanium and the core structure of a-type screw dislocation*. Philosophical Magazine A, 1988. **57**(5): p. 717-740.
25. Liu, Z. and G. Welsch, *Literature Survey on Diffusivities of Oxygen, Aluminum, and Vanadium in Alpha Titanium, Beta Titanium, and in Rutile*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1988. **19**(4): p. 1121-1125.
26. Simbi, D.J. and J.C. Scully, *The effect of residual interstitial elements and iron on mechanical properties of commercially pure titanium*. Materials Letters, 1996. **26**: p. 35-39.
27. Sakai, T. and M.E. Fine, *Plastic deformation of Ti-Al single crystals in prismatic slip*. Acta Metallurgica, 1974. **22**: p. 1359-1372.
28. Williams, J., R. Baggerly, and N. Paton, *Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002. **33**(13): p. 837-850.
29. Castany, P., et al., *Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy*. Acta Materialia, 2007. **55**(18): p. 6284-6291.
30. Stevenson, R. and J.F. Breedis, *Cyclic deformation of commercial-purity titanium*. Acta Metallurgica, 1975. **23**: p. 1419-1429.
31. Stevenson, R., *The Low-Cycle Fatigue Behaviour of Alpha-Titanium*, in Massachusetts Institute of Technology. 1972, University of Glasgow. p. 154.
32. Dickson, J.I., J. Ducher, and A. Plumtree, *Cyclic Behavior and Delayed Softening of Commercial Purity Titanium*. Metallurgical Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, 1976. **7**(10): p. 1559-1565.
33. Tan, X., et al., *Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part I. Orientation dependence of stress-strain response*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998. **29**(2): p. 507-512.
34. Tan, X., et al., *Cyclic deformation behavior of high-purity titanium single crystals: Part II. Microstructure and mechanism*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998. **29**(2): p. 513-518.
35. Christian, J.W. and S. Mahajan, *Deformation Twinning Materials*. 1995: Pergamon Press.
36. Komninou, P., et al., *A dislocation mechanism for the growth of twins in deformed HCP metals*. Journal de Physique, 1990. **51**(Colloque C1): p. 215-219.
37. Wang, L., et al., *Twin Nucleation by Slip Transfer across Grain Boundaries in Commercial Purity Titanium*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010. **41**(2): p. 421-430.
38. Niewczas, M., *Lattice correspondence during twinning in hexagonal close-packed crystals*. Acta Materialia. **58**(17): p. 5848-5857.
39. Akhtar, A., *Basal slip and twinning in α -titanium single crystals*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1975. **6**(4): p. 1105-1113.
40. Yoo, M., *Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals*. Metallurgical and Materials Transactions A, 1981. **12**(3): p. 409-418.
41. Paton, N. and W. Backofen, *Plastic deformation of titanium at elevated temperatures*. Metallurgical and Materials Transactions B, 1970. **1**(10): p. 2839-2847.
42. Salem, A.A., S.R. Kalidindi, and R.D. Doherty, *Strain hardening of titanium: role of deformation twinning*. Acta Materialia, 2003. **51**(14): p. 4225-4237.
43. Salem, A.A., S.R. Kalidindi, and R.D. Doherty, *Strain hardening regimes and microstructure evolution during large strain compression of high purity titanium*. Scripta Materialia, 2002. **46**(6): p. 419-423.

44. Nemat-Nasser, S., W.G. Guo, and J.Y. Cheng, *Mechanical properties and deformation mechanisms of a commercially pure titanium*. Acta Materialia, 1999. **47**(13): p. 3705-3720.
45. Cheng, J. and S. Nemat-Nasser, *A model for experimentally-observed high-strain-rate dynamic strain aging in titanium*. Acta Materialia, 2000. **48**(12): p. 3131-3144.
46. Chichili, D.R., K.T. Ramesh, and K.J. Hemker, *The high-strain-rate response of alpha-titanium: Experiments, deformation mechanisms and modeling*. Acta Materialia, 1998. **46**(3): p. 1025-1043.
47. Gray III, G.T., *Influence of Strain Rate and Temperature on the Structure. Property Behavior of High-Purity Titanium*. Journal de Physique, 1997. **IV**(Colloque C3): p. 423-428.
48. Lecomte, J.-S., *Etude de la Plasticité de l'Alliage TA6V entre 25°C et 800°C*, in *Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique*. 2000, Université de Metz. p. 164.
49. Shin, D.H., I. Kim, and J. Kim, *Deformation mechanisms of pure Ti during equal channel angular pressing*. Metals and Materials International, 2002. **8**(6): p. 513-518.
50. Yapici, G.G., I. Karaman, and H.J. Maier, *Mechanical flow anisotropy in severely deformed pure titanium*. Materials Science and Engineering: A, 2006. **434**(1-2): p. 294-302.
51. Kocks, U., C. Tome, and H. Wenk, *Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties*. 1998: Cambridge University Press. 692.
52. Wenk, H. and P. Van Houtte, *Texture and anisotropy*. Reports on Progress in Physics, 2004. **67**: p. 1367-1428.
53. Tenckhoff, E., *Deformation mechanisms, texture and anisotropy in Zr and zircalloy*, ed. A. International. Vol. STP 966. 1988. 77.
54. Grewen, J. *Textures of Hexagonal Metals and Alloys and Their Influence on Industrial Application*. in *Conference on Texture*. 1973. Pont-a-Mousson
55. Wang, Y.N. and J.C. Huang, *Texture analysis in hexagonal materials*. Materials Chemistry and Physics, 2003. **81**: p. 11-26.
56. Wagner, F., et al., *Evolution of recrystallisation texture and microstructure in low alloyed titanium sheets*. Acta Materialia, 2002. **50**: p. 1245-1259.
57. Dewobroto, N., *Etude de l'Evolution de Texture lors de la Recrystallisation et de la Croissance de Grains d'Alliages de Titane et de Zirconium*, in *Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique*. 2004, l'Université de Metz. p. 173.
58. Lee, H.P., C. Esling, and H.G. Bunge, *Development of the Rolling Texture in Titanium*. Textures and Microstructures, 1988. **7**: p. 317-337.
59. Castello Branco, G.A., *Effect of Thermo-Mechanical Treatment on Texture Evolution of Polycrystalline Alpha Titanium*. 2005, Florida state University. p. 99.
60. Brandes, M.C., et al., *The effect of oxygen and stress state on the yield behavior of commercially pure titanium*. Materials Science and Engineering: A, 2012. **551**(0): p. 13-18.
61. Fromm, B.S., et al., *Grain size and orientation distributions: Application to yielding of alpha-titanium*. Acta Materialia, 2009. **57**(8): p. 2339-2348.
62. Philippe, M.J., et al., *Modeling of Texture Evolution for Materials of Hexagonal Symmetry .2. Application to Zirconium and Titanium Alpha-Alloys Or Near-Alpha-Alloys*. Acta Metallurgica Et Materialia, 1995. **43**(4): p. 1619-1630.
63. Fundenberger, J.J., et al., *Modelling and prediction of mechanical properties for materials with hexagonal symmetry (zinc, titanium and zirconium alloys)*. Acta Materialia, 1997. **45**(10): p. 4041-4055.
64. Philippe, M.J., E. Bouzy, and J.J. Fundenberger, *Textures and Anisotropy of Titanium Alloys*. Materials Science Forum, 1998. **273 - 275**: p. 511-522.
65. Nixon, M.E., O. Cazacu, and R.A. Lebensohn, *Anisotropic response of high-purity [alpha]-titanium: Experimental characterization and constitutive modeling*. International Journal of Plasticity, 2009.

66. Brewer, W.D., R.K. Bird, and T.A. Wallace, *Titanium alloys and processing for high speed aircraft*. Materials Science and Engineering A, 1998. **243**: p. 299-304.
67. Han, W., K. Zhang, and G. Wang, *Superplastic forming and diffusion bonding for honeycomb structure of Ti-6Al-4V alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. **183** p. 450-454.
68. Queheillalt, D.T. and H.N.G. Wadley, *Titanium alloy lattice truss structures*. Materials and Design 2009. **30**: p. 1966-1975.
69. Xun, Y.W. and M.J. Tan, *Applications of superplastic forming and diffusion bonding to hollow engine blades* Journal of Materials Processing Technology, 2000. **99** p. 80-85.
70. Harada, Y., T. Araki, and T. Tsuda, *Formability of Pure Titanium Long-cup by Multi-stage Deep Drawing*. Materials Science Forum, 2010. **654-656**: p. 1307-1310.
71. Mori, K., et al., *Multi-Stage Cold Deep Drawing of Long Pure Titanium Cups Using Coloured Sheets for Prevention of Seizure*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2003. **52**(1): p. 237-240.
72. Liu, J.M. and S.S. Chou, *Study on the microstructure and formability of commercially pure titanium in two-temperature deep drawing*. Journal of Materials Processing Technology, 1999. **95**(1-3): p. 65-70.
73. Martins, P.A.F., et al., *Theory of single point incremental forming*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2008. **57**(1): p. 247-252.
74. Ambrogio, G., et al., *Application of Incremental Forming process for high customised medical product manufacturing*. Journal of Materials Processing Technology, 2005. **162**: p. 156-162.
75. Allwood, J.M., G.P.F. King, and J. Dufloy, *A structured search for applications of the incremental sheet-forming process by product segmentation*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture, 2005. **219**(2): p. 239-244.
76. Araghi, B.T., et al., *Investigation into a new hybrid forming process: Incremental sheet forming combined with stretch forming*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2009. **58**(1): p. 225-228.
77. Voswinckel, H., et al., *Design for Manufacture Based on an Integrated Product Process Design Model*. Key Engineering Materials, 2011. **473 (Sheet Metal 2011)**: p. 799-806.
78. Ambrogio, G., et al., *Influence of some relevant process parameters on the dimensional accuracy in incremental forming: a numerical and experimental investigation*. Journal of Materials Processing Technology, 2004. **153**: p. 501-507.
79. Ambrogio, G., et al., *An analytical model for improving precision in single point incremental forming*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. **191**(1-3): p. 92-95.
80. Ambrogio, G., et al., *A simple approach for reducing profile diverting in a single point incremental forming process*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture, 2005. **219**(11): p. 823-830.
81. Attanasio, A., et al., *Comparison between SPIF with Robot and CNC Machine*. Key Engineering Materials, 2011. **473**: p. 929-936.
82. Callegari, M., et al., *Sheet Incremental Forming: Advantages of Robotised Cells vs. CNC Machines*, in *Industrial Robotics: Programming, Simulation and Applications*, L.K. Huat, Editor. 2006, Pro Literatur Verlag.
83. AMINO. http://www.aminonac.ca/product_e/dieless_specs.asp. [cited.
84. Marabuto, S.R., et al., *Finding the Best Machine for SPIF Operations - a Brief Discussion*. Key Engineering Materials, 2011. **473 (Sheet Metal 2011)**: p. 861-868.
85. Franzen, V., et al., *Dyna-Die : Towards Full Kinematic Incremental Forming*, in *ESAFORM*. 2008: Lyon.
86. Meier, H., et al., *Increasing the part accuracy in dieless robot-based incremental sheet metal forming*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2009. **58**(1): p. 233-238.

87. Strano, M., *Technological Representation of Forming Limits for Negative Incremental Forming of Thin Aluminum Sheets*. Journal of Manufacturing Processes, 2005. **7**(2): p. 122-129.
88. Attanasio, A., et al., *Asymmetric two points incremental forming: Improving surface quality and geometric accuracy by tool path optimization*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **197**(1-3): p. 59-67.
89. Duflou, J.R., et al., *Improved SPIF performance through dynamic local heating*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2008. **48**(5): p. 543-549.
90. Zeng, Z., Y. Zhang, and S. Jonsson, *Deformation behaviour of commercially pure titanium during simple hot compression*. Materials & Design, 2009. **30**(8): p. 3105-3111.
91. Fan, G.Q., et al., *Electric hot incremental forming: A novel technique*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2008. **48**(15): p. 1688-1692.
92. Park, J., et al., *Study of Forming Limit for Rotational Incremental Sheet Forming of Magnesium Alloy Sheet*. Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science, 2010. **41A**(1): p. 97-105.
93. Ji, Y.H. and J.J. Park, *Formability of magnesium AZ31 sheet in the incremental forming at warm temperature*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **201**(1-3): p. 354-358.
94. Durante, M., et al., *The influence of tool rotation on an incremental forming process*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(9): p. 4621-4626.
95. Jeswiet, J., et al., *Asymmetric single point incremental forming of sheet metal*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2005. **54**(2): p. 623-649.
96. Ziran, X., et al., *The performance of flat end and hemispherical end tools in single-point incremental forming*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010. **46**(9-12): p. 1113-1118.
97. Allwood, J.M. and D.R. Shouler, *Paddle forming: a novel class of sheet metal forming processes*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2007. **56**(1): p. 257-260.
98. Petek, A., et al., *Comparison of alternative approaches of single point incremental forming processes*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(4): p. 1810-1815.
99. Marciniak, Z., S.J. Hu, and J.L. Duncan, *Mechanics of Sheet Metal Forming*. 2002: Butterworth-Heinemann. 211.
100. Decultot, N., et al. *Single point incremental sheet forming investigated by in-process 3D digital image correlation*. in *14th International Conference on Experimental Mechanics (ICEM'14)*. 2010. Poitiers (France).
101. Decultot, N., *Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement*, in *ICA / CROMEP*. 2009, UPS Toulouse: Albi. p. 206.
102. Duflou, J.R., et al., *Twist revisited: Twist phenomena in single point incremental forming*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2010. **59**(1): p. 307-310.
103. Vasilakos, I., et al., *Investigation of Deformation Phenomena in SPIF Using an In-Process DIC Technique*. Sheet Metal 2009, 2009. **410-411**: p. 401-409.
104. Eyckens, P., et al., *Strain evolution in the single point incremental forming process: digital image correlation measurement and finite element prediction*. International Journal of Material Forming, 2010. **4**(1): p. 55-71.
105. Emmens, W.C., G. Sebastiani, and A.H. van den Boogaard, *The technology of Incremental Sheet Forming-A brief review of the history*. Journal of Materials Processing Technology, 2010. **210**(8): p. 981-997.
106. Echrif, S.B.M. and M. Hrairi, *Research and Progress in Incremental Sheet Forming Processes*. Materials and Manufacturing Processes, 2011. **26**(11): p. 1404-1414.
107. Aerens, R., et al., *Force prediction for single point incremental forming deduced from experimental and FEM observations*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010. **46**(9-12): p. 969-982.

108. Emmens, W.C. and A.H. van den Boogaard, *An overview of stabilizing deformation mechanisms in incremental sheet forming*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(8): p. 3688-3695.
109. Emmens, W.C., D.H. van der Weijde, and A.H. van den Boogaard. *The FLC, enhanced formability, and incremental forming*. in *IDDRG 2009*. 2009. Golden, USA.
110. Emmens, W.C. and A.H. van den Boogaard, *Incremental forming by continuous bending under tension-An experimental investigation*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(14): p. 5456-5463.
111. Hadoush, A., A.H. van den Boogaard, and W.C. Emmens, *A numerical investigation of the continuous bending under tension test*. Journal of Materials Processing Technology, 2011. **211**(12): p. 1948-1956.
112. Silva, M.B., *et al.*, *Single point incremental forming of tailored blanks produced by friction stir welding*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(2): p. 811-820.
113. Jackson, K.R., J.M. Allwood, and M. Landert, *Incremental forming of sandwich panels*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **204**(1-3): p. 290-303.
114. Galdos, L., *et al.*, *Incremental forming of sandwich materials*. Key Engineering Materials, 2012. **504-506**: p. 931-936.
115. Martins, P.A.F., *et al.*, *Single point incremental forming of polymers*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2009. **58**(1): p. 229-232.
116. Franzen, V., *et al.*, *Single point incremental forming of PVC*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(1): p. 462-469.
117. Palumbo, G. and M. Brandizzi, *Experimental investigations on the single point incremental forming of a titanium alloy component combining static heating with high tool rotation speed*. Materials & Design, 2012. **40**: p. 43-51.
118. Hagan, E. and J. Jeswiet, *Analysis of surface roughness for parts formed by computer numerical controlled incremental forming*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture, 2004. **218**(10): p. 1307-1312.
119. Filice, L., L. Fratini, and F. Micari, *Analysis of material formability in incremental forming*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2002. **51**(1): p. 199-202.
120. Fratini, L., *et al.*, *Influence of mechanical properties of the sheet material on formability in single point incremental forming*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2004. **53**(1): p. 207-210.
121. Kim, Y.H. and J.J. Park, *Effect of process parameters on formability in incremental forming of sheet metal*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. **130**: p. 42-46.
122. Hussain, G., L. Gao, and N.U. Dar, *An experimental study on some formability evaluation methods in negative incremental forming*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. **186**(1-3): p. 45-53.
123. Hussain, G. and L. Gao, *A novel method to test the thinning limits of sheet metals in negative incremental forming*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2007. **47**(3-4): p. 419-435.
124. Hussain, G., *et al.*, *The effect of variation in the curvature of part on the formability in incremental forming: An experimental investigation*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2007. **47**: p. 2177-2181.
125. Hussain, G., *et al.*, *A new formability indicator in single point incremental forming*. Journal of Materials Processing Technology, 2009. **209**(9): p. 4237-4242.
126. Duflou, J., *et al.*, *Experimental study on force measurements for single point incremental forming*. Journal of Materials Processing Technology, 2007. **189**(1-3): p. 65-72.
127. Ambrogio, G., L. Filice, and F. Micari, *A force measuring based strategy for failure prevention in incremental forming*. Journal of Materials Processing Technology, 2006. **177**(1-3): p. 413-416.

128. Filice, L., G. Ambrogio, and F. Micari, *On-line control of single point incremental forming operations through punch force monitoring*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2006. **55**(1): p. 245-248.
129. Petek, A., K. Kuzman, and B. Suhac, *Autonomous on-line system for fracture identification at incremental sheet forming*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2009. **58**(1): p. 283-286.
130. Iseki, H. and T. Naganawa, *Vertical wall surface forming of rectangular shell using multistage incremental forming with spherical and cylindrical rollers*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. **130**: p. 675-679.
131. Hagan, E. and J. Jeswiet, *A review of conventional and modern single-point sheet metal forming methods*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture, 2003. **217**(2): p. 213-225.
132. Hirt, G., *et al.*, *Forming strategies and process modelling for CNC incremental sheet forming*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2004. **53**(1): p. 203-206.
133. Hirt, *et al.*, *A new forming strategy to realise parts designed for deep-drawing by incremental CNC sheet forming*. Vol. 76. 2005, Düsseldorf, ALLEMAGNE: Verlag Stahleisen. 7.
134. Young, D. and J. Jeswiet, *Wall thickness variations in single-point incremental forming*. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture, 2004. **218**(11): p. 1453-1459.
135. Formisano, A., *et al.* *Manufacture of a component with concave-convex shape by backdrawing incremental forming process*. in *IPROMS*. 2009.
136. Duflou, J.R., *et al.*, *Laser assisted incremental forming: Formability and accuracy improvement*. Cirp Annals-Manufacturing Technology, 2007. **56**(1): p. 273-276.
137. Hussain, G., L. Gao, and Z.Y. Zhang, *Formability evaluation of a pure titanium sheet in the cold incremental forming process*. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008. **37**(9-10): p. 920-926.
138. Hussain, G., *et al.*, *Tool and lubrication for negative incremental forming of a commercially pure titanium sheet*. Journal of Materials Processing Technology, 2008. **203**(1-3): p. 193-201.

Chapitre 2 :

Caractérisation mécanique et microstructurale des tôles de T40

Ce chapitre présente tout d'abord le matériau et les principaux moyens expérimentaux mis en œuvre dans ce travail et permettant d'effectuer une étude d'une part microstructurale et d'autre part mécanique ; y sont rappelées les techniques de caractérisation microscopiques (MEB et MET), la diffraction de rayons X et les méthodes de corrélation d'images.

La deuxième partie présente les résultats des analyses microstructurales du matériau à l'état de réception.

La troisième partie rassemble les caractérisations du comportement mécanique macroscopique (par des essais de traction conventionnels), ainsi que les réponses microstructurales du matériau à des échelles plus fines

- à l'échelle « mésoscopique » par des essais de traction monotone *in situ* sous MEB, pour quantifier le comportement du polycristal.
- à l'échelle micro / nanoscopique, par des essais *in situ* sous MET, pour l'étude des micromécanismes de déformation.

Sommaire

I. Moyens expérimentaux pour une étude multi-échelles	57
I.1 Matériau.....	57
I.2 Moyens d'analyse microstructurale	57
I.2.a Techniques de radiocristallographie.....	57
I.2.b Techniques de microscopie électronique	60
I.3 Moyens de caractérisation mécanique	65
I.4 Corrélations d'Images Numériques.....	66
I.4.a Principe général.....	67
I.4.b Stéréo-corrélation d'images	67
I.4.c Méthodologie de calcul dans le logiciel VIC®	69
I.4.d Résolutions spatiales et limitations	70
I.4.e Cas particulier de la corrélation d'images MEB.....	72
II. Analyses microstructurales	75
II.1 Morphologie et structure des grains	75
II.2 Texture cristallographique.....	78
II.3 Conclusions	78
III. Comportement mécanique.....	79
III.1 Comportement mécanique macroscopique	79
III.1.a Effet d'orientation / Anisotropie.....	80
III.1.b Sensibilité à la vitesse / Viscoplasticité.....	82
III.1.c Conclusions	84
III.2 Micromécanismes de déformation	85
III.2.a Méthode expérimentale.....	85
III.2.b Mécanismes de déformation et effets d'orientation.....	86
III.2.c Discussion	89
III.2.d Conclusions	89
III.3 Déformations mésoscopiques.....	90
III.3.a Méthodes expérimentales	90
III.3.b Mesures de champs de déformations <i>in situ</i>	93
III.4 Conclusions	98
Références bibliographiques.....	99

I. Moyens expérimentaux pour une étude multi-échelles

I.1 Matériau

Le matériau employé dans cette étude est le titane T40 sous forme de tôles d'une épaisseur de 0,8 mm, fournies par Aubert & Duval. Elles sont produites par TIMET aux USA sous la référence TIMETAL T50 A et la composition chimique précise de la coulée dont elles sont issues est détaillée dans le tableau 1. Elles ont été laminées à froid selon la spécification W9517. Le traitement thermique qu'elles ont subi ensuite est un *Mill Anneal*, un recuit standard exécuté à l'élaboration de la tôle.

Ep,tôle / n° coulée		Fe (m%)	C (m%)	O (m%)	N (m%)	H (m%)
0,8 mm / H11330	Haut	0,12%	0,014%	0,090%	0,002%	0,011%
	Bas	0,130%	0,017%	0,100%	0,004%	0,013%
	Moyenne	0,125%	0,016%	0,095%	0,003%	0,012%
Maxima admissibles		0,300%	0,080%	0,250%	0,030%	0,015%

Tableau II. 1: Composition chimique de la coulée dont sont issues les tôles de l'étude

I.2 Moyens d'analyse microstructurale

Les analyses microstructurales font appel à une large gamme de techniques de caractérisation. Dans cette étude, on fait largement appel aux microscopes électroniques à balayage et en transmission. On rappellera ici très succinctement les principes de fonctionnement des deux microscopes électroniques pour mieux comprendre leurs particularités et leurs domaines d'utilisation. Pour l'obtention de données de textures, et donc de mesures plus globales, on fera appel à la diffraction de rayons X, présentée maintenant.

I.2.a Techniques de radiocristallographie

L'analyse de la cristallographie de matériaux métalliques repose sur le principe de la diffraction de rayons X par le réseau cristallin du matériau. Comme pour l'interaction faisceau d'électron / matière détaillé plus loin, le faisceau de rayons X va interagir avec le matériau. Il peut être transmis, absorbé, ou diffracté. Dans le cas de la diffraction, celle-ci intervient lorsque les conditions de la loi de Bragg sont satisfaites :

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

Avec λ la longueur d'onde et θ l'angle d'incidence du faisceau de rayons X, d_{hkl} la distance interréticulaire d'une famille de plans cristallins (hkl) et n un entier positif appelé ordre de la diffraction. La figure 1 illustre cette relation. En relevant l'intensité de faisceau diffracté pour un angle 2θ variant entre 10 et 170°, on peut ainsi obtenir un spectre de diffraction du cristal considéré (figure 2).

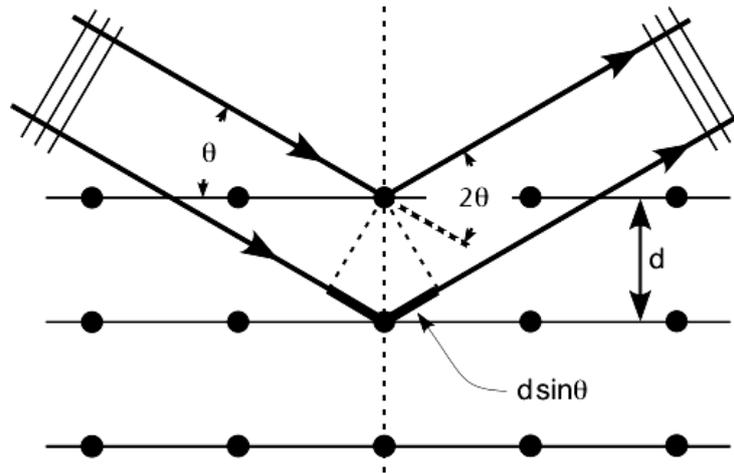


Figure II. 1 : Schématisation des conditions de Bragg

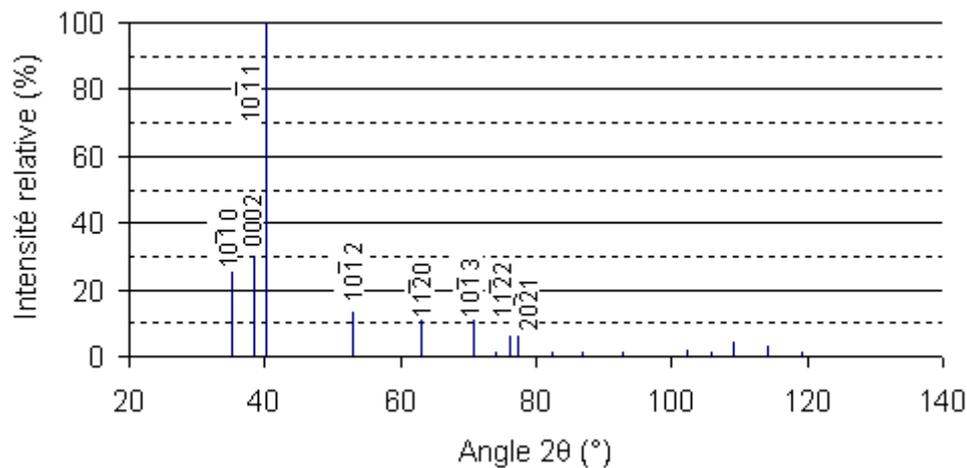


Figure II. 2 : Spectre de diffraction du titane, d'après la fiche JCPDS 44-1294 (anticathode Cuivre : $K\alpha$ (Cu) = 1,54056 Å)

L'analyse de la texture du matériau consiste à rechercher l'orientation de quelques plans cristallographiques caractéristiques de la maille (ici hexagonale) sur un très grand nombre de grains (pour obtenir une information statistique). Dans notre caractérisation du titane α , on s'attachera à analyser les familles de plans suivantes : Basal {0002}, Prismatique $\{10\bar{1}0\}$ et pyramidal Π_1 $\{10\bar{1}1\}$. Dans cette étude, on utilise un faisceau monochromatique issu d'une anticathode de cuivre ($K\alpha$ (Cu) = 1,54056 Å), sous une tension de 45 kV et une intensité de 40 mA. Ainsi les plans précédemment cités diffracteront pour des angles 2θ de 35,09°, 38,42° et 40,17° respectivement. La procédure employée pour l'obtention des figures de pôles est la suivante : pour un angle $\theta - 2\theta$ fixé, correspondant à un plan cristallographique donné, l'échantillon va être analysé sous plusieurs orientations en faisant varier les angles φ et ψ du porte-échantillon (figure 3). La cartographie de l'intensité $I(\varphi, \psi)$ donnera alors une première information sur les orientations préférentielles des grains.

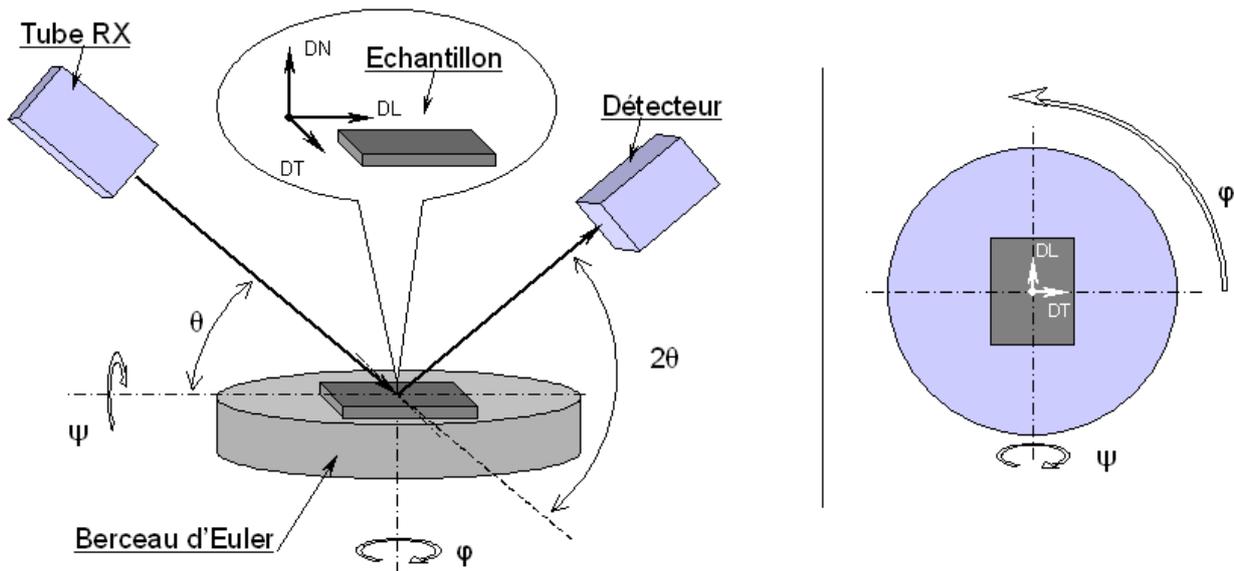


Figure II. 3 : Schématisation de la configuration du diffractomètre lors des analyses de textures

Les présentes analyses de texture cristallographique ont été menées au moyen d'un diffractomètre de rayons X Philips X'pert, configuré en faisceau quasi-parallèle. Le faisceau incident est préalablement corrigé par des fentes divergentes programmables, pour tenter de conserver une surface de la zone d'analyse constante, en compensant l'inclinaison ψ du porte échantillon au cours de la mesure. Le faisceau diffracté est filtré à travers un monochromateur associé à un collimateur, avant le détecteur proportionnel ponctuel. Cette configuration est illustrée à la figure 4. La rotation φ dans le plan de l'échantillon sera effectuée entre 0 et 360°, par pas de 5° ; l'inclinaison ψ ne dépassera pas 70°, et s'effectuera par incréments de 5°. Les intensités du faisceau diffracté sont ainsi collectées pour tous les couples (φ, ψ) , avec un temps d'acquisition de 190 secondes par position.

Ces données sont ensuite retraitées à l'aide du logiciel X'Pert Texture de PANalytical. Les figures de pôles brutes obtenues pour les 3 plans analysés sont ensuite corrigées de leur bruit de fond et des effets de défocalisation du faisceau. Elles sont ensuite confrontées pour en soustraire les éventuelles incohérences et en déduire une fonction de distribution des orientations (FDO). Notons cependant que pour obtenir une FDO fiable, il est nécessaire d'analyser cinq figures de pôles, ce qui n'a pas été possible ici. Toutes les figures de pôles obtenues par diffraction de rayons X présentées dans la suite du manuscrit sont issues de ce traitement.

Les échantillons ont été préparés pour enlever la couche d'oxyde superficielle et un éventuel écrouissage de surface. Celle-ci a été polie d'un seul côté avec une gamme voisine de celle présentée ci-dessous, à savoir un prépolissage aux abrasifs SiC jusqu'au grain 1200 puis un polissage fin à l'abrasif diamanté 6 μm .

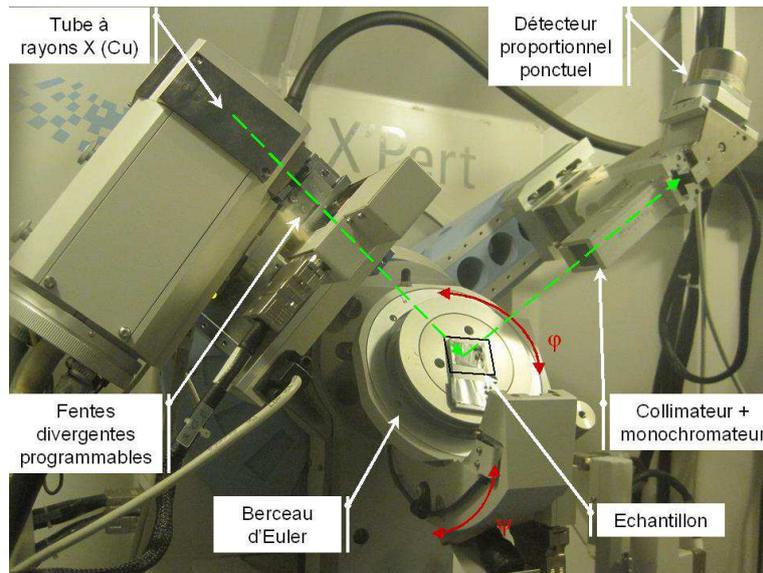


Figure II. 4 : Configuration du diffractomètre pour l'analyse de textures

I.2.b Techniques de microscopie électronique

Avant de détailler les particularités de chacun des microscopes, il est nécessaire de faire un point rapide sur l'interaction faisceau d'électrons - matière. Lors de l'impact d'un faisceau d'électron sur une cible matérielle, plusieurs interactions se produisent. La cible devient alors la source d'émissions de rayonnements et de particules (figure 5).

I.2.b.i Microscopie Electronique à Balayage

Le microscope à balayage (MEB) met en jeu un faisceau d'électrons accéléré et focalisé, qui est piloté de manière à balayer la surface à observer. L'interaction faisceau-matière va produire, entre autres, l'éjection d'électrons du matériau considéré. Les électrons secondaires et rétrodiffusés seront captés pour la reconstruction de l'image.

Les électrons secondaires, d'une énergie assez faible, sont produits par l'interaction des électrons du faisceau incident (électrons primaires) avec les électrons faiblement liés de la couche de valence, et renseigneront surtout de la topologie de l'échantillon. Ils sont issus des premiers nanomètres de la surface de l'échantillon.

Les électrons rétrodiffusés, d'une énergie plus élevée, sont issus de l'interférence avec les couches électroniques profondes des atomes cibles, et sont donc sensibles au nombre de charges de l'atome (Z , numéro atomique). Ils peuvent ainsi renseigner de la composition chimique des zones analysées (plus Z est élevé, plus le taux de rétrodiffusion augmente) et c'est leur utilisation la plus courante¹. Ils proviennent d'une plus grande profondeur, voisine du micromètre et offrent alors une résolution d'autant moins importante.

Le MEB donne ainsi une image en contraste topologique et/ou chimique de la surface d'un échantillon. Dans notre cas, le titane étant pur et monphasé, il s'agit

¹ Notons cependant qu'on est en mesure de fournir une image de la topographie de l'échantillon en électrons rétrodiffusés, sachant que le taux de rétrodiffusion croît avec l'angle d'incidence du faisceau primaire.

uniquement d'un contraste de topologie, créé par une attaque chimique préalable de l'échantillon.

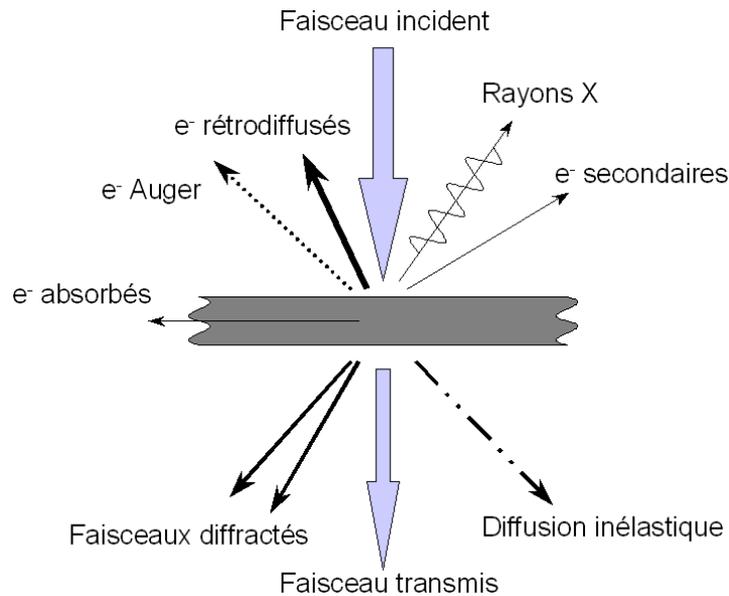


Figure II. 5 : Schématisation des particules et rayonnements mis en jeu dans l'interaction faisceau d'électron - matière

1.2.b.ii Technique d'imagerie en orientation sous MEB : EBSD

La diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD pour *Electron BackScattered Diffraction*) est une technique d'imagerie MEB qui permet d'obtenir une information locale liée à la cristallographie de la zone observée. Elle est basée sur l'indexation (automatisée) de clichés de diffractions issus de l'interaction électron-matière. Pour ce faire, l'échantillon à observer est incliné de 70° par rapport au faisceau d'électrons, pour maximiser le taux de rétrodiffusion. En interagissant avec le réseau cristallin de l'échantillon, une partie des électrons du faisceau incident va diffracter, en formant des cônes de diffraction, dont l'image projetée sur un écran fluorescent va former des bandes dites de Kikuchi. Cette image va à son tour être captée par une caméra numérique, transmise à un ordinateur effectuant un traitement de l'image et une indexation du cliché (figure 6). La taille du faisceau primaire étant extrêmement fine pour les MEB à canon FEG (Field Emission Gun, canon à émission de champ), la résolution de cette technique est de l'ordre de quelques dizaines de nanomètres. En exécutant cette mesure sur une matrice de points à la surface de l'échantillon, on obtient une cartographie de la cristallographie de la surface de celui-ci [1].

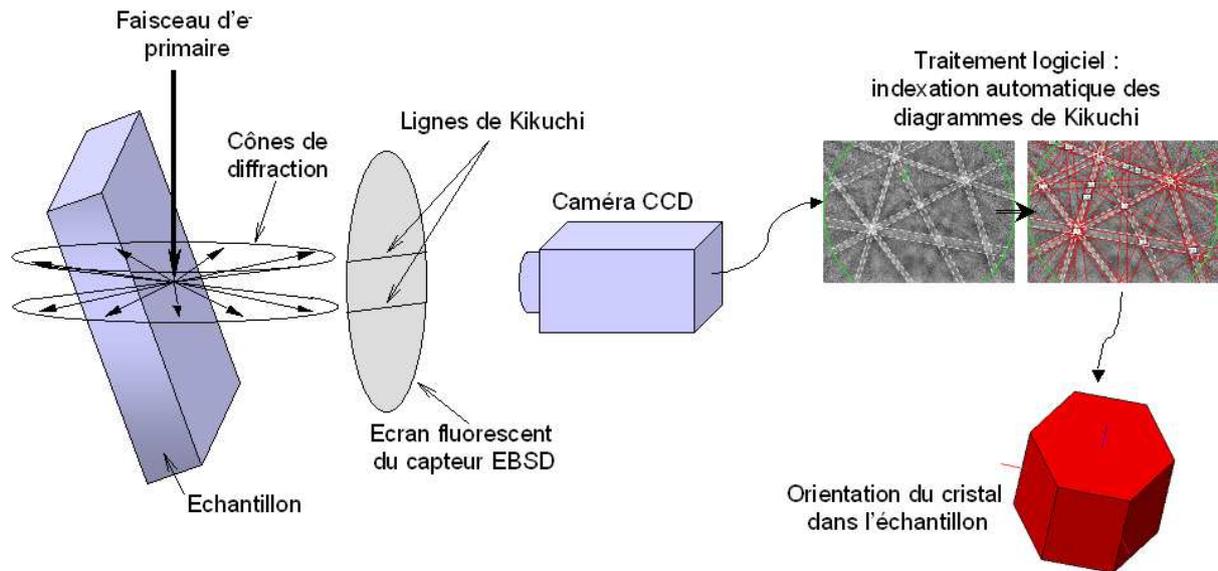


Figure II. 6 : Principe de la diffraction d'électrons rétrodiffusés pour l'imagerie d'orientation (EBSD)

Le MEB sera ici utilisé pour l'observation de la microstructure à l'échelle du polycristal, pour des analyses de sollicitations menées *in-situ* ou *post mortem*.

1.2.b.iii Microscopie Electronique en Transmission

La microscopie électronique en transmission met aussi en jeu un faisceau d'électrons fortement accéléré, qui cette fois va traverser un échantillon suffisamment aminci (de l'ordre de la dizaine à la centaine de nanomètres).

Une première source de contraste des images provient des différences d'épaisseur de la lame. Plus la zone traversée sera épaisse, plus grande sera la proportion des électrons absorbés, et plus l'image sera sombre. Les lames minces sont généralement produites par des techniques de polissage électrolytiques à jets opposés (plus rarement par bombardement ionique). Le polissage est arrêté lorsque qu'un trou se développe au droit de l'impact des jets. Les lames ainsi produites présentent donc des différences d'épaisseur entre les bords immédiats du trou et sa périphérie, à l'origine de ce contraste.

Une autre source de contraste peut être considérée. Il s'agit du contraste massique, à savoir que dans les alliages métalliques, les éléments les plus lourds (Z élevé) accentuent la diffusion inélastique et donc la déviation des électrons hors de l'axe optique du microscope. Ces deux contrastes ne sont généralement pas les plus pertinents.

Il convient alors de s'intéresser à une autre source de contraste : le contraste de diffraction. Sous une tension d'accélération de 200 kV, la longueur d'onde des électrons est d'environ 0,0251 Å, ce qui permet au faisceau d'interférer avec la structure cristalline de la

matière². Lors de sa traversée de la lame mince, le faisceau va ainsi en partie diffracter dans le réseau cristallin du matériau. Le faisceau se voit donc agrémenté d'un contraste en fonction des différentes diffractions subies, dépendantes du milieu traversé. L'image peut ainsi être formée à partir du faisceau transmis seul (imagerie en champ clair), ou à partir d'un faisceau diffracté (champ sombre). Dans le cas du champ sombre, seules les zones ayant diffracté précisément dans certaines conditions sont visibles.

Les dislocations sont visibles au MET grâce à la distorsion qu'elles génèrent dans le réseau cristallin du matériau. En effet, localement, la dislocation va désorienter un ensemble de plans cristallographiques du réseau dont une partie se retrouve en conditions de Bragg, où le faisceau va donc diffracter. Cette diffraction localisée va produire un contraste (sombre) sur l'image en champ clair. La figure 7 offre une représentation schématique de ce phénomène.

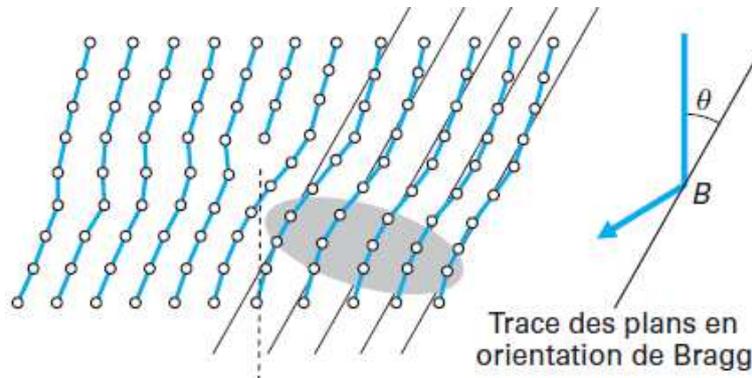


Figure II. 7 : Illustration du phénomène de diffraction à proximité d'une dislocation ; d'après [2]. L'ellipse grisée sur le schéma de gauche correspond aux zones du réseau cristallin distordu par la dislocation, qui se trouvent en conditions de Bragg (à droite)

Un cliché de diffraction est accessible dans le plan focal image et il est la représentation du réseau réciproque du (ou des) cristal(aux) traversé(s). On peut à tout instant passer du mode image au mode diffraction et inversement pour accéder à toutes ces informations (figure 8).

Le porte échantillon autorise l'inclinaison (tilt) de la lame mince par rapport au faisceau incident. En faisant varier cette inclinaison, on peut avoir accès à plusieurs conditions de diffraction, et donc de contraste. On peut reconstruire une projection stéréographique du cristal étudié en recueillant plusieurs clichés de diffraction à plusieurs angles de tilt. C'est cette information que nous utilisons pour déterminer l'orientation dans l'espace du grain observé.

² Calculé à partir de la relation suivante, prenant en compte les effets relativistes :

$$\lambda = \frac{h}{\left[2m_0eV\left(1 + \frac{eV}{2m_0c^2}\right)\right]^{\frac{1}{2}}}$$

avec h la constante de Planck, m_0 la masse et e la charge élémentaire de l'électron, V la tension d'accélération, c la célérité de la lumière.

L'emploi du MET sera ici réservé à l'observation et à l'identification des macles et des dislocations ainsi qu'à l'arrangement de ces dernières.

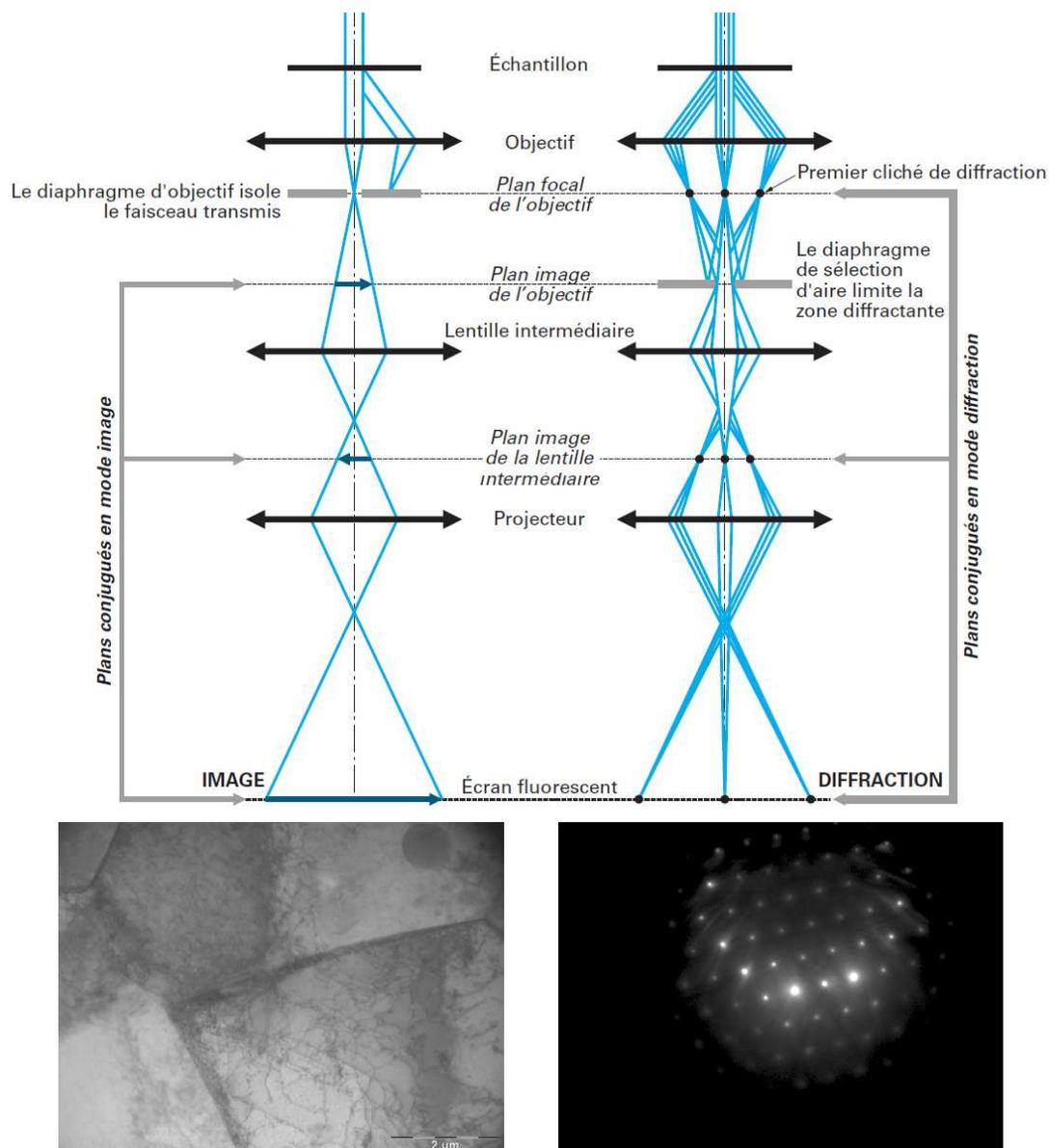


Figure II. 8 : Schématisation du fonctionnement optique d'un MET en mode image et en mode diffraction (d'après [3]), ainsi que les images correspondantes

1.2.b.iv Moyens d'essais et préparation des échantillons

Les microscopes électroniques à balayage utilisés sont les suivants :

- Un FEI Nova™ NanoSEM, utilisé pour les micrographies conventionnelles, et un Philips XL 30 permettant les expériences de sollicitation *in situ* décrites dans la section suivante. Tous deux sont au laboratoire de l'ICA-Albi
- Un JEOL 7000F à canon FEG équipé d'une caméra EBSD produite par OXFORD Instruments. L'analyse est supportée par la suite logicielle *Channel 5*. L'acquisition et l'indexation des clichés de diffraction est assurée par le logiciel

HKL Fast Acquisition 1.3, l'analyse des cartographies obtenues sera exécutées à l'aide du logiciel *Tango*, et l'extrapolation des figures des pôles implique le logiciel *Mambo*. Cet équipement appartient au Laboratoire Génie de Production de l'ENI de Tarbes.

Les échantillons sont préparés avec la méthode suivante :

- Découpe des échantillons à l'aide d'une micro-tronçonneuse ;
- Dressage avec des papiers abrasifs SiC de grain 240 ;
- Prépolissage avec des papiers SiC, avec des grains décroissants de 320 à 1200 ;
- Polissage final sur un tapis feutre, avec une solution de silice colloïdale de 0,05 μm et d'eau oxygénée H_2O_2 à 37% (proportions 90-10) ;
- Polissage électrolytique : tension 40 V, solution A3 Struers, pendant 22 secondes à 25°C ;
- Attaque Kroll : 2 ml de HF, 6 ml de HNO_3 , 100 ml d'eau, pendant 30 secondes.

Le microscope électronique en transmission est un JEOL 2010 à filament LaB_6 , utilisant une tension d'accélération de 200 kV. Celui-ci appartient au laboratoire du CEMES-CNRS de Toulouse. Les échantillons sont préparés de la manière suivante :

- Découpe des échantillons par électroérosion à fil, aux dimensions de 3 mm par 1 mm ;
- Amincissement (dressage), avec des papiers abrasifs SiC de grain 240 ;
- Prépolissage avec des papiers SiC, avec des grains décroissants de 320 à 1200, jusqu'à une épaisseur de 30 μm environ ;
- Amincissement électrolytique sous double jet : électrolyte A3, flux 4,5 à 5, température comprise -15 et -18°C, courant 500 mA.
- Collage à la laque d'argent des lames minces obtenues sur une grille de cuivre de 3 mm de diamètre.

I.3 Moyens de caractérisation mécanique

Les essais de traction macroscopique conventionnels font appel à deux machines hydrauliques, une Shenk PSB 250 et une MTS 250, toutes deux d'une capacité de 250 kN. Les essais ont été menés à vitesse de déformation conventionnelle constante. Les éprouvettes ont une géométrie telle que la section sollicitée est de 20 x 0,8 mm², sur une longueur utile de 120 mm. Une machine électromécanique Zwick Z050, d'une capacité de 50 kN, a été utilisée pour les essais impliquant les mesures de champ par corrélation d'images.

Les essais de traction *in situ* sous MEB font appel à une platine de microtraction KUSTOM TS 250, d'une capacité de 250 daN (figure 9). Le microscope utilisé est un Philips XL 30 à filament tungstène, car celui-ci dispose d'une chambre équipée pour recevoir la platine. La géométrie des éprouvettes est précisée à la figure 10.

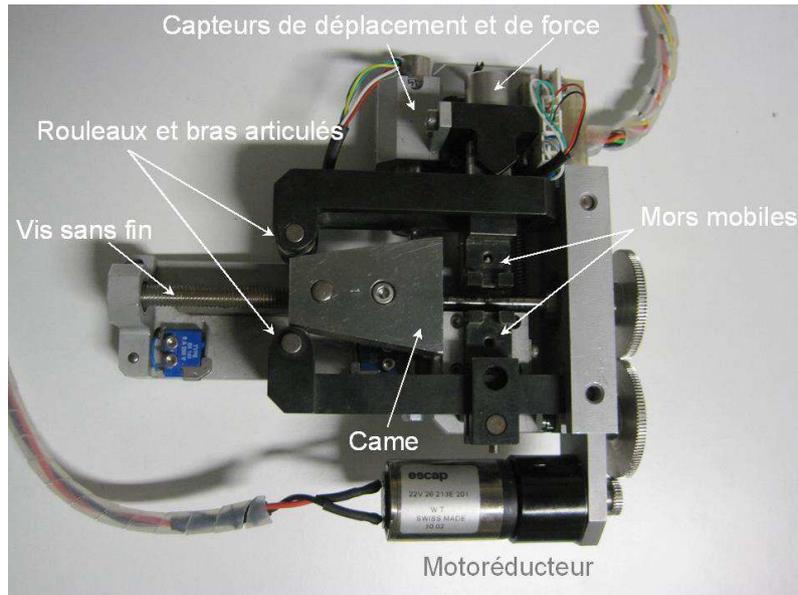


Figure II. 9 : Photographie de la platine de microtraction KUSTOM TS250

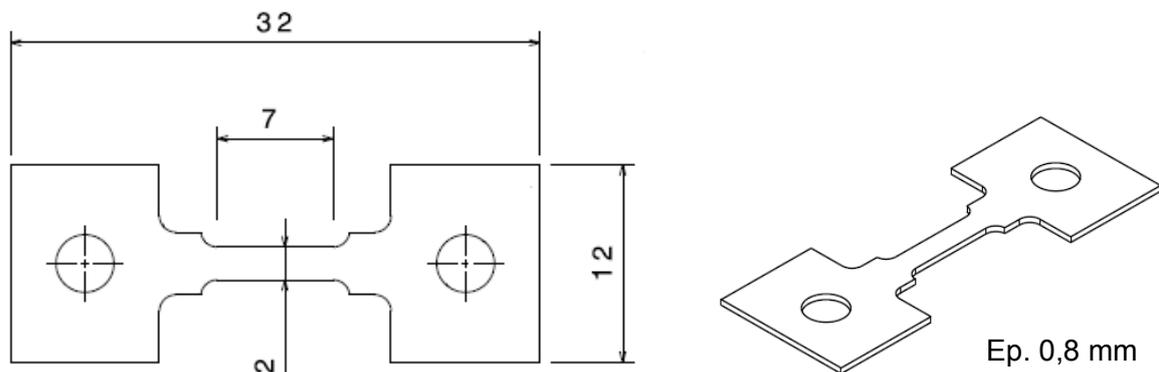


Figure II. 10 : Géométrie des éprouvettes de microtraction in situ sous MEB

I.4 Corrélation d'Images Numériques

Dans cette thèse, on fera largement appel à cette technique. Pour plus de précisions, le lecteur pourra se référer notamment à la revue de Sutton [4] ou l'ouvrage coordonné par Grédiac et Hild [5]. On en rappelle succinctement ici le principe et les particularités.

Cette méthode de mesure de champs cinématiques est basée sur l'analyse d'une série d'images d'un objet, prises au cours de sa déformation. Dans le cas de la stéréo corrélation, on utilise une paire de caméras, ce qui nous permet d'avoir accès à des mesures de champs de déplacements 3D sur des surfaces gauches. Nous allons dans un premier temps détailler le principe général de la méthode. Suivra le détail de son utilisation à travers les logiciels employés dans cette étude : VIC-2D[®] et VIC-3D[®], développés par *Correlated Solutions Inc*³.

³ www.correlatedsolutions.com

I.4.a Principe général

Soit un objet matériel, subissant une sollicitation mécanique et donc une transformation matérielle réelle appelée Φ_m . L'image de cet objet, captée par le biais d'un système optique, va quant à elle subir une transformation apparente Φ_a . Le fondement de cette technique est de considérer que ces deux transformations, celle de l'objet et celle de son image, sont semblables⁴. On cherche alors à déterminer la transformation apparente plane Φ_a . Considérons que l'image de l'objet à l'état initial soit une fonction de niveau de gris $f(\underline{X})$, et on appelle $g(\underline{x})$ la fonction de niveau de gris de l'image de l'objet déformé. On peut ainsi, en chaque point de l'image de l'objet que l'on est en mesure d'observer $\underline{X} = (X, Y)$, déterminer sa transformation matérielle Φ_m par la relation suivante :

$$g(\Phi_m(\underline{X})) = f(\underline{X})$$

C'est l'hypothèse de conservation du flot optique. Cette conservation peut être assouplie en considérant que cette fonction g est perturbée par des évolutions du contraste c et de la brillance b de l'image fournie par le système optique. On peut aussi prendre en compte un bruit d'image n inhérent au capteur :

$$g(\Phi_m(\underline{X})) = c.f(\underline{X}) + b + n$$

La détermination de Φ_m se fait alors par la minimisation de la fonction de corrélation $C(\Phi)$, avec Φ une transformation, généralement polynomiale, approximation de Φ_m :

$$\Phi_\Omega \approx \operatorname{argmin} C(\Phi)$$

avec, par exemple :

$$C(\Phi(p)) = \int_{\Omega} [f(\underline{X}) - g(\Phi(\underline{X}, p))]^2 dx$$

Où Ω est le domaine sur lequel est effectué le calcul, et p est l'ensemble des paramètres de la fonction Φ . La transformation Φ peut alors prendre en compte un mouvement rigide plan (deux translations et une rotation, 3 paramètres) ou un contenu plus riche (mouvement rigide plan + transformations linéaires ou quadratiques). Généralement, à cause de problématiques de convergences et de temps de calcul, le domaine Ω est réduit à un petit ensemble de pixels (subset ou fenêtre de corrélation) et les paramètres de la fonction Φ sont réduits. Cette opération est alors répétée sur toute la zone d'intérêt de l'image. La majorité des logiciels commerciaux actuels utilisent cette approche dite locale. A la différence de celles-ci, les approches globales mettent en jeu un domaine Ω égal à la zone d'intérêt, avec une description continue de la transformation Φ [5].

I.4.b Stéréo-corrélation d'images

La stéréo-corrélation permet d'accéder aux déplacements hors plans d'une surface gauche. Cette méthode met en œuvre la technique de corrélation d'images, expliquée précédemment, et la stéréovision, qui donne accès à la position d'un point de l'espace.

Il est alors nécessaire de mettre en œuvre deux caméras, qui constituent ce que l'on appelle un banc de stéréovision. La figure 11 représente les éléments nécessaires à la

⁴ Plus précisément, on considère comme identiques la transformation apparente Φ_a et la restriction plane de la transformation matérielle Φ_m ($X, Y, Z=0$), au grandissement du système optique près.

compréhension de ce qui suit. Le banc de stéréovision est constitué de deux caméras (droite et gauche), modélisées par leurs centres optiques (O_g et O_d) et le plan de leurs capteurs (modèle *pin-hole* ou sténopé). Les repères associés aux caméras sont respectivement \mathcal{R}_g et \mathcal{R}_d . L'image du point matériel P, de coordonnées (X,Y,Z) dans le repère \mathcal{R} , sur les plans images des deux caméras sont les points p_g et p_d , de coordonnées (x_g,y_g) et (x_d,y_d) . Pour parvenir à déterminer la position dans l'espace du point matériel P, il est nécessaire :

- de connaître la transformation rigide Ts qui existe entre les repères \mathcal{R}_g et \mathcal{R}_d des deux caméras du banc stéréoscopique;
- de connaître les paramètres intrinsèques aux caméras (caractéristiques géométriques des imageurs, distorsions éventuelles des images) ;
- de savoir appairer les points p_g et p_d dans les images stéréoscopiques.

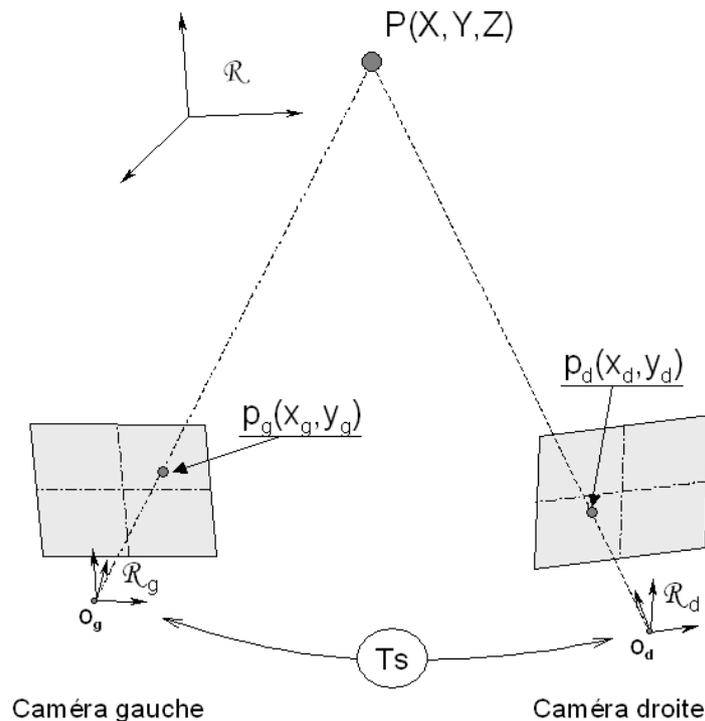


Figure II. 11 : Principe de la stéréovision, d'après [5]

Les deux premières données seront issues d'une phase de manipulation dite de calibrage du système stéréoscopique. La dernière étape (mettre en correspondance toutes les projections de tous les points matériels de la zone d'intérêt sur les deux caméras) est faite par corrélation d'images. C'est la phase dite d'appariement spatial. Il est alors possible de reconstruire la géométrie de l'objet observé. Enfin, l'appariement temporel permet enfin de trouver la transformation Φ au cours du temps, et donc le champ de déplacement 3D de surface de l'objet. La figure 12 propose une illustration simplifiée de la méthode de stéréocorrélation employée par le logiciel VIC-3D[®]. Les champs de déformations en surface sont ensuite calculés par dérivation numérique des champs de déplacement.

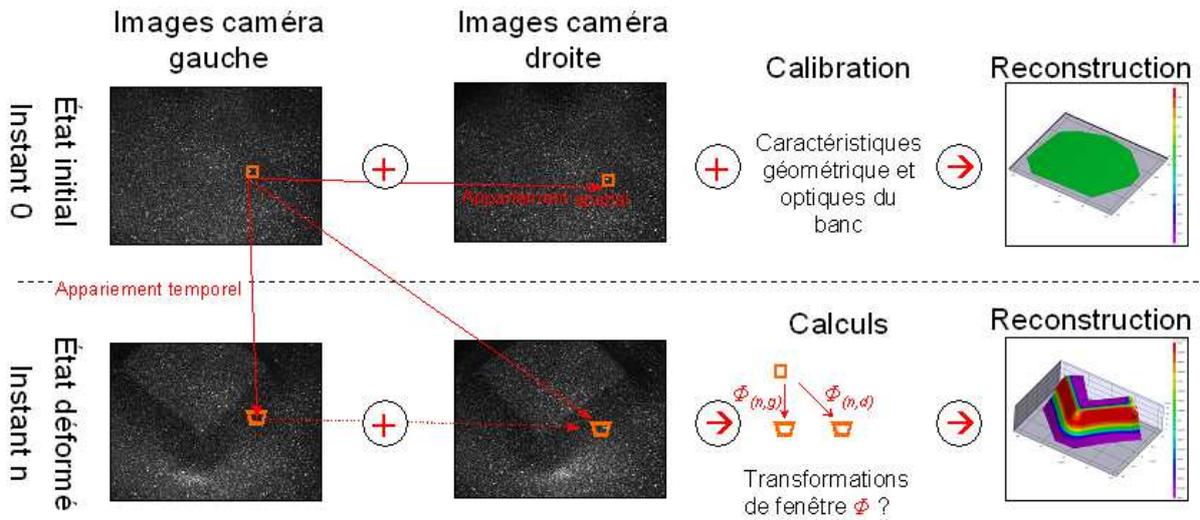


Figure II. 12 : Schématisation du processus de stéréo-corrélation d'images employé dans le logiciel VIC-3D®

I.4.c Méthodologie de calcul dans le logiciel VIC®

Le logiciel utilisé pour cette étude est VIC®, avec ses deux variantes -2D et -3D, dans leurs versions 2009 et 2010. Le calcul des champs de déplacement est effectué comme suit et illustré en figure 13.

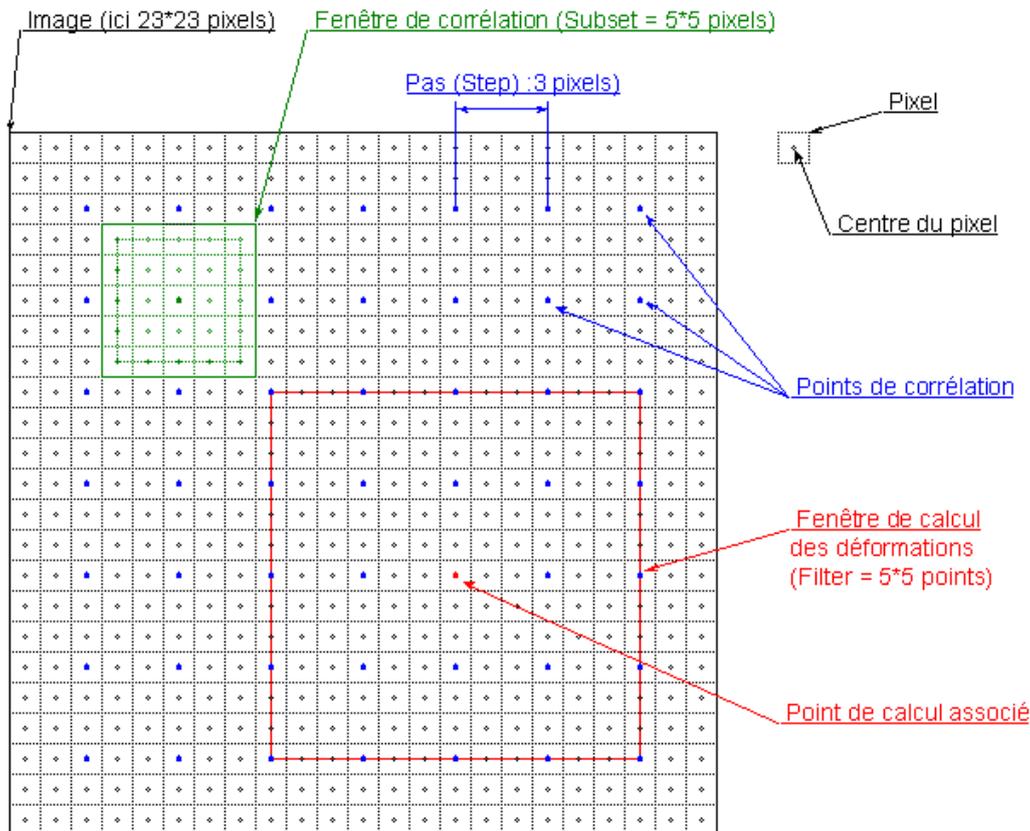


Figure II. 13 : Méthodologie utilisée par le logiciel VIC pour le calcul des champs de déplacements et de déformations

L'image initiale est découpée en sous-domaines, appelés *Subsets*, d'une taille définie par l'utilisateur (en vert). Ces *Subsets* sont les domaines Ω sur lesquels seront effectués les manipulations ultérieures de corrélation. Le centre de chaque *Subset* sera le point de calcul du vecteur déplacement. Un pas de calcul, appelé *Step*, est aussi défini. Il conditionne la « densité » de la mesure du champ, c'est-à-dire l'ensemble des points corrélés (en bleu). Notons que ce logiciel prend en compte les transformations de fenêtre d'ordre un, à savoir des transformations affines (élongation-contraction et cisaillement de fenêtre, 6 paramètres).

Un autre domaine de calcul est utilisé pour le calcul des déformations, c'est le *Filter size*. Il s'agit de prendre un ensemble de points corrélés (cadre rouge) et de déterminer la déformation au centre du domaine, par dérivée spatiale sur ce domaine.

I.4.d Résolutions spatiales et limitations

Connaissant ces paramètres injectés dans l'algorithme de traitement, on peut donner une estimation des résolutions spatiales⁵ pour chacune des expériences menées. La Résolution Spatiale en Déplacements RS_U (en mm) est le produit de la taille du *Subset* (en pixel) par le grossissement g du système optique (en mm / pixel) : $RS_U = \text{subsetsize} * g$.

La Résolution Spatiale en Déformations RS_ϵ est généralement calculée comme suit : $RS_\epsilon = \{\text{Subsetsize} + (\text{filtersize} - 1) * \text{stepsize}\} * g$.

Ces résolutions spatiales impactent directement la finesse de la description des champs hétérogènes. Ceci est illustré sur un cas de fromage incrémental (figure 14) sur lequel on analyse la description d'un champ de déformation en faisant varier la résolution spatiale. On examine ici la déformation principale calculée le long de la ligne A, repérée sur l'image en médaillon. On observe qu'avec la résolution spatiale la plus faible (4,23 mm), on ne décrit pas les deux pics de déformation que l'on observe par contre nettement avec une résolution spatiale élevée (0,85 mm). Mais une résolution élevée, se paye par une augmentation du bruit de mesure. La figure 15 montre comment évoluent la résolution spatiale et le niveau de bruit de mesure rencontré sur une mesure de champ de déformation. Cela consiste ici en une mesure de champ sur une série d'images d'un objet non déformé, sans déplacement. Les champs de déformation sont analysés en faisant varier la résolution spatiale RS_ϵ par l'intermédiaire du paramètre *filter size* du logiciel VIC-3D®. La déformation moyenne mesurée reste nulle, mais l'écart type varie avec la résolution spatiale. On peut ainsi affiner le choix de la résolution spatiale en fonction des besoins.

⁵ Plus petit domaine permettant d'assurer une mesure statistiquement indépendante des autres points de mesure

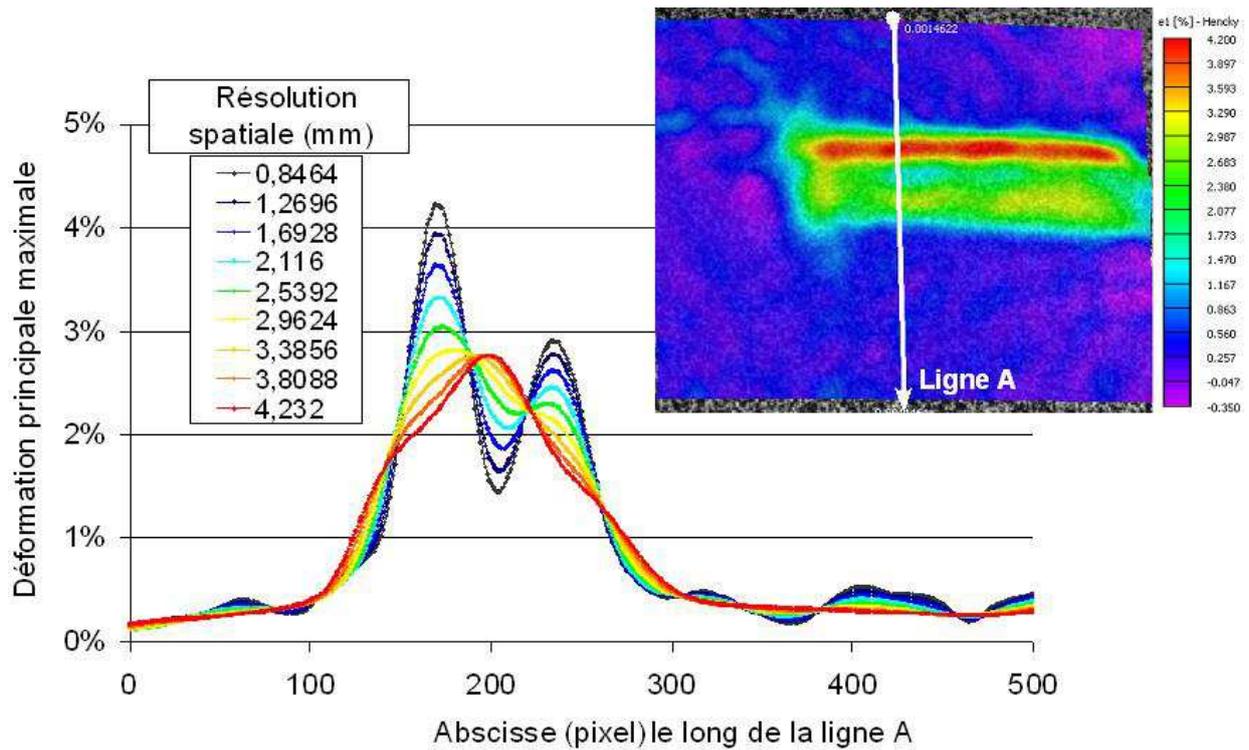


Figure II. 14 : Exemple de l'impact de la résolution spatiale sur la description d'un état de déformation (paramètre filter size variant de 5 à 21 points)

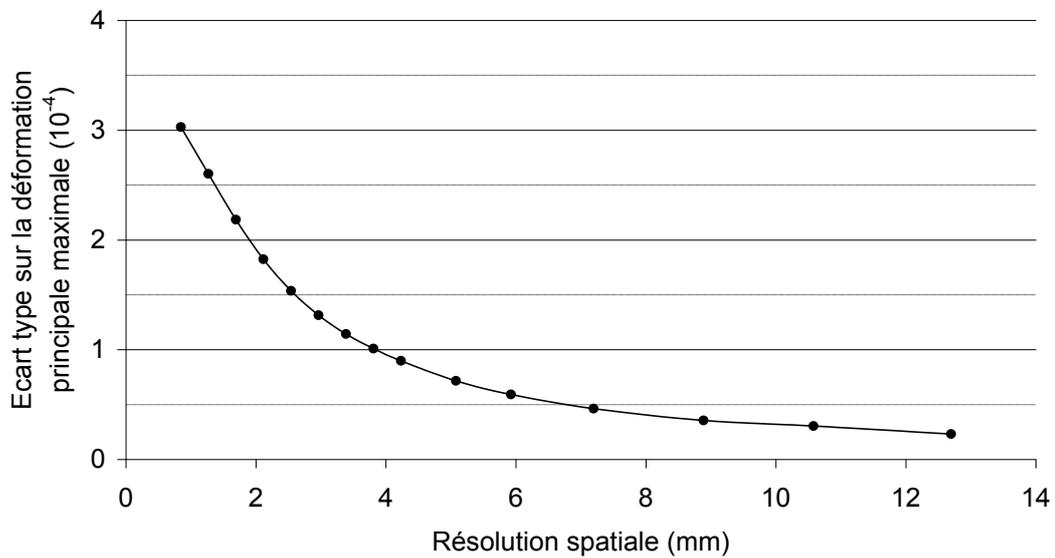


Figure II. 15 : Relation entre la résolution spatiale en déformation (paramètre filter size variant de 5 à 61 points) et le bruit sur la mesure de déformation, sur une zone non déformée du champ représenté figure II.14, sans déplacements

Les erreurs et incertitudes de mesures inhérentes à cette technique ont fait, et font encore, l'objet d'un certain nombre d'études, parmi elles, on peut citer [6-10]. Pour résumer, on peut considérer que l'erreur aléatoire de mesure sur le déplacement σ_U est issue de deux

composantes (on considère que l'erreur systématique est généralement négligeable par rapport à l'erreur aléatoire).

D'une part, une erreur est issue de la non-adéquation entre la déformation sous-jacente réelle dans la fenêtre de corrélation, et le modèle de déformation de fenêtre prise en compte dans l'algorithme de corrélation. Cette erreur est appelée « *mismatch error* » σ_m [6]. On peut améliorer cette composante en mettant en œuvre des transformations de fenêtre plus élaborées (d'ordre 2 par exemple), au détriment du temps de calcul et de la robustesse du logiciel. Cette erreur est prépondérante lors de la mesure de champs comportant de forts gradients de déformation.

D'autre part, même lorsque le modèle de transformation de fenêtre est en adéquation avec la déformation réelle dans l'image, il demeure une erreur dite ultime σ_{uit} . Son origine tient à plusieurs facteurs, à savoir les perturbations lors de l'acquisition de l'image (bruit d'image, vibrations,...), le traitement de celle-ci (schémas d'interpolation des niveaux de gris, taille de la fenêtre de corrélation, contenu fréquentiel du mouchetis, etc.). Cette erreur est prépondérante dans le cas de mesures de champs comportant de faibles gradients de déformation.

En résumé, toute la pertinence des mesures qui seront utilisées dans la suite de cette étude tient aussi dans le choix des valeurs des paramètres des algorithmes de corrélation, tout en « soignant » les conditions expérimentales, tout cela dans l'objectif de la diminution des erreurs de mesure et l'augmentation de la résolution spatiale des champs mesurés.

I.4.e Cas particulier de la corrélation d'images MEB

La dernière section de ce chapitre est consacrée à la mesure de champs cinématiques sous MEB, pour une analyse du comportement à l'échelle du polycristal. Nous allons donc décrire quelques particularités de ces expériences *in situ*, d'un point de vue acquisition et qualité des images.

I.4.e.i Bruit d'image

Le bruit d'image est en quelque sorte le bruit inhérent au capteur. On peut le quantifier en prenant une série d'images d'une zone définie, sans modifier aucun paramètre d'acquisition. Le bruit se manifeste alors comme une variation du niveau des gris des pixels, d'une image à l'autre. Ce bruit devient particulièrement gênant pour des images présentant un faible contraste. Il peut ainsi fortement perturber la corrélation d'image. Si les caméras CCD utilisées dans le cas général de la CIN à l'échelle macroscopique génèrent un bruit d'image que nous qualifierons de faible à négligeable, il n'en est pas de même avec le MEB.

Pour tenter de quantifier ce bruit, nous allons suivre la procédure spécifique proposée par Wang *et al.* [11]. Il s'agit de saisir deux images appelées A et B, d'en définir une image moyenne $((A+B)/2)$ et pour chaque niveaux de gris (de 0 à 255), de définir l'écart à la moyenne entre les deux images $((A-B)/2)$. Le bruit d'image relevé dans notre cas est de l'ordre de 24 sur 255 niveaux de gris, au maximum (figure 16).

En connaissant ce bruit d'image moyen σ_{Ngl} , on peut déterminer son impact sur la mesure des champs de déplacement par la relation suivante [9, 10] :

$$\sigma_U = \frac{\sigma_{Ngl}}{d\sqrt{\nabla f^2}}$$

Avec σ_{Ngl} l'écart-type du bruit d'image, d la taille de fenêtre et ∇f les gradients de l'image f . Dans la pratique, ce bruit est extrait expérimentalement, en analysant le bruit de mesure sur le champ de déplacement entre deux images de l'éprouvette non déformée.

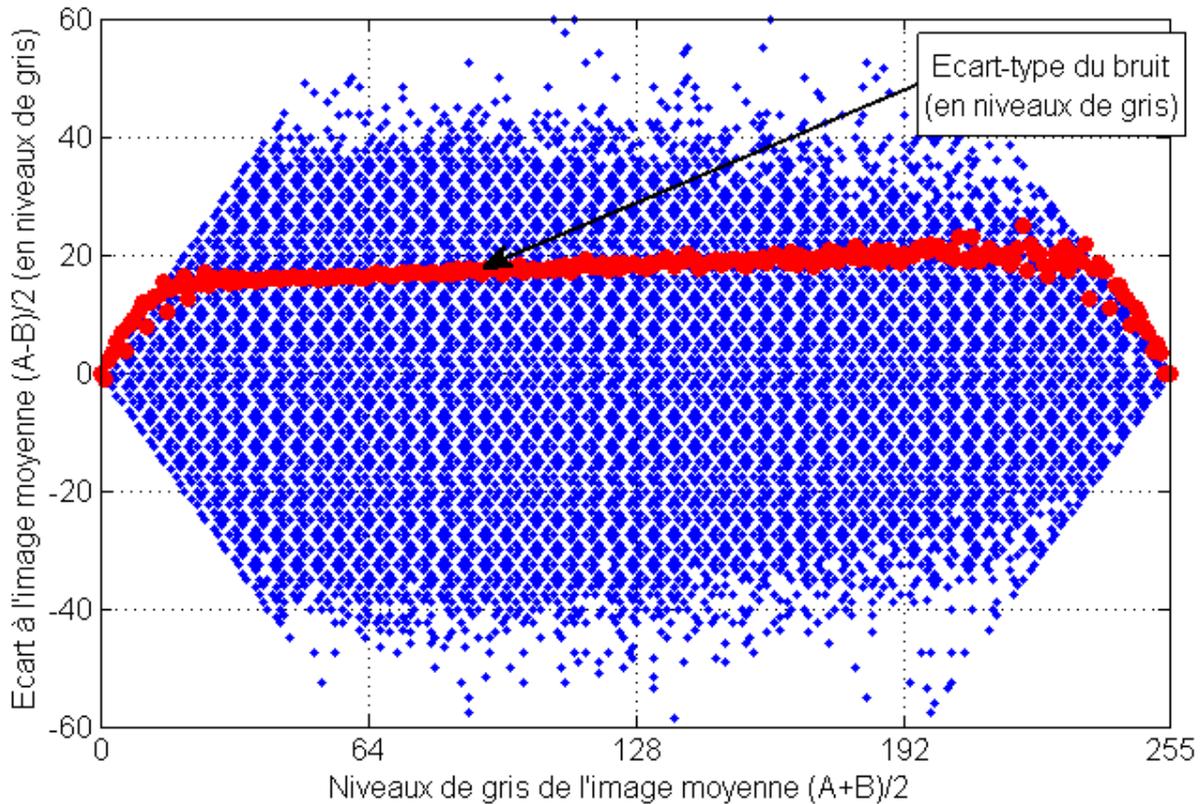


Figure II. 16 : Quantification du bruit d'image MEB : écarts à la moyenne sur les niveaux de gris et écart type, pour chaque niveau de gris

On peut alors en déduire l'impact sur la mesure des champs de déformation :

$$\sigma_\varepsilon \approx \frac{\sigma_U}{L_0}$$

avec L_0 la base de mesure pour le calcul des déformations.

Nous avons donc dans notre cas une erreur systématique sur la déformation d'au moins $9,4 \cdot 10^{-5}$ et une erreur aléatoire d'environ $1,7 \cdot 10^{-3}$.

Notons qu'il existe cependant un moyen de contourner partiellement cette difficulté en utilisant une « image moyenne » issue d'une série d'images prises d'une même zone au même niveau de déformation. Cette technique ne peut s'appliquer dans notre cas. En effet, au vu du caractère viscoplastique du matériau, des phénomènes de relaxation perturbent la création d'une image moyenne viable. Ainsi nous nous emploierons dans cette expérience à produire rapidement des images d'une qualité acceptable pour s'affranchir de ces difficultés.

1.4.e.ii Drift temporel

Le *drift* temporel est quant à lui une spécificité de l'acquisition d'images au MEB. Il se manifeste par une dérive de la zone d'acquisition de l'image. Il est dû à une certaine instabilité du faisceau électronique, qui peut être combinée à des élévations de température ou des effets de charges électrostatiques à la surface de l'échantillon. Il est quantifiable en mesurant les déplacements entre deux images successives. Dans nos études, nous ne sommes pas parvenus à en faire une quantification significative, et nous incluons son effet dans le bruit des images MEB.

1.4.e.iii Obtention d'un mouchetis

La corrélation d'images numériques est basée sur le suivi de fenêtres de corrélations sur une série d'images d'un objet subissant une transformation matérielle. Pour que l'identification et le suivi de ces fenêtres soit possible, les images doivent présenter une texture, de préférence aléatoire. Ainsi la surface de l'objet doit elle-même arborer une texture mouchetée.

Pour le cas classique de la mesure de champ sur des objets macroscopiques, ce mouchetis est généré par une projection de peinture. Celui-ci est généralement assez adhérent à la surface pour en retranscrire correctement les déplacements, tout en offrant un contraste satisfaisant. Dans le cas d'expériences sous MEB, des contraintes supplémentaires sont à prendre en compte. Il s'agit ici de produire un mouchetis suffisamment fin, cohérent au substrat, et bon conducteur pour éviter l'accumulation de charges électrostatiques qui perturberaient l'imagerie.

Pour cela, les éprouvettes de traction sont préparées (polissage et attaque chimique) comme pour les observations microstructurales, puis reçoivent une métallisation d'or relativement « épaisse » (5 minutes de métallisation sous 20 mA). L'éprouvette est ensuite portée à 500°C, sous vide, pendant une heure, pour permettre la globularisation de la couche d'or. Cette méthode permet de disposer d'un mouchetis dense, présentant un contraste chimique suffisant avec le substrat, et qui laisse entrevoir le contour des grains, comme cela est visible sur la figure 17. On notera le liseré d'or se formant au joints de grains.

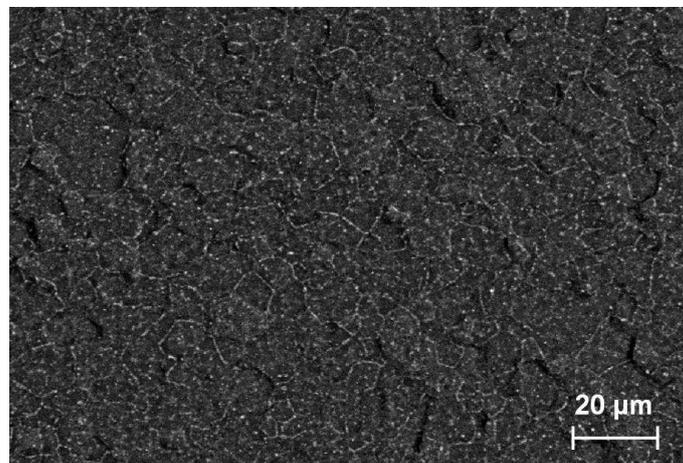


Figure II. 17 : Micrographie MEB, en électrons rétrodiffusés, d'une éprouvette mouchetée

II. Analyses microstructurales

II.1 Morphologie et structure des grains

Les analyses microstructurales révèlent une taille de grains assez fine et relativement homogène. Les joints de grains sont très rectilignes, signe d'un grand équilibre thermodynamique du matériau, et donc attestant l'état recuit. D'autre part, les grains présentent un rapport de forme neutre, voisin de 1. Aucune macle n'est visible. La figure 18 représente les micrographies MEB obtenues dans les différents plans de la tôle. On notera quelques piqûres qui sont dues à un polissage électrolytique difficile à exécuter sur la tranche des tôles.

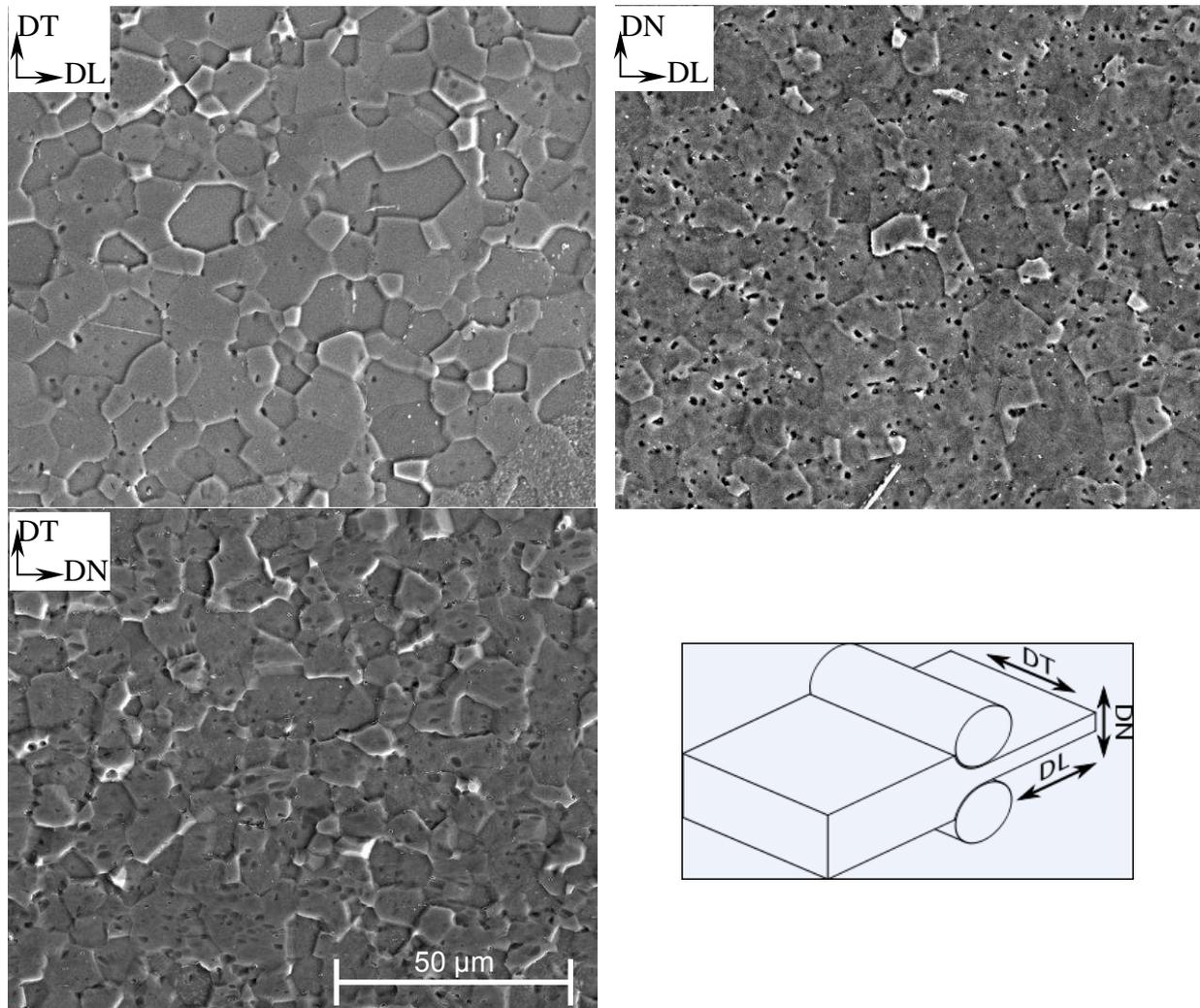


Figure II. 18 : Microstructure des tôles de titane dans les plans DL-DT, DN-DL et DT-DN

Nous avons complété ces observations avec l'analyse de cartographies d'orientation EBSD sur des zones plus importantes (0,28 mm² environ), sur deux plans de la tôle, à savoir DL-DN et DL-DT. Celles-ci font l'objet des figures 19 et 20.

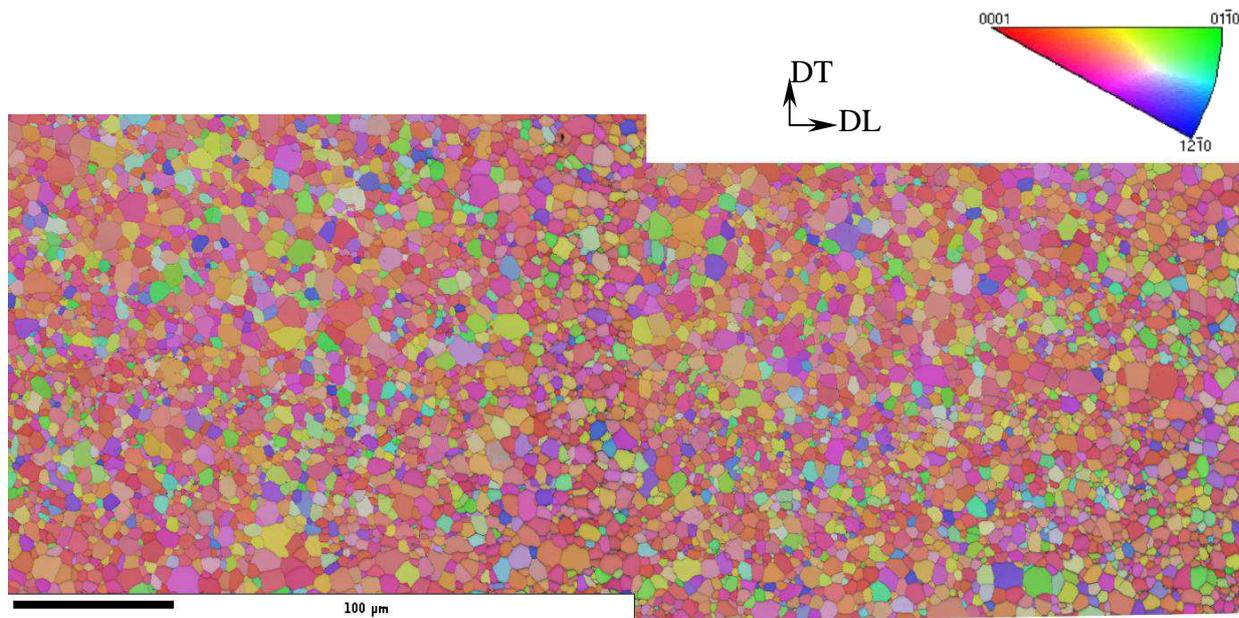


Figure II. 19 : Cartographie d'orientation codée en IPF-Z⁶ exécutée dans le plan DL-DT ; la direction de laminage est horizontale.

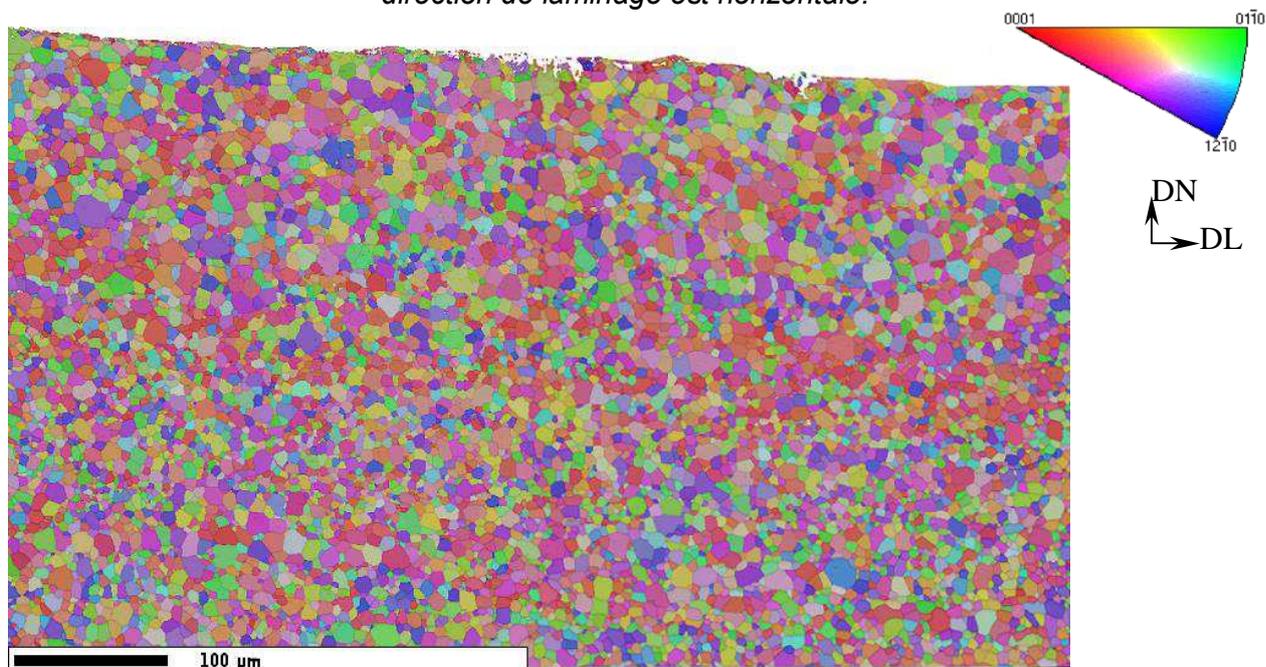


Figure II. 20 : Cartographie d'orientation codée en IPF-Z exécutée dans le plan DL-DN ; la peau de la tôle est visible en haut de l'image, la direction de laminage est horizontale.

Ces cartographies illustrent l'absence de « macro-zones » de texture, à savoir de zones identifiables présentant des textures particulières. On remarque toutefois que la microstructure présente quelques hétérogénéités de taille de grain, sous la forme de bandes de petits grains (d'une taille inférieure à 5 μm).

⁶ IPF-Z (pour *Inverse Pole Figure – Z*) : Figure de Pole Inverse selon l'axe Z. Il s'agit de l'orientation des cristallites par rapport à un axe, ici Z, normal à la surface l'échantillon

De l'identification de chacun des grains de la cartographie de la figure 19, nous pouvons en extraire la répartition de la taille des grains reportée en figure 21. On en déduit une taille de grains moyenne d'environ 8 μm .

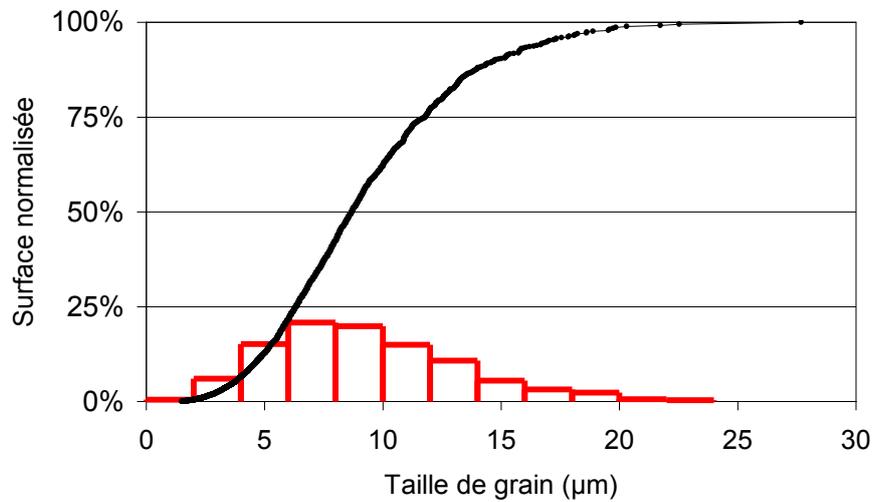


Figure II. 21 : répartition de la taille des grains d'après les données issues de l'analyse EBSD des tôles à l'état de réception ; ces données mettent en jeu plus de 3500 grains

Nous avons aussi mené quelques observations de ces tôles au MET pour une étude des dislocations en présence. La densité de dislocations y est généralement très faible. Une micrographie de quelques grains, présentée à la figure 22, permet de le constater.

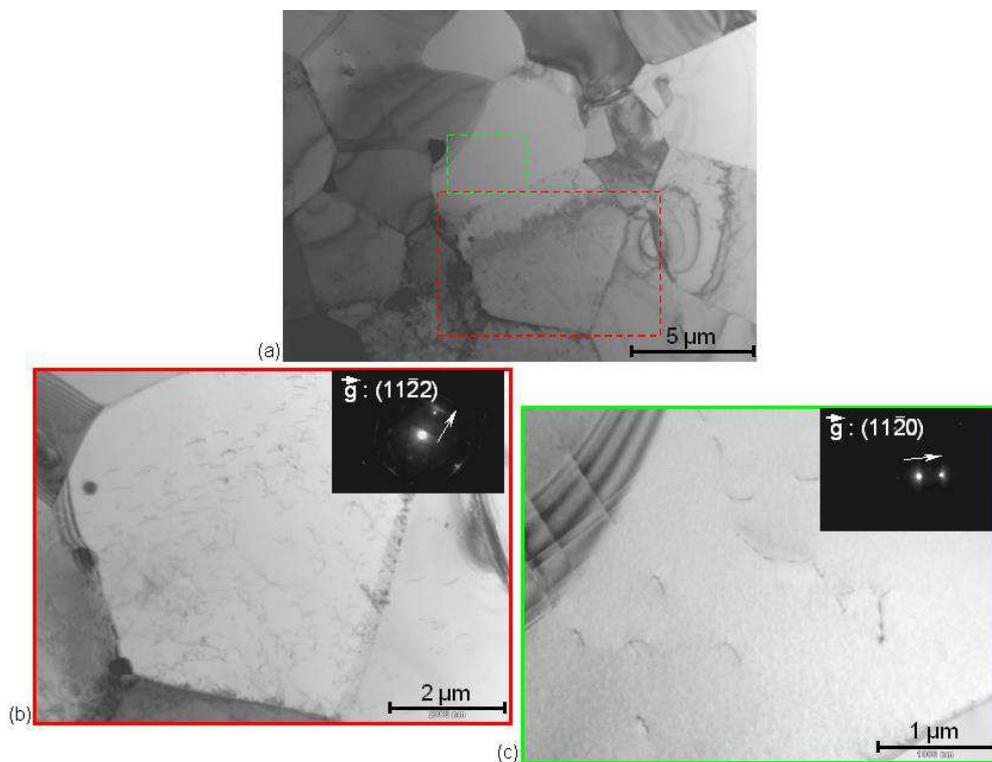


Figure II. 22 : micrographie MET de la tôle à l'état de réception ; (a) vue générale ; (b) et (c) vue de détails sur deux grains centraux

II.2 Texture cristallographique

La texture des tôles utilisées s'est révélée conforme à la texture théorique qui a été détaillées dans le chapitre précédent. Elle est décrite par trois figures de pôles illustrées à la figure 23. On observe très nettement la grande densité de pôles des plans $\{0002\}$ orientés dans le plan DN-DT et inclinés d'environ 35° par rapport à DN (figure 23 (a)). On notera toutefois une légère asymétrie des pics sur les figures de pôles $\{10\bar{1}0\}$ et $\{10\bar{1}1\}$ (figure 23 (b)et(c)) par rapport à la théorie (figure 23(d)).

Dans la suite de l'étude, des analyses de texture de tôles diversement déformées seront menées et comparées aux présents résultats.

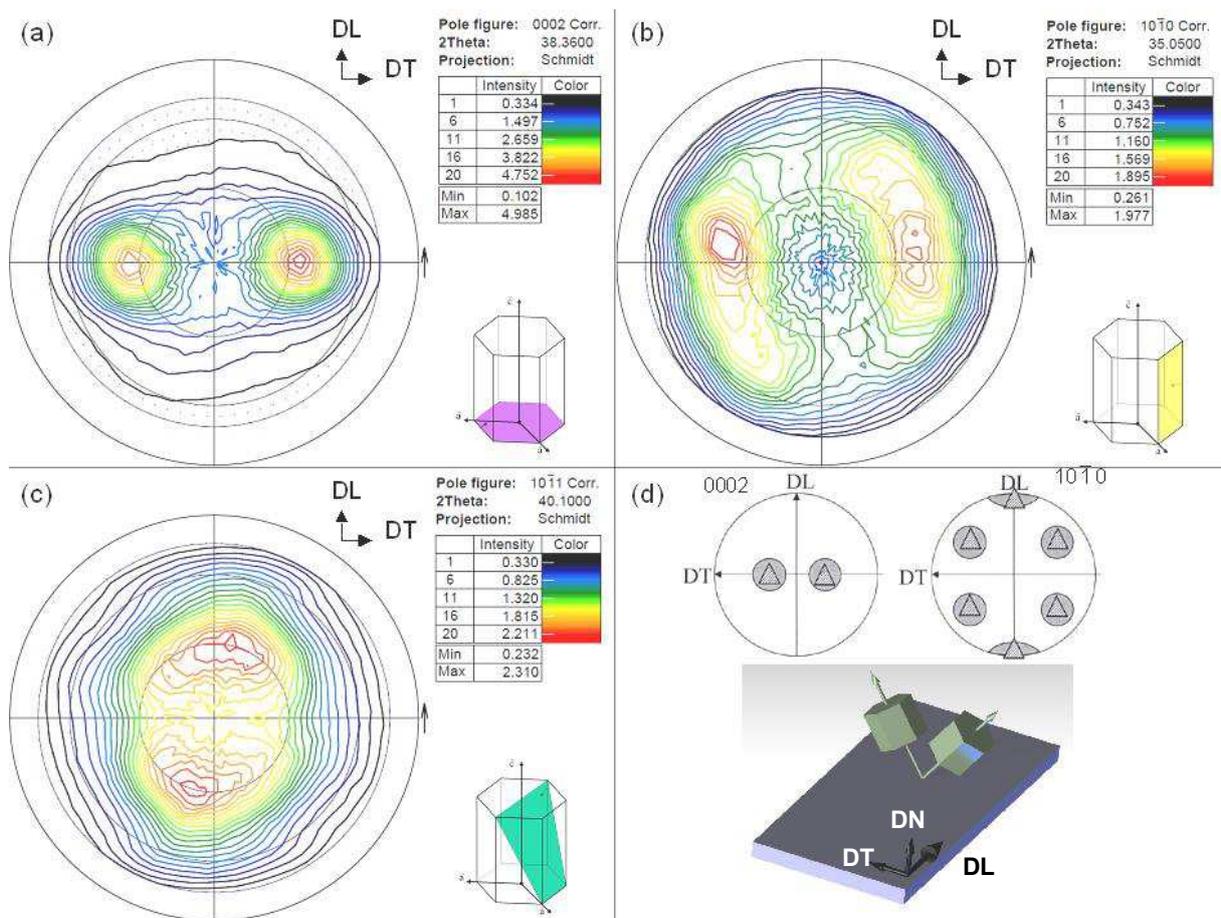


Figure II. 23 : Figures de Pôles (FdP) obtenues sur les tôles de T40

(a) : plans $\{0002\}$; (b) : plans $\{10\bar{1}0\}$; (c) : plans $\{10\bar{1}1\}$;

(d) : schématisation de la texture du T40 par FdP et illustration de l'orientation des grains dans la tôle

II.3 Conclusions

Nous sommes visiblement en présence d'un matériau à l'état recuit, avec une taille de grain relativement fine et homogène, et présentant une texture significative mais conforme à la littérature. Nous allons voir dans la suite l'influence de cette texture sur le comportement mécanique macroscopique, plus particulièrement dans le domaine plastique.

III. Comportement mécanique

III.1 Comportement mécanique macroscopique

Les essais de traction conventionnels menés pour plusieurs directions du plan de la tôle, et aux vitesses de déformation constantes de 10^{-3} et 10^{-2} s^{-1} révèlent plusieurs caractères particuliers. Dans un premier temps, on peut observer sur les courbes contraintes – déformations (figure 24), une anisotropie marquée, autant du point de vue de la limite élastique que des écrouissages. On notera aussi une sensibilité à la vitesse de sollicitation.

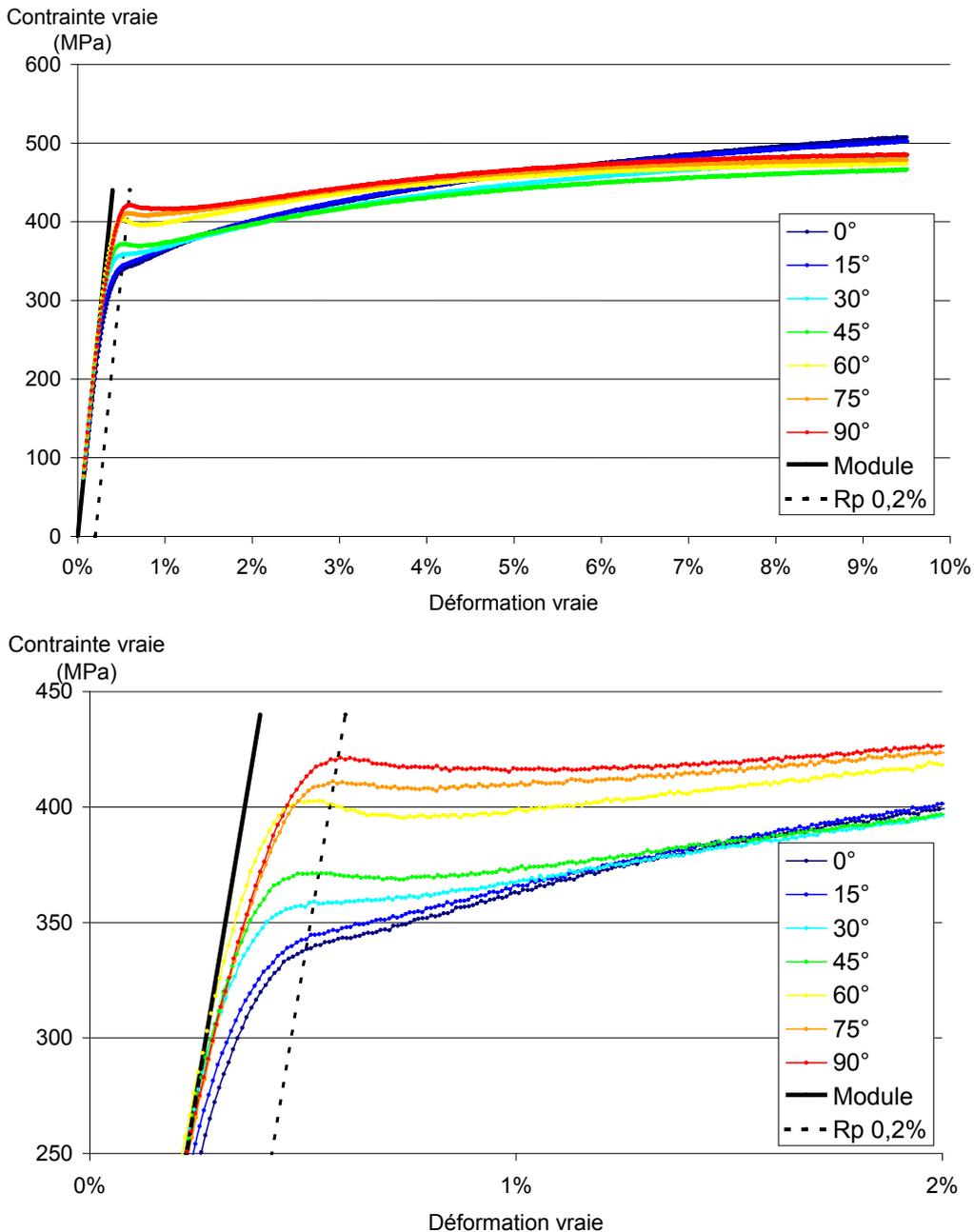


Figure II. 24 : (a) : Courbes contraintes-déformations des essais de traction dans les sept directions de prélèvements, à la vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} .

(b) : Vue de détail des courbes précédentes, illustrant les anomalies de limites élastiques

III.1.a Effet d'orientation / Anisotropie

Le caractère le plus immédiatement visible demeure la différence de limite élastique. Elle se manifeste surtout aux vitesses de déformation élevées. La figure 25 en donne une représentation plus compréhensible que les courbes contraintes-déformations. Ainsi, sollicité selon la direction de laminage, le matériau présente une limite élastique plus faible et un écrouissage plus marqué que lors d'une sollicitation dans la direction transverse. D'autre part, on peut noter autour de la limite élastique la présence d'un pic de contrainte, qui est d'autant plus marqué que la vitesse de déformation est grande. Peu sensible pour les sollicitation selon la direction de laminage (0°), il devient plus visible dès lors que l'on tend à s'orienter selon la direction transverse (90°).

Il convient toutefois de nuancer cette conclusion. D'une part, le $R_{p0,2}$ est une illustration certes très accessible mais peu représentative des limites élastiques réelles du matériau, au sens de la première manifestation de la plasticité. D'autre part, les anomalies de limites élastiques constatées compliquent d'autant plus une analyse que l'on voudrait fine.

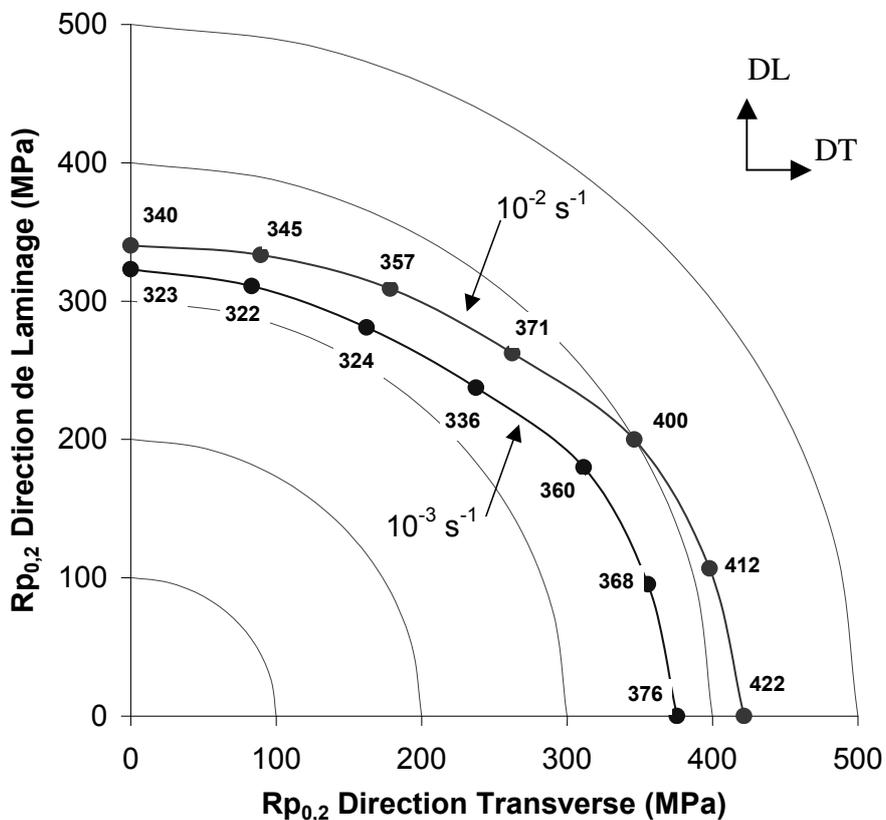


Figure II. 25 : Evolution de la limite élastique conventionnelle à 0,2% de déformation plastique résiduelle ($R_{p0,2}$) en fonction de l'orientation de la sollicitation, pour les vitesses de déformations de 10^{-2} et 10^{-3} s^{-1}

Concernant l'anomalie de limite élastique, celle-ci est imputable aux phénomènes d'épinglage des dislocations préexistantes sur des zones énergétiquement favorables. Une fois les dislocations « libérées », elle se meuvent momentanément dans un milieu moins contraignant à leurs déplacements, d'où une chute de contrainte sensible. Ce phénomène est cependant rapidement supplanté par la reprise de l'écrouissage. Pour plus de précisions,

on peut se référer notamment aux études de Miyamoto [12], Wasilewski [13] et Jones [14]. Il est important de noter que le mode de pilotage et les caractéristiques de raideur de la machine de traction employée peuvent fortement influencer l'amplitude du phénomène. Il faut ainsi ne pas tenter d'en tirer une quelconque quantification à partir de ce genre d'essais.

Une autre caractérisation intéressante est celle du coefficient d'anisotropie plastique. Egalement appelé coefficient de Lankford, c'est une caractéristique mécanique des matériaux utilisée intensivement dans les métiers la mise en forme de tôles. Le coefficient de Lankford R est représentatif du degré d'anisotropie plastique du matériau. Il se détermine au cours d'un essai de traction par l'évolution de la déformation plastique transversale par rapport à celle engendrée dans l'épaisseur. Il permet de déterminer la résistance du matériau à l'amincissement et donc sa capacité de formabilité. Il est calculé traditionnellement de la manière suivante :

$$R = \frac{\epsilon_{\text{largeur}}}{\epsilon_{\text{épaisseur}}}$$

Pour accéder à la déformation dans ces deux directions, nous utilisons les techniques de Corrélations d'Images Numériques (CIN). En synchronisant la machine d'essai et le dispositif de CIN, on peut obtenir à chaque instant la valeur de la déformation transverse et longitudinale ainsi que celle de la contrainte. En utilisant l'hypothèse de conservation du volume de l'éprouvette, on accède à la déformation dans l'épaisseur :

$$\epsilon_{\text{épaisseur}} = -(\epsilon_{\text{longitudinale}} + \epsilon_{\text{transverse}}).$$

En constatant que, tout au long de l'essai (jusqu'à 10% de déformation vraie), les vitesses de déformations demeurent constantes, on peut donc considérer que les valeurs de R sont constantes pour tout le domaine de plasticité exploré. Les coefficients, pour les sept orientations de prélèvement des éprouvettes, sont reportés sur la figure 26.

On peut observer tout d'abord la forte disparité des valeurs et surtout l'importance de ces valeurs. Entre 45° et la direction transverse, les valeurs sont systématiquement au-dessus de 3, ce qui signe une très bonne aptitude à la déformation sans amincissement trop prononcé et donc à la mise en forme. Entre la direction de laminage et 45° , celles-ci sont moins élevées mais sans être critiques, sont toujours supérieures à 1.

On calcule en général le coefficient d'anisotropie moyen \bar{R} . Il renseigne sur la formabilité du matériau et est calculé comme suit :

$$\bar{R} = \frac{R_{0^\circ} + 2 \times R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{4} = 2,93$$

La valeur obtenue de 2,93 est assez élevée et de ce point de vue, l'« emboutissabilité » paraît bonne.

Le coefficient d'anisotropie plane ΔR va nous éclairer sur les écarts entre les coefficients $R(\alpha)$, qui peuvent conduire à des amincissements localisés sur les pièces embouties, dus à cette anisotropie dans le plan de la tôle :

$$\Delta R = \frac{R_{0^\circ} - 2 \times R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{2} = -0,905$$

Cette forte valeur négative nous renseigne sur le fait qu'il est probable que le comportement à l'emboutissage soit fortement détérioré par la forte disparité des valeurs de $R(\alpha)$, et surtout la faible valeur de R_{0° .

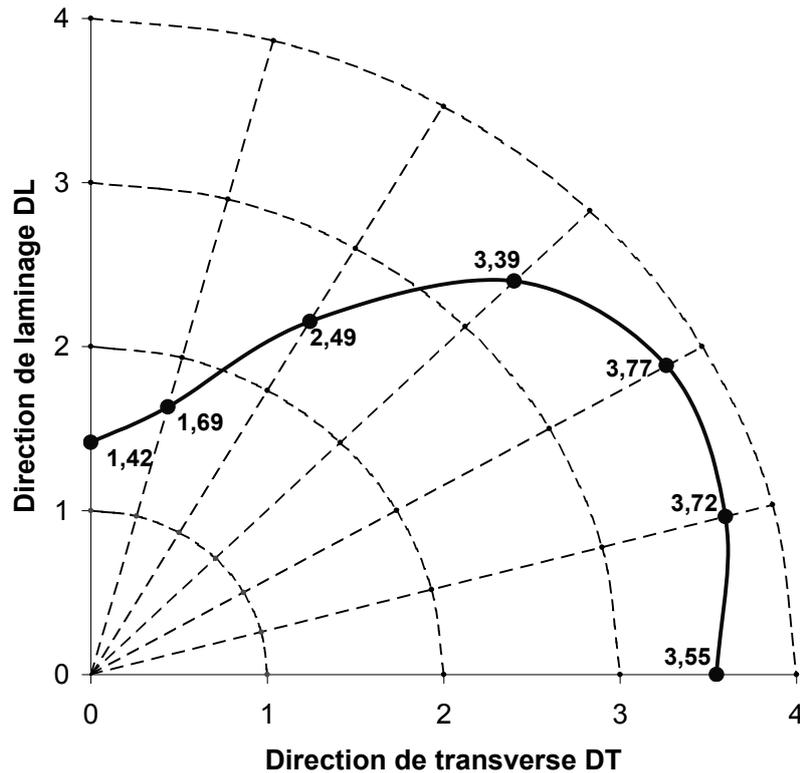


Figure II. 26 : Coefficient de Lankford $R(\alpha)$ des tôles en fonction de l'orientation α , pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1}

On peut donner une analyse plus fine des écrouissages en considérant les coefficients de consolidation n issu de la loi d'Hollomon :

$$\sigma_p = k \cdot \varepsilon_p^n$$

Pour les trois directions 0° , 45° , et 90° , et toujours en excluant les phénomènes de début de plasticité, on obtient des coefficients n de $15,2 \cdot 10^{-2}$, $10,6 \cdot 10^{-2}$ et $8,6 \cdot 10^{-2}$. Cela illustre parfaitement la consolidation plus forte dans la direction de laminage, et assez proches dans les deux autres directions. Ces valeurs sont aussi assez faibles pour un matériau destiné à la mise en forme par déformation plastique, où l'on recherche en général de forts taux de consolidation, de faibles limites élastiques et de grandes déformations homogènes (jusqu'au R_m).

III.1.b Sensibilité à la vitesse / Viscoplasticité

En s'intéressant aux limites élastiques $R_{p0.2}$ répertoriées sur le graphe de la figure 25, il aura été noté, outre les variations de limites élastiques en fonction de l'orientation, leur variation en fonction de la vitesse de sollicitation. Les limites élastiques augmentent systématiquement avec la vitesse de sollicitation, et ce d'autant plus qu'on s'approche de la direction transverse.

Pour simplifier notre analyse, on s'intéressera ici aux essais de traction exécutés selon trois directions de sollicitation, à savoir 0° (DL), 45° , et 90° (DT), aux vitesses de déformation de 10^{-3} et 10^{-2} s^{-1} . Les courbes contraintes déformations sont reportées à la figure 27.

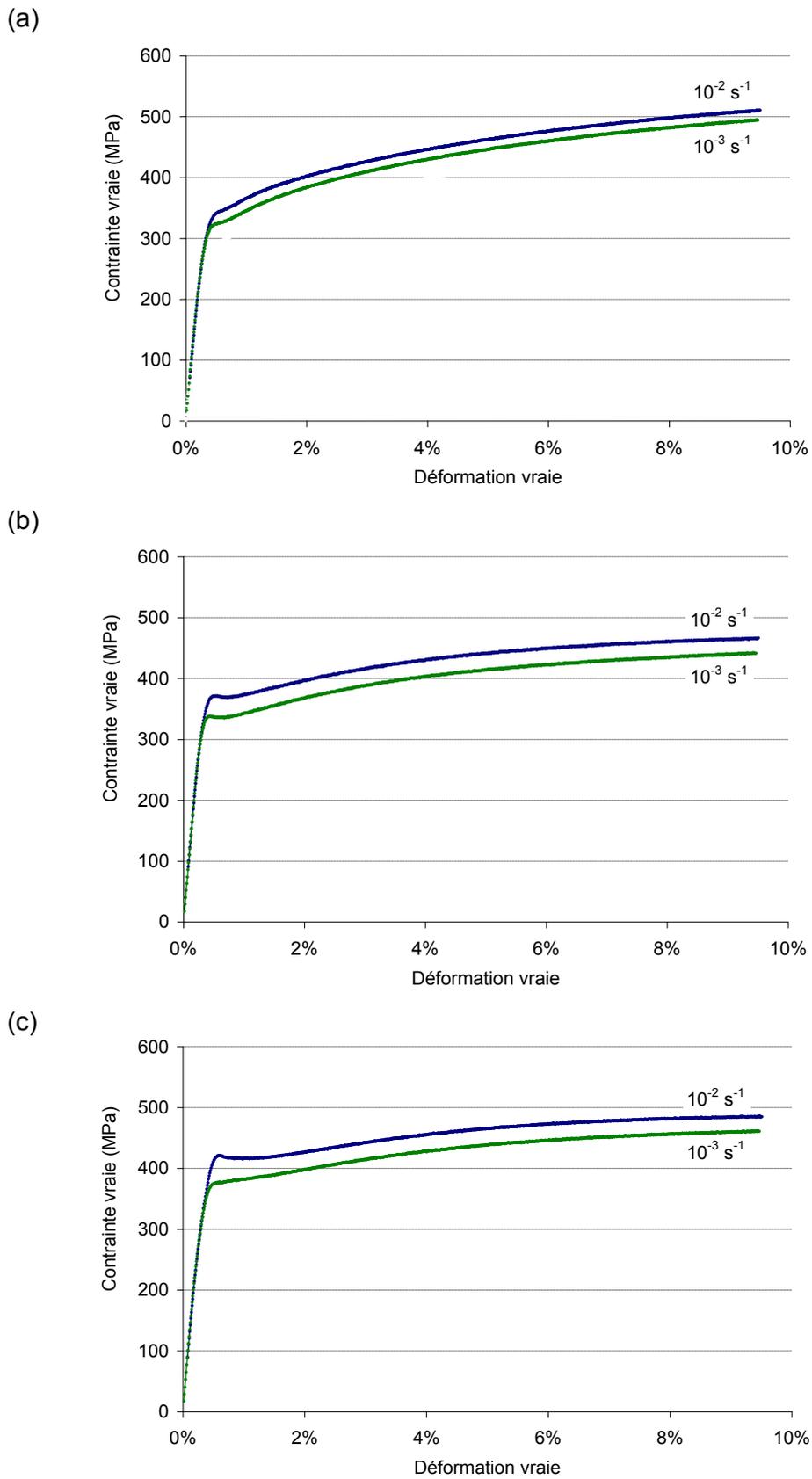


Figure II. 27 : Courbes contrainte / déformation en traction selon la direction de laminage (a), à 45° (b), et selon la direction transverse (c)

On peut observer que les écrouissages sont, pour une orientation donnée, quasi identiques pour les deux vitesses de déformation. Cela nous amène à penser que les phénomènes physiques responsables de l'écrouissage sont les mêmes pour les deux vitesses, à savoir l'enchevêtrement et la multiplication des dislocations, sans intervention du mécanisme de maillage⁷. On en déduit que, en faisant abstraction des phénomènes rencontrés en tout début de plasticité, l'impact de la vitesse de déformation sur la réponse mécanique est limité à la valeur d'une contrainte seuil, à partir de laquelle on considère l'établissement de l'écrouissage. Entre 10^{-3} et 10^{-2} s^{-1} , et hors des phénomènes de début de plasticité, cette augmentation de contrainte est respectivement de 16, 29, et 24 MPa pour les directions 0° , 45° et 90° .

III.1.c Conclusions

Les essais mécaniques menés sur les tôles de titane T40 révèlent deux caractères remarquables. D'une part, on observe un comportement viscoplastique assez sensible, affectant les réponses en contrainte du matériau. Celui-ci ne semble affecter que les limites élastiques apparentes et non pas les écrouissages. Les taux de consolidation mécanique demeurant identiques, on suppose donc que les mécanismes physiques d'écrouissage (multiplication et enchevêtrement des dislocations) sont comparables. Seules seraient affectées les contraintes critiques d'activation de ceux-ci. D'autre part, on note une anisotropie plastique marquée, directement imputable à la texture cristallographique (analysée dans la section II.2. de cette étude). On propose d'analyser les raisons physiques de ces comportements mécaniques spécifiques, en considérant les micromécanismes de déformation, évoqués dans la partie suivante.

⁷ Des micrographies exécutées sur des échantillons issus des éprouvettes de traction, sollicitées selon la direction de laminage, à des vitesses de 10^{-2} et 10^{-3} s^{-1} , pour des niveaux de déformation de 5 et 10%, n'ont pas révélé d'activation du maillage dans l'accommodation de la déformation.

III.2 Micromécanismes de déformation

Dans cette partie, nous allons nous attacher, par l'intermédiaire d'essais de traction *in situ* sous MET, à déterminer les systèmes de glissement activés dans le polycristal au cours des premiers stades de la plasticité. Nous nous intéresserons à la réponse de quelques grains, représentatifs de la texture, à la sollicitation mécanique, qu'elle soit selon la direction de laminage ou selon la direction transverse.

III.2.a Méthode expérimentale

Les échantillons à solliciter sont obtenus par le même moyen que les lames minces classiques, à la différence qu'ils sont collés sur une grille rectangulaire qui se monte dans le porte échantillon de traction *in situ* développé par GATAN (figure 28).

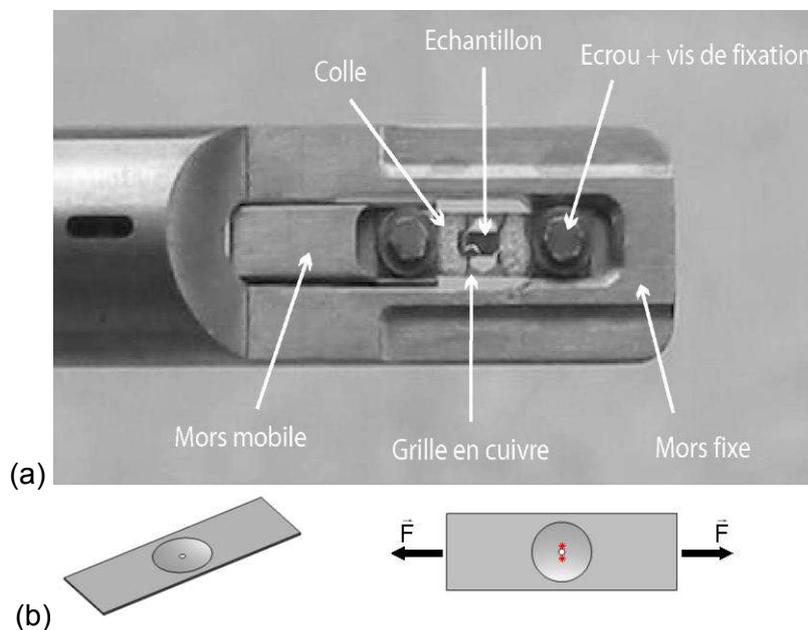


Figure II. 28 : (a) : Photographie du porte échantillon de traction *in situ* GATAN, d'après [15] ;
(b) : Schématisation de la lame mince sollicitée en traction et zones d'observation (*)

Les essais sont menés à vitesse de déplacement du mors constante mais inconnue. Les images qui suivent sont extraites de vidéos prises au cours de l'essai à l'aide d'une caméra CCD, avec une fréquence d'acquisition de 25 FPS⁸.

Les zones d'observation sont à proximité du trou, choisies dans la partie la plus sollicitée. Les micromécanismes de déformation observés ici sont exclusivement du glissement de dislocations, de plusieurs systèmes. Ils sont identifiés de deux manières. Soit par le critère d'invisibilité $\mathbf{g} \cdot \mathbf{b} = 0$, \mathbf{g} étant le vecteur portant la direction du faisceau d'électrons par rapport au réseau réciproque du cristal, et \mathbf{b} le vecteur de Burgers de la dislocation. Soit par des traces de glissement laissées à la surface de la lame mince par le passage des dislocations.

⁸ FPS : *Frames per second*, images par seconde

III.2.b Mécanismes de déformation et effets d'orientation

III.2.b.i Sollicitation dans la direction de laminage

Pour l'échantillon sollicité selon la direction de laminage, et dans le grain L, considéré comme représentatif de la texture cristallographique, les principaux mécanismes de déformation mis en jeu semblent être les glissements de dislocations de type $\langle a \rangle$, sur les plans prismatiques \mathbf{P} et pyramidaux de première espèce $\mathbf{\Pi}_1$. La figure 29 présente quelques images extraites de la séquence enregistrée pendant l'essai. On y note tout d'abord le mouvement de la dislocation notée \mathbf{d} de vecteur de Burgers $\langle a \rangle$. Le segment coin se déplace très vite et laisse derrière lui un segment vis (assez rectiligne) peu mobile. D'un mouvement sur le plan \mathbf{P} , on assiste à du glissement dévié sur le plan $\mathbf{\Pi}_1$ (la trace des plans \mathbf{P} et $\mathbf{\Pi}_1$ est repérée sur la figure 29 (d)).

Avant de discuter de l'orientation des systèmes de glissement par rapport à la contrainte, il est nécessaire de préciser quelques aspects relatifs aux limitations du formalisme du facteur de Schmid que l'on emploiera dans la suite :

- La sollicitation s'effectue sur une lame mince (quelques dizaines à une centaine de nm d'épaisseur pour la zone observable) avec une géométrie difficile à appréhender, et probablement des défauts géométriques inhérents au moyen de préparation.
- Nous ne sommes pas en présence d'un monocristal soumis à une contrainte macroscopique uniaxiale. Il s'agit ici d'un grain sollicité par l'intermédiaire de son voisinage, celui-ci perturbant certainement un champ de contrainte qui se voudrait uniforme dans ce formalisme.

Ces précisions faites, on peut s'intéresser aux facteurs de Schmid de ces deux systèmes : $m_{\mathbf{P}} = 0,45$ et $m_{\mathbf{\Pi}_1} = 0,38$. Ces deux systèmes de glissement semblent donc favorablement orientés pour être activés.

On observe aussi le développement d'une boucle de dislocation (repérée par la double flèche), dont on note l'expansion à partir de l'image (d). Celle-ci est probablement issue d'un mécanisme de double glissement dévié (cf. chapitre 1 pour une schématisation explicite). Ceci est une source de multiplication de dislocations qui pourrait faire partie des mécanismes responsables de l'écroutissage.

III.2.b.ii Sollicitation dans la direction transverse

De la même façon, pour l'échantillon sollicité selon la direction transverse, nous avons étudié un grain considéré comme représentatif de la texture cristallographique macroscopique, même s'il est très légèrement désorienté par rapport à celle-ci.

Ce grain T est favorablement orienté pour développer le glissement basal, le facteur de Schmid de ce système étant de 0,44. Les systèmes prismatiques et pyramidaux de première espèce présentent des valeurs de m plus faibles. Elles sont consignées dans le tableau 2.

L'essai dévoile cependant un comportement particulier. Des mouvements de dislocations de type $\langle a \rangle$, sur les plans basaux \mathbf{B} (figures 30 (a2), et 31), et pyramidaux de première espèce $\mathbf{\Pi}_1$ (figure 31), ont été relevés. Toutefois on observe aussi le glissement prismatiques \mathbf{P} (figures 30 (a1)), malgré son très faible facteur de Schmid.

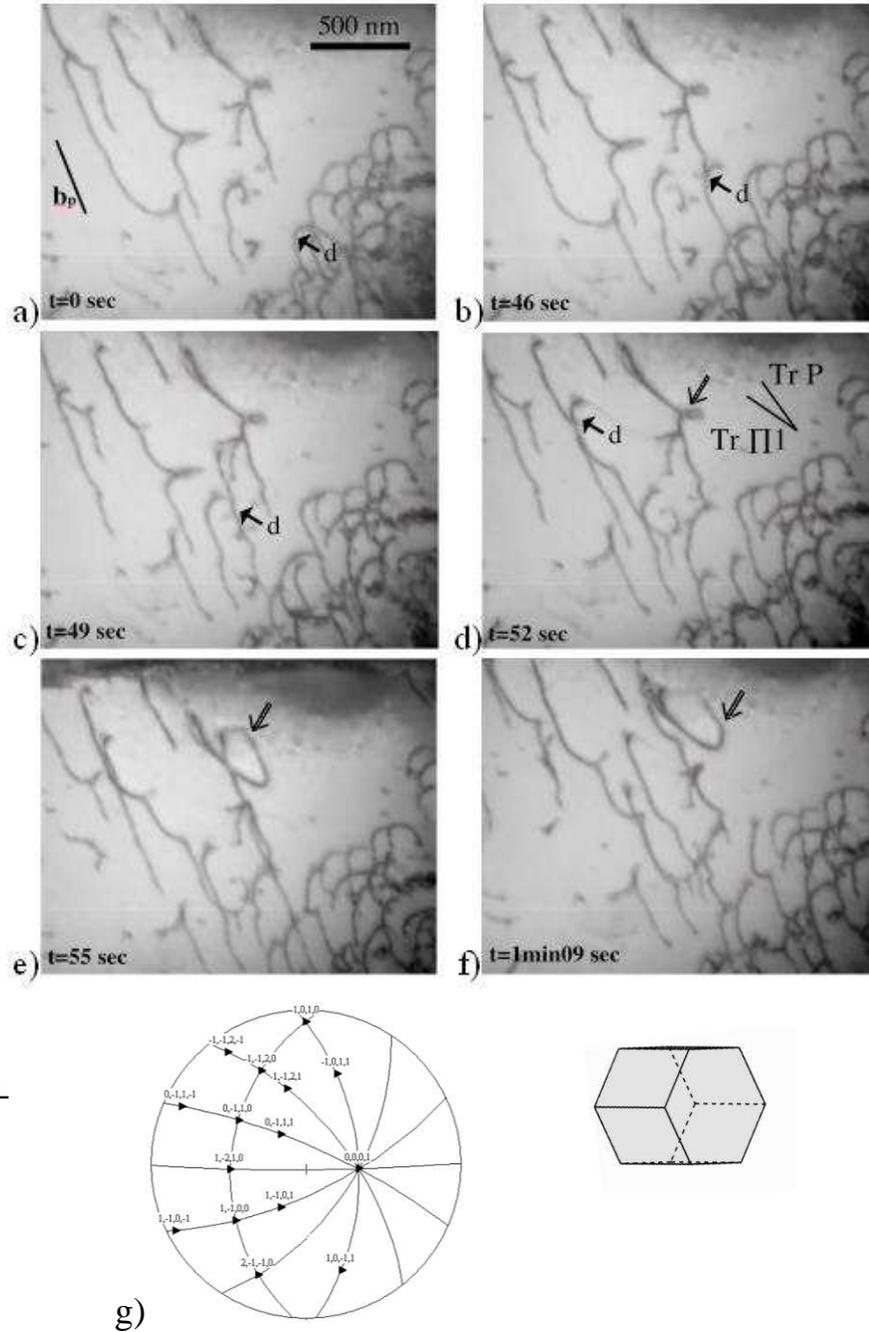


Figure II. 29 : (a-f) : séquence d'images prises pendant la déformation in situ du grain L de l'échantillon sollicité dans la direction de laminage ; (g) projection stéréographique du grain L et sa représentation géométrique

Tableau II. 2 : Valeurs des facteurs de Schmid pour les systèmes de glissement considérés dans le grain T

Systèmes de glissement		Facteur de Schmid m
Prismatique P	$(\bar{1}100)(11\bar{2}0)$	0,06
	$(01\bar{1}0)(\bar{2}110)$	0,16
Pyramidal Π_1	$(01\bar{1}\bar{1})(\bar{2}110)$	0,30
	$(01\bar{1}\bar{1})(\bar{2}113)$	0,35

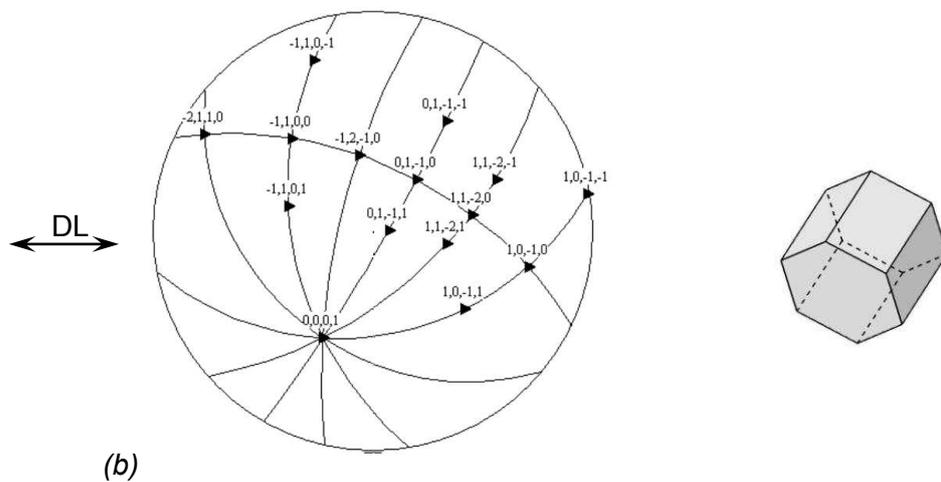
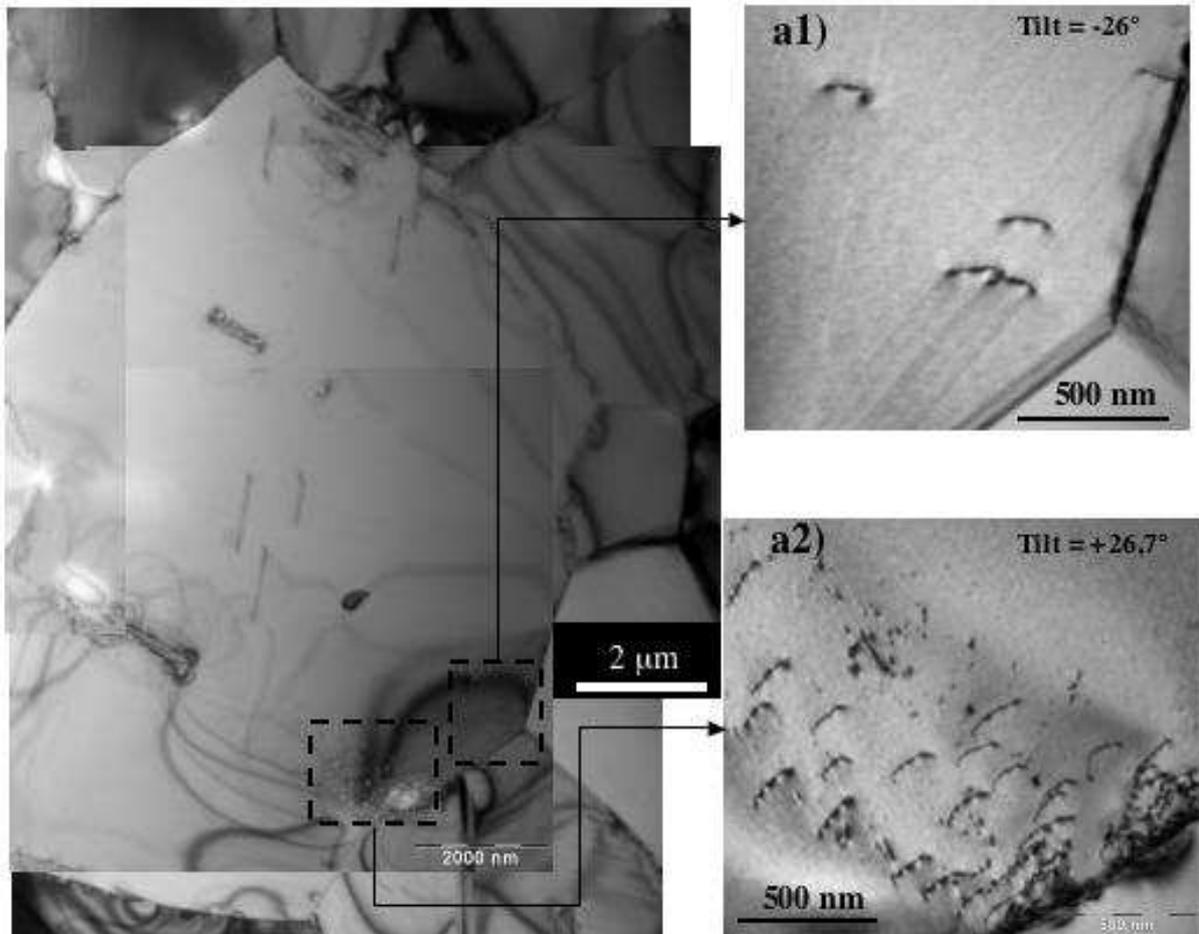


Figure II. 30 : Vue du grain *T* et zones d'observation ; a1) : Segments de dislocations du système prismatique *P* mises en mouvement ; a2) : Dislocations du système basal *B* (facteur de Schmid calculé : $m_{B\langle a \rangle} = 0,44$) ; (b) : projection stéréographique du grain

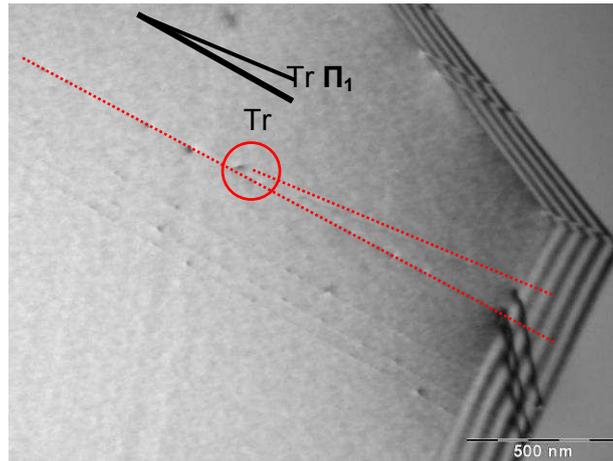


Figure II. 31 : Traces de glissement laissées par le passage de dislocations basales $\mathbf{B} \langle \mathbf{a} \rangle$ et preuves de glissement dévié sur le plan pyramidal Π_1 .

III.2.c Discussion

Les résultats obtenus nous permettent d'indiquer que le facteur de Schmid constitue une approche volontairement simpliste mais relativement fiable pour la prédiction des systèmes de glissements se manifestant dans les grains étudiés ici. Pourtant, il est nécessaire de prendre en compte un autre paramètre pour pouvoir tenter de décrire le comportement de notre matériau, à savoir les contraintes critiques de mise en mouvements de ces dislocations. Il est admis que les différents systèmes de glissements présentent des disparités de CRSS assez marquées. Ainsi, et ceci est exprimé dans le premier chapitre de ce manuscrit, le système prismatique \mathbf{P} possède la CRSS la plus faible, devant les systèmes basaux \mathbf{B} , pyramidaux Π_1 et Π_2 (se reporter au chapitre 1, section I.2.b).

En considérant que les grains de cette étude retranscrivent le comportement de nos tôles texturées, nous allons proposer une explication à l'échelle microscopique des phénomènes observés lors des essais de traction macroscopiques.

Le grain L, représentatif d'une tôle sollicitée dans sa direction de laminage, exhibe un glissement prismatique prépondérant. En admettant que la CRSS de ce glissement est la plus faible, on peut expliquer les limites élastiques relativement basses dans cette direction. De même, en utilisant cette démarche pour la direction transverse, on peut considérer que le glissement basal observé dans les grains T, avec sa CRSS plus élevée, peut expliquer la limite élastique plus élevée du matériau selon DT. Nous garderons cependant à l'esprit que cette analogie reste assez simpliste et ne constitue qu'une explication restreinte du comportement du matériau.

III.2.d Conclusions

Les micromécanismes de déformation ont été observés et identifiés au sein de grains représentatifs de la texture macroscopique pour des chargements selon les directions de laminage et transverse. Pour les systèmes de glissement principaux, le formalisme du facteur de Schmid semble assez bien expliquer les différences de limite élastique observées lors des essais mécaniques macroscopiques.

III.3 Déformations mésoscopiques

Dans cette partie, nous allons tenter de discerner et de quantifier les hétérogénéités de déformation plastique au sein du matériau lors d'une sollicitation de traction simple. Comme décrit plus haut, la texture cristallographique des tôles et la répartition particulière des mécanismes de déformation dans la maille hexagonale du titane (glissement de dislocations ou maclage) conduit à des propriétés mécaniques macroscopiques anisotropes. L'étude proposée dans la partie précédente révèle partiellement la raison physique (et donc microscopique) de ces manifestations macroscopiques. Pour compléter cette étude, il est important de considérer la réponse mécanique du polycristal à une échelle intermédiaire. Pour s'en convaincre, on pourra se référer à une étude, certes un peu ancienne mais assez démonstrative, de Takao sur la localisation de la déformation en fatigue, sur le titane pur [16]. Le point le plus important de cette étude est la quantification des hétérogénéités de déformations au sein de l'agrégat cristallin, lorsqu'on lui applique une déformation plastique macroscopique donnée. Pour obtenir une quantification fine des champs de déformation, nous avons aussi utilisé les techniques de Corrélation d'Images Numériques (CIN) sous MEB, techniques détaillées dans la suite. On notera qu'Efstathiou *et al.* mènent une étude comparable en microscopie optique, sur du titane pur de Grade 2 avec une taille de grain un peu supérieure, d'environ 30 μm [17]. Nous tenterons ici de comparer nos observations aux leurs.

III.3.a Méthodes expérimentales

La procédure employée pour ces essais est la suivante. L'éprouvette est montée sur la platine. Elle est légèrement mise en tension pour compenser les jeux dans le mécanisme, bridée, puis la tension est relâchée. Une fois introduite dans le MEB, elle est soumise à une tension croissante par des incréments de déplacement de la traverse connus. Après chaque incrément de déformation, une durée de relaxation de soixante secondes est observée, temps choisi d'après les études de Ghauri [18]. Un cliché est ensuite saisi et on peut appliquer l'incrément de déformation suivant. La corrélation d'images sera exécutée grâce au logiciel VIC-2D.

Les images, au format 712 x 484 pixels, sont acquises avec une vitesse de balayage de 20 ms par ligne, ce qui donne une image en 9 secondes environ. Cette acquisition est optimisée pour à la fois minimiser le bruit d'image et le *drift* temporel. Le grossissement employé dans la suite de cette étude est de x 750, ce qui nous donne une résolution d'image de 8,88 pixels par μm . Avec les paramètres de corrélation choisis, les résolutions spatiales en déplacement et en déformation sont respectivement de 2,36 μm et 3,71 μm . Ceci est à comparer avec la taille de grain moyenne, de l'ordre de la dizaine de μm . Ces résolutions seraient trop faibles pour décrire avec pertinence les déformations au sein d'un grain et celle de son voisinage immédiat. Cependant, pour une approche à l'échelle du polycristal, celles-ci s'avèrent adaptées.

III.3.a.i Mesure de champs discontinus

Un autre écueil concernant la CIN sous MEB concerne le caractère discontinu de la déformation à l'échelle considérée. On le verra en détail dans ce qui suit, le mécanisme de déformation prépondérant dans cette expérience demeure le glissement de dislocations. Celui-ci est, par définition, une discontinuité se propageant dans le cristal. Pour schématiser, une dislocation émergeant en surface va créer une « marche » d'une amplitude voisine de la longueur de son vecteur de Burgers (figure 32). Si plusieurs dislocations de même nature parcourent le même plan (figure 32 et 33), cette bande de glissement est d'autant plus grande et plus visible. La formation de ces bandes constitue, d'un point de vue de la corrélation d'images, une rupture de continuité du mouchetis (flot optique non constant), totalement incompatible avec les techniques de CIN.

Cette rupture de continuité peut être partiellement contournée par une approche originale : la corrélation incrémentale. Au lieu de considérer l'image de l'objet déformé à l'instant t_n et de la comparer à l'image initiale t_0 , on va comparer deux images consécutives : t_n et t_{n-1} , t_{n+1} et t_n , etc. ... Ainsi, l'apparition des bandes de glissement est prise en compte et malgré le faible contraste qu'elles présentent, la CIN peut avoir lieu. On notera que dans ce cas, on cumule les erreurs de corrélation tout au long de l'essai, mais c'est la seule solution qui s'offre à nous, en l'état actuel de la technique.

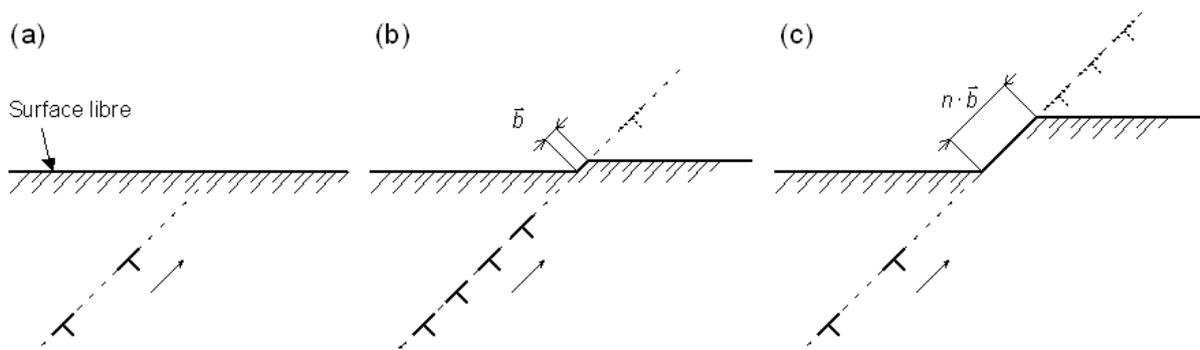


Figure II. 32 : Illustration du mécanisme d'apparition des bandes de glissement



Figure II. 33 : Empilement de dislocations à l'origine de ces bandes de glissement, observées sous MET in situ

III.3.a.ii Limites et domaine de validité de la technique

Il est très important de noter que l'on mesure ici une déformation moyenne locale apparente, assez éloignée de la déformation réelle. Si on considère le grain présenté sur la figure 34 et la mesure de sa déformation et de celle de son voisinage, on observe un champ relativement continu, aux pertes de corrélation près.

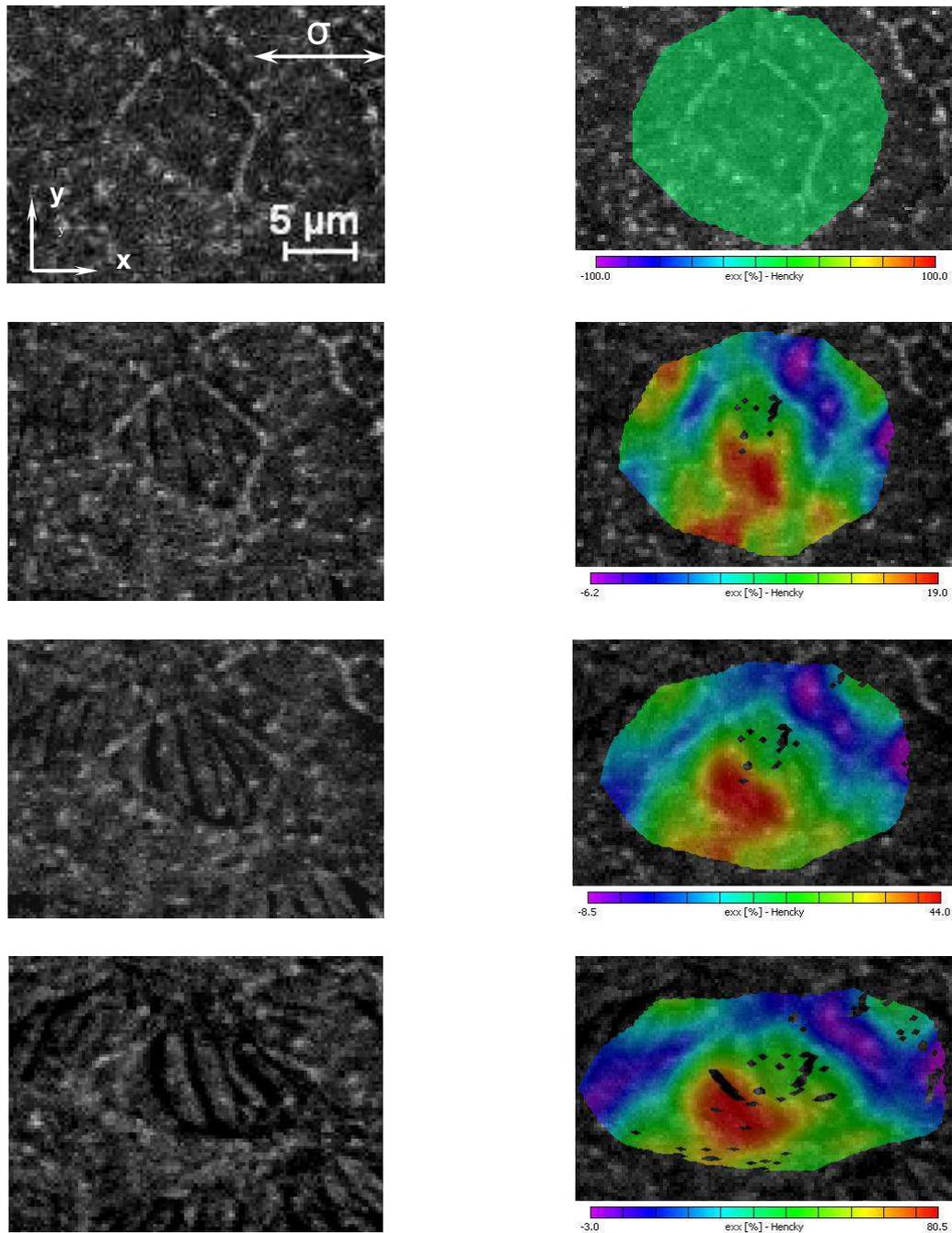


Figure II. 34 : Evolution de la déformation longitudinale ϵ_{xx} d'un grain mesurée au cours de l'essai de traction sous MEB ; la direction de sollicitation est horizontale

Dans la réalité, les bandes de glissement présentent une déformation très importante (quasi infinie, au sens de la variation de longueur d'un segment positionné sur les deux

bords de la bande de glissement), alors que la zone située entre ces bandes subit une déformation relativement faible, de l'ordre de quelques pourcents, liée au glissement de « quelques » dislocations.

III.3.b Mesures de champs de déformations *in situ*

Les champs de données (déplacement, déformation,...) pour les 22 images obtenues au cours de l'essai sont disponibles par l'intermédiaire de VIC-2D[®]. L'analyse qui suit sera décomposée en deux phases : une approche statistique, et une approche locale des champs de déformation. Nous nous focaliserons dans la suite sur la déformation longitudinale ϵ_{xx} . La figure 35 renseigne l'évolution de cette déformation au cours de l'essai. On observe une relative longue phase sans déformation significative, jusqu'à l'image 7. C'est le domaine de la déformation élastique de l'ensemble éprouvette-platine. Cette phase nous permet de valider l'évaluation du bruit de mesure sur la déformation (issu du bruit d'image), estimé à 0,17 %.

La seconde phase concerne la plasticité de l'éprouvette. La déformation augmente, et l'écart type sur celle-ci prend de grandes proportions. Ainsi, plus la déformation moyenne (assimilable à la déformation macroscopique homogène) augmente plus les hétérogénéités de déformation augmentent.

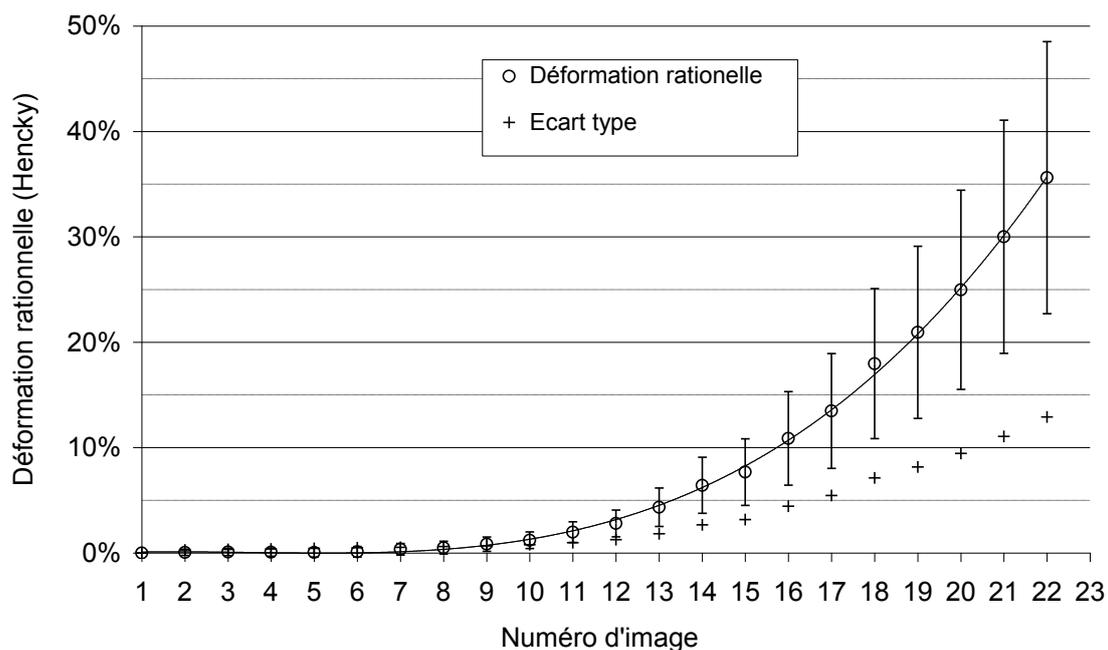


Figure II. 35 : Evolution de la déformation rationnelle longitudinale moyenne (moyenne arithmétique des valeurs du champ) et de son écart type (écart-type spatial à partir de l'ensemble des valeurs du champ) au cours de l'essai

En observant les champs de déformation visibles à la figure 36, on note que ces hétérogénéités de déformation sont localisées sur certaines zones, qui semblent réagir plus que le reste, et ce tout au long de la déformation plastique.

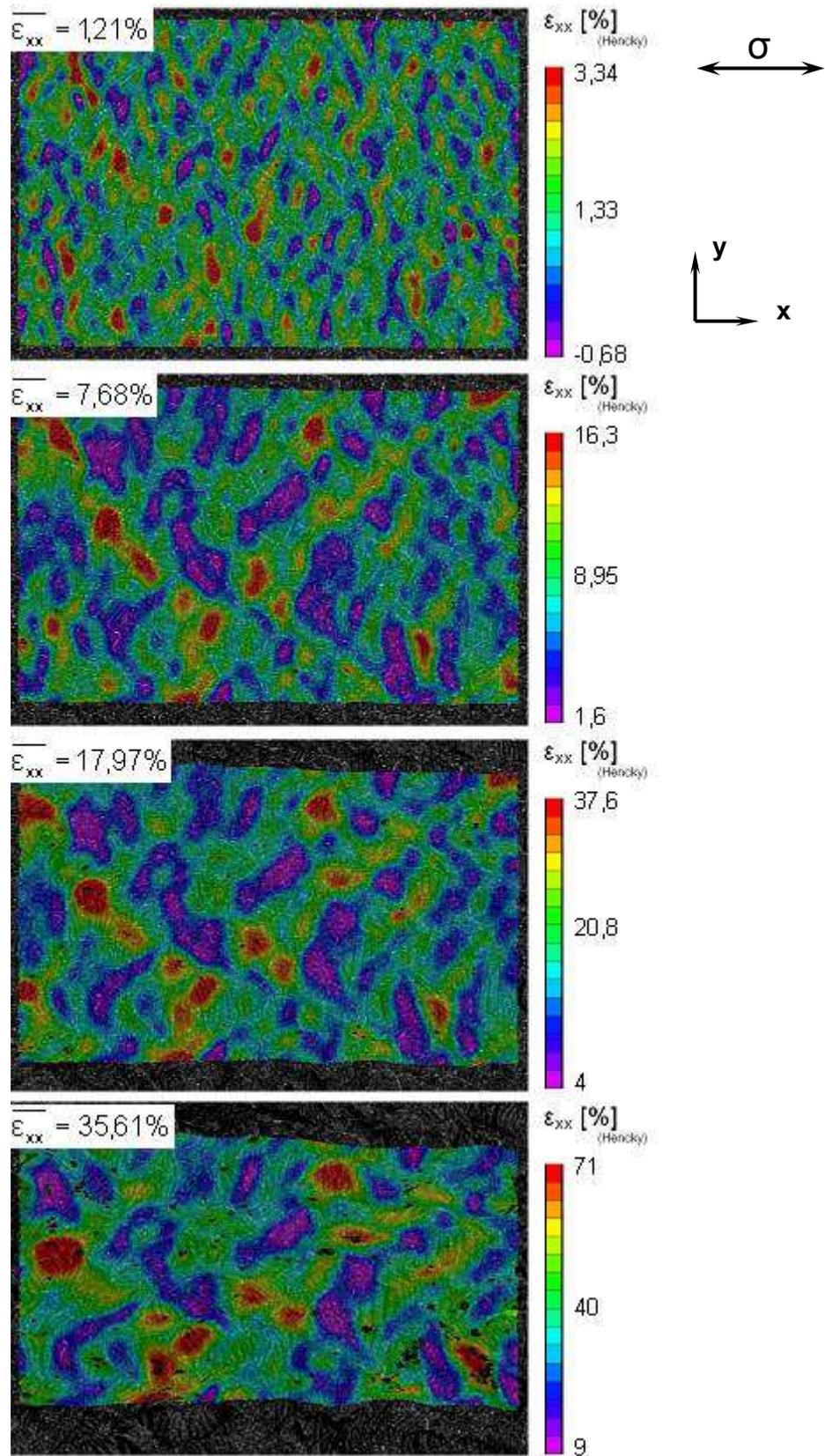


Figure II. 36 : Champs de déformation ϵ_{xx} issus de la corrélation d'images ; la direction de sollicitation est horizontale

On peut affiner cette analyse en suivant pour chaque point corrélé, l'histoire de sa déformation. C'est l'objet du graphe illustré en figure 37. Nous avons ordonné chaque point corrélé de l'image finale (image n°22) par déformation croissante. On trace ensuite le niveau de déformation de ces points tout au long de l'essai, pour les 22 images. On note que, mis à part pour quelques points ne réagissant pas du tout, et au bruit de mesure près, tous les points corrélés voient leur valeur de déformation augmenter de manière continue. Leur vitesse de déformation est strictement positive tout au long de l'essai. Cela nous renseigne sur le fait que la déformation est accommodée par tous les grains, à des niveaux variables en fonction de leur orientation par rapport à la sollicitation, mais sans « pause » au cours de l'essai.

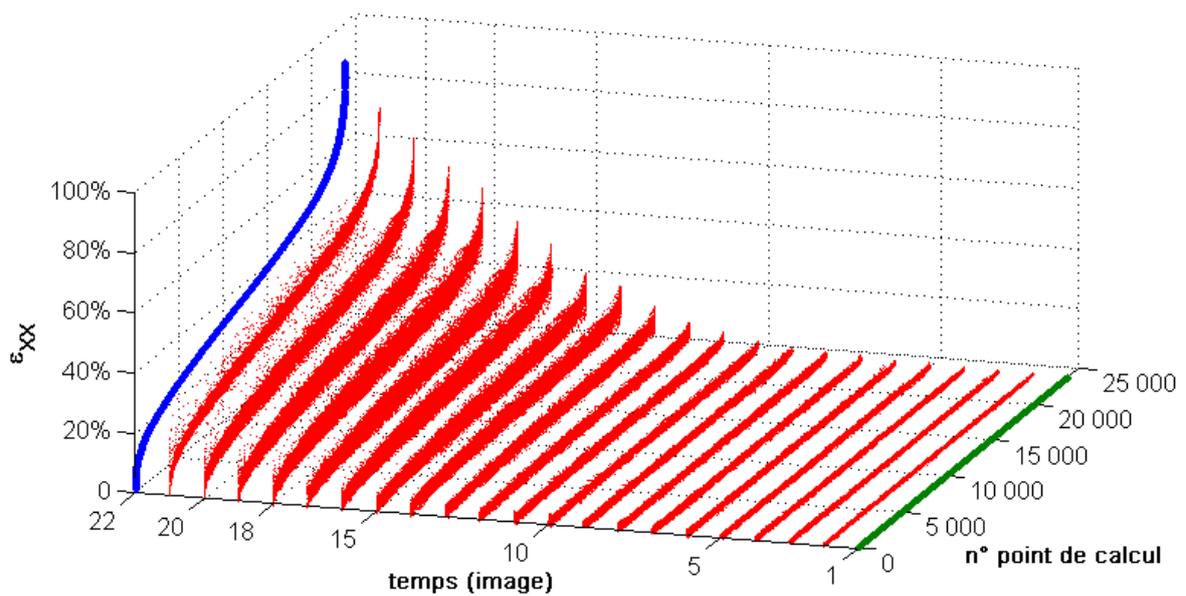


Figure II.37 : Niveaux de déformation ϵ_{xx} des points de calculs de chacune des images corrélées, classées par leur déformation finale croissante

Le graphe de la figure 38 représente, quant à lui, les niveaux de déformation calculés pour quelques images (instants 10, 15, 18, et 22), classés par ϵ_{xx} croissant, et leurs déformation ϵ_{yy} associée. On remarque qu'il n'y a que peu de corrélation entre le niveau de la déformation longitudinale ϵ_{xx} et celui de la déformation transverse ϵ_{yy} . La raison est simple. D'une part, nous ne pouvons pas considérer que nous sommes en face d'un matériau homogène, mais d'un agrégat cristallin comportant de mécanismes de déformation discrets. D'autre part, et c'est moins évident, on ignore les déplacements hors plan.

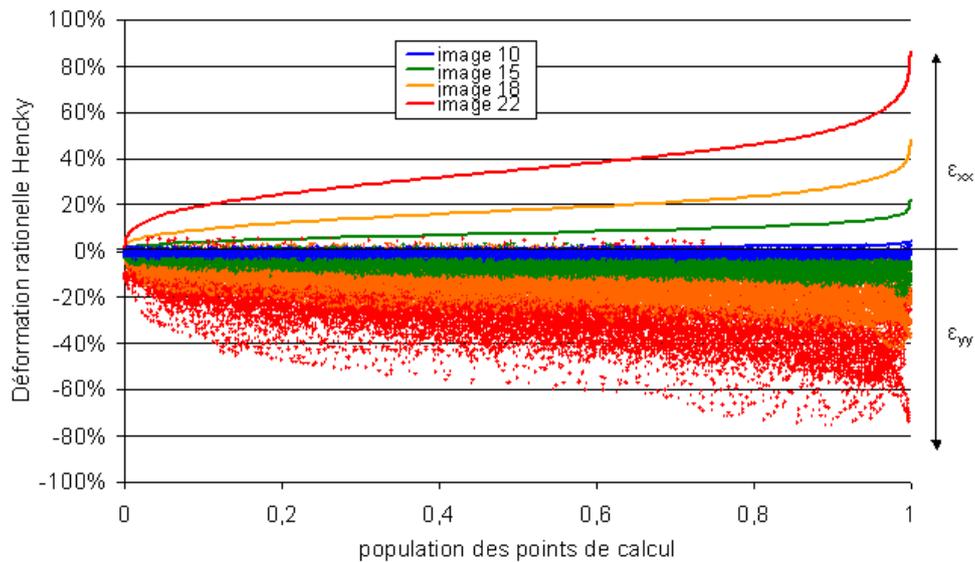


Figure II. 38 : Déformation longitudinale ϵ_{xx} de chaque point de calcul, classées par ordre croissant, et déformation transverse ϵ_{yy} associée, pour 4 niveaux de déformation moyenne

Cet état de fait nous amène à vouloir déterminer « une frontière » entre comportement de solides homogènes (milieux continus) et mécanismes de déformation discrets (glissement de dislocations dans notre cas). On peut accéder à l'établissement d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) en traitant les champs de déformation de la manière suivante, comme c'est proposé dans l'étude d'Efstathiou *et al.* [17]. On va chercher à déterminer à partir de quelle base de mesure de déformation on obtient une déformation globale homogène. En effectuant un découpage du champ de vue complet en plusieurs sous-domaines de taille décroissante (appelées « boîtes » dans la suite), et en calculant la déformation moyenne dans chacun d'eux, on va pouvoir cerner à partir de quelle taille on obtient un écart-type significatif entre les valeurs moyennes de chaque boîte. Dans notre étude cependant, et contrairement à [17], nous travaillons à un grossissement fixé et une résolution spatiale constante, avec des niveaux de déformation variables.

Les graphes de la figure 39 représentent l'évolution de l'écart type des déformations moyennes au sein des boîtes, en fonction de la taille de ces dernières, et ce pour plusieurs niveaux de déformation.

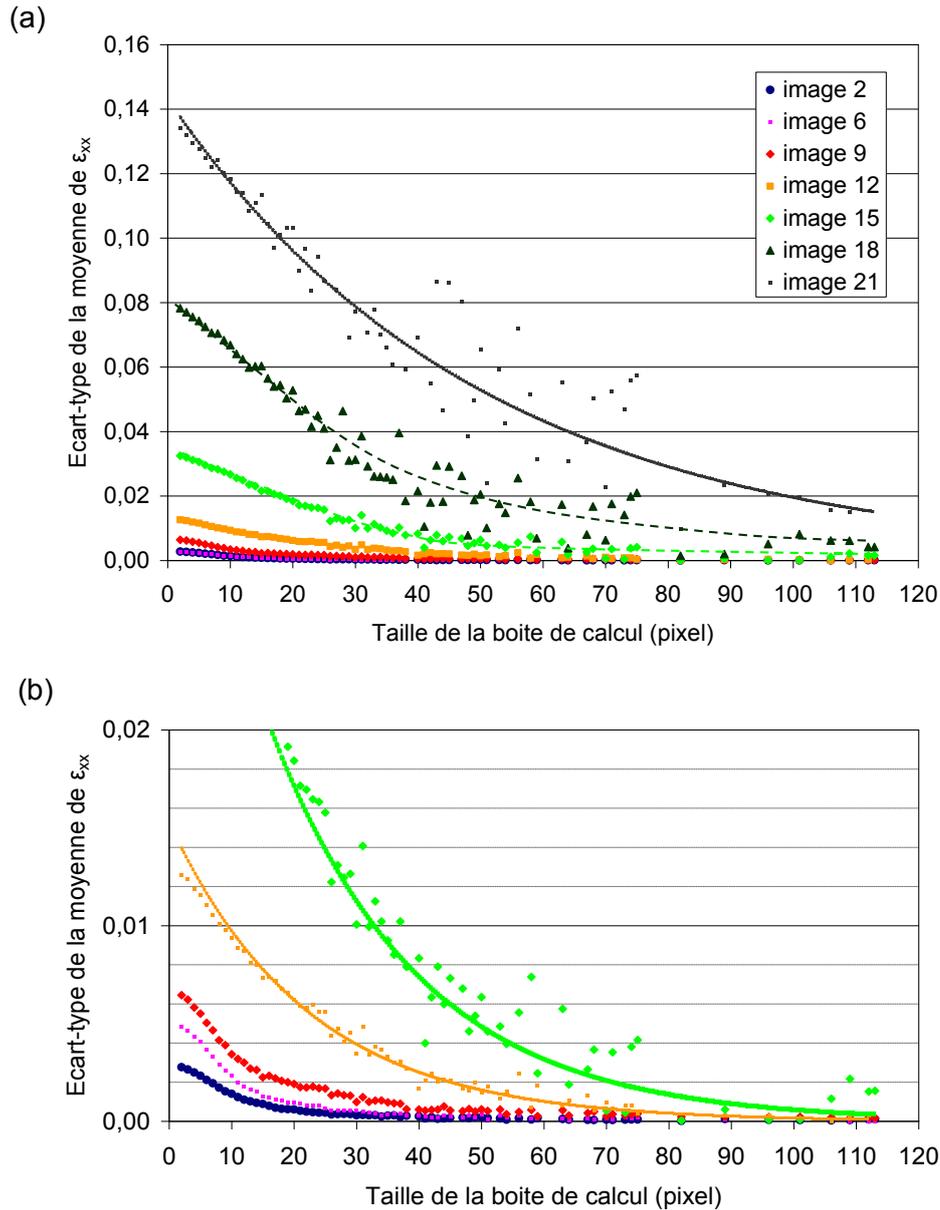


Figure II. 39 : (a) : Ecart type sur la moyenne des déformations ϵ_{xx} en fonction de la taille de la boîte de calcul, pour plusieurs niveaux de déformation ;

(b) : détail de l'analyse pour les images 2 à 12

Comme dans [17], on observe une inflexion relativement discernable, du moins pour les niveaux de déformation modérés. On l'a vu précédemment, les images n°2 et n°6 décrivent un état de déformation élastique - assez bruité - et n'offrent donc pas une représentation valable d'un VER. Pour l'image n°21 au contraire, les niveaux de déformation moyenne ($\epsilon_{xx} \approx 30\%$) et leurs hétérogénéités sont tels que, pour la taille de notre champ de vue, on ne parvient pas à observer de régime asymptotique. Enfin, pour les états de déformations intermédiaires, à savoir les images n°12 ($\epsilon_{xx} \approx 2,8\%$), n°15 ($\epsilon_{xx} \approx 7,7\%$), et n°18 ($\epsilon_{xx} \approx 18\%$), on serait en mesure d'identifier un régime asymptotique. Pour les images 12 à

18, on pourrait discuter d'un VER compris entre 50 et 90 pixels, ce qui correspond à 17 et 31 μm .

Pour conclure, il semble quand même difficile d'estimer de manière fiable et absolue un VER de notre matériau par ce type d'analyse. On pourra retenir cependant qu'il semble se situer dans la gamme des 30 μm soit environ trois fois la taille de grains moyenne, ce qui reste en accord avec les observations de [17]. Notons qu'il avait déjà été observé dans [17] que la description du VER par cette méthode était dépendante de l'échelle d'observation à laquelle on se place, nous avons ici déterminé que cette taille semble varier aussi avec le niveau de déformation subi par l'échantillon. Ainsi, nous retiendrons l'ordre de grandeur relevé ici (de la dizaine à la centaine de micromètres), plus que la valeur du VER obtenue en elle-même.

III.4 Conclusions

Cette étude du comportement mécanique de notre matériau à plusieurs échelles rend compte de plusieurs caractéristiques particulières.

A l'échelle macroscopique, son comportement est anisotrope, tant au niveau des seuils de plasticité que des écrouissages. Ce phénomène s'explique par la forte texture cristallographique de ces tôles laminées. Il présente aussi un caractère viscoplastique sensible, qui ne semble affecter que les limites élastiques et non pas les écrouissages.

Le comportement macroscopique anisotrope est partiellement expliqué par l'analyse des micromécanismes de déformation, observés *in situ* sous MET. Ainsi, les glissements préférentiels des dislocations ont été étudiés pour des sollicitations suivant la direction de laminage ou la direction transverse.

Enfin, nous avons proposé une échelle d'analyse intermédiaire qui permet d'estimer le comportement du matériau à l'échelle du polycristal, par mesure de champ *in situ* sous MEB. Il a ainsi été possible de déterminer l'ordre de grandeur d'une limite de validité des modèles de comportement macroscopique en terme d'échelle de mesure, à savoir un VER.

Le chapitre suivant traitera du comportement en formage incrémental avec pour support, le T40 décrit jusqu'ici.

Références bibliographiques

1. Baudin, T., *Analyse EBSD - Principe et cartographies d'orientations*. Techniques de l'Ingénieur. Vol. M4138.
2. Bernard, J. and K. Miroslav, *Etude des métaux par microscopie électronique en transmission (MET) Formation des images*, in *Techniques de l'ingénieur Essais métallographiques des métaux et alliages*. 2008, Editions T.I.
3. Bernard, J. and K. Miroslav, *Etude des métaux par microscopie électronique en transmission (MET) Microscope, échantillons et diffraction*. 2008, Editions T.I.
4. Sutton, M.A., *Digital Image Correlation for Shape and Deformation Measurements*, in *Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics*. 2008. p. 565-600.
5. Grédiac, M. and F. Hild, *Mesures de champs et identification en mécanique des solides*. Hermes Science Publications ed. 2011. 506.
6. Bornert, M., et al., *Assessment of Digital Image Correlation Measurement Errors: Methodology and Results*. *Experimental Mechanics*, 2009. **49**(3): p. 353-370.
7. Ke, X.D., et al., *Error Assessment in Stereo-based Deformation Measurements*. *Experimental Mechanics*, 2011. **51**(4): p. 423-441.
8. Wang, Y.Q., et al., *On Error Assessment in Stereo-based Deformation Measurements*. *Experimental Mechanics*, 2011. **51**(4): p. 405-422.
9. Wang, Y.Q., et al., *Quantitative Error Assessment in Pattern Matching: Effects of Intensity Pattern Noise, Interpolation, Strain and Image Contrast on Motion Measurements*. *Strain*, 2009. **45**(2): p. 160-178.
10. Roux, S. and F. Hild, *Stress intensity factor measurements from digital image correlation: post-processing and integrated approaches*. *International Journal of Fracture*, 2006. **140**(1-4): p. 141-157.
11. Wang, L.L., et al., *A simple experimental procedure to quantify image noise in the context of strain measurements at the microscale using DIC and SEM images*. *EPJ Web of Conferences*, 2010. **6**.
12. Miyamoto, Y. and S. Hawa, *Effect of Tensile Flow Properties of Titanium Sheets on Web-Buckling Behavior in Cold Roll-Forming of Wide Profile*. *Isij International*, 1991. **31**(8): p. 863-869.
13. Wasilewski, R.J., *On Discontinuous Yield and Plastic Flow in α -Titanium*. *Transactions of the ASM*, 1963. **56**: p. 221-235.
14. Jones, R.L. and H. Conrad, *The Effect Of Grain Size on the Strength of Alpha-Titanium at Room Temperature*. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1969. **245**: p. 779-789.
15. Castany, P., et al., *Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy*. *Acta Materialia*, 2007. **55**(18): p. 6284-6291.
16. Takao, K. and K. Kusukawa, *Low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium*. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 1996. **213**(1-2): p. 81-85.
17. Efstathiou, C., H. Sehitoglu, and J. Lambros, *Multiscale strain measurements of plastically deforming polycrystalline titanium: Role of deformation heterogeneities*. *International Journal of Plasticity*, 2010. **26**(1): p. 93-106.
18. Ghauri, I.M., et al., *A comparative study of stress relaxation rate in unirradiated and irradiated pure titanium at low temperatures*. *International Journal of Modern Physics B*, 2007. **21**(31): p. 5247-5255.

Chapitre 3 :

Caractérisation du procédé de Formage Incrémental

Cette partie de l'étude constitue une contribution à la compréhension du procédé de Formage Incrémental, en faisant appel principalement à la mesure de champs de déformation par Corrélation d'Images Numériques. Le moyen de formage instrumenté sera ainsi rapidement présenté.

Dans un premier temps, une observation des champs de déformations générés à la surface des pièces formées sera proposé, d'abord à l'échelle de toute la forme, puis plus localement autour du poinçon. Celle-ci sera complétée par l'étude de l'évolution temporelle de l'évolution de ces déformations, à travers les chemins de déformation.

Dans un second temps, on prêtera intérêt aux efforts mis en jeu pendant le formage et nous discuterons d'un lien possible entre les réponses en efforts et en déformation.

Enfin, nous nous intéresserons à l'analyse des vitesses de déformations rencontrées en FI.

Sommaire

I. Moyens expérimentaux.....	103
I.1 Pilote de Formage Incrémental instrumenté.....	103
I.2 Mesure de champs in situ	104
II. Réponse en déformations.....	106
II.1 Etude des déformations à l'échelle de la pièce	106
II.1.a Conditions expérimentales.....	106
II.1.b Analyse des champs de déformation	108
II.2 Champs de déformation locaux.....	117
II.2.a Procédure expérimentale.....	117
II.2.b Résultats et analyse des champs de déformation	117
II.2.c Conclusion.....	121
II.3 Chemins de déformation	122
II.3.a Méthode expérimentale	122
II.3.b Résultats.....	123
II.3.c Conclusion.....	126
III. Réponse en efforts	127
III.1 Effort résultant	127
III.2 Composantes de l'effort F	128
IV. Relation effort / déformation.....	132
IV.1 Présentation de l'essai.....	132
IV.2 Influence des paramètres d'essai sur l'effort résultant F	133
IV.3 Couplage effort résultant / déformation équivalente moyenne.....	135
IV.3.a Effet de la taille du voisinage $v(l_\epsilon)$	135
IV.3.b Effet des paramètres du procédé	136
IV.3.c Conclusion	138
V. Réponse en vitesse de déformation.....	139
V.1 Choix de la fréquence d'acquisition optimale	139
V.2 Résultats.....	141
V.2.a Champs de vitesses de déformation	141
V.2.b Influence des paramètres de formage sur les vitesses de déformation	142
V.3 Bilan	145
VI. Conclusions.....	146
Références bibliographiques.....	147

I. Moyens expérimentaux

Nous allons ici présenter le moyen de formage utilisé au sein du laboratoire pour ces expériences. Il s'agit d'un appareillage constitué d'une unité de formage et d'un système de mesure de champs par corrélation d'images numériques à 4 caméras (figure 1 (a)). Ce pilote a été développé au laboratoire à partir de 2007, dans le cadre des travaux de thèse de N.Decultot [1].

I.1 Pilote de Formage Incrémental instrumenté

Le système de formage (de type SPIF) est constitué de deux chariots croisés autorisant les déplacements dans le plan horizontal (x,y), et supportant un troisième axe vertical (z). Les axes sont constitués de guidages linéaires à billes. Le pilotage des déplacements est assuré par des systèmes de vis à billes actionnés par des motoréducteurs asservis en position. Le poinçon est supporté par une cellule de force triaxiale d'une capacité de 2 kN dans le plan horizontal et 5 kN sur l'axe vertical. Les flans ont une dimension de 500 x 500 mm². Ils sont bridés sur 50 mm sur tout le pourtour par des serre-flans massifs en acier. La zone utile de formage est d'environ 320 x 320 mm². Il en ressort une machine d'un très faible encombrement, présentant une bonne précision dans ces déplacements.

L'originalité de cette configuration (formage par le bas, figure 1b) permet une accessibilité complète de la face supérieure de la tôle pour une mesure de champs *in situ*. La capacité réduite de la cellule de force et la faible taille des flans pouvant être formés ne sont pas gênants dans le cadre de notre utilisation en laboratoire.

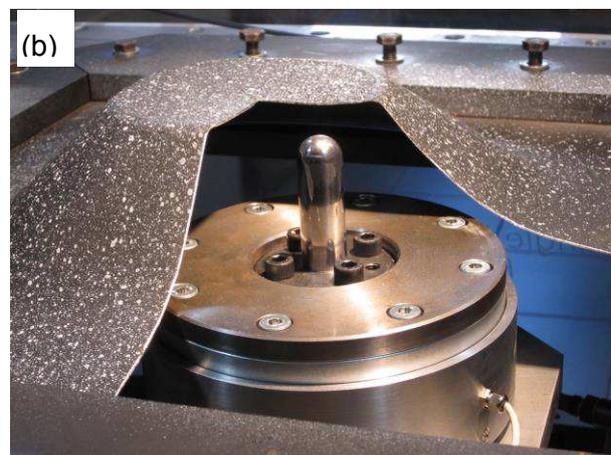
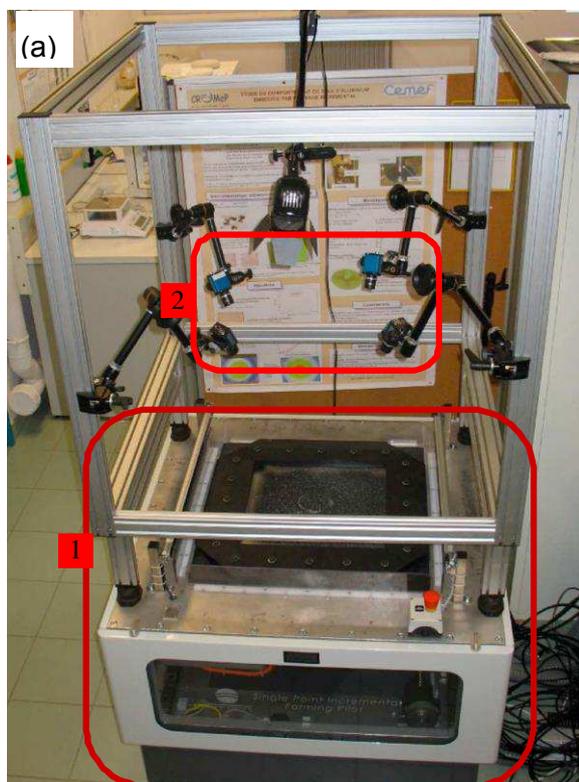


Figure III. 1 : Photographies du pilote de FI développé pour nos études

(a) : Vue générale du pilote avec :

(1) : le système de formage

(2) : les 4 caméras de CIN

(b) : Vue de la configuration poinçon / tôle

Le poinçon spécifiquement développé pour le formage du titane répond aux problèmes soulevés lors d'essais préliminaires. On y notait un fort endommagement d'origine tribologique, à la fois sur la tôle et sur l'outil monobloc alors utilisé (visible sur la figure 1b). Plutôt que d'employer un traitement de surface sur toutes les tôles associé à l'emploi d'un lubrifiant particulier, comme le propose Hussain [2] (voir chapitre 1), nous avons choisi de porter nos modifications sur l'outil (figure 2). Celui-ci est constitué d'une bille de roulement en acier 100Cr7 d'un diamètre de 10 ou 15 mm. Elle est montée sur un support en bronze, lui-même fixé sur un corps en acier 35CrMoV16 traité. La bille rotule librement dans son logement hémisphérique, aidée par un coussin de lubrifiant sous pression (lubrification hydrostatique), injecté via le centre du corps d'outil. Le système de lubrification du poinçon fait appel à une pompe à graisse pneumatique pilotée en pression. La lubrification est assurée par une graisse MOLYKOTE pour fortes charges au bisulfure de molybdène : une graisse fluide LONGTERM 00 appliquée sous la bille, par une pression régulée telle que 1000 N sur l'axe du poinçon produisent 10 bars de pression de graisse. La tôle est aussi enduite d'une fine couche de graisse épaisse LONGTERM 2 pour éviter toute rupture prolongée du film lubrifiant. L'avantage majeur de cette solution est le coût modique de la bille, qui peut être changée à chaque formage.

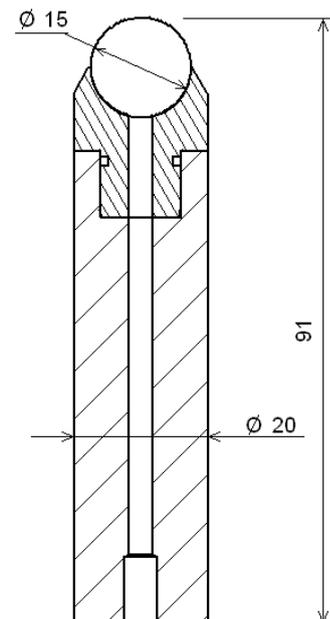


Figure III. 2 : Vue du poinçon à bille développé pour le formage du titane

1.2 Mesure de champs in situ

Le principe de la mesure de champs par corrélation d'images numériques a déjà été évoqué au chapitre 2 et ne sera pas détaillé ici. On développera ici uniquement les aspects pratiques.

La principale difficulté concernant la mesure de champs par CIN demeure dans deux exigences contradictoires. Il faut avoir une résolution spatiale la plus élevée possible, pour décrire au mieux les gradients de déformation, en se rapprochant au maximum de la forme, tout en ayant accès à la totalité de celle-ci et imager une grande zone d'intérêt. De plus, la

forme de la pièce évoluant dans les trois dimensions tout au long du formage, il peut se produire des occultations de certaines zones de la pièce (faces devenues invisibles). On se propose alors d'utiliser un nombre plus important de caméras, quatre dans notre cas.

Ce montage est séparé en deux bancs stéréoscopiques (système 2 x 2). Chacun des bancs permet d'avoir accès à une moitié de la pièce pendant le formage. Par la connaissance de la position relative des deux bancs (connaissance de la matrice de transformation du repère lié à un banc par rapport au repère lié à l'autre) on peut reconstruire la totalité de la pièce, sans problèmes d'occultations. Il s'agit là d'une spécificité du logiciel VIC-3D[®] dans sa version « *multi-view option* ».

Le système de CIN est donc constitué de 4 caméras AVT MARLIN (F-145B2) équipées d'un capteur CCD de 1/2 pouce. La résolution des images est de 1392 × 1040 pixels. Le codage du nombre de niveaux de gris s'effectue sur 8 bits. Les objectifs utilisés sont des FUJINON 1 : 1.4 de distance focale 16 ou 25 mm (référence HF 16HA-1B et HF 25HA-1B). Pour des observations plus spécifiques, nous faisons appel à des objectifs de focale 50 mm.

Nous utilisons aussi une paire de caméras rapides FASTCAM SA3 permettant une prise d'images jusqu'à 120000 FPS et 2000 FPS en pleine résolution (1024 * 1024 pixels). Elles sont ici équipées d'objectifs SIGMA EX DG-Macro de 105 mm.

II. Réponse en déformations

L'objectif de cette section est de fournir une analyse des déformations rencontrées en Formage Incrémental, et ce à plusieurs échelles. D'une étude sur les champs de déformation mesurés sur la globalité des pièces formées, la mesure et l'analyse seront affinées à une échelle plus locale, autour du passage du poinçon. On s'intéressera ensuite à l'aspect temporel de l'évolution des déformations, en vue d'obtenir une description fine du chemin de déformation en FI. Ces mesures seront utiles dans le quatrième chapitre consacré aux évolutions microstructurales des tôles formées.

II.1 Etude des déformations à l'échelle de la pièce

La majeure partie de l'étude est consacrée au cas du formage de murs droits. Si cela ne représente dans la majorité des cas en formage incrémental, où les pièces formées ne présentent souvent que des surfaces gauches, il s'agit du cas expérimental le plus simple à analyser. Rappelons ici que le formage d'un mur droit génère une déformation de traction large pure. Nous décrirons et analyserons aussi, dans une moindre mesure cependant, les états de déformation sur des surfaces plus complexes, à savoir des cônes. Les états de déformation seront dans ce cas biaxiaux.

II.1.a Conditions expérimentales

II.1.a.i Géométries

Les géométries utilisées pour les premières expériences sont des pyramides tronquées pour la génération de déformations en traction large ($\varepsilon_2 = 0$). Elles comportent deux angles de formage différents (un faible et un fort) pour deux orientations de la déformation par rapport à la direction de laminage de la tôle (DL et DT), afin de produire plus vite une plus grande variété d'échantillons. Les flancs des pyramides sont raccordés par un rayon évolutif tendant vers 0 au sommet de la forme. Seule la pyramide formée à 60° déroge à cette particularité : pour ne pas surcharger les axes de la machine, le rayon est maintenu constant sur toute sa hauteur. Une représentation des géométries des trajectoires est visible à la figure 3.

Parallèlement aux pyramides ont été formés plusieurs cônes pour mieux comprendre l'évolution de la déformation principale minimale ε_2 sur les parties rayonnées des pièces. Les angles de formage testés sont de 20°, 30° et 40°. Les diamètres de leurs base sont de 280 mm pour les deux premiers, et 128,8 mm pour le dernier.

II.1.a.ii Paramètres de formage :

Dans le cas des pyramides, le pas de formage $\Delta p = 0,8$ mm est optimisé pour les flancs formés à 40°, 50° et la pyramide à 60° (cf. figure 4). Les pyramides comportent deux angles différents, ainsi les pas de formage pour les flancs formés à 20° et 30° sont respectivement de 1,59 et 1,37 mm. Les cônes quant à eux sont formés avec un pas $\Delta p = 0,8$ mm. Le diamètre de la bille est de 15 mm.

La vitesse linéaire du poinçon dans le plan horizontal est de 30 mm.s⁻¹. Les incréments verticaux sont exécutés à 1 mm.s⁻¹. L'interface de pilotage de notre appareil étant

relativement peu évoluée, il n'est pas aisé d'imposer l'incrément de formage continu sur toute la trajectoire d'un cycle, comme c'est notamment proposé dans [3]. La prise de pas est donc exécutée en un point particulier de la géométrie (incrément discret), précisé par une arête rouge sur la figure 3. Les analyses seront menées loin de cette zone pour s'affranchir de cette singularité.

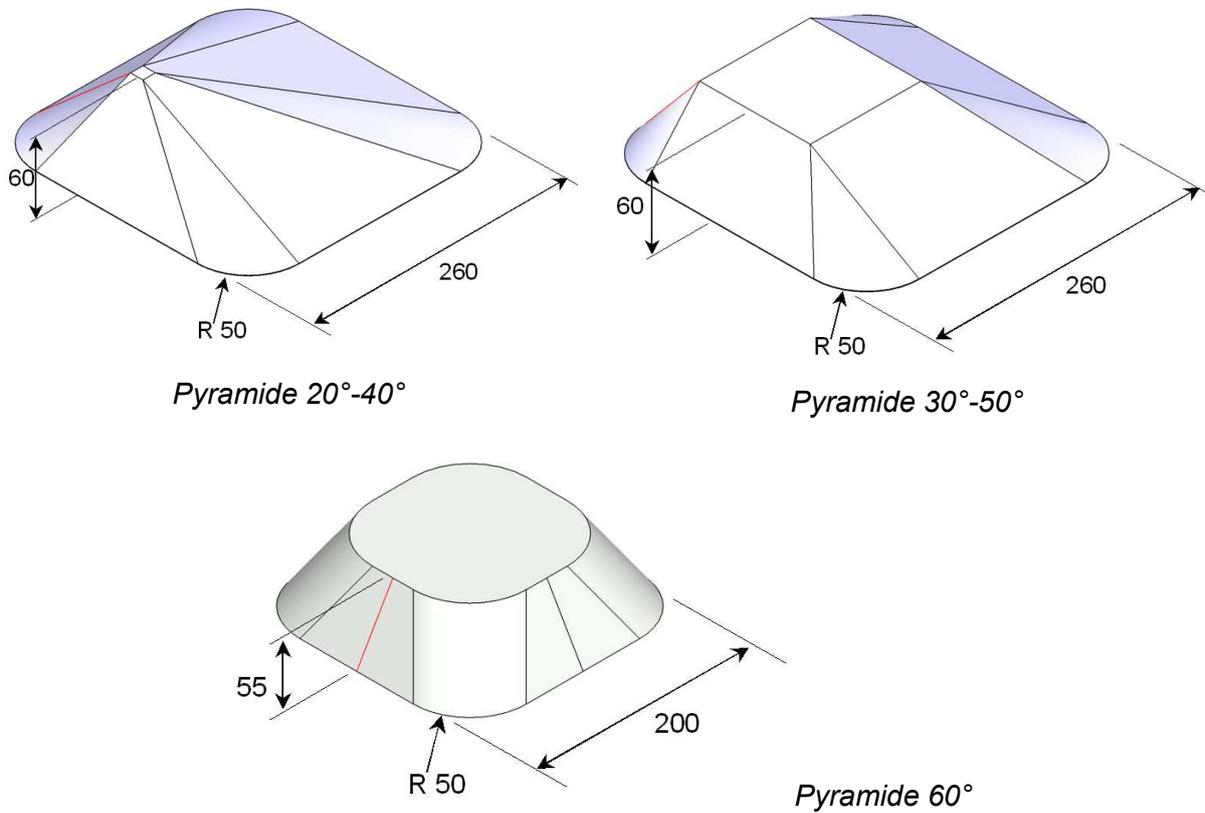


Figure III.3 : Formes théoriques des pyramides tests et leurs principales dimensions en mm

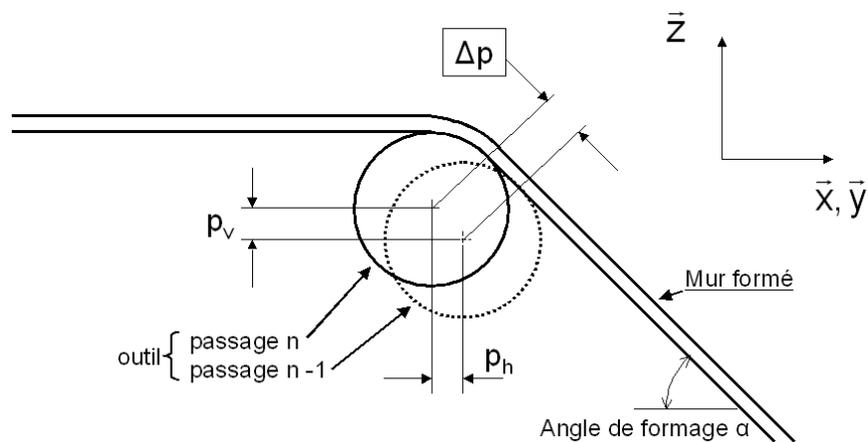


Figure III.4 : Illustration des incréments de formage ; le vecteur vitesse du poinçon sort du plan de l'illustration

II.1.a.iii Paramètres de corrélation d'images et conditions de prises de vues

Pour l'observation des pyramides, les bancs de deux caméras sont disposés de manière à ce que chacun d'eux visualise de manière complète deux flancs de pyramides formés au même angle. La zone de recouvrement des champs de vues est le plan supérieur de la forme. Pour les cônes, seulement deux caméras suffisent à recouvrir la forme complète. Les grossissements et les résolutions spatiales de chacune des expériences sont reportées dans le tableau 1. On rappelle que la résolution spatiale en déplacement RS_U est donnée par la taille de fenêtre de corrélation, et la résolution spatiale en déformations est liée à la taille de la « jauge optique » utilisée pour le calcul des déformations (*filter size* dans le logiciel VIC, voir chapitre 2).

		Grossissement g (pix.mm ⁻¹)	Résolution spatiale en déplacements RS_U (mm)	Résolution spatiale en déformations RS_ε (mm)
Pyramides	20°-40°	3,1	4,25	8,17
	30°-50°	3,1	4,24	9,46
	60°	3,2	4,07	7,83
Cônes à 20°, 30° et 40°		2,5	4,41	9,22

Tableau III. 1 : Récapitulatif des résolutions spatiales pour les différents essais de formage présentés

On notera que les résolutions spatiales demeurent relativement élevées par rapport à la taille des géométries mises en jeu. Pour s'en convaincre, on peut comparer les valeurs consignées dans le tableau précédent aux représentations des géométries en figure 3.

II.1.b Analyse des champs de déformation

II.1.b.i Cas des murs droits (faces des pyramides)

Tout d'abord, nous allons décrire les champs de déformation typiquement observés sur les pyramides. La figure 5 en donne un aperçu particulièrement pertinent, qui servira de support à l'explication qui suit.

On observe tout d'abord la génération d'une déformation de traction large pure ($\varepsilon_2 = 0$) sur les murs droits de la forme. Les champs de déformation sur ceux-ci sont relativement homogènes. On remarquera les effets de flexion à la base de la pièce, caractérisés par une déformation ε_1 négligeable et une déformation ε_2 légèrement négative. Quant aux surfaces de raccordement (rayonnées) entre les flancs de pyramide, on distinguera une diminution significative de ε_1 compensée par une augmentation remarquable de la déformation ε_2 . Cet aspect sera détaillé dans la suite du propos consacré au formage des cônes.

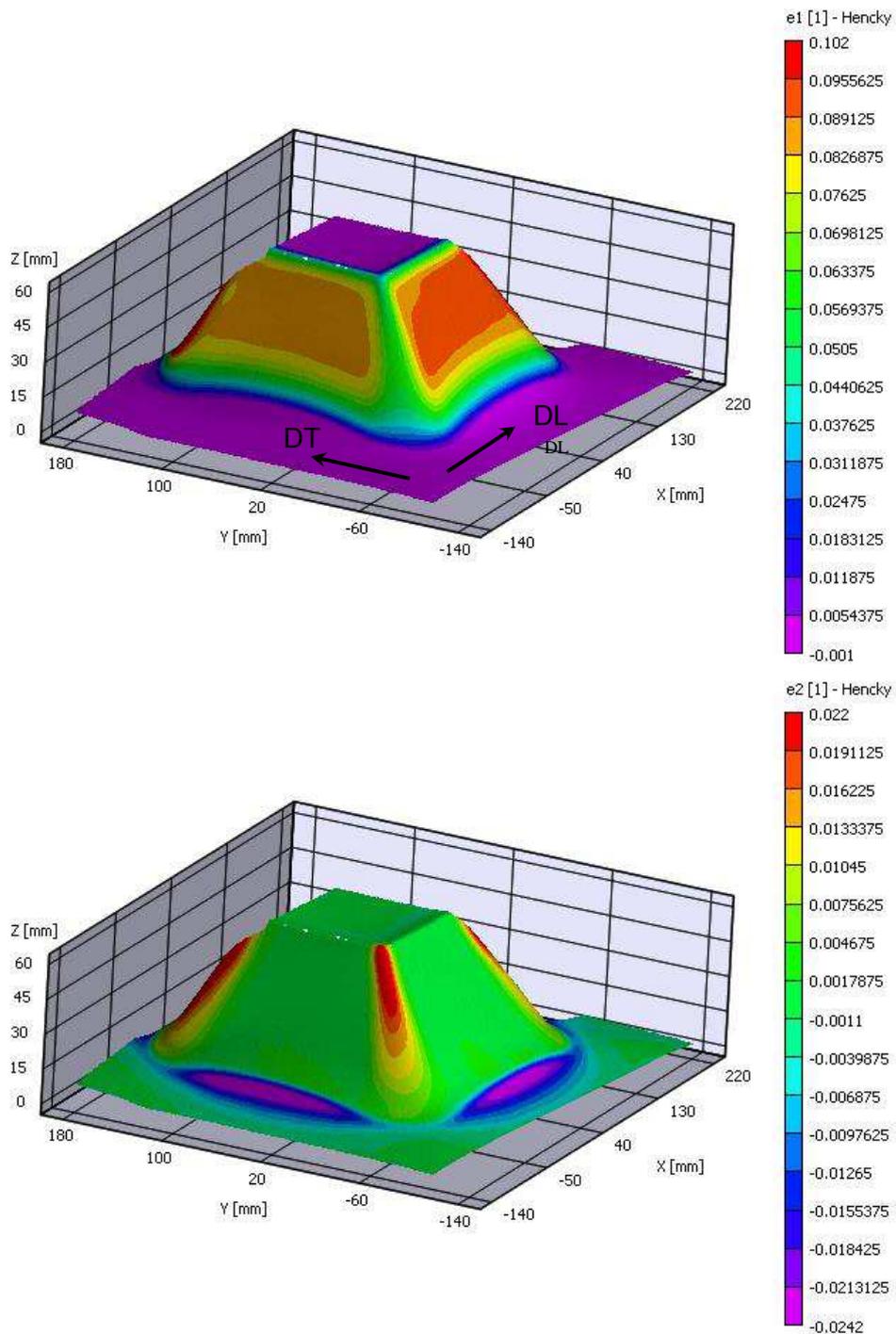


Figure III. 5 : Vue en 3D des champs des déformations principale maximale et minimale mesurés sur les flancs formés à 30° d'une pyramide 30° - 50°

Dans un premier temps, nous avons cherché à déterminer pour les murs droits l'évolution de la déformation principale maximale en fonction de l'angle de formage. C'est l'objet de la figure 6 sur laquelle sont reportées les valeurs moyennes du champ de déformation ε_1 relevées sur les murs formés, dans des zones homogènes et jugées hors des effets de bords. Les notations DL et DT correspondent respectivement aux murs dont la déformation principale ε_1 est orientée parallèlement à la direction DL ou DT. On y retrouve la

tendance de la loi du cosinus présentée au premier chapitre (courbe bleue dite « ϵ_1 théorique ») avec cependant des niveaux en net retrait par rapport à celle-ci. Ce phénomène peut s'expliquer par l'absence de serre-flans spécifiques pour le formage des pièces. Pour les angles de formage entre 20° et 40°, cette tendance au « sous-formage » tend à s'accroître. La tôle a tendance à se tendre et se déformer comme une structure souple. Ainsi une partie de l'effort fourni par le poinçon sert à mettre en tension cette structure, au détriment de la déformation plastique locale en tête d'outil. Pour les angles de formage de 50° et 60°, la rigidité de la structure, constituée par la tôle en cours de formage, augmente. La structure encaisse l'effort sans trop de déformations élastiques et la déformation plastique se fait plus en accord avec la loi du cosinus. Nous donnerons dans la suite une autre raison pour laquelle la loi du cosinus ne peut pas être respectée.

On notera ensuite la faible différence entre les courbes DL et DT. Il semblerait ici que le caractère anisotrope du T40 n'influe que faiblement sur la réponse en déformation de notre procédé. Nous verrons aussi ce qu'il en est par rapport aux efforts de formage dans la section suivante.

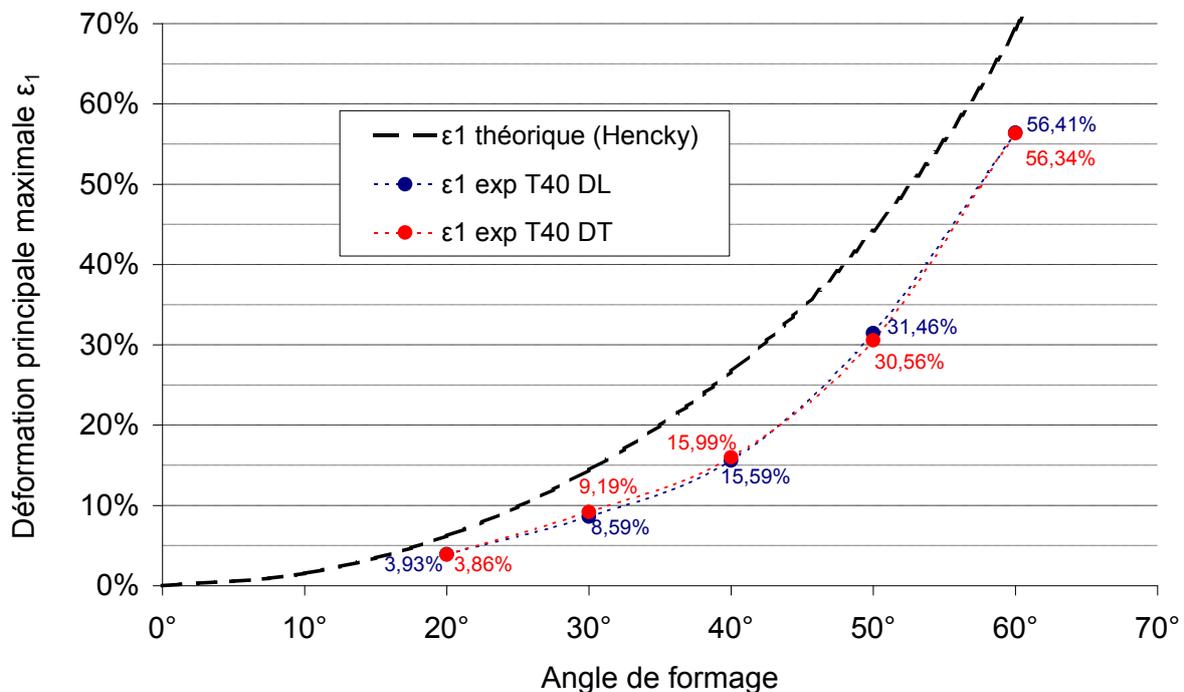


Figure III. 6 : Evolution du niveau de déformation moyen des murs des pyramides en fonction de l'angle de formage

Enfin, se pose la question de l'homogénéité des champs de déformations sur les murs. La figure 7 rassemble des analyses effectuées sur tous les murs formés, selon une ligne reliant la base de la forme à son sommet (image en médaillon). On peut se rendre compte que pour les flancs formés entre 20° et 40°, les déformations sont homogènes sur une grande plage d'altitude (W étant le déplacement vertical des points mesurés). Pour les angles de formage importants, 50° et surtout 60°, les gradients de déformations sont beaucoup plus forts et on ne distingue quasiment plus de zones à déformation homogène.

Cela est imputable à la faible hauteur des formes qu'il est possible de générer avec notre machine.

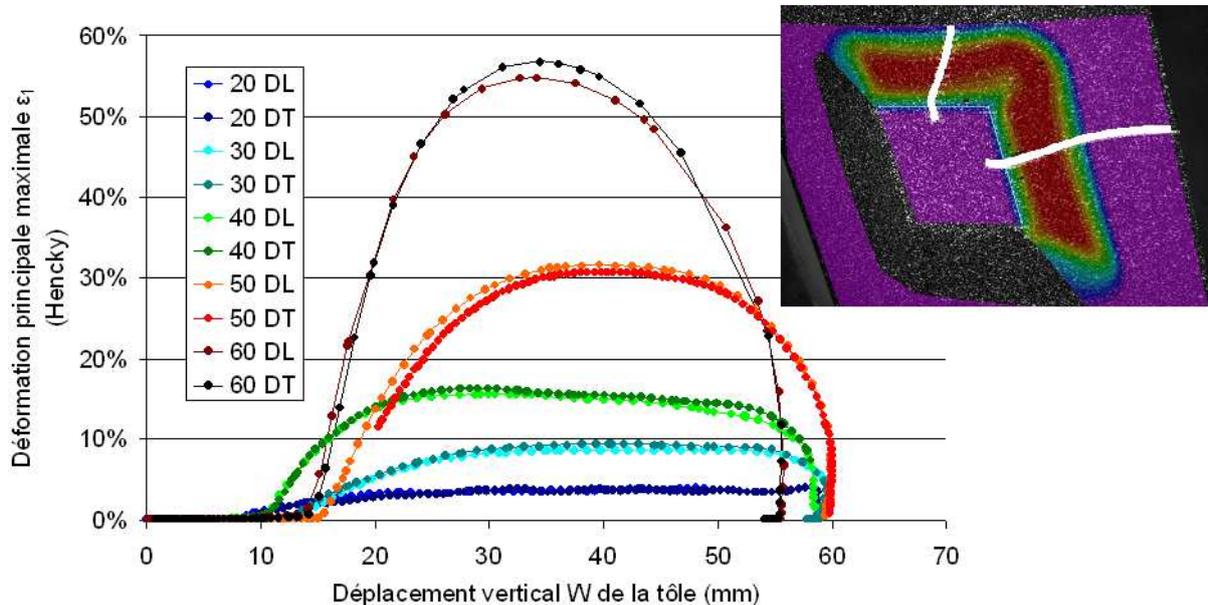


Figure III. 7 : Analyse des déformations ϵ_1 générées sur les murs des pyramides formées ; les déformations sont relevées sur les lignes blanches représentées sur l'image en médaillon

II.1.b.ii Cas des cônes

Sur les cônes formés, on note que les déformations principales maximales et minimales suivent une évolution particulière en se rapprochant du sommet de la forme. En effet, la déformation principale maximale ϵ_1 tend à décroître sensiblement à l'approche du sommet, et est compensée par l'augmentation légère de la déformation principale minimale ϵ_2 (figure 8). Une analyse pertinente peut être menée en analysant cette évolution en fonction de la courbure de la forme dans le plan (x,y). Le schéma de la figure 9 renseigne les éléments géométriques qui nous permettent cette analyse. En pratique, on cherche à déterminer les couples de déformations principales ϵ_1 et ϵ_2 , pour un ensemble de valeurs du rayon de courbure $R_c(Z)$. On accède à $R_c(Z)$ grâce à son altitude Z sur la forme, par la relation suivante :

$$R_c(Z) = R_b \cdot \sin\alpha + \frac{H_p - Z - R_b(1 - \cos\alpha)}{\tan\alpha}$$

Avec α l'angle de formage, H_p la hauteur finale du sommet d'outil (en fin de formage) et R_b le rayon de la bille de l'outil.

On fait particulièrement attention à mener ce calcul sur une zone représentative, hors des effets de flexion à la base de la forme, et hors de la calotte sphérique présente au sommet du cône. Pour s'affranchir d'éventuels effets de l'anisotropie de la tôle, on fait une moyenne des couples (ϵ_1, ϵ_2) pour un intervalle d'altitudes donnée.

On observe, sur le champ des déformations ϵ_2 , une génératrice présentant un pic de déformation. Celui-ci est dû à la localisation de la prise d'incrément vertical. Les effets de cette localisation ne sont par contre pas visibles sur le champ des déformations ϵ_1 . Cette

zone est également exclue de l'analyse. Les figures 10 (a) et (b) représentent respectivement les déformations ε_1 et ε_2 en fonction de la courbure du mur formé.

Le point le plus marquant de cette étude est donc l'évolution quasi linéaire de ε_2 selon la courbure ($C = 1/R_c$). L'ordonnée à l'origine nulle (extrapolée) confirme la justesse de cette observation : pour une courbure nulle, donc un mur droit, ε_2 est bien nulle. La pente de la courbe est directement fonction de l'angle de formage. Pour ces cônes formés à 20° , 30° et 40° , ces pentes (ε_2 / C) sont respectivement de 0,22 0,38 et 0,49. En traçant ces pentes par rapport à l'angle de formage, on remarquera que leur évolution en fonction de l'angle de formage est là aussi quasiment linéaire (figure 11).

Une question se pose alors. D'où provient cette déformation ε_2 constatée sur les formes présentant une courbure ? Pour mieux le comprendre il est nécessaire de s'intéresser non seulement aux déformations, mais aussi au déplacement d'un point matériel de la tôle au cours du formage. Une visualisation particulièrement pertinente de la trajectoire d'un point de la tôle pendant le formage est disponible dans la thèse de Bambach [4] et fait l'objet de la figure 12. Cette trajectoire n'est pas rectiligne et encore moins verticale [4-6]. Cette constatation permet d'une part de mettre en défaut la loi du cosinus exposée plus haut¹.

D'autre part, on peut considérer que sur un cône, les trajectoires de deux points matériels voisins sont divergentes et donc génèrent une déformation orthoradiale non nulle. Une illustration de ce phénomène est présentée à la figure 13.

¹ On rappelle que celle-ci est basée sur l'hypothèse que les déplacements des points matériels de la tôle sont rectilignes et normaux au plan de la tôle avant formage.

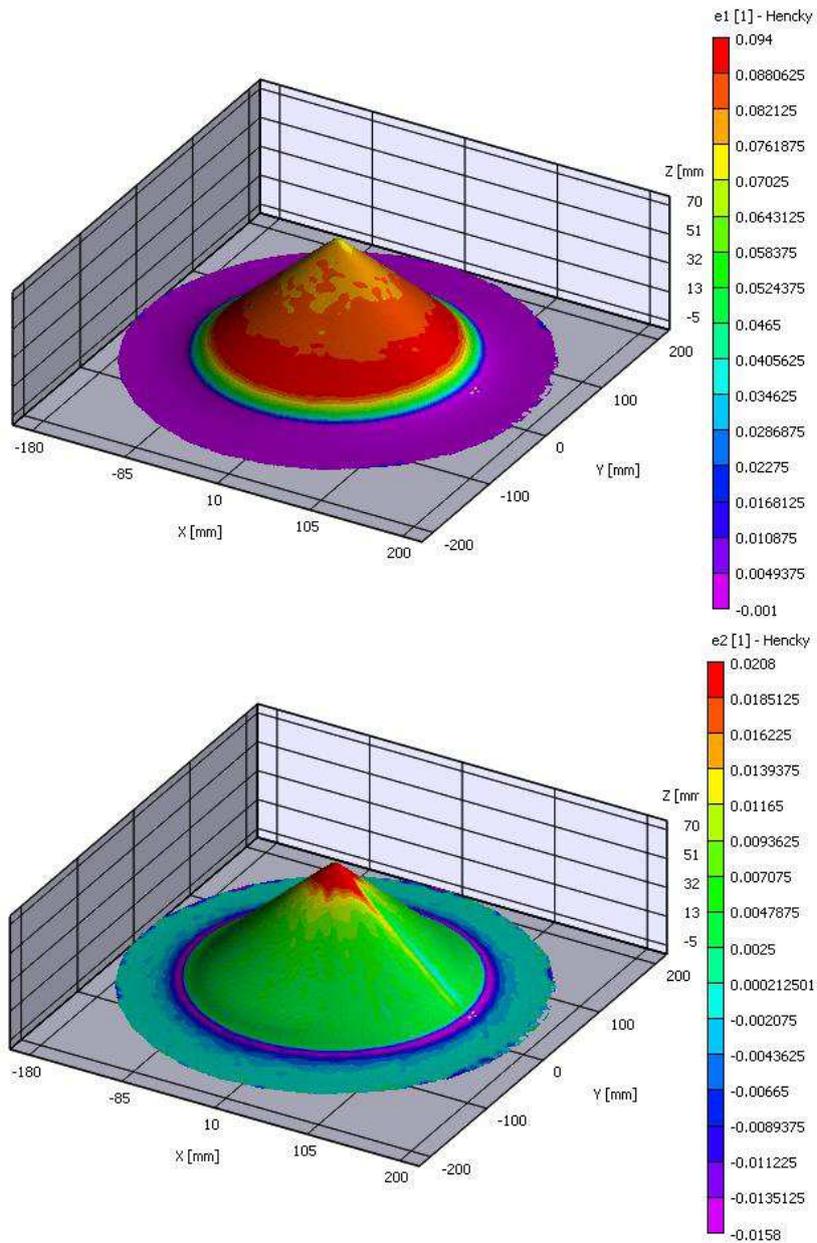


Figure III. 8 : Vue en 3D des champs de déformation principale maximale et minimale sur le cône formé à 30°

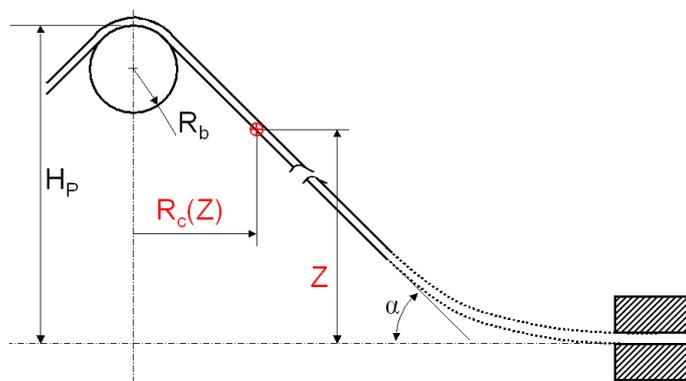
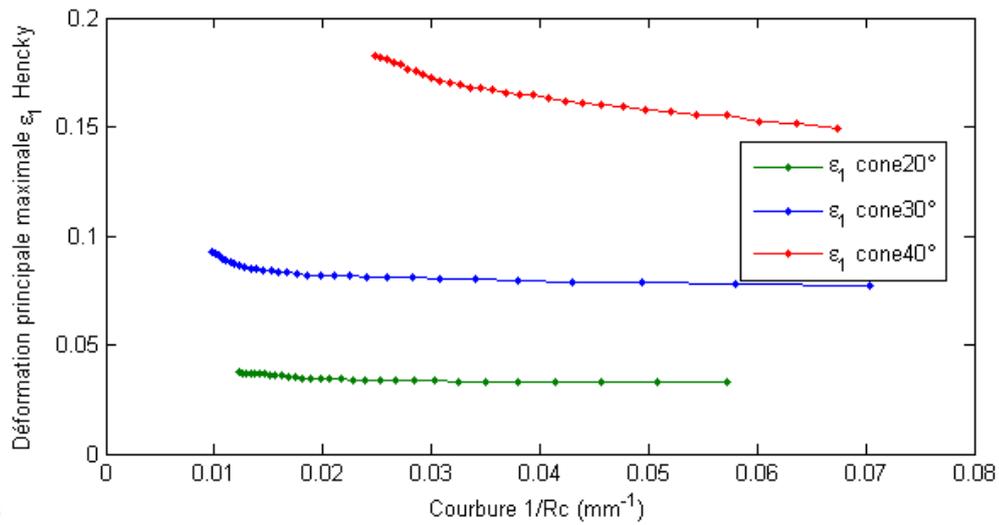
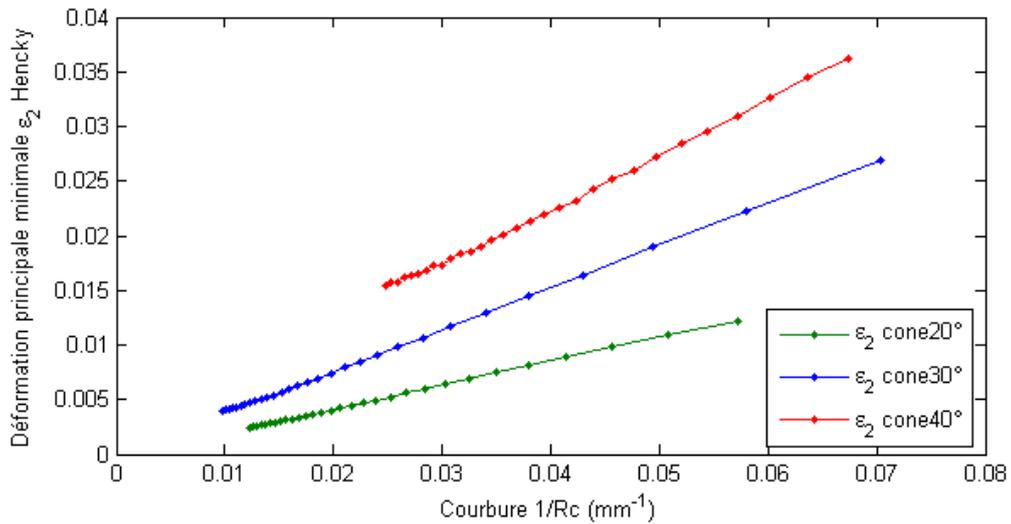


Figure III. 9 : Eléments géométriques impliqués dans l'analyse des déformations sur les cônes



(a)



(b)

Figure III. 10 : Evolution de la déformation principale maximale ϵ_1 et minimale ϵ_2 en fonction de la courbure de la forme dans le plan (x,y)

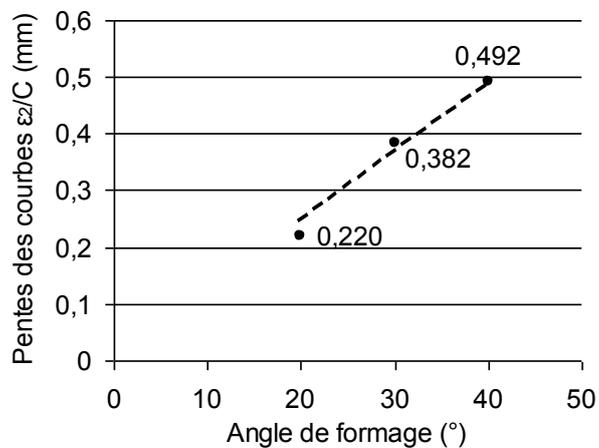


Figure III. 11 : Evolution des pentes des courbes $\epsilon_2 = f(C)$ en fonction de l'angle de formage

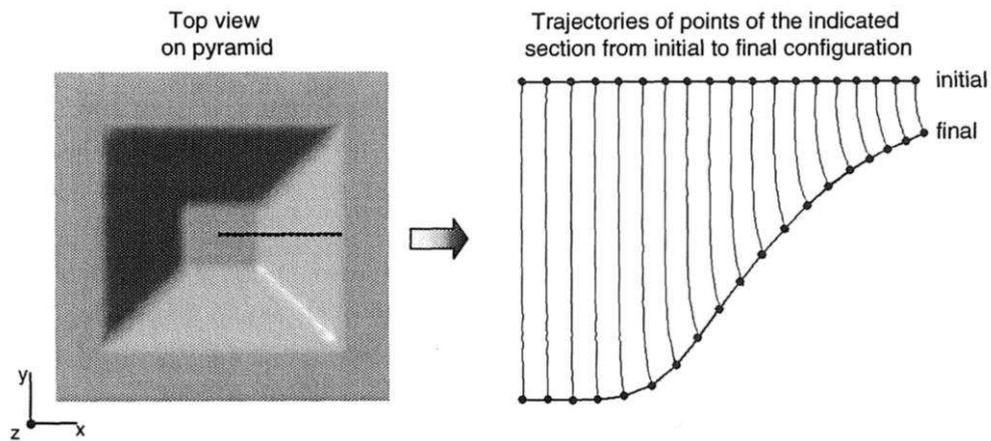


Figure III. 12 : Trajectoires de points matériels de la tôle lors de la mise en forme d'un tronc de pyramide ; d'après [4]

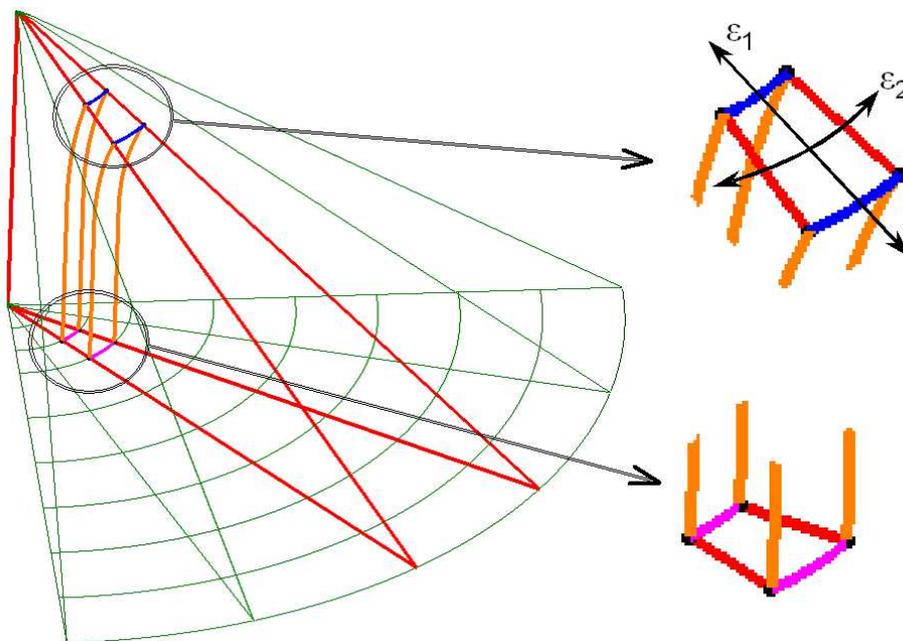


Figure III. 13 : Schématisation de la trajectoires de points matériels lors du formage d'un cône, et interprétation de l'origine de ϵ_2

II.1.b.iii Twist effect

Nous nous sommes aussi intéressés à ces phénomènes, analysés notamment par Duflou [7]. Nous allons ici en fournir une illustration relativement succincte. La figure 14 fait état du champ de déformation principale maximale ϵ_1 sur les flancs d'un tronc de pyramide formée à 30° . Au-delà de la différence - très faible - entre les niveaux de déformation rencontrés sur les deux flancs (attribuables à l'anisotropie du matériau), on note une légère hétérogénéité de la déformation sur le flanc droit. Le niveau de déformation sur cette partie de la forme semble plus élevé sur la partie amont du mur (par rapport à la trajectoire du poinçon) que sur la partie aval. C'est clairement ce qui a été mis en évidence par Duflou [7].

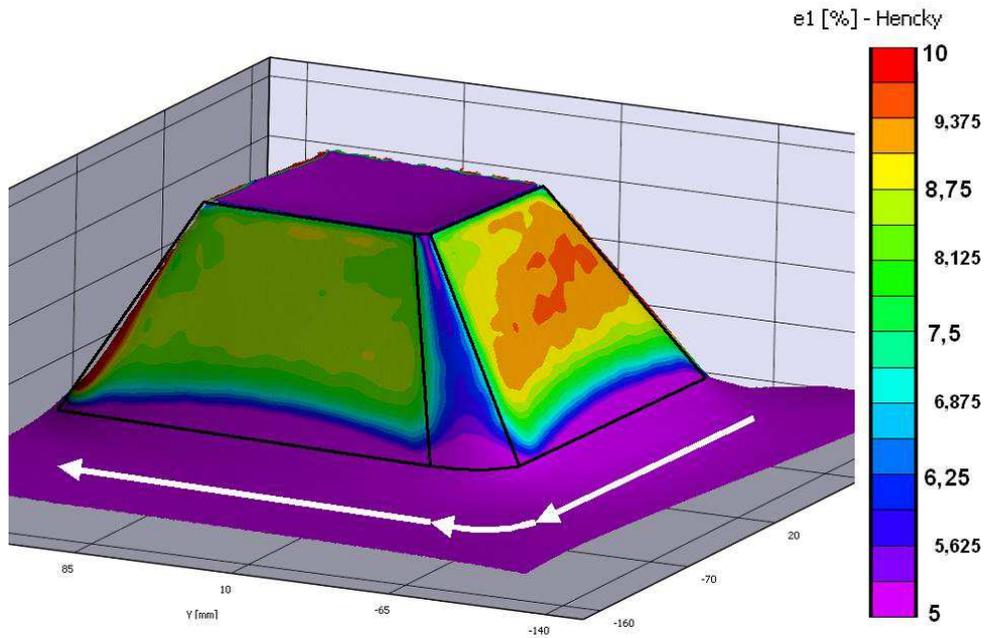


Figure III. 14 : Champ de déformation ϵ_1 sur un tronc de pyramide formée à un angle de 30° ; en blanc, le sens de déplacement de l'outil pendant le formage

Une autre visualisation assez adéquate, sur des cônes cette fois, est celle des champs d'orientation gamma, l'angle entre le repère de l'image et le repère local des déformations principales (figure 15). On notera ainsi que, sur une génératrice du cône donnée, la valeur de cet angle n'est pas constante. Ce phénomène est particulièrement visible à la base des cônes.

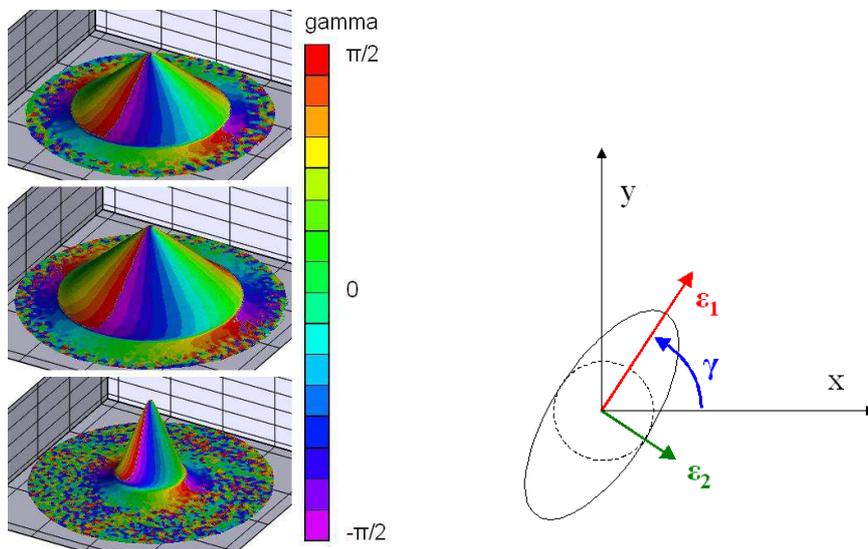


Figure III. 15 : champ d'orientation gamma sur les cônes formés à 20° , 30° et 40°

Ce phénomène, attribué pour partie aux frottements dans le contact outil-tôle, est ainsi clairement visible. On peut considérer qu'il est réduit par rapport au cas de formage « classique » mettant en œuvre un poinçon monobloc, mais toujours perceptible, même avec l'emploi d'un poinçon rotulant.

II.2 Champs de déformation locaux

Cette partie concerne les champs de déformation locaux observés autour du poinçon lors d'une passe de formage. De telles analyses sont visibles dans les travaux de He *et al.* [8], et Eyckens *et al.* [6] et nous fournissons ici quelques éléments de comparaison.

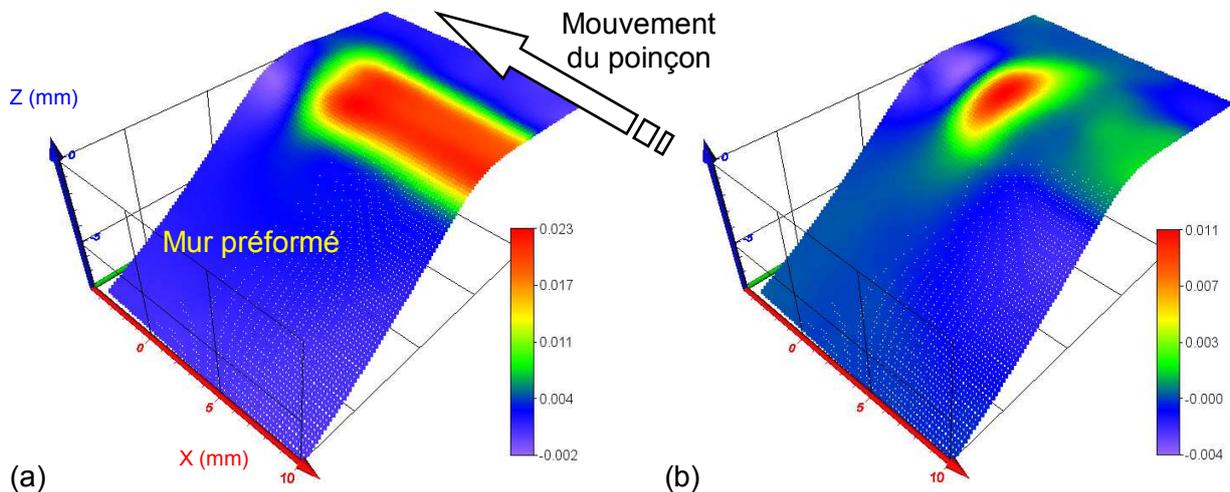
II.2.a Procédure expérimentale

Pour s'affranchir d'éventuels effets liés au matériau (effets de vitesse, anisotropie), les premiers essais présentés ici sont menés sur une pyramide préformée à partir d'une tôle d'aluminium ENAW 5086-H111 d'une épaisseur de 1 mm, avec un angle de formage de 45°. L'outil utilisé est un poinçon monobloc en acier 35CrMoV6 d'un diamètre de 20 mm, non rotulant. Les résolutions spatiales en déplacement et en déformation sont respectivement de 0,60 mm et 2,37 mm. Pour plus de précisions quant aux propriétés mécaniques de cet alliage d'aluminium, on peut se référer aux travaux de Decultot [1]

II.2.b Résultats et analyse des champs de déformation

La figure 16 représente les champs des déformations principales maximale et minimale générés à la surface de la tôle lors d'un passage du poinçon. La figure 17 montre leur superposition, permettant une meilleure visualisation des différentes zones caractéristiques.

Nous avons noté l'équivalence des déformations principales avec les déformations exprimées dans le repère caméra : $\varepsilon_1 \Leftrightarrow \varepsilon_{yy}$ et $\varepsilon_2 \Leftrightarrow \varepsilon_{xx}$, les repères restant généralement confondus. On exprimera dans la suite uniquement les déformations dans le repère principal et on précisera la cas échéant la rotation d'un repère par rapport à l'autre.



On remarque donc trois zones qui subissent l'influence du passage de l'outil de diverses manières :

- La zone en avant du poinçon voit une déformation quasi nulle, voire avec une composante ε_2 légèrement négative. Il s'agit d'une zone en flexion, illustrée plus en détail à la figure 29 du chapitre 1 ;

- La zone en tête de poinçon exhibe clairement une déformation biaxiale qui est le fruit de la flexion de la tôle et d'une tension sur la tête de l'outil et de la large déformation plastique qui en résulte ;
- Suit une zone de traction large ($\epsilon_1 > 0$ et $\epsilon_2 = 0$) dans le sillage de l'outil.

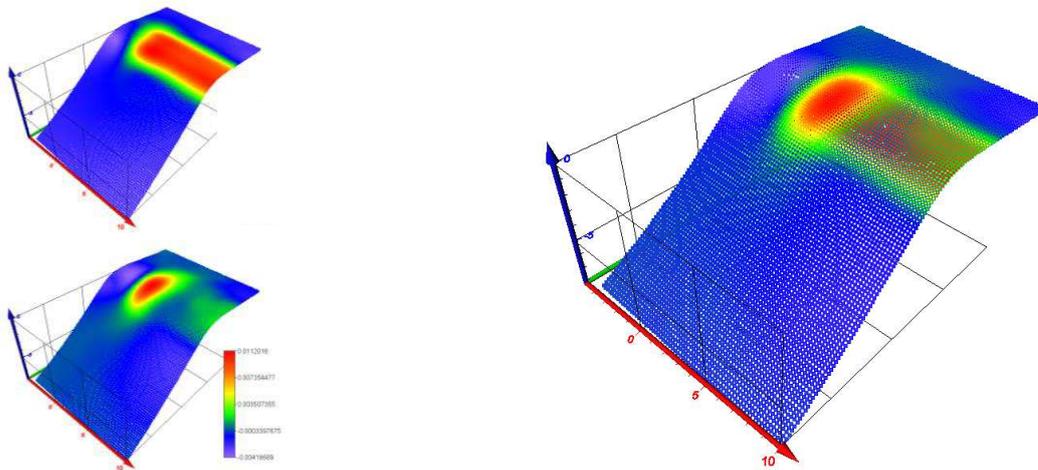


Figure III. 17 : superposition des champs de déformation ϵ_1 et ϵ_2

On peut se poser la question suivante : pourquoi la déformation biaxiale au sommet du poinçon n'est pas conservée après son passage ? La réponse réside dans le fait que la réaction de la structure que constitue la pièce formée va dans le sens de la réduction de la composante ϵ_2 . Cette déformation n'est en effet pas compatible avec la géométrie finale de la pièce, ici une pyramide. En résumé, c'est l'environnement de la zone d'influence du poinçon (non déformé, sur la face supérieure de la forme ou préalablement écroui, sur le mur de celle-ci) qui va réduire ϵ_2 après le passage de l'outil. La zone concernée par ce phénomène étant de très faible taille par rapport aux dimensions de la forme, ce phénomène ne génère pas de déformations résiduelle visible ni de distorsions de la géométrie de la pièce formée. Cependant, ces murs de pyramides ont fait l'objet de prélèvement pour les analyses microstructurales, et lors de la découpe de ceux-ci sont apparues des flexions notables (figure 18). Elles sont attribuées à des contraintes résiduelles importantes, imputables à ce phénomène.

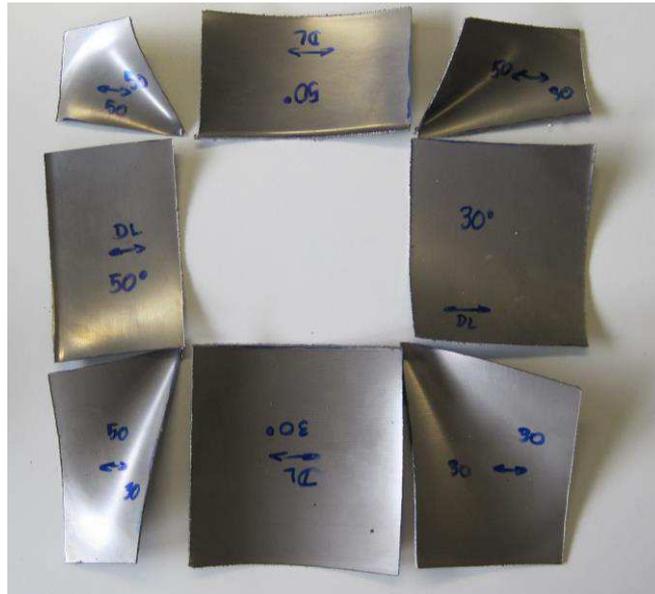


Figure III. 18 : photographie de la pyramide 30-50 après découpe ; on notera la courbure importante des parties constituant les murs droits de la forme ; les faces observées ici sont celle qui ont été au contact de l'outil

Pour aller plus loin dans la description de ces champs, on peut tracer l'amplitude des déformations principales dans le plan (x,y) du repère de la tôle, c'est l'objet de la figure 19. On notera ainsi la « forme » particulière du champ ϵ_1 . Celui-ci exhibe en effet un phénomène déjà observé par He *et al.* [8] : l'apparition de deux maximums locaux en tête et dans le sillage du poinçon (figure 19 (a)).

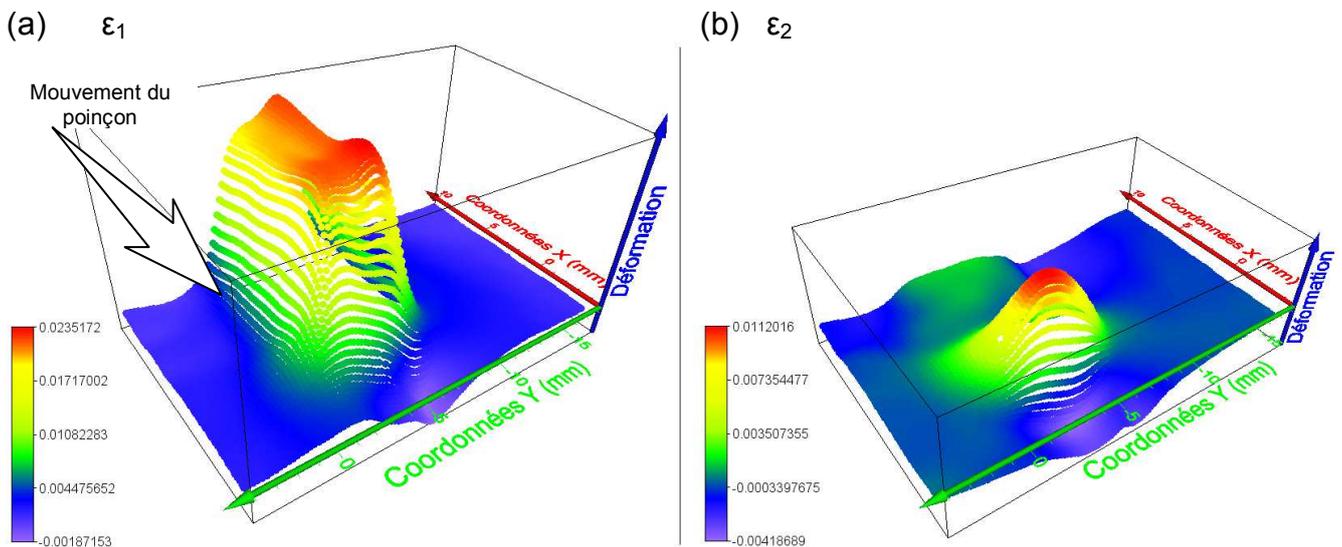


Figure III. 19 : Tracé des déformations principales dans le plan (x,y) du repère de la tôle

Au vu de l'analyse proposée figure 20, on note qu'un de ces maximums prend place au centre du rayon de courbure de la forme, entre le mur et la face supérieure non déformée

(figure 20 (b)). Le second, d'une valeur légèrement moindre, se situe entre ce rayon de raccordement et la face supérieure de la pièce.

Ces mêmes figures décrivent plus précisément des phénomènes constatés plus haut :

- La zone en flexion est clairement décrite sur la figure 20 (a), sur laquelle on note une déformation ε_2 décroissante à mesure que l'on se rapproche du poinçon ;
- La zone en tête de poinçon révèle une déformation biaxiale non équilibrée (figure 20 (a) et (b)). La valeur maximale de ε_1 atteint 2,2%, alors que ε_2 ne dépasse pas 1,4%. On notera cependant que les pics de déformation de ε_1 et ε_2 ne coïncident pas tout à fait (figure 20 (a)). On notera ainsi qu'au maximum de ε_2 , ε_1 est voisin de 2,0% soit un taux de « biaxialité » $\varepsilon_2 / \varepsilon_1 = 0,7$;
- Le retour élastique dans le sillage du poinçon est notable, avec une chute de déformation ε_1 d'environ 0,2% par rapport au pic susnommé ($\varepsilon_1 = 1,95\%$, $\varepsilon_2 \approx 0$).

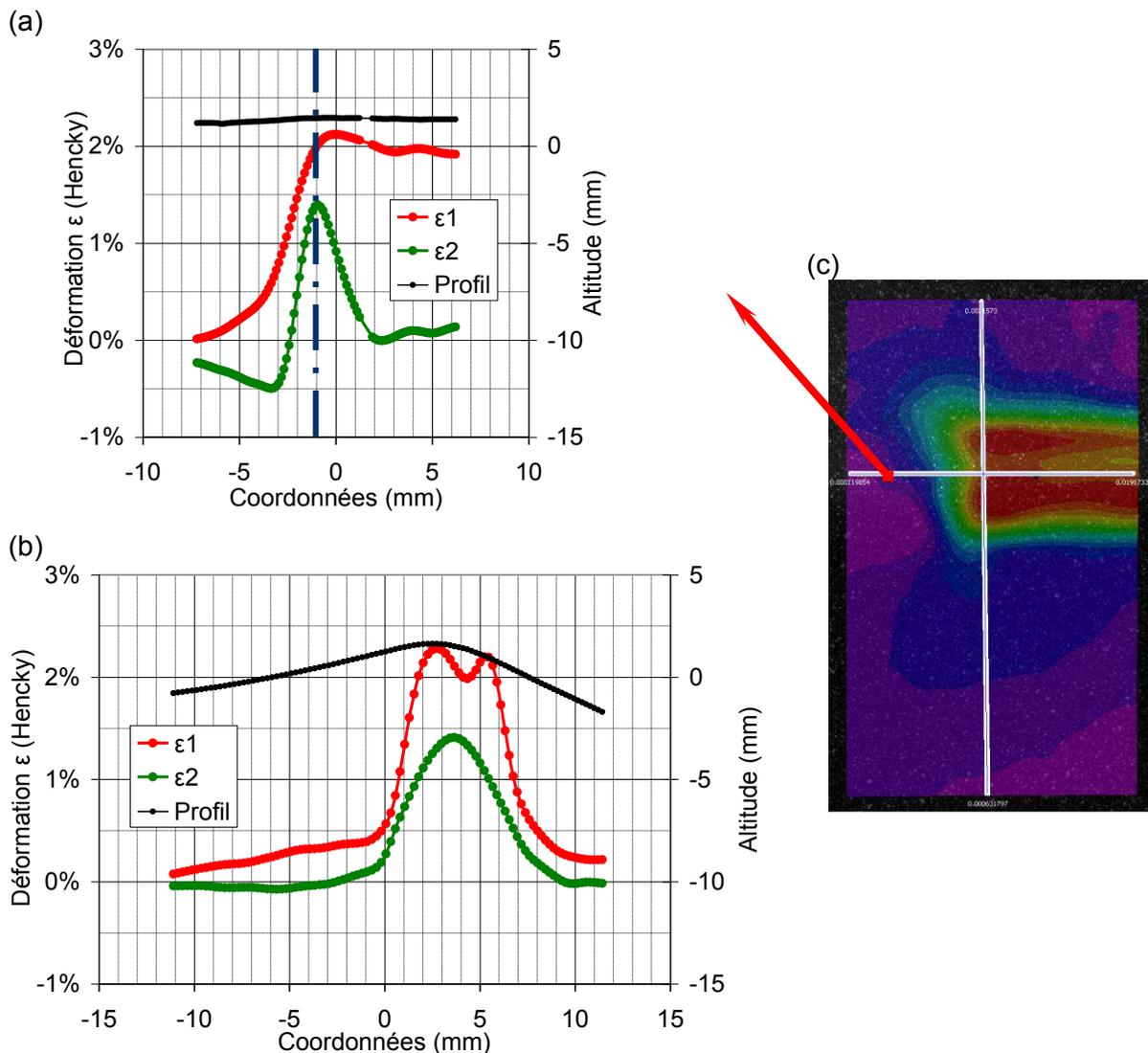


Figure III. 20 : Déformations principales maximales et minimales, et profil de la tôle, relevés suivant les deux lignes d'analyse tracées en (c)



Pour mieux cerner la localisation des déformations en formage incrémental, on peut en déduire aussi la zone d'influence de l'outil, en considérant arbitrairement tous les points dont la déformation ε_2 est supérieure à 0,2% et la déformation équivalente $\varepsilon_{\text{éq}}^2$ supérieure à 0,5%. Pour cette configuration, elle est d'environ 26,5 mm², soit une ellipse inscrite dans un cadre d'environ 4,2 mm par 7,9 mm. La figure 21 représente cette zone, rapportée à la taille de l'outil, ici de diamètre 20 mm. Cette zone d'influence estimée peut être comparée à la zone de contact observée par Eyckens *et al.* [9], lors de la simulation de formage de cônes.

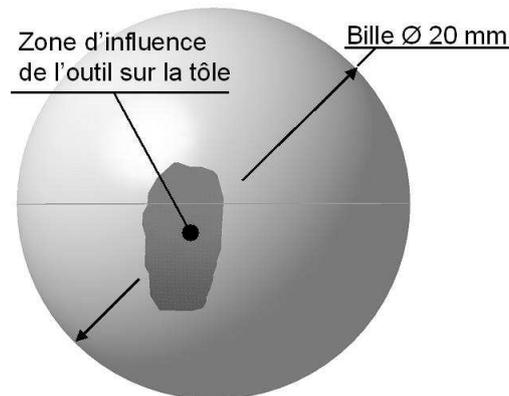


Figure III. 21 : Représentation de la zone d'influence de l'outil

II.2.c Conclusion

L'analyse des champs de déformation localement générés par le passage du poinçon révèle quelques particularités. Ainsi, outre la forte localisation de la déformation plastique, on notera toute la complexité des états de déformations : de la flexion en amont, puis un état de déformation biaxial non équilibré en tête d'outil et la traction large après son passage. On propose dans la suite une analyse du chemin de déformation qui permet de retracer toute l'histoire de la déformation subie par un point de la tôle.

² Déformation équivalente au sens de Von Mises : $\varepsilon_{\text{éq}} = \sqrt{\frac{2}{3} (\varepsilon_{xx}^2 + \varepsilon_{yy}^2 + 2\varepsilon_{xy}^2)}$

II.3 Chemins de déformation

Après l'analyse des champs de déformation à l'échelle de la pièce, puis des champs locaux autour du poinçon, nous allons ici analyser l'évolution de la déformation au cours du formage, et ce à travers l'analyse des chemins de déformations mesurés en surface de la pièce. Cette étude permet de démontrer toute la complexité de ces chemins par rapport à ceux rencontrés en emboutissage. Cette problématique a fait l'objet de quelques études, mais uniquement par une approche numérique [6, 10, 11]. Nous allons ici en faire la démonstration expérimentale.

II.3.a Méthode expérimentale

L'objet d'étude sera ici une paire de troncs de pyramide, formés à 20° et 30° sur du T40. Les conditions de formage sont similaires à celles employées pour le formage des pyramides présentées en début de chapitre : les pas de formage Δp sont respectivement de 1,59 et 1,37 mm pour les angles de formage de 20° et 30°, et la vitesse de déplacement du poinçon est de 25 mm.s⁻¹. Le diamètre de la bille est de 15 mm.

Il n'a pas été possible de mesurer ces chemins de déformation pour des angles de formage plus élevés, à cause notamment de problèmes liés aux déplacements hors plans de la tôle, importants et incompatibles avec les profondeurs de champ offertes par nos systèmes optiques, aux grandissements nécessaires ici. Nous emploierons en effet un banc stéréoscopique constitué de caméras rapides FASTCAM SA3, équipées d'objectifs de 105 mm, et réglées pour une fréquence d'acquisition de 125 FPS. 18 passages du poinçon sont enregistrés, et 800 images sont prises à chaque passage. Les résolutions spatiales choisies en déplacement et en déformation sont respectivement de 1,44 mm et 5,38 mm.

La mise en place de cette configuration expérimentale assez complexe peut paraître exagérée par rapport à ses objectifs, mais d'autres expériences moins élaborées ont été mises en échec, en particulier à cause de phénomènes comme le *twist effect*, ou la relaxation des contraintes du matériau lors de l'arrêt du poinçon. Nous mesurerons dans la suite l'évolution de la déformation d'un point de la tôle au cours du temps. La figure 22 détaille le principe et le choix du point de mesure.

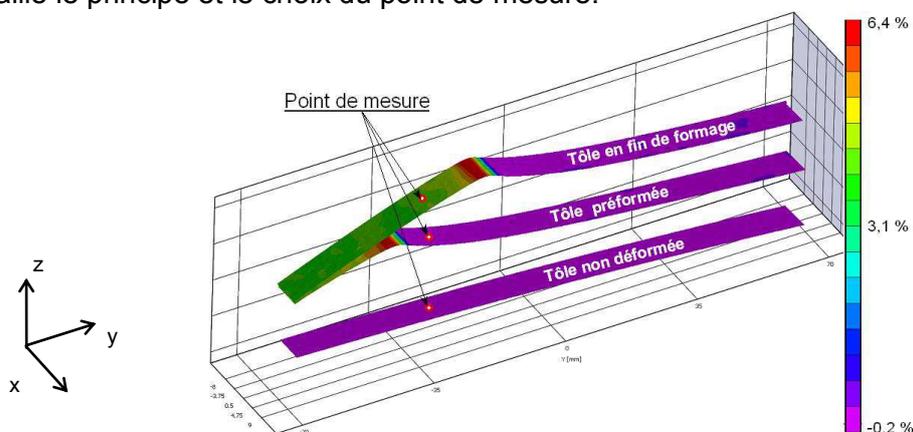


Figure III. 22 : Champs de déformation ϵ_{yy} 3D relevés sur une portion d'un mur de pyramide et illustration du point de mesure considéré pour l'analyse des chemins de déformation

II.3.b Résultats

La figure 23 fait état du chemin de déformation mesuré en un point sur un flan formé à un angle de 30°. Notons que ce chemin de déformation est décrit dans le repère principal, et ne traduit donc pas d'éventuelles rotations de celui-ci par rapport au repère de la pièce. La figure 24 présente l'évolution temporelle des déformations principales. On observera tout d'abord que les trois premiers cycles ne produisent pas de déformation permanente. De plus, on constate que la déformation ne consiste alors qu'en quelques flexions ($\varepsilon_1 = 0$ et $\varepsilon_2 < 0$), ponctuées d'une légère traction au passage du poinçon. Les cycles suivants voient l'établissement des trois phases vues plus haut : flexion en amont, traction biaxiale (non équilibrée) en tête de poinçon et retour à la traction large. Les huit derniers cycles ne semblent pas produire non plus de déformation permanente, si ce n'est une légère chute de déformation. Cet aspect sera discuté dans la suite.

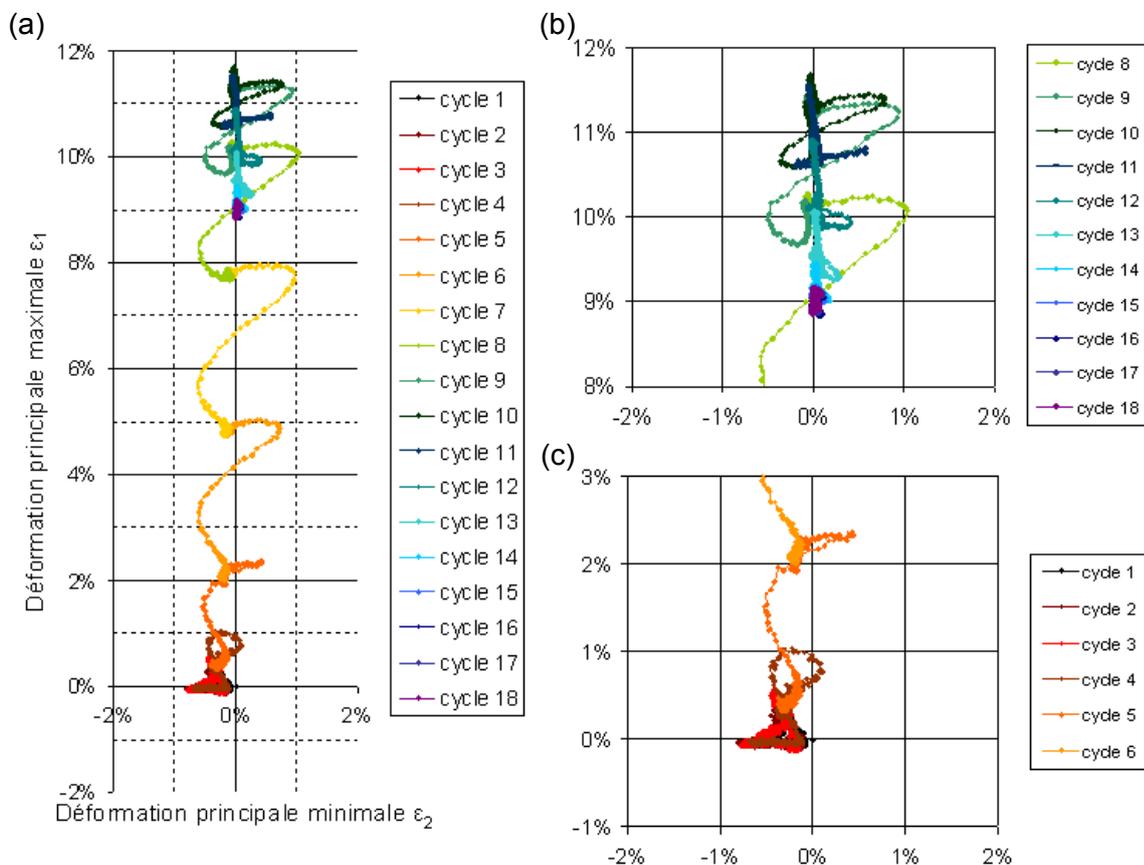


Figure III. 23 : Chemin de déformation relevé sur une pyramide formée à 30°. (a) : chemin complet ; (b) : détail des dix derniers cycles et (c) des cinq premiers cycles

Pour tenter de caractériser plus finement l'influence de chaque passage du poinçon, on peut décrire ces cycles de déformation par leur amplitude selon ε_1 et ε_2 ainsi que leur contribution à la déformation finale du mur formé. C'est l'objet de la figure 25. Y sont reportées les amplitudes des cycles $\Delta\varepsilon_1$ et $\Delta\varepsilon_2$ en valeur absolue, ainsi que $\Delta\varepsilon_p$, la déformation permanente induite par le passage de l'outil à chaque cycle ($\varepsilon_{1 \text{ final}} - \varepsilon_{1 \text{ initial}}$). On y observe nettement un phénomène entrevu plus haut, à savoir que les cycles 11 à 14

gènèrent une déformation plastique négative. On peut expliquer cela par des flexions au passage du poinçon dans la zone illustrée sur la figure 20.

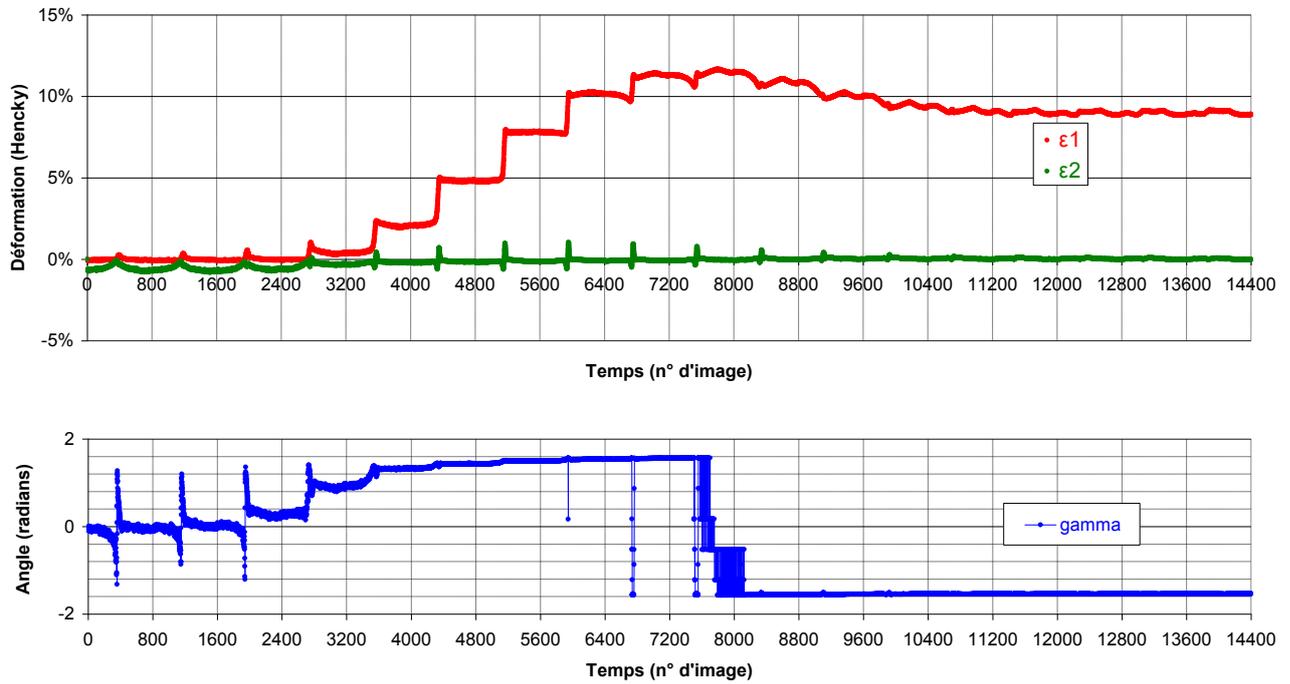


Figure III. 24 : Evolution temporelle des déformations principales et de l'orientation gamma

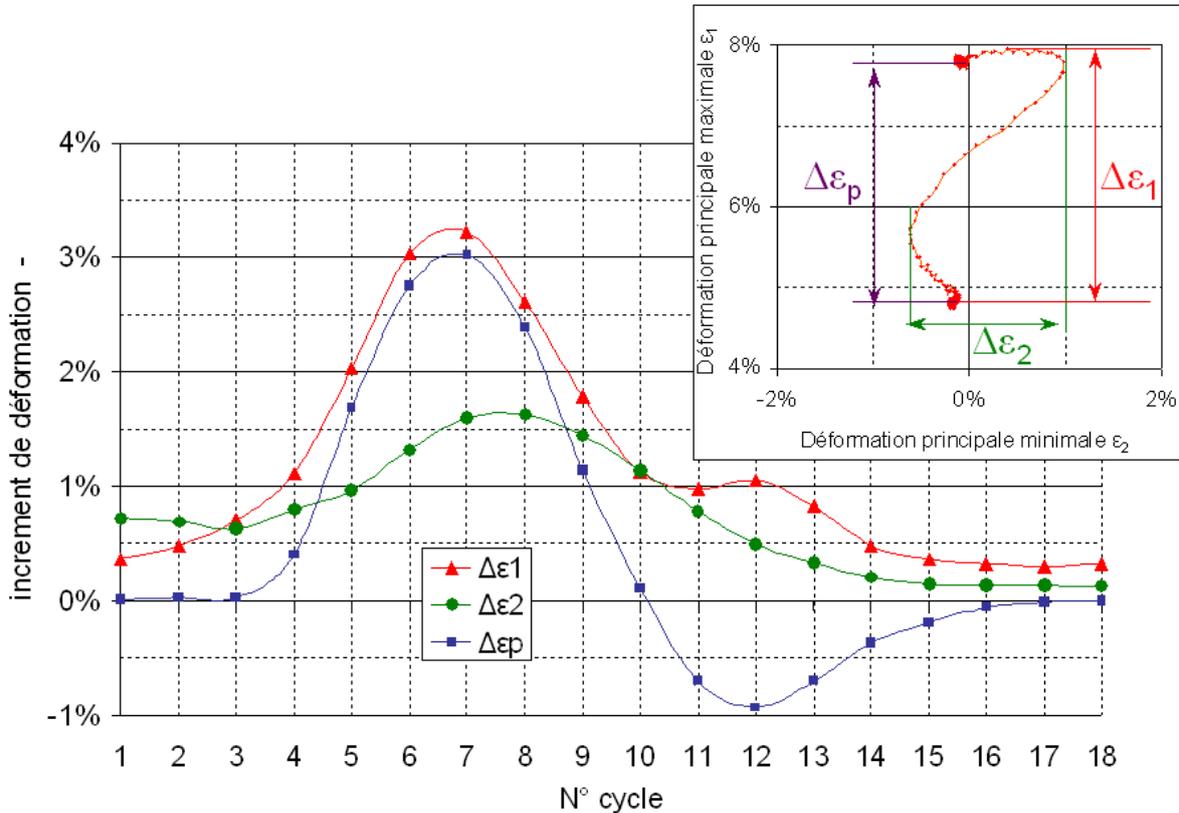


Figure III. 25 : Caractérisation de l'amplitude de chaque incrément et contribution à la déformation finale, pour un mur formé à 30°

Une étude similaire pour une pyramide avec un angle de formage de 20° révèle les mêmes caractéristiques (figures 26 et 27). Ici, seulement quatre cycles (5 à 8) contribuent significativement à la déformation finale et les effets induits par la flexion sont marqués du cycle 9 au 12, les autres ne développant pas significativement de plasticité.

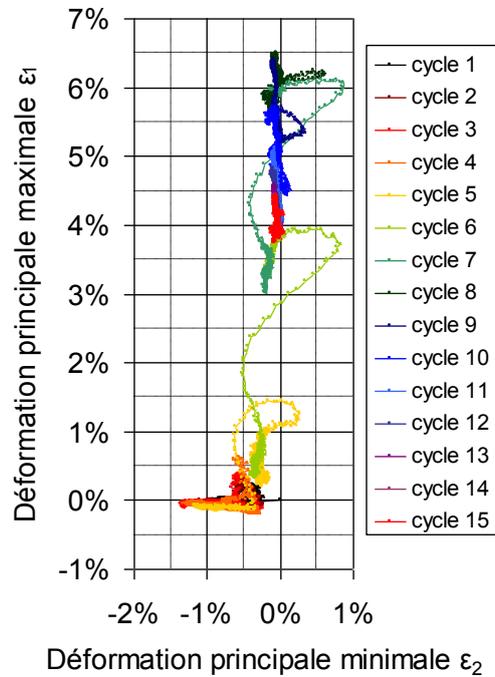


Figure III. 26 : Chemin de déformation relevé sur une pyramide formée à 20°

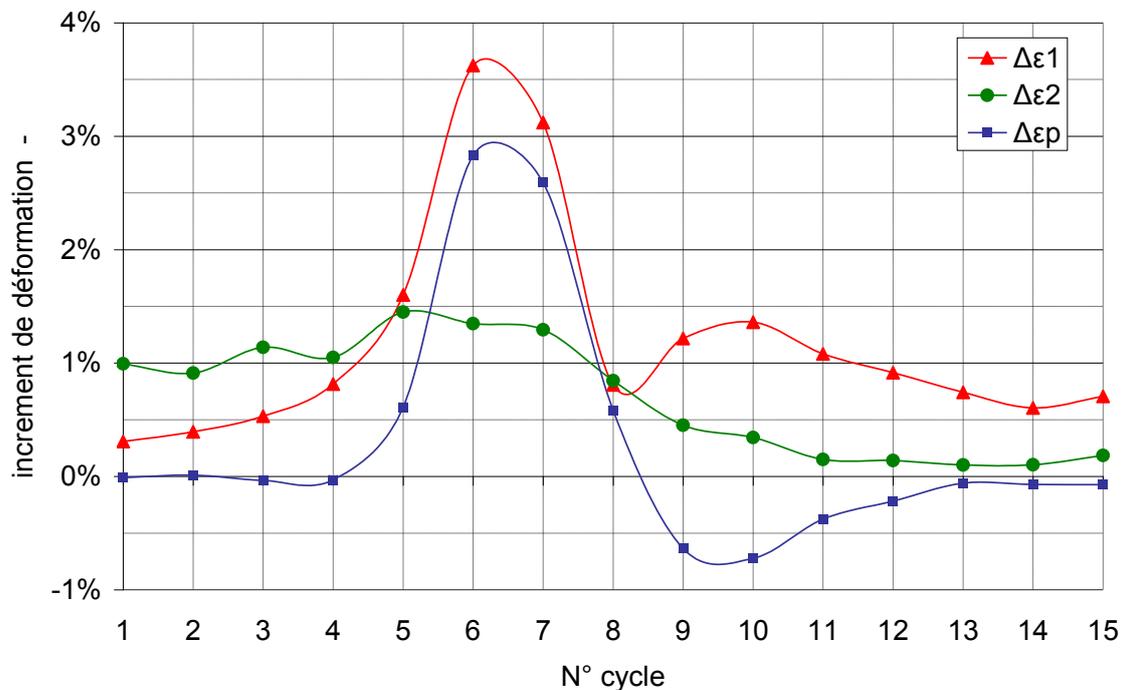


Figure III. 27 : Caractérisation de l'amplitude de chaque incrément et contribution à la déformation finale, pour un mur formé à 20°

Nous allons ici tenter de fournir une explication phénoménologique de l'évolution de la déformation observée, et plus particulièrement sur les cycles présentant une contribution négative à la déformation finale. Sur la figure 28, on prête attention aux différentes zones caractéristiques de déformation dont nous venons de décrire les grandes lignes.

Dans un premier temps, les phénomènes de flexion observés sur les premiers cycles sont enregistrés lorsque le point de mesure se situe en amont et aux environs du repère 1. Entre les repères 2 et 3 se développe la déformation plastique, avec l'amplitude maximale en 3. Celle-ci décroît jusqu'en 4, où d'autres effets de flexion développent la déformation plastique négative évoquée au paragraphe précédent. Sur le mur formé (5), les déformations observées sont de type traction large, dans le domaine élastique seulement.

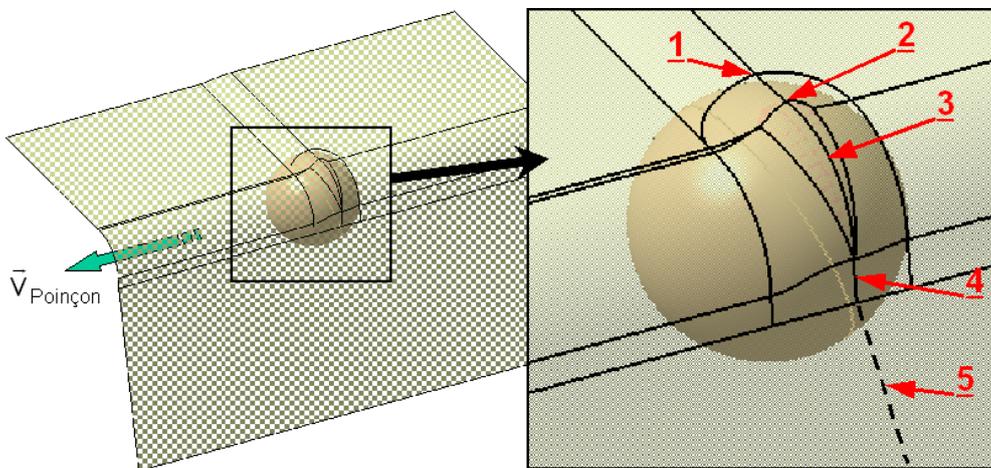


Figure III. 28 : Schématisation des « zones caractéristiques » de déformation autour du poinçon relevées d'après les analyses des chemins de déformation

II.3.c Conclusion

On constate que les mécanismes de déformation macroscopiques de la tôle en formage incrémental sont complexes et difficiles à appréhender. Pour la pyramide à 30°, on notera par exemple que la déformation finale est obtenue avec une dizaine de cycles de type flexion / traction biaxiale / retour à la traction large. La déformation ϵ_2 demeure nulle une fois l'outil éloigné, mais présente des amplitudes de l'ordre de 1 à 1,8 %, donc de nature élasto-plastique.

On notera donc la tortuosité du chemin de déformation mesurée ici à la surface du flan, et on comprendra son implication dans l'augmentation de la formabilité évoquée dans le premier chapitre. On nuancera cette conclusion au fait que cette étude ne peut caractériser les phénomènes subis par la tôle dans son épaisseur (comme le cisaillement à travers l'épaisseur), et les effets du contact tôle-outil. On fera néanmoins appel à cette caractérisation du chemin de déformation lors de l'étude microstructurale du chapitre 4.

III. Réponse en efforts

Dans cette partie nous allons nous attacher à analyser les efforts développés sur le poinçon au cours du formage des pyramides à deux pentes vues précédemment. On s'intéressera dans un premier temps à l'effort absolu, puis à ses composantes dans le repère lié au poinçon. Enfin nous mettrons en relation effort de formage et déformation générée.

III.1 Effort résultant

La figure 29 représente l'évolution de la norme de l'effort résultant sur le poinçon tout au long du formage (on prend ici en abscisse l'altitude du poinçon pour représenter les courbes sur des échelles comparables). On étudie ici le formage des flancs des pyramides pour divers angles (20° à 60°) et pour une déformation selon la direction de laminage (DL) ou transverse (DT).

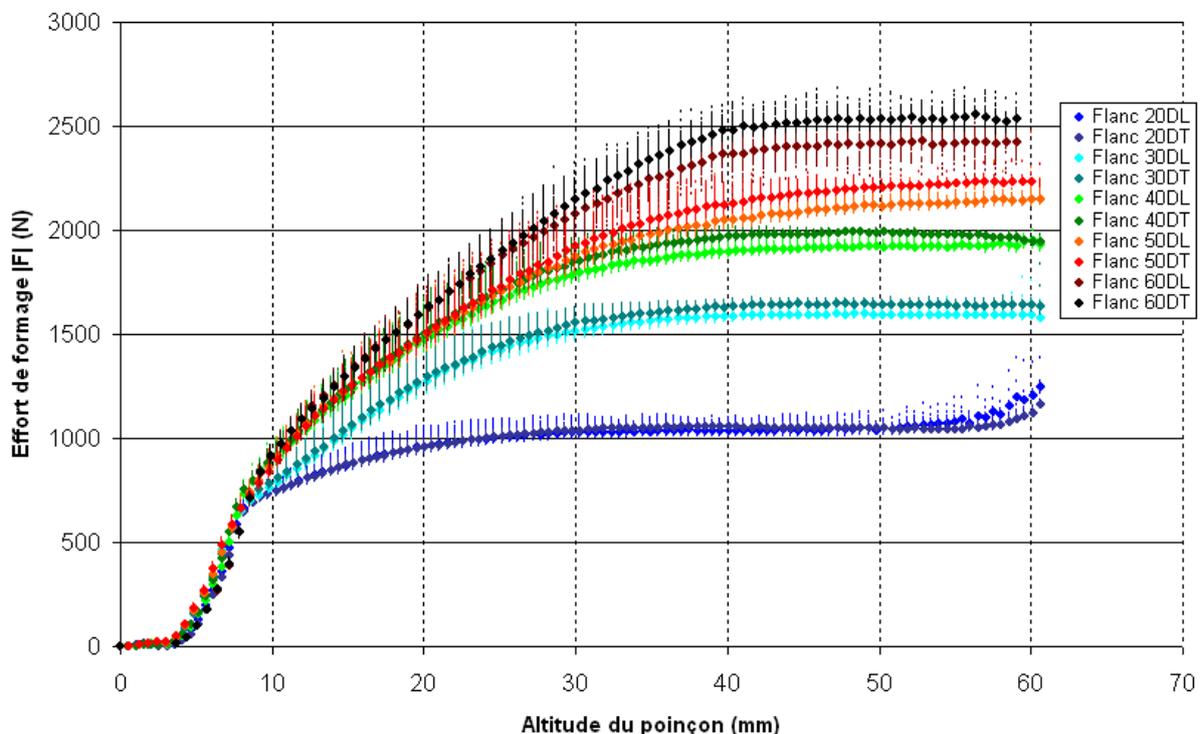


Figure III. 29 : Evolution de la norme de l'effort F sur le poinçon au cours du formage

Les points fins sont les données brutes des efforts en chaque altitude, les points forts en sont les moyennes. On note que ces courbes présentent une évolution en quatre phases :

- Dans les premiers cycles du formage, l'effort reste quasiment nul. L'outil est en contact avec la tôle, mais la rigidité de celle-ci est très faible. On peut l'assimiler à une structure très « souple ».
- Une deuxième phase dans laquelle l'effort augmente rapidement, jusqu'à une valeur d'environ 700 à 750 N. La tôle se met progressivement en tension, dans le domaine élastique. Cette hypothèse est appuyée par le fait que, jusque-là, les comportements sont quasiment identiques, quels que soient les angles de formage.

- La troisième phase consiste en une augmentation progressive de l'effort. Il semblerait que la tôle se déforme de manière élasto-plastique et que la raideur de la structure augmente.
- La quatrième phase est le régime permanent. La raideur de la structure est constante et la déformation tend à devenir homogène.

On notera cependant pour les flancs formés à 20° une légère augmentation de l'effort à la fin du formage. Cela est dû à la faible distance parcourue par le poinçon à la fin du formage et à une interaction probable avec les autres pentes de la forme. C'est un effet de « fond de forme » dont nous ne tiendrons pas compte dans la suite.

III.2 Composantes de l'effort F

L'effort F peut être analysé de manière plus complète en s'intéressant à ses trois composantes : l'effort F_z suivant la normale à la tôle et selon l'axe de l'outil ; l'effort longitudinal F_{long} , que l'on peut assimiler à la résistance présentée par la tôle à l'avancement du poinçon ; et l'effort transversal, F_{transv} , perpendiculaire aux deux autres. La figure 30 donne un aperçu plus explicite de ces trois composantes.

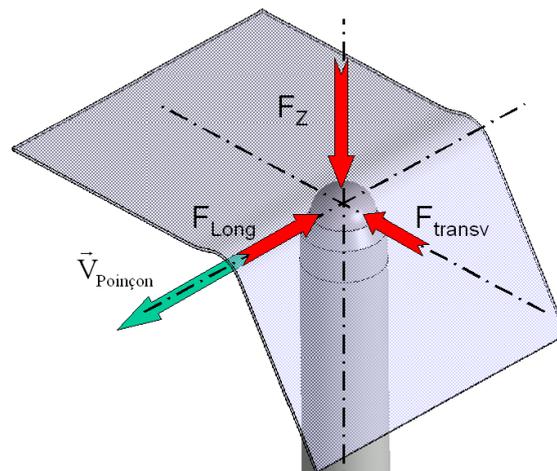


Figure III. 30 : Repère associé au poinçon pour l'analyse des efforts de formage

En premier lieu, si on s'intéresse à l'effort axial (figure 31 (a)), on note les mêmes quatre phases analysées sur l'effort résultant $|F|$. L'analyse est plus pertinente sur l'effort longitudinal F_{long} . Le plateau du régime permanent y est bien visible, d'autant mieux que l'angle de formage est élevé (figure 31 (b)). L'analyse de l'effort transverse F_{transv} (figure 31 (c)) révèle un phénomène particulier. Il se manifeste par un effort légèrement négatif en début de formage, qui tend à redevenir positif par suite. On notera toutefois que ce n'est pas le cas pour un angle de formage de 20° , angle pour lequel cet effort demeure négatif tout au long de l'essai.

Une explication de ce phénomène, peu intuitif au premier abord, pourrait être la suivante. Lors des passages successifs du poinçon, celui-ci laisse derrière lui ce que nous appellerons un « sillon ». Il s'agit d'une forme concave, générée par le passage de l'outil, entre le fond non déformé de la pièce et le mur en cours de formage. Les bords de ce sillon vont, au passage suivant et dans une certaine mesure, générer un effort qui tendra à

ramener le poinçon dans celui-ci. Ce phénomène semble confirmé par les observations de l'équipe d'Eyckens [9], qui, lors de la simulation du formage d'un cône à 20°, constatent un effort de formage radial négatif. Cette affirmation est corroborée par leur analyse des contraintes de contact tôle-outil, et la mise en évidence d'une zone de contact nettement décalée vers le centre de la forme.

On analyse enfin la norme de l'effort résultant au plateau (phase 4 du formage) F_{\max} par rapport à l'angle de formage (α ou WA pour *wall angle*). C'est l'objet de la figure 32, sur laquelle on reporte les résultats des efforts de formage des pyramides (WA de 20 à 60°) et des cônes (WA de 20 à 40°). On y relève deux régimes distincts. Dans un premier temps, pour des angles de formage inférieurs à 30°, on observe plutôt une évolution de l'effort proportionnelle à cet angle de formage. Au-delà de 30°, on remarque une évolution légèrement moins rapide, mais linéaire là aussi. En traçant l'évolution de cet effort en fonction de la déformation ε_1 relevée par CIN ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2$ dans le cas des cônes), on retrouve assez bien ces deux tendances (figure 33). Quant à l'influence de la direction de sollicitation (DL ou DT), on notera que le formage des murs orientés suivant la direction transverse nécessite un effort légèrement supérieur à celui observé pour les murs déformés selon DL. L'écart entre les deux valeurs est de l'ordre de 1% pour un angle de 20°, mais approche quand même 5% pour 60°.

Si on compare ces écarts (entre DL et DT) sur les efforts de formage, aux écarts constatés sur les déformations mesurées sur les murs formés (section II.1.b, figure 6 du présent chapitre), on peut constater qu'ils ne sont pas du même ordre. Ainsi, l'effet d'orientation (DL ou DT) serait plus sensible sur la réponse en efforts. Une des raisons probables serait qu'en FI, les trajectoires de l'outil imposeraient les déplacements à la tôle et donc détermineraient les déformations. La réponse du matériau impacterait majoritairement les efforts de formage.

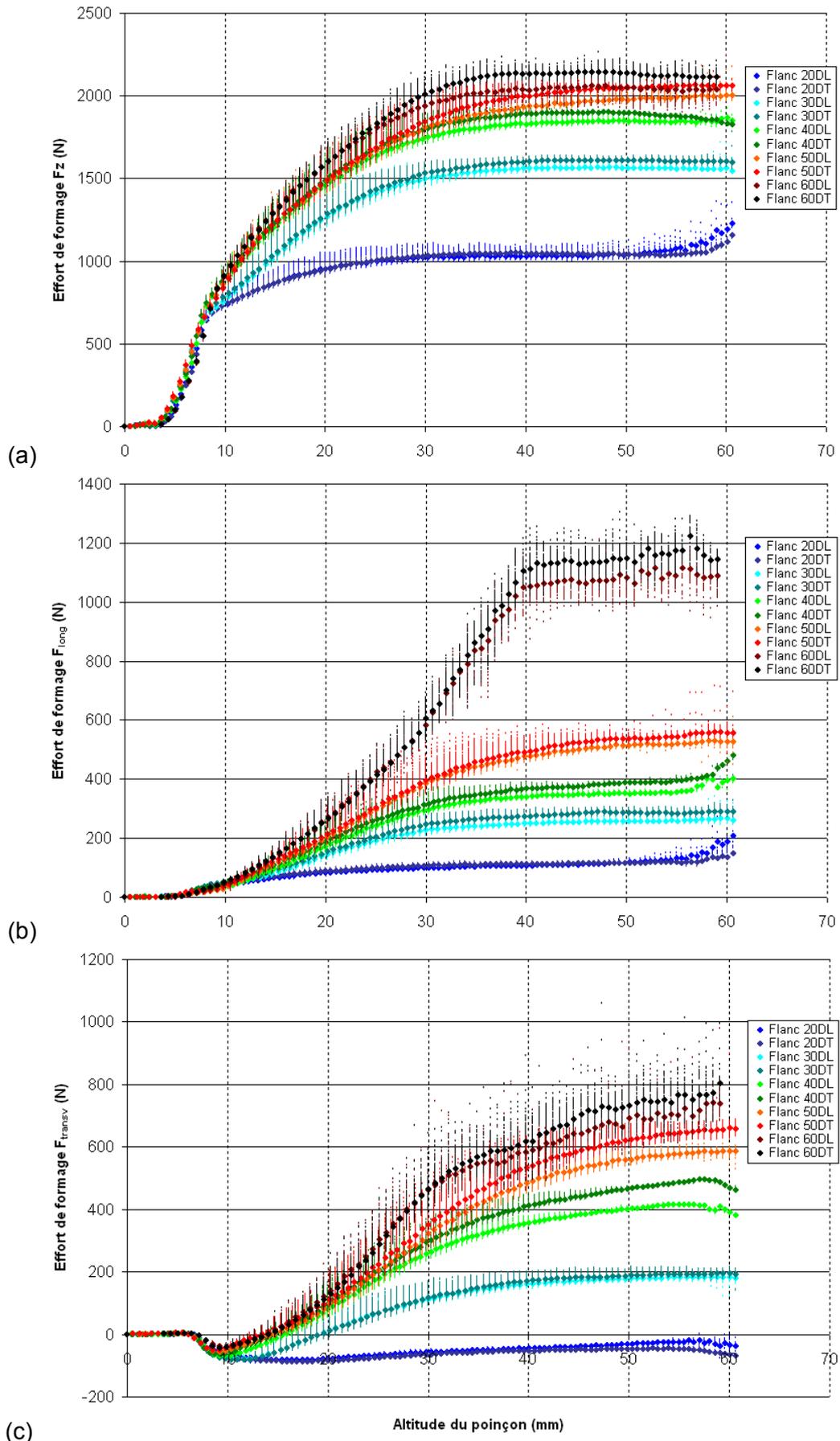


Figure III. 31 : Evolution (a) de l'effort axial F_z , (b) de l'effort longitudinal F_{long} et (c) de l'effort transverse F_{transv} au cours du formage

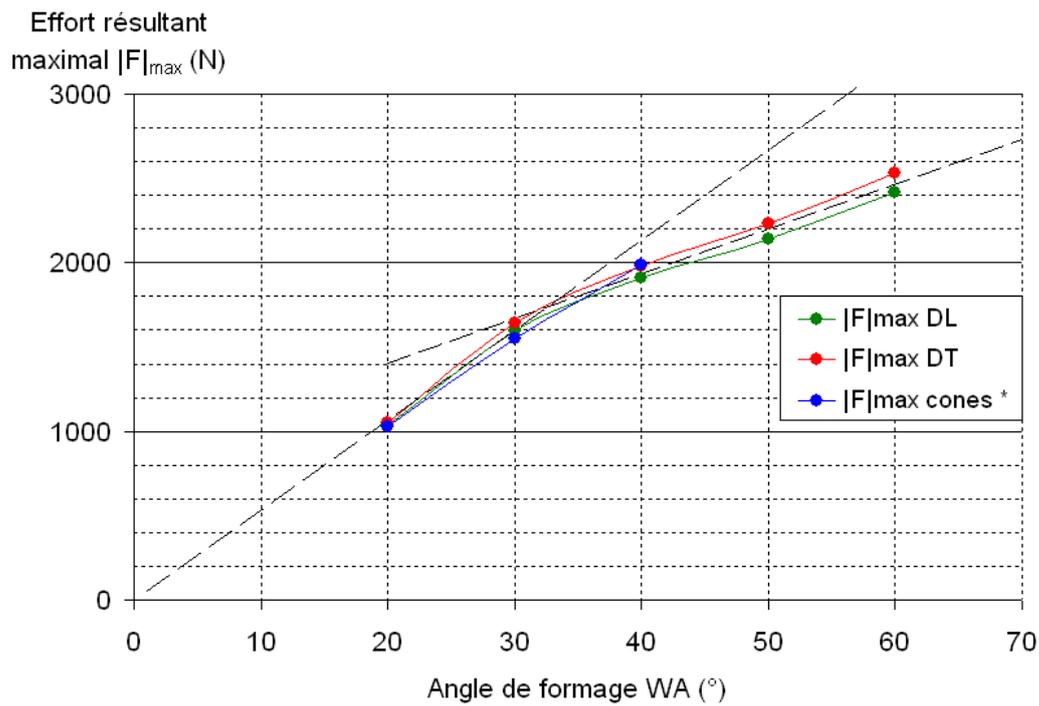


Figure III. 32 : Evolution de la norme de l'effort de formage F en régime permanent en fonction de l'angle de formage WA

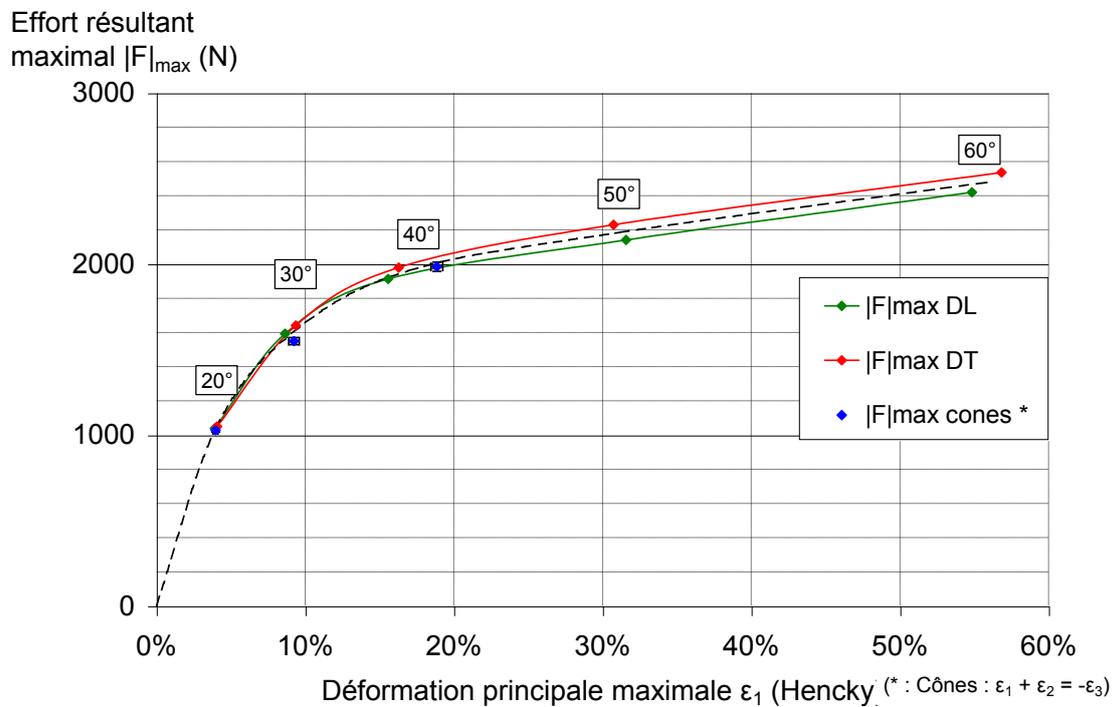


Figure III. 33 : Evolution de la norme de l'effort de formage F en régime permanent en fonction de la déformation générée ϵ_1

IV. Relation effort / déformation

On va ici mettre en relation effort de formage et déformation, d'une manière plus pertinente que précédemment, à travers un essai voulu simple. L'objectif est de tenter de fournir un comportement du couple matériau-procédé pour quelques paramètres du *process*.

IV.1 Présentation de l'essai

La géométrie de l'essai consiste en un tronc de pyramide préformé à un angle de 45°, sur une hauteur de 21,4 mm, avec un pas de formage Δp de 0,8 mm. On exécute ensuite un passage de poinçon, toujours avec le même pas de formage. Ce passage est enregistré par les deux caméras rapides, avec une fréquence d'acquisition de 100 FPS (figure 34). Les champs de déformations issus de la corrélation sont ensuite confrontés aux efforts de formage, enregistrés par la cellule de force du pilote. La résolution optique est de 10,9 pixels.mm⁻¹. Les résolutions spatiales du système de CIN, en déplacement et en déformation, sont respectivement de 1,01 mm et 2,93 mm.

Les deux systèmes sont synchronisés par une impulsion TTL issue du pilote de SPIF au démarrage du programme. Cette synchronisation est ensuite affinée en faisant correspondre le début de l'augmentation de l'effort sur le poinçon avec le début du déplacement vertical de la tôle.

On fait ensuite appel au calcul d'une déformation équivalente en tête de poinçon. Sur les champs de déformation, on identifie le point I_z d'altitude z maximale, qui renseigne la position du poinçon sous la tôle. On cherche, dans un second temps, le point corrélé I_ϵ présentant la plus grande déformation ϵ_1 dans un voisinage restreint de I_z . On définit ensuite une zone (rectangulaire) caractéristique de l'influence du poinçon autour de I_ϵ , que l'on appellera $v(I_\epsilon)$. Cette procédure est illustrée en figure 35. On calcule ensuite, sur tous les points du voisinage, la déformation équivalente $\epsilon_{\text{éq}}$ au sens de Von Mises :

$$\epsilon_{\text{éq}} = \sqrt{\frac{2}{3} (\epsilon_{xx}^2 + \epsilon_{yy}^2 + 2\epsilon_{xy}^2)}$$

C'est la moyenne arithmétique de cette déformation équivalente sur tous les points du voisinage qui est ensuite confrontée à l'effort résultant.

Les essais ont été menés sur plusieurs matériaux, avec des conditions d'essais variables pour tenter de déterminer l'impact de quelques paramètres du procédé. On notera l'emploi de l'aluminium ENAW 5086 H111, isotrope et insensible à la vitesse de déformation [1], comme matériau de référence. Le détail de ces essais est présenté dans le tableau 2.

Paramètres d'essai / Dénomination	Matériau		Orientation de la sollicitation		Diamètre de l'outil		Vitesse de l'outil	
	Aluminium 5086 H111	Titane T40	DL	DT	15 mm	10 mm	25 mm.s ⁻¹	2,5 mm.s ⁻¹
T40 DL 15 25		x	x		x		x	
T40 DT 15 25		x		x	x		x	
T40 DL 15 2.5		x	x		x			x
T40 DL 10 25		x	x			x	x	
5086 15 25	x		(isotrope)		x		x	
5086 15 2.5	x		(isotrope)		x			x

Tableau III. 2 : Récapitulatif des paramètres procédés employés dans la présente analyse

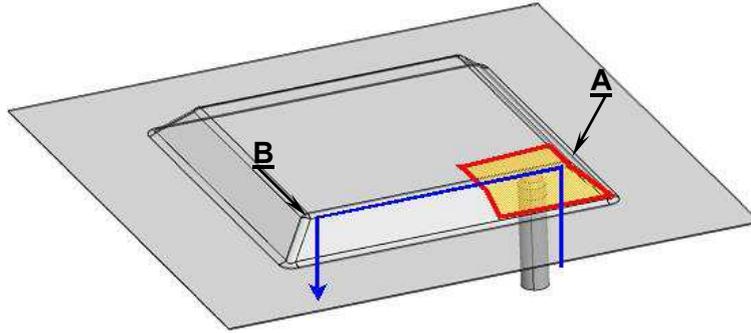


Figure III. 34 : Schématisation de la configuration utilisée dans cette expérience ; en rouge la zone couverte par le dispositif de DIC et en bleu, la trajectoire suivie par le poinçon.

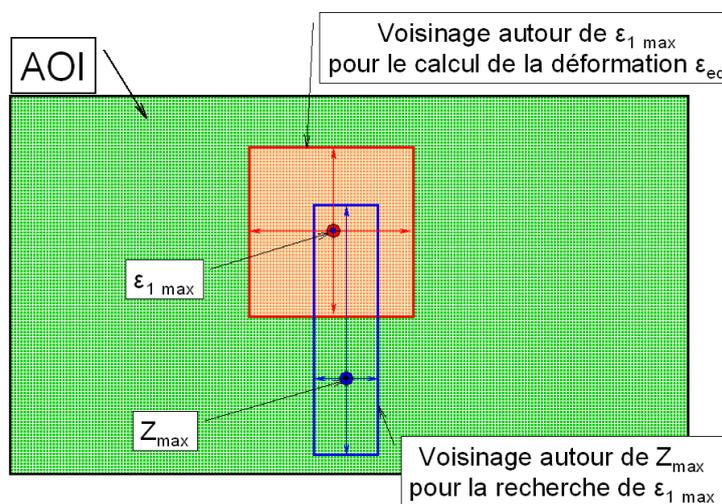


Figure III. 35 : Schématisation de la routine de calcul employée dans l'étude

IV.2 Influence des paramètres d'essai sur l'effort résultant F

On s'intéresse tout d'abord à l'évolution de la norme de l'effort résultant F au cours de cette passe de formage (figure 36). L'échelle des temps est normalisée entre les points A et B, pour pouvoir mieux comparer l'évolution des efforts. Les premières constatations portent sur la présence de deux pics très importants au début et à la fin de la passe de formage. Ils sont attribués au fait que les deux extrémités de la trajectoire se situent dans des angles vifs de la forme. A cet endroit, les effets de structure sont importants et la raideur de celle-ci est grande. De plus, l'aire de contact tôle - outil y est assez élevée.

Hors de ces effets de coin de forme, on remarque une évolution parabolique de l'effort, avec un minimum centré exactement sur le milieu de la trajectoire. Il s'agit là aussi d'un effet de structure, la tôle étant mieux « tenue » dans les coins du serre flan, et plus lâche loin de ceux-ci. Cette diminution de l'effort s'accompagne aussi d'une diminution de l'angle de formage réel observé sur la pièce (figure 37). Ceci est principalement dû au fait que nous ne disposons pas de serre flan ajusté à la géométrie de la pièce.

On notera aussi l'effet du matériau choisi, avec des efforts pour le formage de l'aluminium en net retrait par rapport à ceux observés pour le titane : les efforts au minimum

de la parabole (temps normalisé $t = 0,5$) sont de 864 ± 3 N pour l'aluminium, alors que pour le titane (tous paramètres de formage confondus), ils sont compris entre 1320 et 1407 N. Nous remarquons cependant une tendance propre au T40, à savoir que la diminution de la vitesse du poinçon tend à produire un effort de formage moins important. Il s'agirait dans ce cas de la manifestation du comportement viscoplastique de ce matériau : la vitesse de sollicitation augmentant, la réponse en contrainte augmenterait concomitamment.

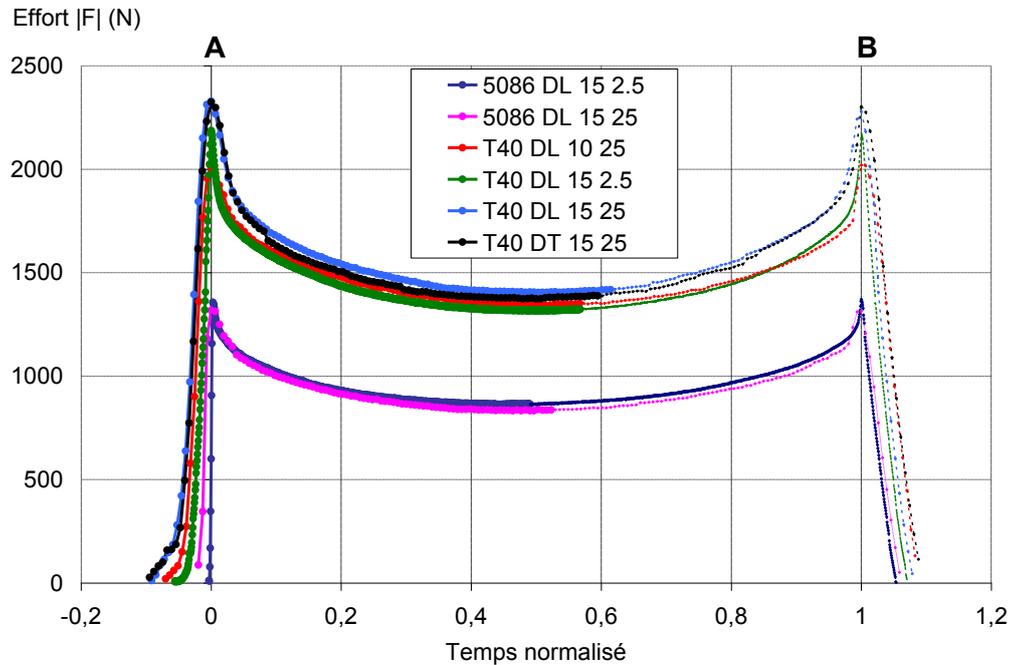


Figure III. 36 : Evolution de la norme de l'effort résultant F au cours de la passe de formage, pour les six configurations d'essai ; en trait fort, les données sur lesquelles on effectue l'analyse des champs de déformation

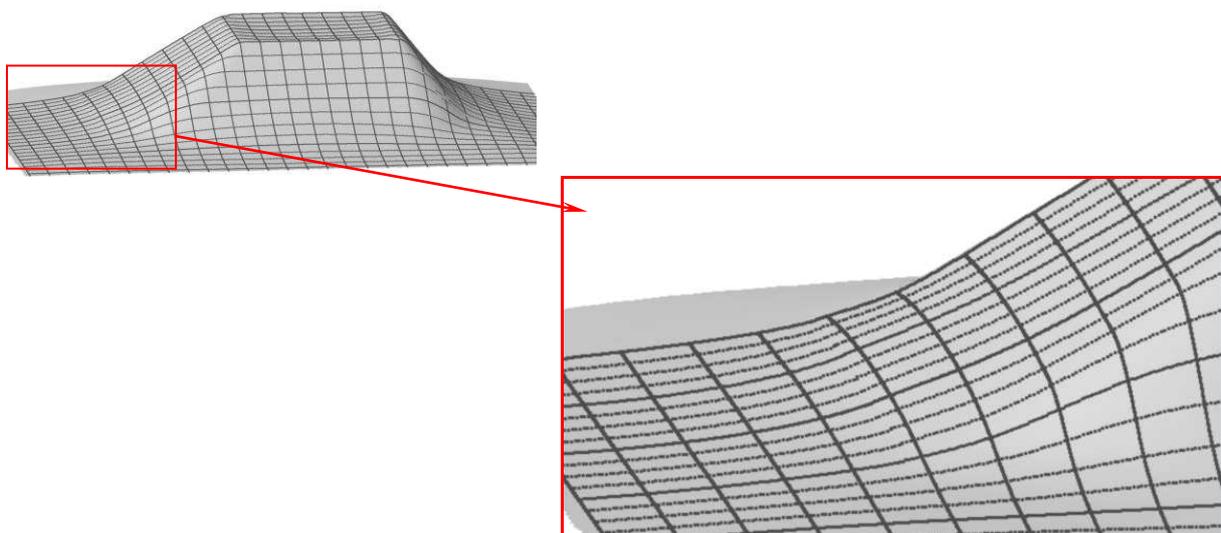


Figure III. 37 : Illustration des différentes courbures observées sur les pièces

IV.3 Couplage effort résultant / déformation équivalente moyenne

IV.3.a Effet de la taille du voisinage $v(l_\varepsilon)$

Avant de tenter de mettre en relation les efforts de formage et la déformation équivalente moyenne en tête de poinçon, il convient de vérifier la sensibilité des résultats aux paramètres employés dans la routine de calcul décrite précédemment.

Il a donc été procédé à l'analyse de différents traitements des données des mesures de champ, en faisant varier la taille du voisinage $v(l_\varepsilon)$, et ce pour un essai particulier, en l'occurrence T40 DL 15 25. Les résultats sont représentés à la figure 38.

Nous allons dans un premier temps tenter d'identifier les différents régimes observés sur les courbes de la figure 38.

- La première phase consiste en une augmentation de l'effort résultant, sans déformation significative. Ce phénomène a été partiellement expliqué précédemment. Il s'agit de l'accostage du poinçon sur la forme, dans un coin de celle-ci. Cette zone présente une grande raideur due à sa géométrie (raideur de structure).
- La seconde phase voit une légère chute de l'effort accompagnée d'une augmentation significative de la déformation équivalente : ici l'outil poinçonne la tôle et la déforme plastiquement.
- La troisième phase voit une augmentation plus franche de la déformation. L'outil commence sa trajectoire rectiligne et va tendre vers sa vitesse nominale. Il s'éloigne du coin de la forme, la zone de la tôle sur laquelle s'exerce l'influence de celui-ci est plus favorable au développement d'une plastification.
- Dans la quatrième phase, que nous appellerons « point de fonctionnement caractéristique », l'effort et la déformation tendent à se stabiliser. On constate néanmoins la légère décroissance de ces deux valeurs, à mesure que le poinçon avance vers la zone moins « tenue » de la forme.

Concernant l'influence de la taille du voisinage $v(l_\varepsilon)$, on observe la nette diminution de la déformation équivalente avec l'augmentation de la taille de celui-ci. Pour les voisinages de taille modérée ($v(l_\varepsilon) = 1 \times 1$ à 26×20), on accède à la déformation maximale en tête de poinçon sans trop prendre en compte des zones moins déformées. Pour $v(l_\varepsilon) = 52 \times 40$ et au-delà, le voisinage s'étend sur une zone plus éloignée de l'outil et on assiste à un « moyennage » de la déformation équivalente mettant en jeu des zones non déformées, d'où la chute marquée de $\varepsilon_{\text{éq moyenne}}$ avec l'augmentation de la taille du $v(l_\varepsilon)$.

Dans la suite de l'étude, la taille de $v(l_\varepsilon)$ est choisie et fixée à 52×40 pixels, ce qui représente environ $4,76 \times 3,66 \text{ mm}^2$, et semble un bon compromis

. Ces valeurs sont légèrement inférieures à celles présentées dans la partie II.2 du présent chapitre traitant des champs locaux en tête de poinçon. Cette restriction volontaire du domaine de calcul de la déformation équivalente moyenne est motivée par le fait que l'on désire prendre en compte les déformations plastiques seulement et tenter de limiter les effets de « moyennage » décrits plus haut, surtout pour le cas d'un outil de plus faible taille (10 mm).

La figure 39 représente la taille de cette zone rapportée aux champs de déformations relevés pendant l'essai T40 DL 15 25.

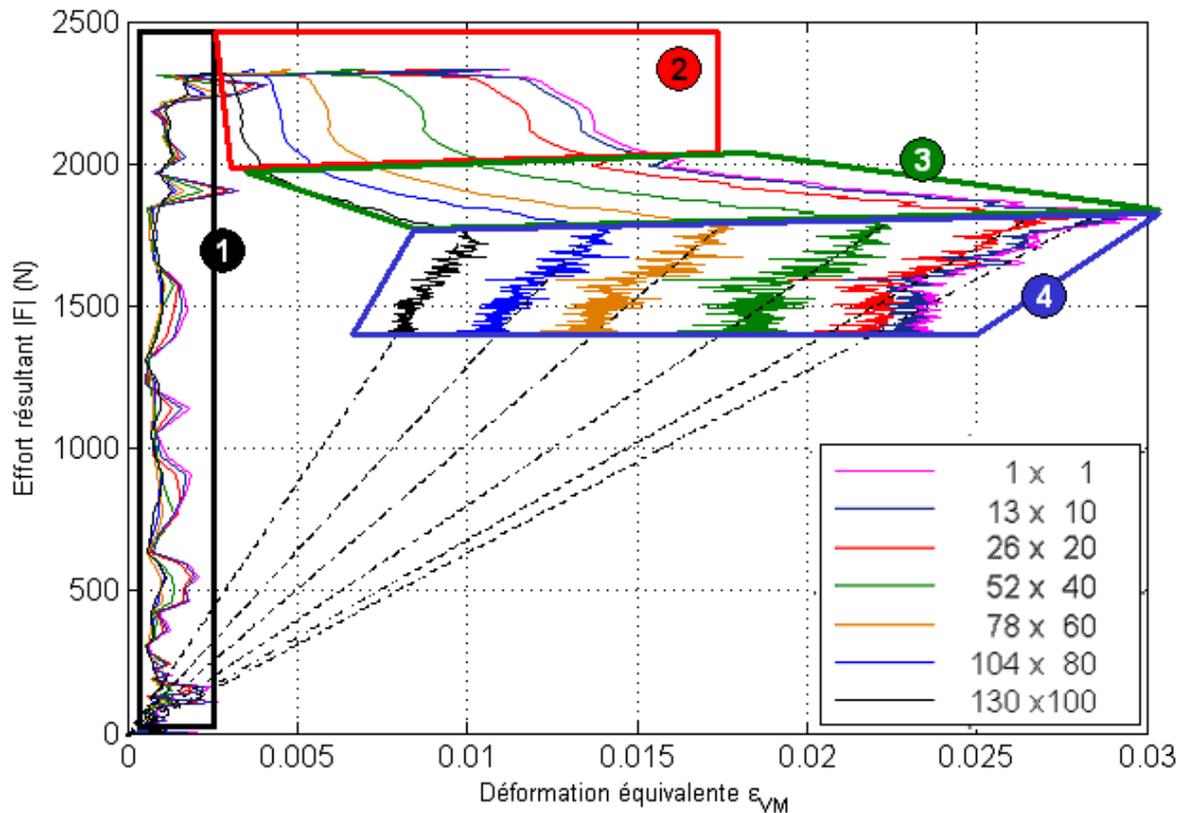


Figure III. 38 : Effet de la taille de la zone de calcul $v(l_\epsilon)$ de la déformation équivalente moyenne, sur la réponse Effort résultant / Déformation équivalente, pour l'essai T40 DL 15 25 ; $v(l_\epsilon)$ est ici exprimée en pixel. Les différents régimes (1 à 4) sont explicités dans le texte

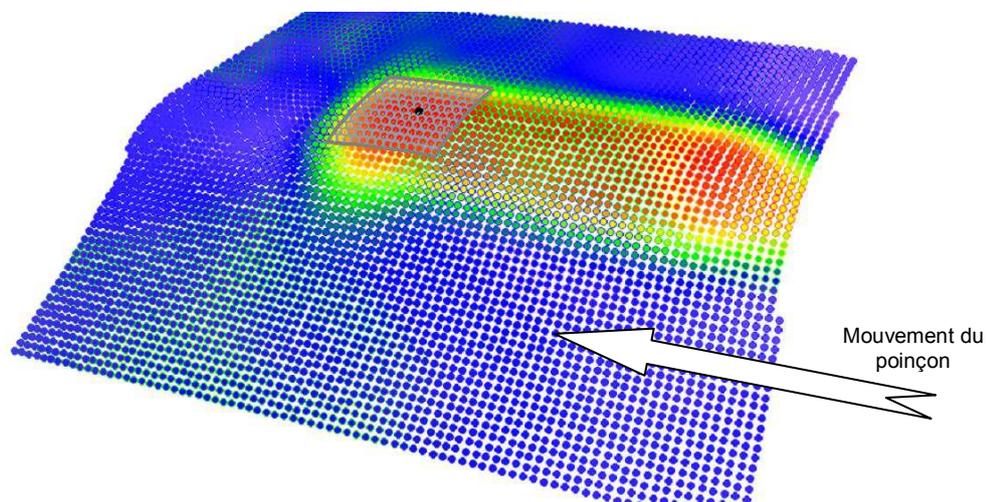


Figure III. 39 : Mesure de champ de déformation extraite de l'expérience T40 DL 15 25 ; le point de déformation ϵ_1 maximale est en noir et la zone de calcul de la déformation équivalente moyenne est représentée par le cadre gris

IV.3.b Effet des paramètres du procédé

Les résultats, pour les six configurations d'essai présentées en début de section, sont consignés sur la figure 40. Nous allons en décrire les tendances dans la suite.

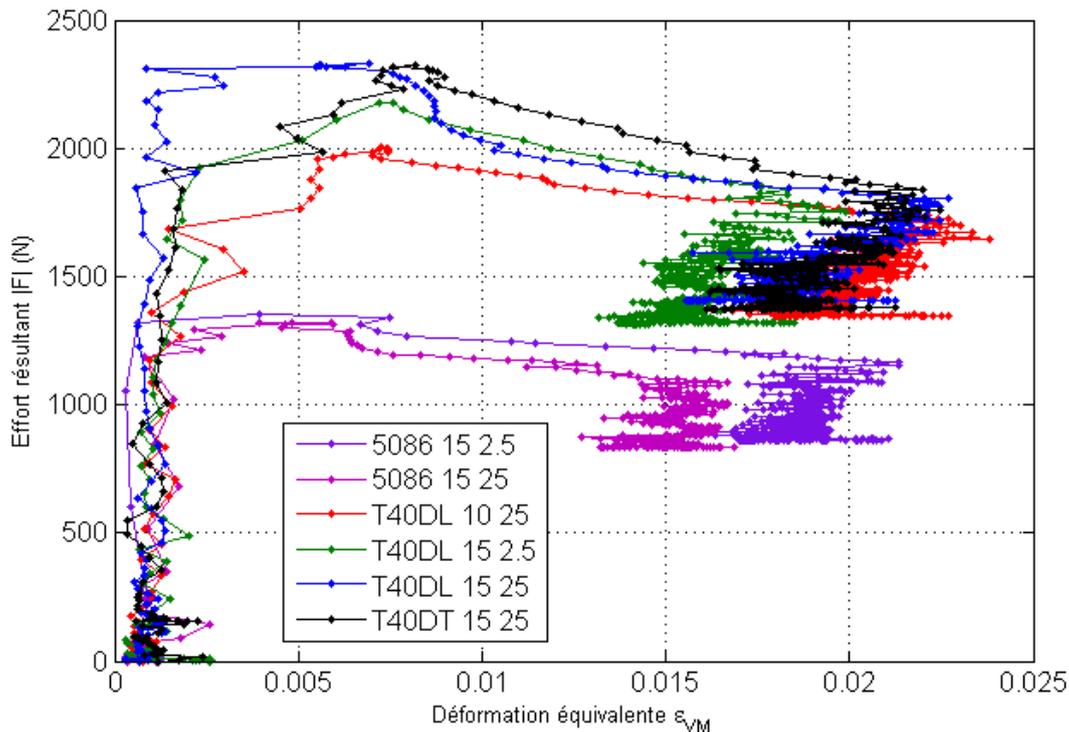


Figure III. 40 : Réponse en effort et déformation équivalente pour les six configurations d'essai

IV.3.b.i Effets de la direction de sollicitation sur le T40

La différence de réponse selon la direction de sollicitation est très peu sensible et on remarquera une assez faible augmentation de la déformation pour la sollicitation selon DT. Ce phénomène a été observé dans la partie consacrée à l'analyse des déformations à l'échelle des pièces, section II.1.b du présent chapitre.

IV.3.b.ii Effets de la vitesse du poinçon

Sur l'aluminium 5086, la diminution de la vitesse de déplacement du poinçon a pour effet d'une part une augmentation de l'effort de formage, d'autre part une augmentation significative de la déformation équivalente.

- Un tel impact sur l'effort de formage est donc probablement dû à un changement des conditions de lubrification dans le porte outil et/ou à l'interface bille-tôle. La sustentation procurée par le film lubrifiant (visqueux) serait moins efficace et le frottement serait plus important.
- L'augmentation de la déformation serait justifiée par un phénomène de relaxation du matériau pendant le formage.

Sur le titane T40, l'effet de vitesse revêt un caractère complètement différent. En effet, on assiste à une diminution de la déformation équivalente avec la diminution de la vitesse de sollicitation. Une explication à ce phénomène serait la suivante : il semblerait que le passage de l'outil à vitesse élevée générerait une consolidation très localisée en tête de poinçon, et que la déformation serait alors accommodée par la zone environnante à celle-ci, générant alors une déformation équivalente moyenne plus grande sur $v(I_\epsilon)$.

IV.3.b.iii Effets du diamètre de l'outil

Comme cela a été abordé dans la section II.3.c.i du chapitre I, la diminution de la taille de l'outil conduit à une plus grande localisation des déformations en tête de poinçon, et combinée à une diminution du pas de formage, tendrait à améliorer la formabilité. Pour s'en convaincre, la figure 41 fait état de la déformation principale relevée en tête de poinçon pour les deux tailles de poinçon essayées ici, à savoir 10 et 15 mm. En considérant la déformation comme significative si celle-ci est supérieure à 0,5% (seuil en rouge), on note que la largeur d'influence du poinçon est bien plus grande pour l'outil de fort diamètre ($L_{(\varnothing 15)} > L_{(\varnothing 10)}$). *A contrario*, la déformation maximale engendrée par cet outil est moins élevée ($\varepsilon_{1(\varnothing 15)} < \varepsilon_{1(\varnothing 10)}$). Par approximation, on peut considérer que, tous autres paramètres de formage fixés, la « quantité de déformation » plastique induite par l'outil demeure constante, pour tout diamètre d'outil : $\int_L \varepsilon_1 = \text{cste}$

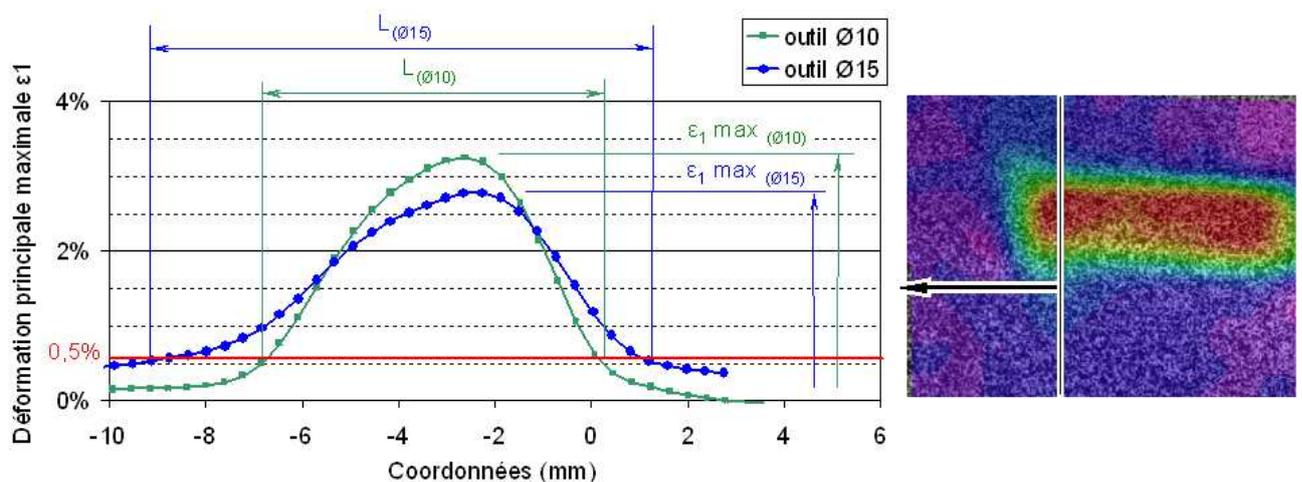


Figure III. 41 : Relevés de la déformation ε_1 en tête de poinçon, pour des diamètres d'outil de 10 et 15 mm, le long de la ligne transverse à la trajectoire précisée sur le champ

Mais dans notre étude de la relation effort - déformation, la zone de calcul de la déformation équivalente moyenne reste de taille constante, et ne prend donc pas en compte l'effet de localisation dont on parle, d'où une sous-estimation certaine de la déformation équivalente « réelle ».

IV.3.c Conclusion

Il ressort de cette analyse l'existence probable d'un « point de fonctionnement caractéristique » du procédé pour chaque jeu de paramètres *process* donnés : la taille et vitesse d'avance de l'outil, ainsi que le matériau formé semblent cependant les plus importants.

Une telle analyse semblerait pertinente dans le cadre de la constitution de bases de données sur le comportement des tôles de différents matériaux formés par FI, celle-ci sortant manifestement du cadre de cette thèse.

V. Réponse en vitesse de déformation

La viscoplasticité marquée du titane, et son impact constaté sur les allongements à rupture lors des essais de traction³, nous amène à étudier en détail les vitesses de déformations rencontrées en formage incrémental. Des études menées sur le FI à haute vitesse de l'aluminium pur 1050-O et sur les alliages 5754-H3 et 6114-T4 par l'équipe d'Ambrogio [12] pourraient laisser penser qu'une vitesse de formage élevée ne constituerait pas une entrave à la formabilité du matériau. Or, il est reconnu que les alliages d'aluminium utilisés ne présentent pas le caractère viscoplastique du titane. C'est pour cette raison que nous allons étudier les champs de vitesses de déformations de la tôle au voisinage du poinçon.

La configuration d'essai est la même que celle présentée dans la section relative à la relation Effort / Déformation (voir partie IV et figure 34 du présent chapitre). Notons que l'obtention des champs des vitesses de déformation par VIC-3D[®] se fait par une dérivée temporelle des champs de déformations ; il s'agit de la différence finie des niveaux de déformation ε (ε_{xx} , ε_{yy} , ε_{xy} , ε_1 et ε_2), entre les instants t et $t-1$, sur tous les points corrélés i des champs de déformation, rapportée à la base de temps d'acquisition des images :

$$\frac{d\varepsilon}{dt}_{(t=t_n,i)} = \frac{\varepsilon_{(t,i)} - \varepsilon_{(t-1,i)}}{1 / \text{FPS}}$$

C'est pour cette raison que les vitesses de déformations seront exprimées dans la suite sous la forme $d\varepsilon / dt$ et non pas $\dot{\varepsilon}$.

V.1 Choix de la fréquence d'acquisition optimale

Nous avons décrit dans le chapitre précédent les causes et les conséquences de la résolution spatiale sur les champs cinématiques en corrélation d'images. Il reste cependant à décrire l'influence de la fréquence d'acquisition des images sur la description des champs de vitesse de déformation. En effet, avec une trop grande fréquence d'acquisition, les informations recueillies par la corrélation entre deux images successives sont très peu différentes, aux bruits d'image et de corrélation près. Ces bruits vont donc générer une variation aléatoire, mais assez faible, de la déformation. La dérivation, qui permet l'obtention de la vitesse de déformation, va considérablement amplifier ces bruits. Une illustration de ces phénomènes est décrite en figure 42. Il s'agit de la mesure de l'évolution de la déformation d'un point connu comme non déformé (figure 42 (a)). Ce signal, de moyenne nulle, est assez peu bruité ($\sigma = 3.10^{-4}$). Il va toutefois générer un bruit important une fois faite la dérivation: $\sigma = 0,44$ (figure 42 (b)). En utilisant une base de temps plus grande, ici multipliée par 10, le bruit est considérablement réduit. C'est exactement ce que l'on retrouve sur les champs de vitesse de déformation présentés en figure 43. Avec une fréquence d'acquisition de 1000 images par seconde, le champ de vitesse de déformation est fortement perturbé, et on peine à identifier la position du poinçon. Pour 100 FPS, le bruit est considérablement réduit. Pour 10 FPS cependant, la description des vitesses de déformation peut être considérée comme peu résolue. Ainsi dans la suite de cette étude, la fréquence

³ : voir annexes

d'acquisition sera choisie égale à 100 FPS pour les vitesses de poinçon de 25 mm.s^{-1} et 12,5 FPS pour les vitesse de poinçon de $2,5 \text{ mm.s}^{-1}$.

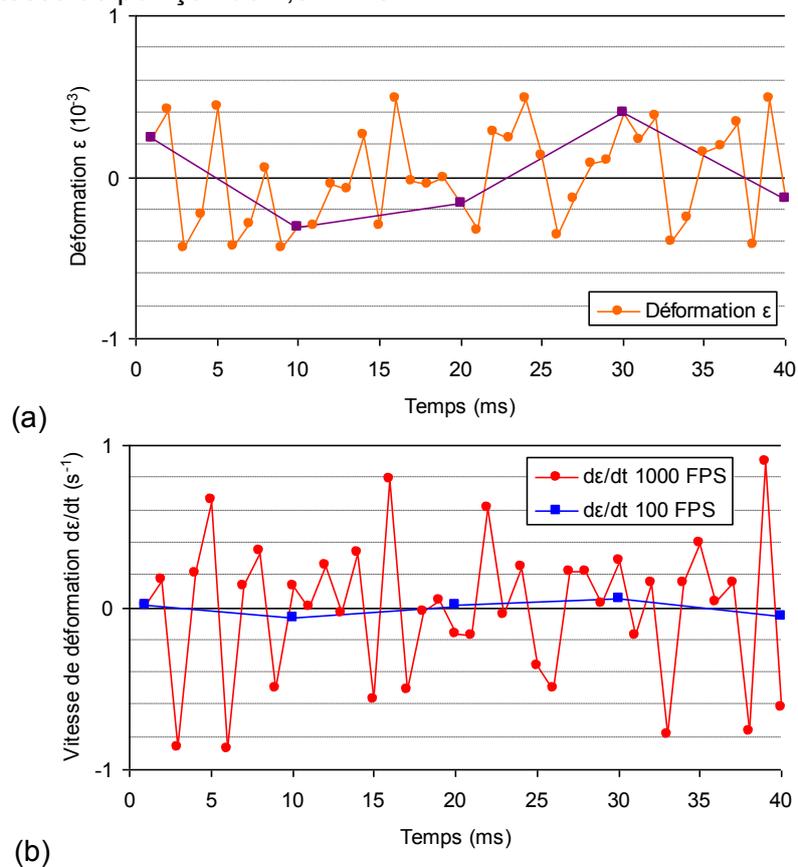


Figure III. 42 : mesure de la déformation (a) et calcul de la vitesse de déformation (b) pour un point connu comme non déformé, pour des fréquences d'acquisition de 1000 et 100 FPS

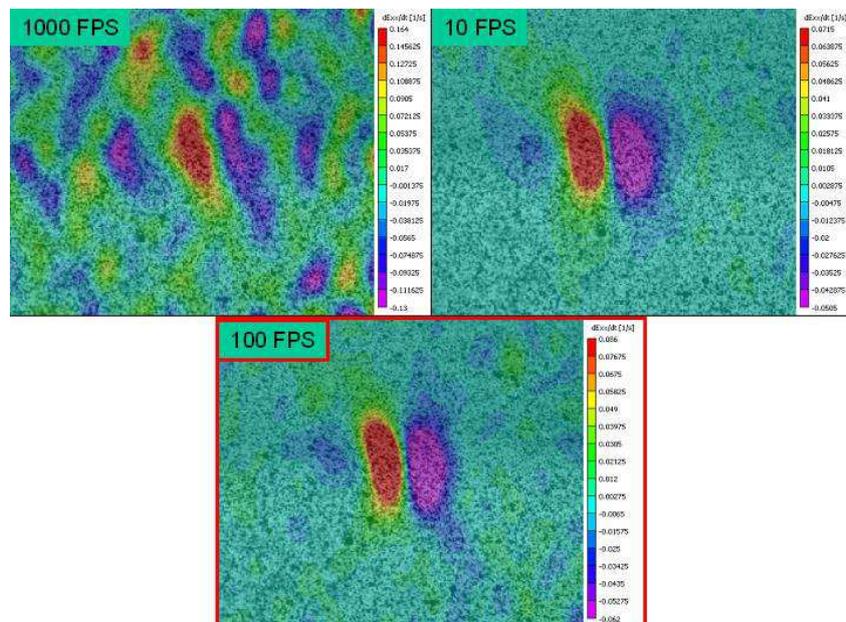


Figure III. 43 : Champs de déformation $d\epsilon_{xx} / dt$ obtenus à différentes vitesses d'acquisition (10, 100 et 1000 FPS) pour l'essai 5086 15 25.

V.2 Résultats

V.2.a Champs de vitesses de déformation

La figure 44 présente des champs de vitesses de déformation typiquement observés lors des mesures de champs réalisées dans cette étude.

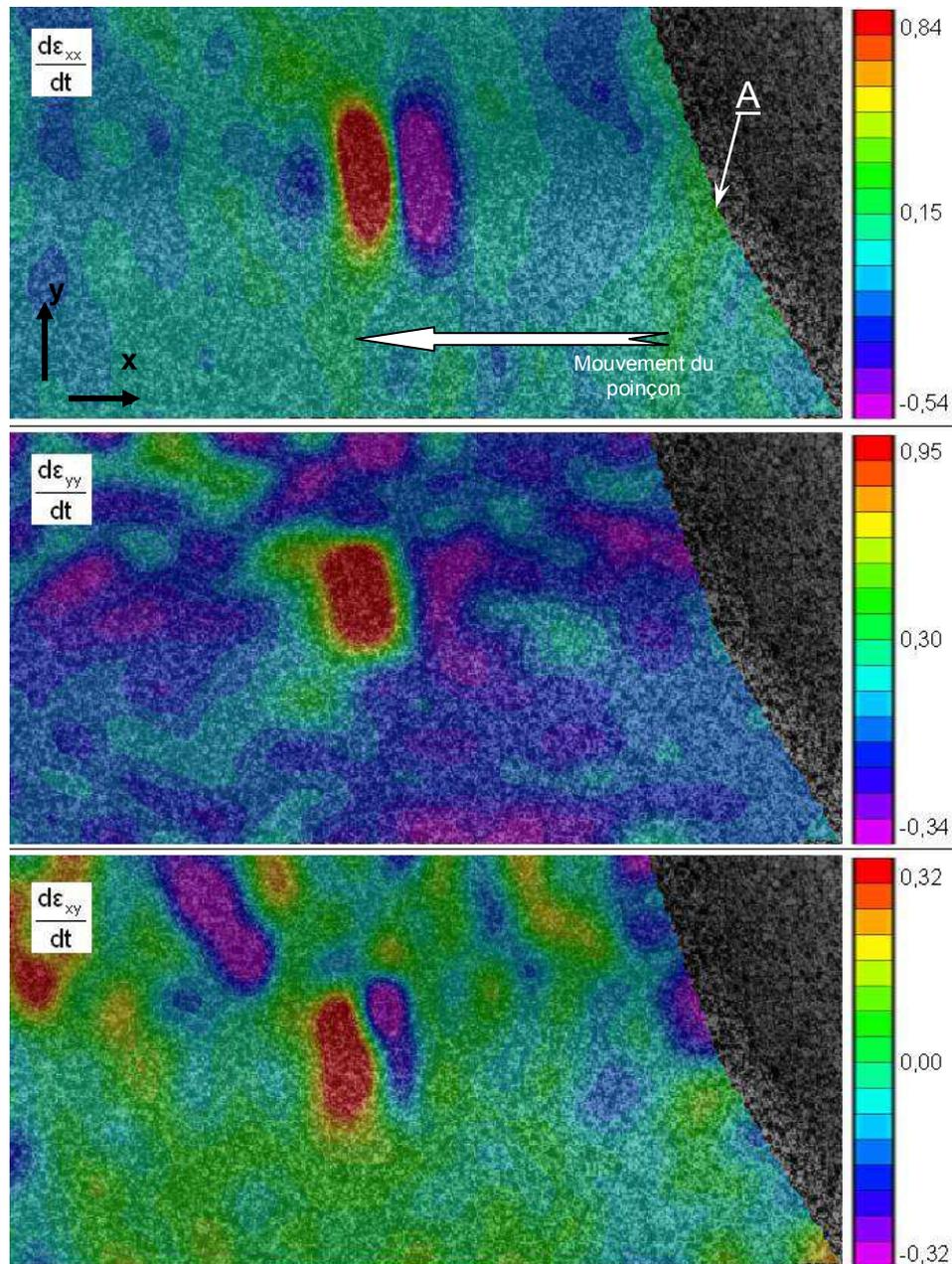


Figure III. 44 : Champ de vitesse de déformation (en s^{-1}) typiquement observés lors du formage, relevés ici lors de l'essai T40 15 2.5, à $t_0 + 1,470$ s

On se propose dans la suite d'étudier le champ de vitesse $d\epsilon_{xx} / dt$, caractérisant le développement puis la résorption de la déformation ϵ_2 analysée en section II.2. Il s'agit ici du champ affichant les variations les plus abruptes et les valeurs les plus élevées, tout en

présentant le moins de bruit. C'est pour cette raison qu'il constituera le cœur de l'analyse qui suit. La figure 45 rassemble les éléments nécessaires à sa compréhension.

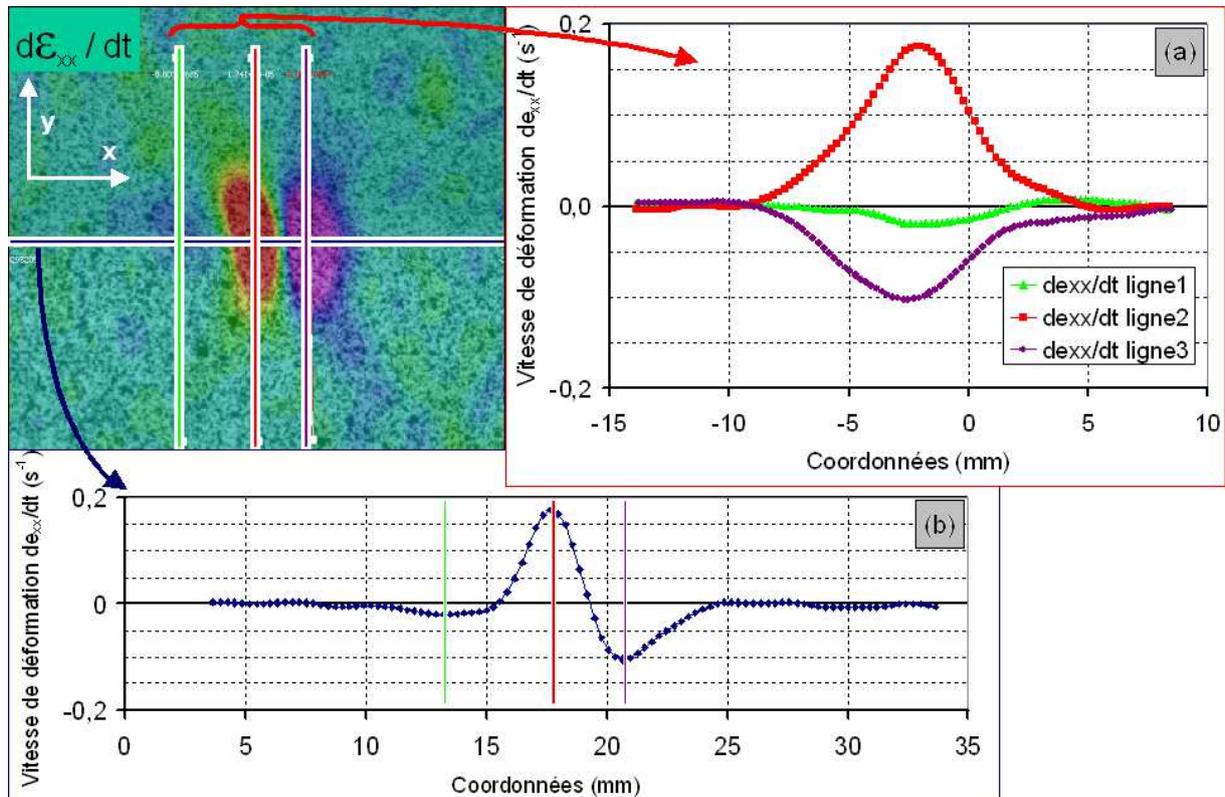


Figure III. 45 : Champ de vitesse de déformation $d\epsilon_{xx} / dt$ pour l'essai 5086 15 25, à l'instant $t_0 + 1,130$ s ; relevés longitudinaux (a) et transversaux (b) suivant les lignes précisées

La courbe décrivant la coupe longitudinale de ce champ (figure 45 (b)) comporte quelques caractéristiques remarquables. D'une part, on observe un maximum de vitesse très localisé, dont la valeur dépasse $0,17$ s^{-1} . Celui-ci illustre le développement rapide de ϵ_2 à l'arrivée du poinçon. Suit un minimum assez marqué lui aussi, quoique de plus faible amplitude (environ $0,1$ s^{-1}), décrivant la résorption de ϵ_2 après le passage du poinçon. On observera aussi, juste avant le pic de vitesse maximal, une zone où la vitesse de déformation est légèrement négative, il s'agit ici de la zone de flexion amont, observée à la figure 20 (a) section II.2.b.

Les courbes décrivant les coupes transversales de ce champ dans chacune des trois zones que l'on peut voir sur le champ sont représentées figure 45 (a). Elles permettent de constater une fois de plus l'extrême localisation de ces extrêmes.

V.2.b Influence des paramètres de formage sur les vitesses de déformation

Pour cerner l'influence des paramètres *process* sur la vitesse de déformation, nous allons nous intéresser aux extrêmes de la vitesse de déformation $d\epsilon_{xx} / dt$ analysés au paragraphe précédent. Pour s'affranchir d'éventuelles erreurs liées au bruit de mesure, nous considérerons une vitesse de déformation maximale (respectivement minimale) moyenne,

relevée sur les dix points corrélés voisins du maximum (resp. minimum), pour une série de huit images successives, saisies pour une position comparable du poinçon par rapport à la forme du tronc de pyramide formée.

V.2.b.i Effets de la taille du poinçon

Au vu des effets de localisation exprimés dans la partie précédente, on s'attendrait à un éventuel emballement des vitesses de déformation avec la diminution de la taille de l'outil. Cependant, l'augmentation de vitesse est très peu sensible, et on assiste même à une diminution de l'amplitude du minimum (figure 46).

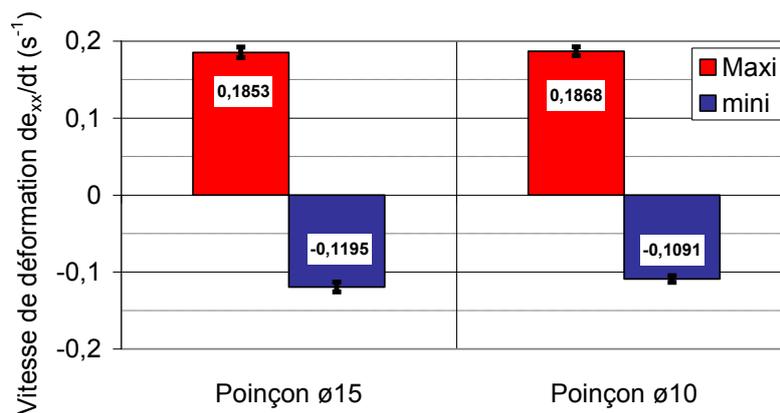


Figure III. 46 : Vitesses de déformation maximales et minimales relevées pour deux tailles de poinçon, essais T40 DL 15 25 et 10 25

V.2.b.ii Effets liés au matériau formé

En considérant le titane sollicité selon DL et selon DT comme deux « matériaux » différents de par leur comportement mécanique, nous pouvons comparer, tous les autres paramètres étant fixés, la réponse liée au matériau (figure 47).

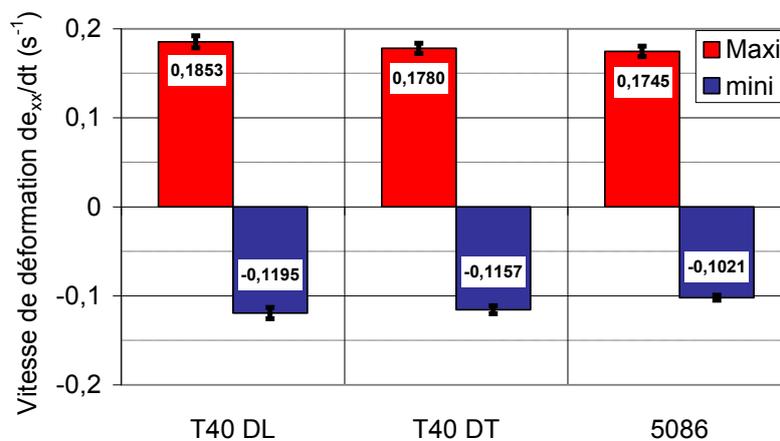


Figure III. 47 : Vitesses de déformation maximales et minimales relevées pour trois « matériaux » de l'étude

La vitesse de déformation la plus élevée est relevée pour le T40 déformé suivant DL. On notera la faible différence entre les maxima du T40 DT et de l'aluminium 5086. Il semblerait ici que, pour notre configuration d'essai et les niveaux de déformations impliqués, le comportement en élasto-plasticité du matériau n'influencerait qu'assez faiblement la vitesse de déformation que lui imprimerait le passage de l'outil.

V.2.b.iii Effets de la vitesse du poinçon

L'analyse entre les deux matériaux pour les deux vitesses de poinçon, présentée à la figure 48, révèle plusieurs tendances :

- Nous avons confirmation d'un effet de vitesse portant sur les maxima, sensible sur le T40, à peine moins marqué sur l'aluminium. Pour le titane, la multiplication de la vitesse du poinçon par dix révèle une vitesse de déformation multipliée par onze environ, alors que pour l'aluminium, ce rapport passe à 10,8 ;
- Les minima semblent quant à eux proportionnels à la vitesse poinçon pour le cas de l'aluminium, moins certainement pour le titane.

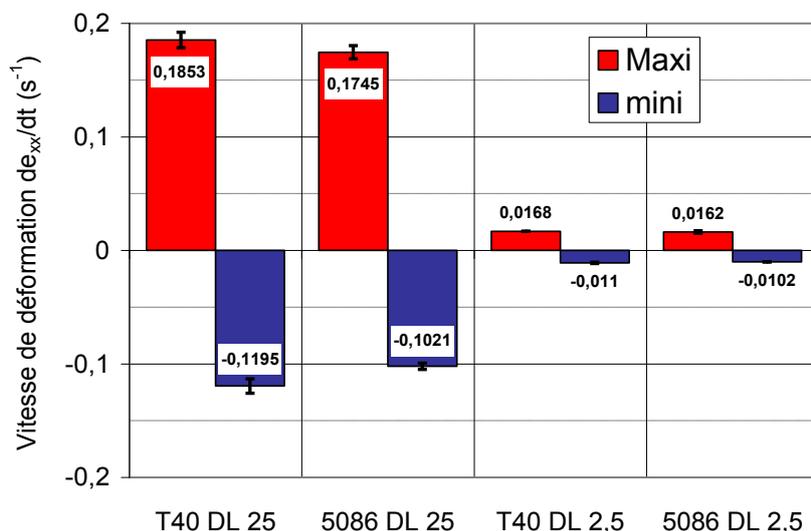


Figure III. 48 : Vitesses de déformations maximales et minimales relevées pour le 5086 et le T40, pour les vitesses de déplacement de poinçon de 25 et 2,5 mm.s⁻¹

Or, on connaît le caractère viscoplastique du titane et l'absence de ces manifestations dans le comportement de l'aluminium 5086. Ainsi, l'effet visqueux discret observé ici semblerait dû à un phénomène plus lié au procédé qu'au matériau. L'idée avancée ici serait la suivante : la manifestation de la viscosité ne se verrait que peu sur les déformations et leurs évolutions temporelles, du fait que le procédé tendrait à imposer les déplacements et les déformations. Ainsi, la contribution du matériau ne se ressentirait qu'au niveau des contraintes et des efforts de formage. Cette suggestion fait écho aux conclusions proposées au sujet des efforts de formage, en section III de ce chapitre.

V.3 Bilan

Un premier constat flagrant est le niveau des vitesses de déformation enregistrées lors des essais, de l'ordre de 10^{-1} s^{-1} . En considérant une vitesse du poinçon de 25 mm.s^{-1} comme notre vitesse « standard » de formage, et en gardant à l'esprit que celle-ci est assez en deçà des capacités d'une machine industrielle, on remarque que les vitesses de déformations relevées sont déjà à la limite de la validité des caractérisations du matériau évoquées dans le chapitre 2 section III.

Un autre point remarquable est la relativement forte sensibilité des deux matériaux à la vitesse de formage, même pour un matériau ne présentant pas de caractère viscoplastique comme l'alliage d'aluminium 5086.

Enfin, l'influence du matériau ne jouerait qu'assez faiblement sur les champs de vitesses de déformation en FI, mais plus sur les efforts de formage engendrés.

VI. Conclusions

Les mesures de champs à l'échelle des pièces formées ont tout d'abord révélé quelques points intéressants, nécessaires à la compréhension du procédé. Ainsi ont été observés, d'une part, la tendance au « sous formage » par rapport à la loi cosinus. Celui-ci a été expliqué par le fait que la trajectoire des points matériels de la tôle pendant le formage n'était pas verticale et rectiligne. D'autre part, ce même phénomène est à l'origine de la génération d'états de déformations biaxiaux sur les pièces coniques, fonction de la courbure de ces dernières.

L'observation et l'analyse des champs de déformation locaux ont permis de mieux comprendre les différentes séquences de déformation du flan au passage de l'outil, à savoir les états de flexion puis de tension de la tôle. La mise en évidence des grandes vitesses de déformation rencontrées en FI amènent à penser qu'il faut aussi prêter attention aux modélisations du comportement du matériau et donc au genre d'essais mécaniques nécessaires à leur obtention.

Nous avons aussi étudié finement toute l'« histoire » de la déformation de points matériels de la tôle, à travers la description fine des chemins de déformation, et ce, par la voie expérimentale. Le caractère incrémental de la déformation générée a clairement été mis en évidence. Il s'avère que les points matériels de la tôle subissent, lors des passages successifs du poinçon, des pseudo-cycles de déformation impliquant flexion, traction biaxiale et retour à la traction large. L'amplitude de ces cycles est importante dans le sens où il se développe une déformation élastoplastique biaxiale non négligeable en tête de poinçon (ϵ_2 peut atteindre 1 %) et que cette composante est ensuite complètement résorbée ($\epsilon_2 = 0$) après chaque passage du poinçon. Cette approche sera particulièrement intéressante pour l'analyse des micromécanismes de déformation étudiés au chapitre 4.

Enfin, l'étude des composantes de l'effort de formage au cours du *process*, et sa mise en relation avec une « quantité de déformation » générée en tête de poinçon, font aussi supposer l'existence d'un « point de fonctionnement » du procédé. Cela suggère aussi que le procédé tendrait à imposer localement les déplacements et les déformations de la tôle, la réponse du matériau se retranscrivant de manière plus nette dans les efforts de formage.

Références bibliographiques

1. Decultot, N., *Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement*, in *ICA / CROMEP*. 2009, UPS Toulouse: Albi. p. 206.
2. Hussain, G., et al., *Tool and lubrication for negative incremental forming of a commercially pure titanium sheet*. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008. **203**(1-3): p. 193-201.
3. Skjoedt, M., M.H. Hancock, and N. Bay, *Creating Helical Tool Paths for Single Point Incremental Forming*. *Key Engineering Materials*, 2007. **344**: p. 583-590.
4. Bambach, M., *Process Strategies and Modelling Approaches for Asymmetric Incremental Sheet Forming*, in *Institute of Materials Technology/Precision Forming*. 2007, Saarland University. p. 209.
5. Vasilakos, I., et al., *Investigation of Deformation Phenomena in SPIF Using an In- Process DIC Technique*. *Sheet Metal* 2009, 2009. **410-411**: p. 401-409.
6. Eyckens, P., et al., *Strain evolution in the single point incremental forming process: digital image correlation measurement and finite element prediction*. *International Journal of Material Forming*, 2010. **4**(1): p. 55-71.
7. Dufloy, J.R., et al., *Twist revisited: Twist phenomena in single point incremental forming*. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2010. **59**(1): p. 307-310.
8. He, S., et al., *Determination of Strain in Incremental Sheet Forming Process*. *Key Engineering Materials*, 2007. **344**: p. 503-510.
9. Eyckens, P., et al., *Small-scale Finite Element Modelling of the Plastic Deformation Zone in the Incremental Forming Process*, in *ESAFORM*. 2008: Lyon.
10. Centeno, G., et al., *Numerical Analysis of the Stress/Strain Evolution in Incremental Sheet Forming and Stretch-bending Processes*. *Materials Science Forum* 2012. **713**: p. 103-108.
11. Ambrogio, G., et al., *Process mechanics analysis in single point incremental forming*. *Materials Processing and Design: Modeling, Simulation and Applications*, Pts 1 and 2, 2004. **712**: p. 922-927.
12. Ambrogio, G., L. Filice, and F. Gagliardi, *Enhancing Incremental Sheet Forming Performance Using High Speed*. *Key Engineering Materials*, 2011. **473**: p. 847-852.

Chapitre 4 :

Évolutions microstructurales : sollicitations FI et contraintes planes

Ce chapitre propose une étude comparative des évolutions microstructurales observées pour des sollicitations variées sur les tôles de T40. L'objectif est ici d'essayer d'identifier des évolutions microstructurales, donc des mécanismes de déformation, qui seraient spécifiques au Formage Incrémental.

Des essais de déformations monotones en traction large (donc en contraintes planes) et des chargements issus des sollicitations de formage incrémental, donc pseudo cycliques et multiaxiales, feront l'objet de cette partie de l'étude.

Sommaire

I. Microstructure et mécanismes de déformation obtenus à partir d'essais monotones multiaxiaux	151
I.1 Vers la traction large : description de l'essai mécanique	151
I.1.a. Présentation des essais de traction large traditionnels	151
I.1.b. Choix d'une géométrie d'éprouvette	152
I.1.c. Comportement de la tôle de T40 en traction large.....	153
I.2 Analyse des mécanismes de déformation.....	156
I.2.a. Echantillons sollicités suivant la direction de laminage	156
I.2.b. Echantillon sollicité suivant la direction transverse	162
I.3 Discussion	164
II. Microstructure et mécanismes de déformation des tôles mises en forme par FI	165
II.1 Evolution de la microstructure en proche surface.....	165
II.2 Analyse microstructurale dans l'épaisseur de la tôle	168
II.2.a. Procédure expérimentale	168
II.2.b. L'EBSD pour la mise en évidence et l'analyse des macles.....	169
II.2.c. Résultats.....	170
II.2.d. Analyse de l'évolution de la texture	173
II.2.e. Discussion.....	177
II.3 Analyse microstructurale à l'échelle micro- et nanoscopique	177
II.3.a. Sollicitations suivant la direction de laminage.....	177
II.3.b. Sollicitations suivant la direction transverse	180
II.3.c. Bilan.....	182
III. Récapitulatif et conclusions.....	183
Références bibliographiques.....	185

I. Microstructure et mécanismes de déformation obtenus à partir d'essais monotones multiaxiaux

I.1 Vers la traction large : description de l'essai mécanique

Cette partie détaille la méthode d'obtention d'échantillons soumis à des niveaux variables d'une sollicitation de type traction large, en vue d'une comparaison des microstructures générées à celles induites le procédé de FI.

I.1.a. Présentation des essais de traction large traditionnels

En emboutissage et plus généralement dans le domaine de la mise en forme des métaux en feuilles, il est important de connaître le comportement du matériau selon une large gamme de sollicitations, et notamment en traction large. D'une part, et on l'a vu précédemment dans le chapitre bibliographique, les courbes limites de formage en emboutissage présentent un net affaissement pour cet état de sollicitation (chapitre 1, figure 23) [1]¹. D'autre part, en formage incrémental comme en emboutissage, beaucoup de zones des pièces subissent ce type de déformations.

Il existe de nombreuses méthodes permettant de produire de la traction large sur une tôle, avec plus ou moins de limitations et de succès. La suite détaillera, de manière volontairement succincte, ces essais et introduira notre choix. On peut distinguer les essais de traction large par gonflage hydraulique ou poinçonnage, et les essais mettant en jeu des éprouvettes de traction particulières.

Pour le premier cas, il s'agit de déformer un flan suivant une forme de calotte sphérique à l'aide d'un poinçon hémisphérique rigide (méthode Nakazima) [2], ou d'une pression hydraulique (*hydrostatic bulging test*). Cette forme produit en son sommet une déformation biaxiale. Il est alors possible d'utiliser un flan de forme particulière pour l'obtention d'états de déformations compris entre la traction simple et la traction biaxiale équilibrée (figure 1 (a)). Son principal défaut vient de la courbure de la pièce et donc l'obtention d'une déformation hétérogène dans l'épaisseur de la tôle. On peut négliger cette courbure avec l'emploi d'outillages de grands diamètres devant l'épaisseur de la tôle. Il faut aussi considérer que le contact avec le poinçon (qu'il soit un solide rigide ou un fluide) procure un état de contraintes compressif sur une des peaux de la pièce, peu compatible avec l'hypothèse de contraintes planes évoquée plus haut (chapitre I section II.2.c) [3].

Pour s'affranchir des problèmes précédemment cités, beaucoup d'équipes s'intéressent au développement d'essais mécaniques uniaxiaux ou biaxiaux compatibles avec l'utilisation de machines de traction. Kuwabara a consacré de nombreuses études à la détermination d'une géométrie d'éprouvette qui produirait des états de déformations biaxiaux. Ces géométries ont été améliorées par la suite pour atteindre des niveaux de déformation toujours plus élevés et mieux maîtrisés [4]. Parallèlement à celles-ci, ont été dérivées variétés de géométries d'éprouvettes produisant de la traction large. Ce genre de

¹ Une première explication de cette inflexion est décrite dans l'ouvrage de Marciniak [1] ; il s'agirait du domaine où les phénomènes de striction seraient plus facilement générés.

géométries impose cependant l'utilisation d'une machine de traction biaxiale, ou au moins un montage spécifique s'adaptant sur une machine conventionnelle.

Une autre solution fait appel à des éprouvettes dites « larges » ou « entaillées ». Leur intérêt majeur est de procurer des états de déformation proches de la traction large, en employant des machines de traction conventionnelles, pour un coût mineur.

Les éprouvettes « larges » consistent en une pièce de tôle rectangulaire, sollicitée dans sa section la plus large. Sans considérer les effets de bord libre de l'échantillon, on obtient dans la zone centrale une traction large quasi-parfaite. Les éprouvettes larges sont simples à obtenir (pas de découpes complexes) mais imposent des machines de forte capacité et des mors correctement dimensionnés pour éviter tout glissement de l'éprouvette pendant l'essai.

Les éprouvettes « entaillées » sont un palliatif assez performant, et font l'objet d'études récentes (figure 1 (b)). L'emploi de machines conventionnelles de faible capacité n'est plus un handicap, et l'utilisation des techniques de CIN tendant à se généraliser permet un accès aisé et rapide aux déformations engendrées. Le principal obstacle est l'absence de géométries standardisées. La difficulté d'adapter la géométrie de l'éprouvette aux propriétés des matériaux testés, notamment l'anisotropie, est grande. On peut citer les travaux de Dournaux sur plusieurs géométries [5]. Il étudie neuf géométries différentes et il en ressort que quelques-unes semblent assez performantes.

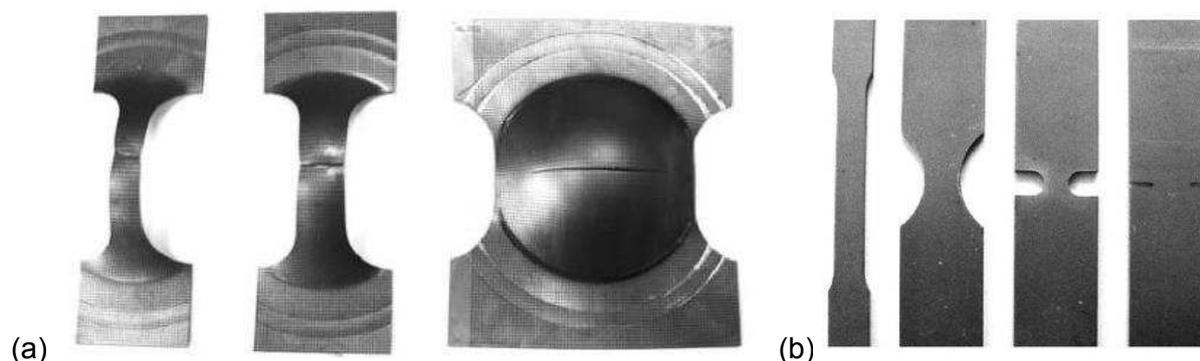


Figure IV.1 : (a) : Flans produits par la méthode Nakazima, produisant des états de déformation allant de la traction simple (à gauche) à la traction large (à droite) ; (b) : Eprouvettes conventionnelles et entaillées produisant des états de déformation allant de la traction simple (à gauche) à la traction large (à droite) [3]

I.1.b. Choix d'une géométrie d'éprouvette

Nous nous sommes intéressés plus particulièrement aux géométries développées par Dournaux *et al.* [5]. Nous en avons extrapolé une géométrie adaptée à nos moyens d'essais, ici une machine électromécanique ZWICK Z050. Le détail de la géométrie employée est visible sur la figure 2. Les essais de traction large ont été effectués à une vitesse de traverse constante de $10 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. En effet, dans notre cas, nous ne pouvons utiliser ni extensomètre, ni corrélation d'images en continu pour piloter la machine.

Les champs de déformation typiquement générés par cette géométrie d'éprouvette sont présentés sur la figure 3. Ceux-ci sont obtenus par stéréo-corrélation d'images. On y

observe, dans la zone centrale, la génération d'une déformation principale maximale significative et une déformation principale minimale assez réduite.

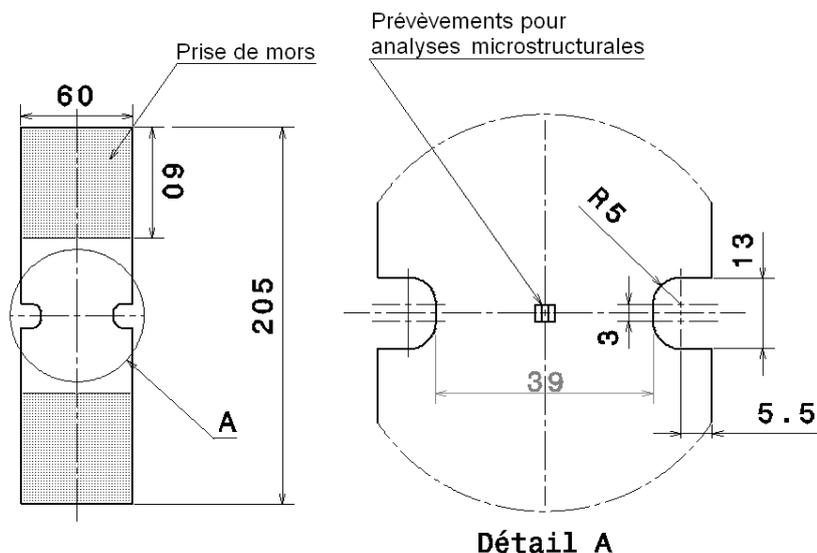


Figure IV.2 : Géométrie des éprouvettes employées dans l'étude de la traction large

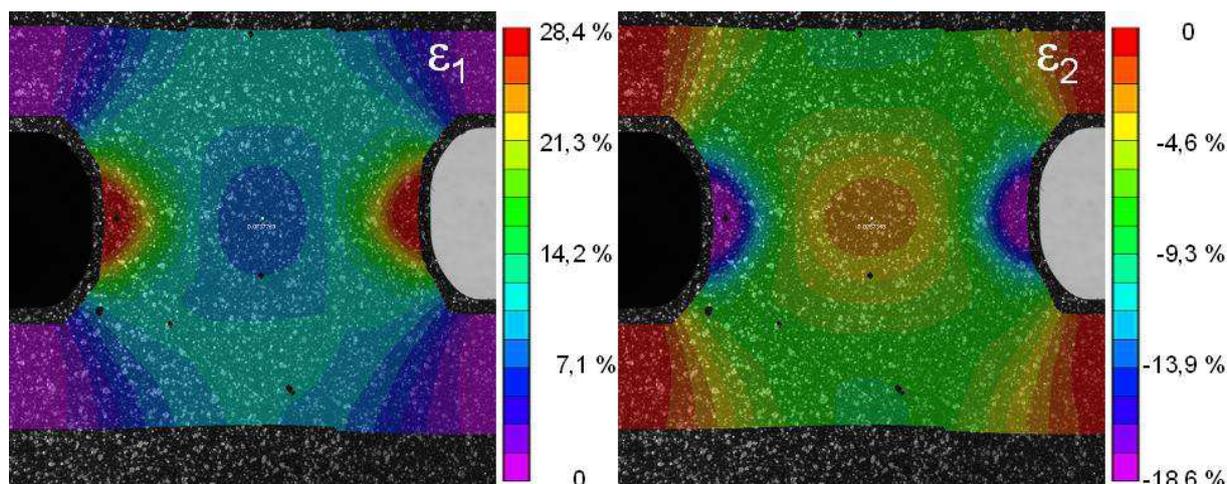


Figure IV.3 : Champs de déformations principales ε_1 et ε_2 typiquement obtenus sur nos éprouvettes, au même instant pendant l'essai de traction large

I.1.c. Comportement de la tôle de T40 en traction large

Les données concernant l'évolution temporelle des paramètres d'essai (effort, déplacement, et déformations principales au point central de l'éprouvette) sont disponibles sur les graphes de la figure 4. En étudiant l'évolution de l'effort au cours du temps, le comportement semble suivre une évolution en trois phases. Dans les deux à trois premières secondes de l'essai, l'effort évolue peu. Il s'agirait d'un rattrapage de jeu dans le système mécanique constitué par l'éprouvette, les mors et la machine de traction. Cela est confirmé par le fait que le déplacement effectif des mors est alors peu sensible. Suit une évolution quasi-linéaire de l'effort, sensiblement identique pour toutes les directions de sollicitation : les

éprouvettes se déforment dans leur domaine élastique. Dans la troisième phase, l'évolution de l'effort subit une nette inflexion, l'éprouvette entre progressivement dans son domaine plastique. La différence de comportement selon la direction de sollicitation est assez notable dans cette phase.

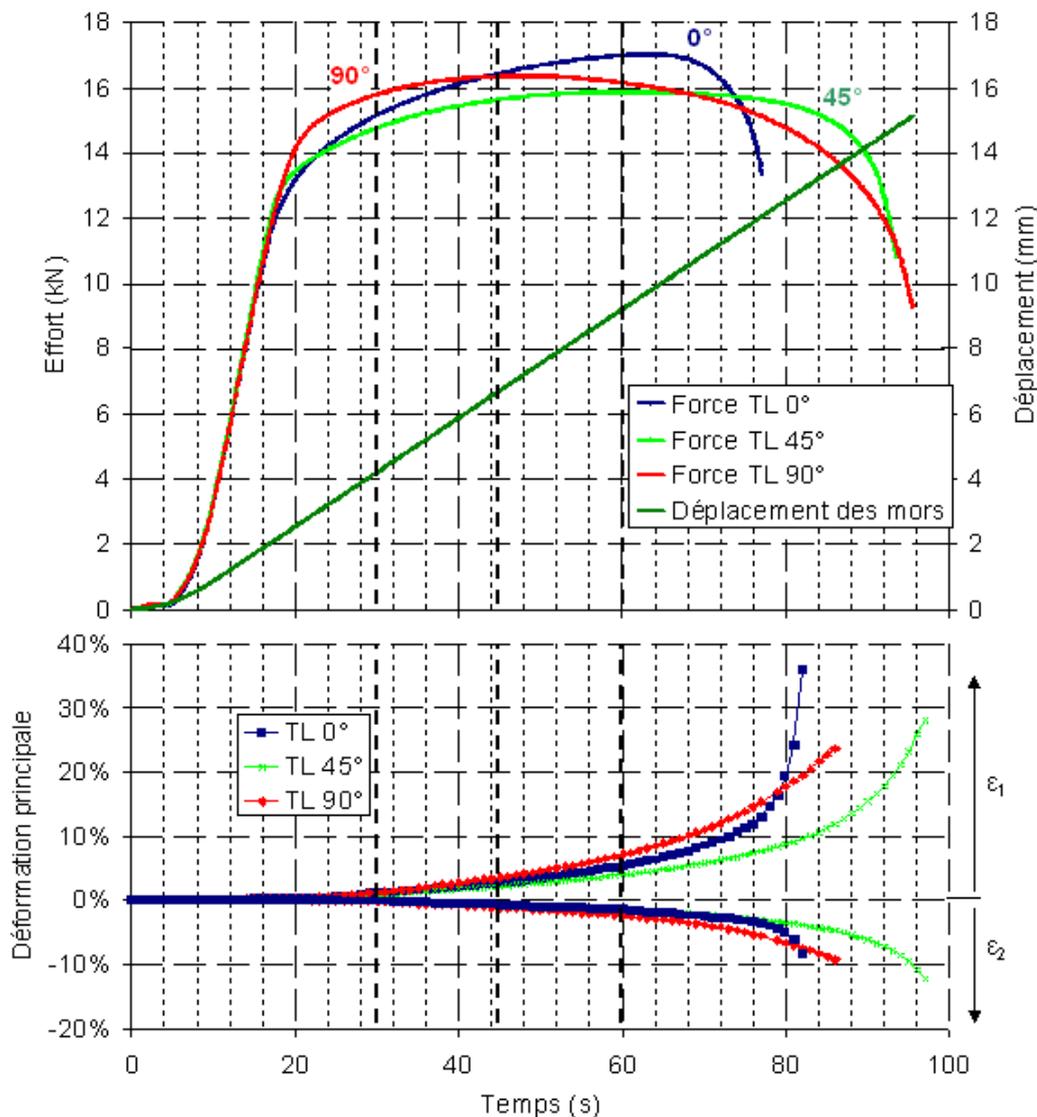


Figure IV.4 : Evolution temporelle des efforts, du déplacement des mors, et des déformations principales au cours de l'essai, pour trois orientations de la sollicitation, jusqu'à rupture.

Les comportements selon les différentes directions de sollicitation semblent suivre des tendances déjà observées sur les essais de traction simple, étudiés au chapitre 2, section III.1. Même s'il ne s'agit pas d'essais comparables², on constatera que l'évolution temporelle de la force dans ces essais de traction large est similaire à celle de la contrainte dans les essais de traction simple. Ainsi, l'éprouvette sollicitant la tôle dans la direction de laminage (0°) semble sortir de son domaine élastique pour des niveaux d'efforts plus faibles

² En effet le champ de contraintes n'est pas uniforme dans une section droite.

que pour les autres directions, 45° et plus encore 90°, tout comme les limites d'élasticité en traction conventionnelle.

Les déformations relevées au centre de l'éprouvette suivent, quant à elles, une évolution temporelle sensiblement parabolique jusqu'à une durée d'environ 70 à 90 secondes. Les niveaux de déformation évoluent ensuite plus rapidement, traduisant la naissance de la striction au point étudié.

Pour vérifier la pertinence de cet essai, on peut tracer l'évolution des déformations principales dans le plan $\epsilon_1 - \epsilon_2$ et les comparer à celles obtenues pour un essai de traction conventionnel. C'est l'objet de la figure 5. On notera toutefois que nous ne sommes pas en mesure, avec ce type d'essai et sa géométrie d'éprouvette associée, de produire de la traction large pure, et il subsiste toujours une composante ϵ_2 non nulle.

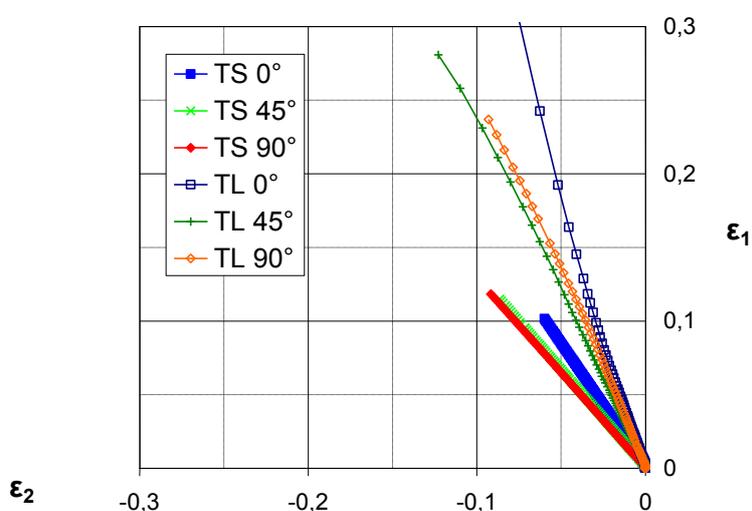


Figure IV.5 : Chemins de déformation obtenus en traction simple (TS) et en traction dite « large » (TL), pour les trois directions 0°, 45°, et 90°

Pour tenter de quantifier cette déviation, on peut calculer le ratio de déformation β avec $\beta = \epsilon_2 / \epsilon_1$, en considérant bien sûr des déformations vraies [1]. Les valeurs de β pour la traction simple et pour notre essai de traction large sont consignées dans le tableau 1. Notons que la valeur de β pour la traction simple est obtenue à partir de la valeur du coefficient de Lankford R, avec la relation suivante : $\beta = R / (1+R)$

Orientation	Traction simple expérimentale	Traction « large » expérimentale	Traction large théorique
0°	-0,59	-0,27	0
45°	-0,76	-0,42	
90°	-0,77	-0,38	

Tableau IV.1 : Valeurs du ratio de déformation β pour les différents essais de traction simple et traction « large » dans les cas expérimentaux et théoriques

Les valeurs de β pour nos essais de traction « large » sont ainsi à mi-chemin entre la traction simple et la véritable traction large. Et ces valeurs dépendent, tout comme en traction simple, de l'anisotropie des tôles. Il faut nuancer ce constat en précisant que les niveaux de déformation obtenus demeurent élevés. Ce n'est pas le cas quand on utilise des éprouvettes présentant une entaille plus « sévère », ces dernières tendant à générer des états de déformation très proches de la traction large, mais avec des niveaux de déformation bien plus faibles. Il s'agit là d'un compromis entre « qualité » de la déformation et niveaux de déformation obtenus.

I.2 Analyse des mécanismes de déformation

Une fois connus les états de déformation du matériau avec ces essais de traction large, ont été menés des essais interrompus à plusieurs niveaux de déformation pour réaliser une étude au MET des évolutions microstructurales, et si possible une identification des mécanismes de déformation. Ces analyses ont porté sur des échantillons dont les déformations plastiques sont consignées dans le tableau 2.

Code de l'échantillon	Orientation de la sollicitation	Déformation principale maximale ϵ_1	Déformation principale minimale ϵ_2
TL-0-1	DL	1,10 %	-0,27 %
TL-0-2	DL	3,08 %	-0,91 %
TL-0-3	DL	6,80 %	-2,02 %
TL-90-2	DT	3,53 %	-1,20%

Tableau IV.2 : Récapitulatif des échantillons de type traction large de l'étude

Les résultats de ces analyses seront ensuite confrontées à celles exécutées sur des échantillons déformés par FI (section II de ce chapitre), pour des niveaux de déformation comparables.

Ainsi nous centrerons cette partie de l'étude sur la description et l'analyse des arrangements de dislocations au sein des grains. Sauf mention contraire, les grains présentés dans la suite de l'étude sont orientés conformément à la texture cristallographique, présentée au chapitre 2. Les micrographies qui suivent pourront être comparées à celle de la littérature suggérée : [6-11].

I.2.a. Echantillons sollicités suivant la direction de laminage

I.2.a.i. Faible niveau de déformation : TL-0-1

En premier lieu, ce qui ressort de ces observations, c'est l'absence totale de maillage dans l'accommodation de la déformation : toute celle-ci est exclusivement issue du glissement de dislocations (figure 6).

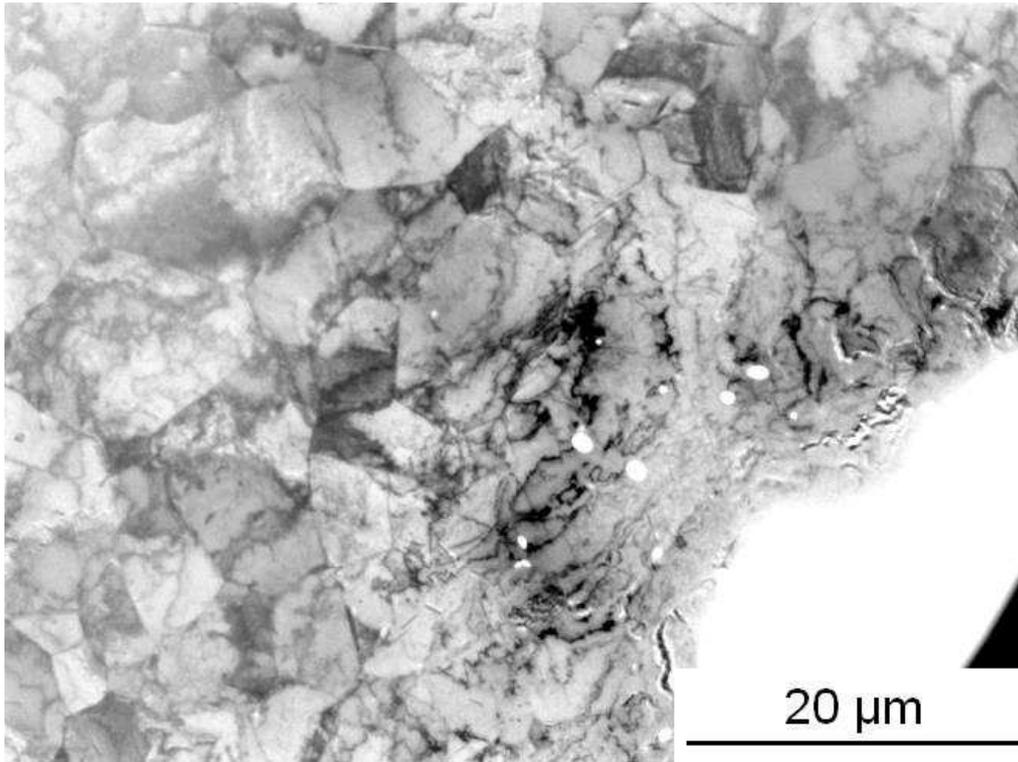


Figure IV.6 : Micrographie MET à faible grossissement sur l'échantillon TL-0-1, illustrant l'absence de macles dans les échantillons sollicités en traction large

D'un point de vue purement qualitatif, les grains semblent peu distordus, les joints de grains sont rectilignes et bien définis. La densité de dislocations est faible et on observe des segments de dislocations généralement peu courbés. Pour le grain présenté en figure 7, nous avons été en mesure d'identifier des segments $\mathbf{P}\langle\mathbf{a}\rangle$ et $\mathbf{\Pi}_1\langle\mathbf{a}\rangle$ en son centre, alignés suivant leur direction vis. Notons que le système de glissement Prismatique est connu pour être le plus facilement activé dans les sollicitations de traction simple selon DL, car étant favorablement orienté et possédant la CRSS la plus faible (cf. tractions *in situ* sous MET, chapitre 2, section III.2).

Comme cela est visible en figure 8, pour un autre grain, les épinglages sont peu nombreux. On commence cependant à voir apparaître, en très faible nombre, quelques enchevêtrements localisés. La répartition spatiale des dislocations est assez homogène.

Ces observations traduisent donc bien les caractéristiques d'une microstructure faiblement écrouie car peu déformée.

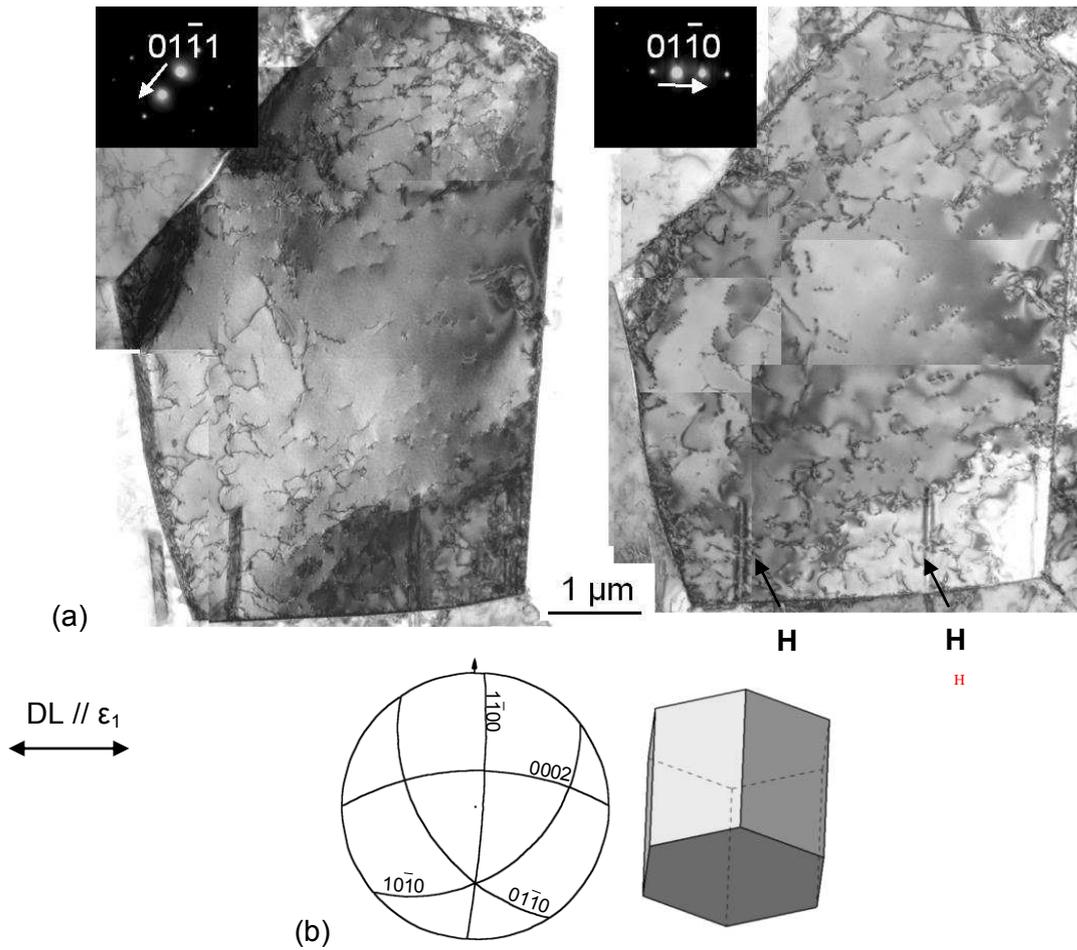


Figure IV.7 : (a) Assemblage de clichés d'un grain issu de l'échantillon TL-0-1, observé selon deux conditions de diffraction. Les « H » désignent des hydrures issus de la préparation des lames minces ; (b) projection stéréographique et schématisation de l'orientation du cristal dans le grain observé

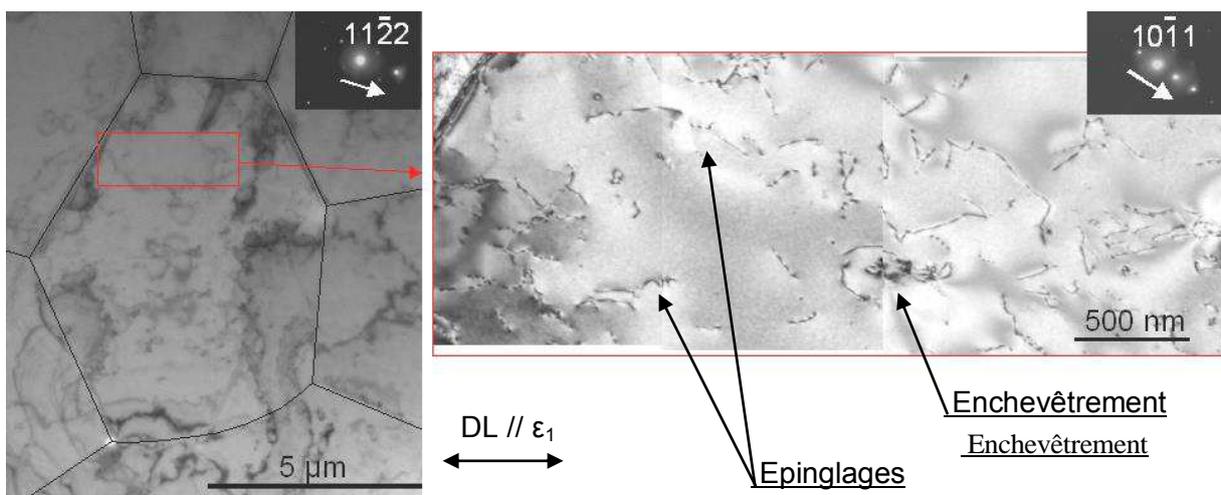


Figure IV.8 : Vue de détail d'un grain de l'échantillon TL-0-1 illustrant quelques épinglages et enchevêtrements de dislocations

I.2.a.ii. Niveau de déformation intermédiaire : TL-0-2

De façon similaire à l'échantillon précédent, on n'observe pas l'activation du maillage dans l'accommodation de la déformation. On note cependant une augmentation de la densité de dislocations avec la déformation assez appréciable. Celles-ci sont plus nombreuses et interagissent de manière plus significative. La figure 9 propose des micrographies d'un grain présentant une densité de dislocations relativement homogène. Celles-ci sont enchevêtrées et laissent difficilement apparaître des segments rectilignes.

Le grain illustré en figure 10 présente quant à lui des arrangements de dislocations particuliers. On notera la présence de dislocations rassemblées en bandes, orientées suivant les directions $\langle a \rangle$ du cristal. Ces bandes sont relativement étroites, quelques dizaines de nanomètres environ, et espacées d'environ 300 à 500 nm. Entre elles subsistent des dislocations enchevêtrées et courbées. Cette observation est cependant à nuancer, en considérant que l'orientation de ce grain n'est pas vraiment conforme à la texture cristallographique de notre tôle.

Pour ce niveau de déformation intermédiaire, on pourra donc noter :

- Une augmentation des densités de dislocations, et concomitamment, de leurs interactions ;
- Le début de l'organisation de celles-ci en bandes étroites alignées suivant les directions $\langle a \rangle$;
- Des hétérogénéités de densité de dislocations entre les grains, caractéristiques d'une accommodation hétérogène de la déformation macroscopique ;
- Une absence totale de maillage.

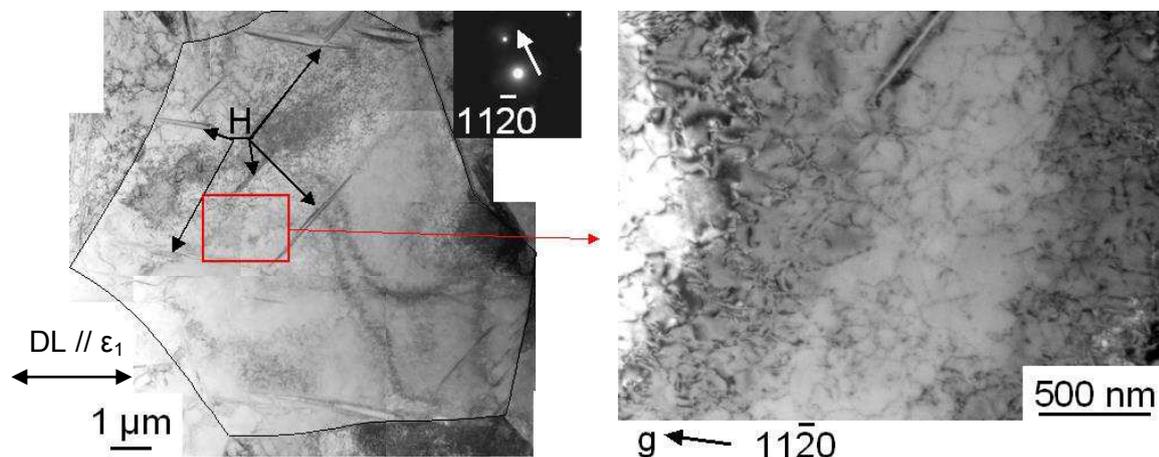


Figure IV.9 : Vue de détail d'un grain issu de l'échantillon TL-0-2. Les hydrures développés lors de la préparation de la lame mince sont notés **H**

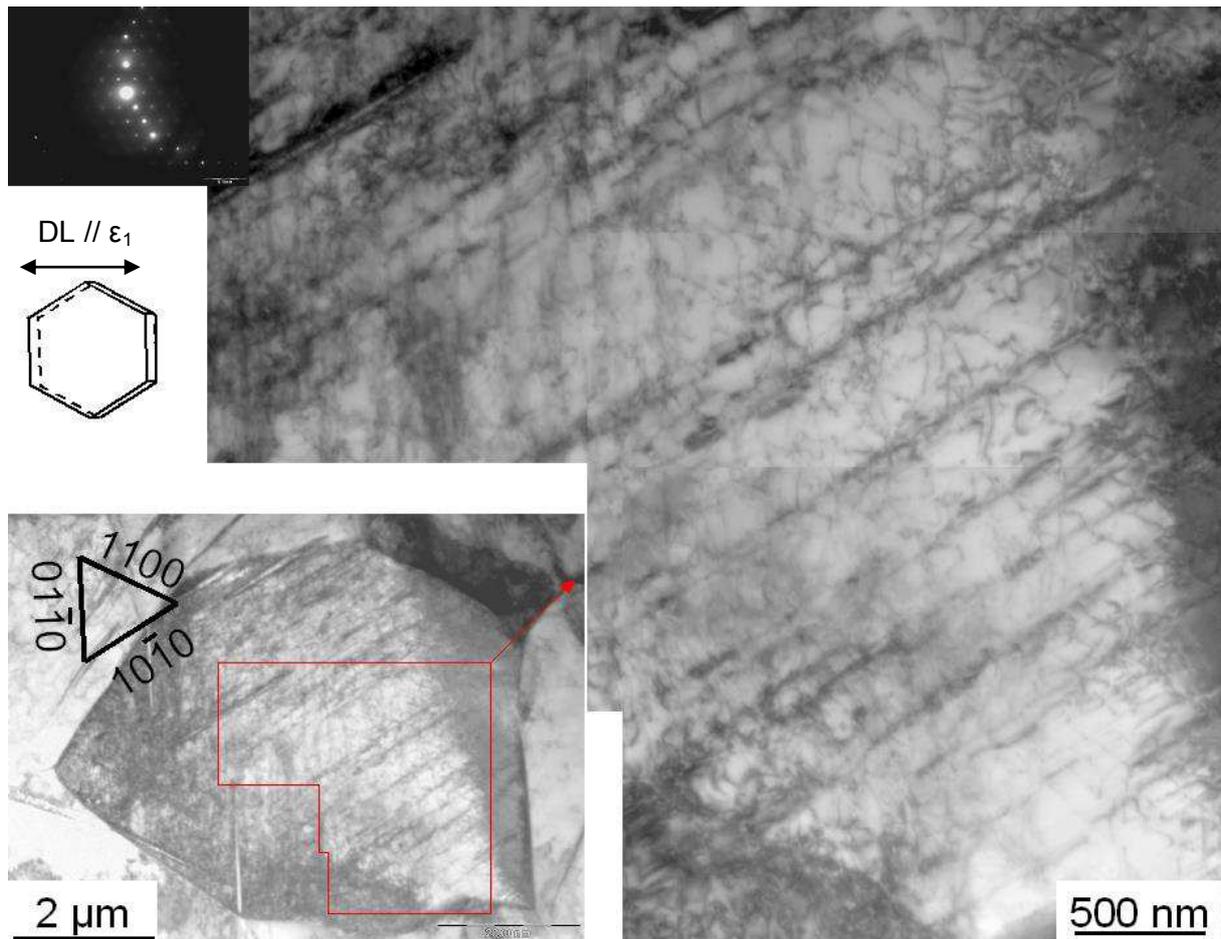


Figure IV.10 : Vue de détail d'un grain non représentatif de la texture. On remarquera les arrangements de dislocations en bandes étroites alignées suivant la direction $\langle a \rangle$

1.2.a.iii. Niveau de déformation élevé : TL-0-3

Pour ce niveau de déformation, les grains contiennent d'importantes densités de dislocations. L'observation d'alignements et de rassemblement de dislocations en bandes devient plus fréquente. La figure 11 (b) en donne un aperçu. Sous une condition d'observation différente (figure 11(c)), des enchevêtrements plus denses et la présence de dipôles semblent caractériser cet échantillon fortement déformé.

L'analyse d'un autre grain fait l'objet de la figure 12. Les mêmes constatations y sont applicables. Les bandes se sont donc multipliées par rapport à l'échantillon TL-0-2 et leur espacement moyen devient inférieur à 150 nm. On constatera que les dislocations visibles entre ces bandes présentent des courbures généralement régulières, avec relativement peu d'ancrages discernables (figures 12 (b) et (c)).

Par ailleurs, du fait de la forte déformation subie par l'échantillon, qui génère une microstructure très distordue car comportant une importante densité de dislocations, il n'a pas été possible d'identifier les systèmes de glissement en présence. On n'observe toujours pas de macle.

Les caractéristiques des microstructures de déformation pour cet échantillon sont les suivantes :

- Une forte distorsion des grains, due à de fortes densités de dislocations ;
- Des alignements de dislocations plus denses et rapprochés ;
- Des interactions, sous forme d'enchevêtrements, plus fréquentes.

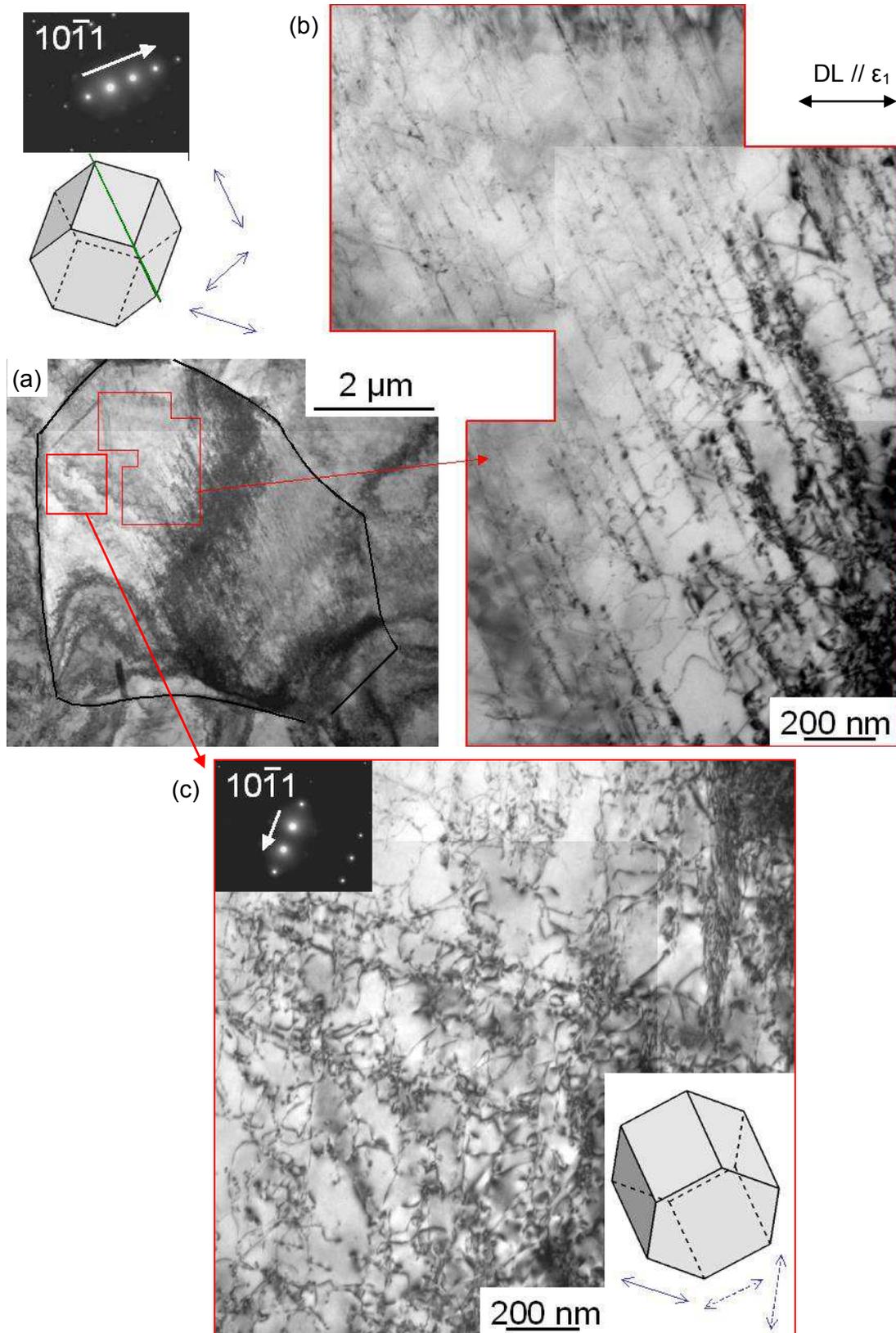


Figure IV.11 : Vue d'un grain (a) de l'échantillon TL-0-3, illustrant en détail des alignements de dislocations sous deux conditions d'observation (b) et (c)

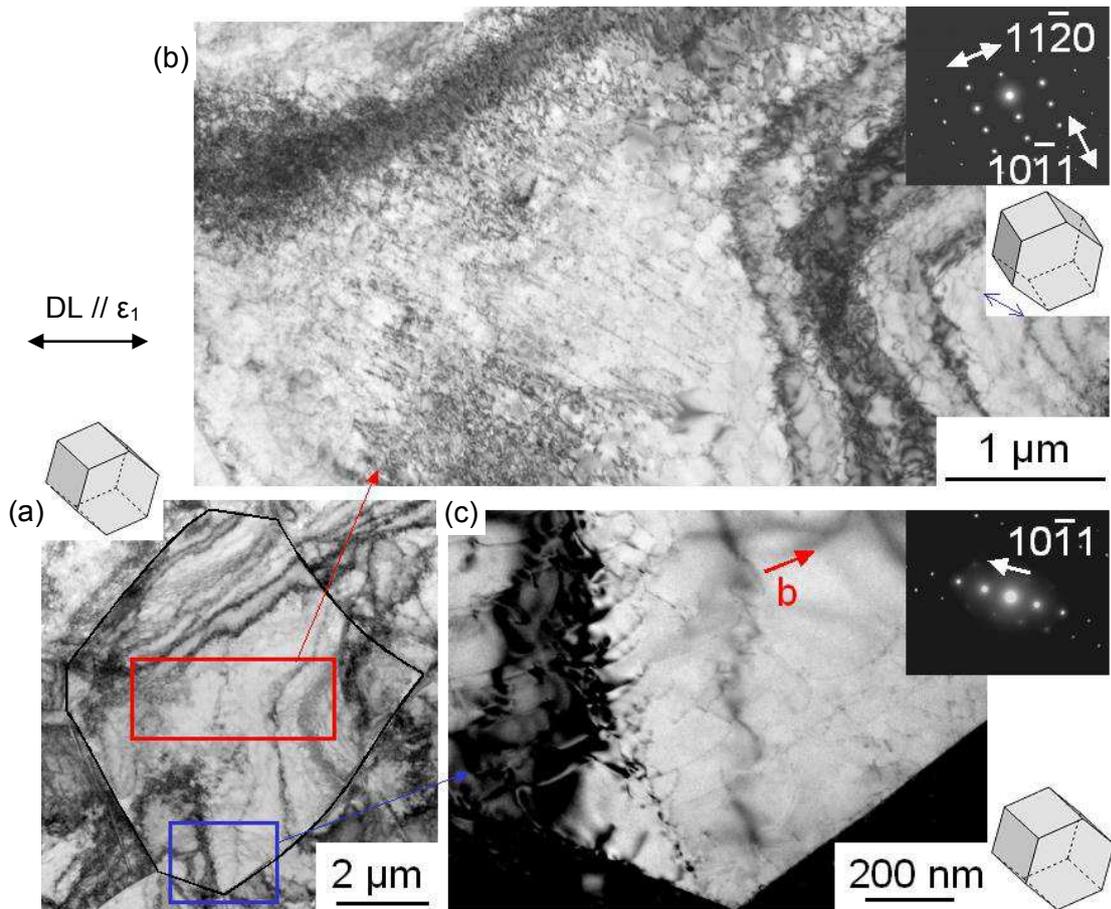


Figure IV.12 : Vues de détail d'un grain (a) de l'échantillon TL-0-3, illustrant la mise en œuvre de réseaux de bandes de dislocations (b). Les segments de dislocations illustrés en (c) sont du système prismatique $P\langle a \rangle$

I.2.b. Echantillon sollicité suivant la direction transverse

Quelques micrographies d'un grain issu de l'échantillon TL-90-2 font l'objet de la figure 13. Pour un niveau de déformation voisin de celui de l'échantillon TL-0-2 présenté précédemment, les réseaux de dislocations sont assez similaires, avec peu d'alignements visibles, et des assemblages en bandes en tout début de formation. La figure 13 (b₂) nous offre une vision un peu plus appréciable de ces réseaux. Ces réseaux semblent cependant moins nets, peut être plus chaotiques.

Des résidus, boucles et débris de dislocations sont aussi visibles sur la figure 13 (c). Ils sont la signature de l'interaction de dislocations avec des points d'ancrage et/ou l'activation du glissement dévié. Il est probable qu'il s'agisse de la rencontre et de l'interaction de deux dislocations ne glissant pas sur le même plan et qui auraient laissé derrière elles un débris. Ces résidus semblaient peu nombreux pour les sollicitations selon DL et paraissent ici nettement plus importants.

Nous n'observons pas, là non plus, de macles de déformation.

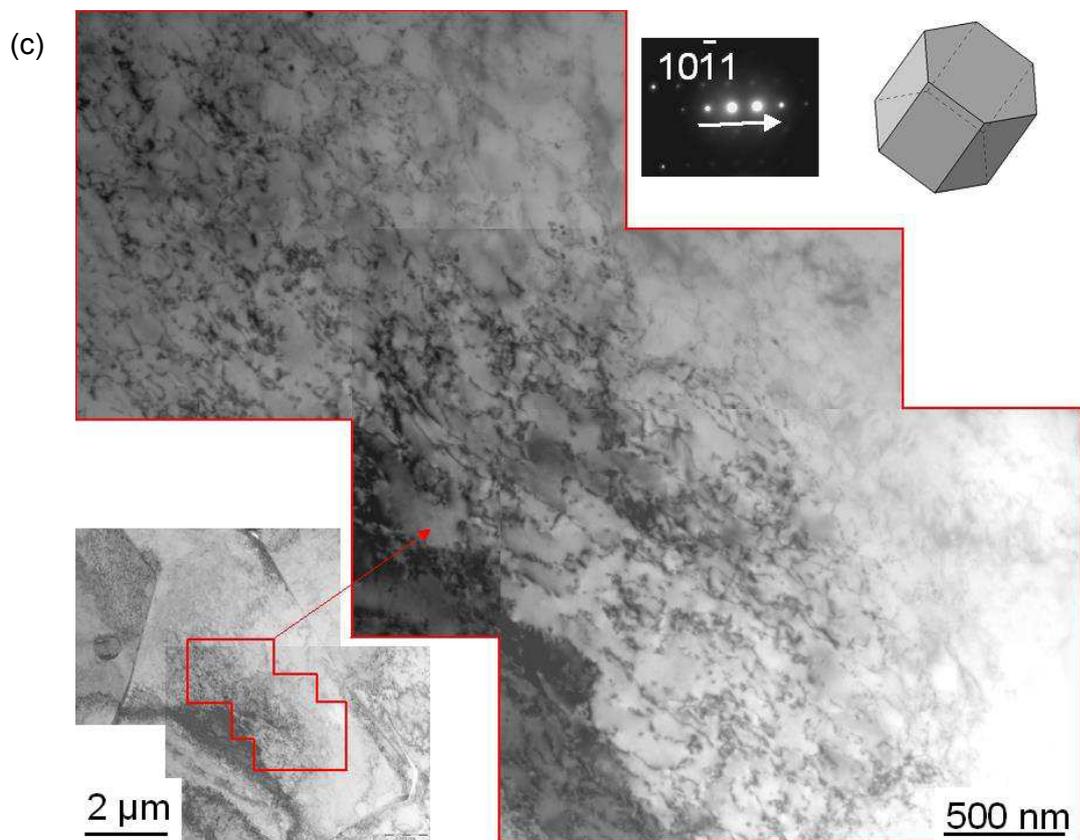
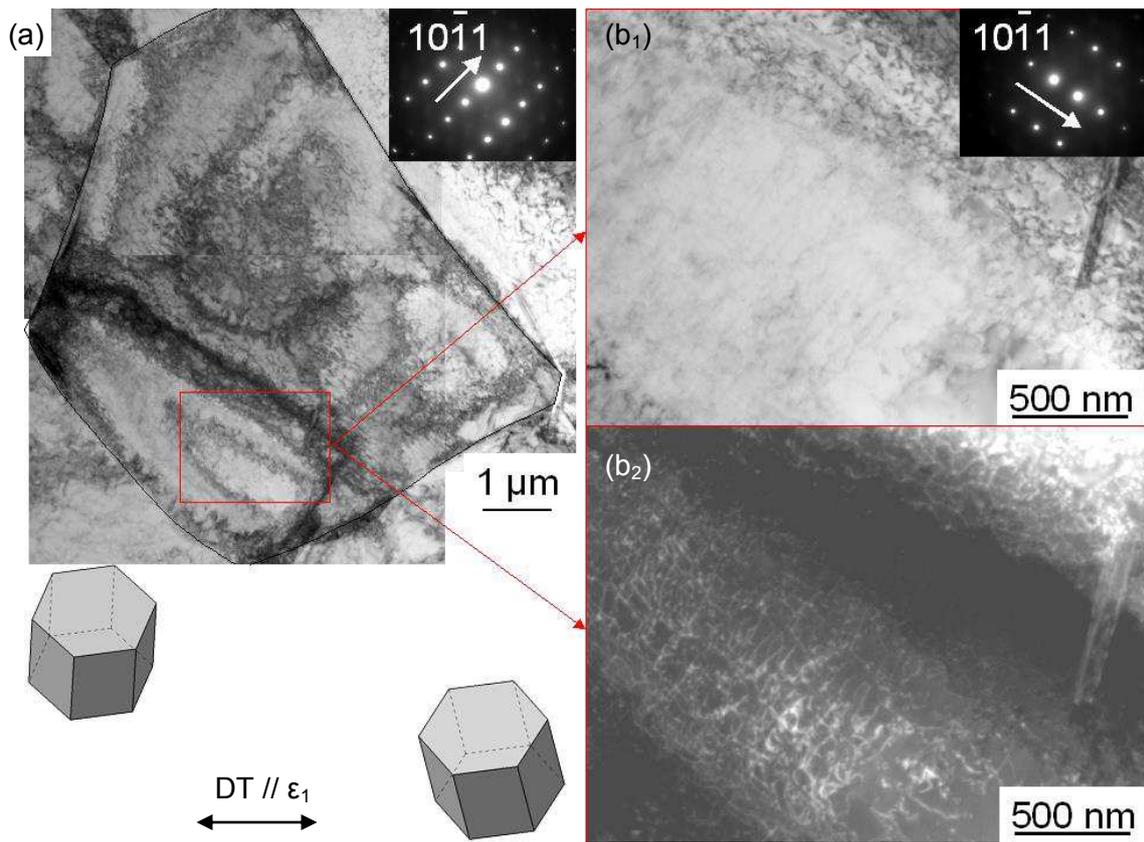


Figure IV.13 : vue d'un grain (a) de l'échantillon TL-90-2 et détails en champ clair (b₁) et champ sombre (b₂) ; (c) sous une autre condition de diffraction

I.3 Discussion

Même s'il n'a pas été possible de déterminer avec certitude les micromécanismes de déformation en traction « large », au sens d'une identification de la contribution de chacun des systèmes de glissement dans l'accommodation de la déformation, nous établissons ici une base de comparaison pour l'analyse des microstructures générées par FI.

D'une part, si on s'attache à analyser l'évolution de la microstructure avec l'augmentation de la déformation, sur les échantillons sollicités suivant DL, on observe :

- Une augmentation logique de la densité de dislocations, parfois variable selon les grains ;
- L'apparition de réseaux de dislocations sous forme de bandes, alignées suivant les directions $\langle a \rangle$ ou $\langle c+a \rangle$. Ces réseaux n'apparaissent qu'à partir d'un certain niveau de déformation, pour quelques grains, puis ce caractère semble se généraliser à l'ensemble de la microstructure.

D'autre part, en s'intéressant à l'effet de l'orientation de la sollicitation, on note que la déformation selon la direction transverse semble générer une plus grande quantité de débris de dislocations, signe d'une plus grande quantité d'interactions entre dislocations de natures différentes. Les essais de déformation *in situ* sous MET, présentés au chapitre 2, avaient permis de décrire comme prépondérant le système de glissement prismatique $P\langle a \rangle$ dans le cas d'une déformation selon la direction de laminage, alors que dans le cas d'une sollicitation selon la direction transverse, les glissements activés étaient basaux $B\langle a \rangle$, pyramidaux $\Pi_1\langle a \rangle$ et même prismatiques $P\langle a \rangle$. Dans ce dernier cas, cette multiplicité de systèmes activés permettrait d'expliquer cette génération importante de débris.

Enfin, ces observations au MET n'ont pas révélé l'apparition de macles de déformation, laissant l'accommodation de la déformation au seul glissement de dislocations.

II. Microstructure et mécanismes de déformation des tôles mises en forme par FI

Les analyses microstructurales seront menées sur des échantillons issus des pyramides étudiées au chapitre 3. Nous nous intéresserons aux murs des pyramides étirés suivant la direction de laminage, puis à ceux sollicités suivant la direction transverse. L'étude sera principalement consacrée aux murs formés sous des angles de 20° et 30°.

Les analyses mettront en œuvre les données issues de micrographies MEB, de cartographies d'orientation EBSD, et leur extrapolation en figures de pôles. Cette étude sera complétée par des analyses des structures de dislocations observées au MET.

Dans cette étude, les échantillons sont dénommés par leur angle de formage et la direction de la sollicitation, par exemple 20DL pour un échantillon issu d'un mur formé à 20° et étiré suivant la direction de laminage.

Les niveaux de déformation principale maximale ε_1 des échantillons étudiés en détail dans la suite sont reportés dans le tableau 3. Ceux-ci tendent à se rapprocher des niveaux obtenus avec les éprouvettes de traction large étudiés à la section I de ce chapitre.

Echantillon	20DL	30DL	20DT	30DT
Déformation ε_1^3	3,90 %	8,60 %	3,85 %	9,10 %

Tableau IV.3 : Niveaux de déformation des échantillons de l'étude

II.1 Evolution de la microstructure en proche surface

Les figures 14 et 15 rassemblent des micrographies MEB obtenues sous les faces au contact des tôles formées pour les angles de formage de 20 à 60°, pour les deux orientations de la déformation.

Dans un premier temps, il est intéressant de constater la présence de maclage dans des proportions significatives, ainsi qu'une augmentation du taux de maclage avec l'angle de formage, et un maclage très fort pour les angles de 50 et 60°. Il semblerait aussi que le maclage soit plus important pour les tôles formées selon la direction transverse. Etant donné que ce mécanisme de déformation n'a pas été observé pour des sollicitations monotones uniaxiales et multiaxiales, celui-ci va ici être étudié en détail, car certainement induit par la nature des sollicitations lors du formage incrémental.

En effet, de tels mécanismes de maclage ou de transformation martensitique induite par la déformation ont déjà été observés par Lonardelli *et al.* [12] lors du formage incrémental d'un acier inoxydable austénitique 301L, sans pour autant que leur origine ait été explicitée.

Il est aussi à noter l'évolution morphologique des grains, en accord avec la direction de sollicitation.

³ Les valeurs de déformation reportées ici sont issues de la mesure de champs présentée au chapitre précédent et ont été relevées précisément sur les zones de quelques cm² qui ont fait l'objet des prélèvements. La déformation principale minimale ε_2 est considérée comme négligeable.

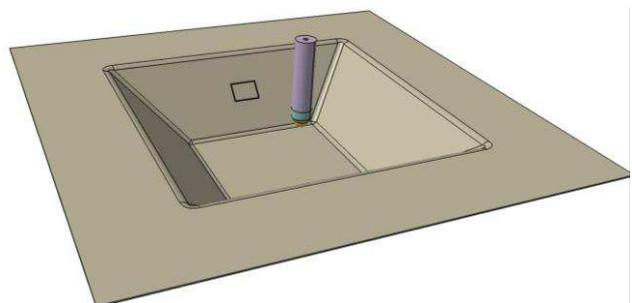
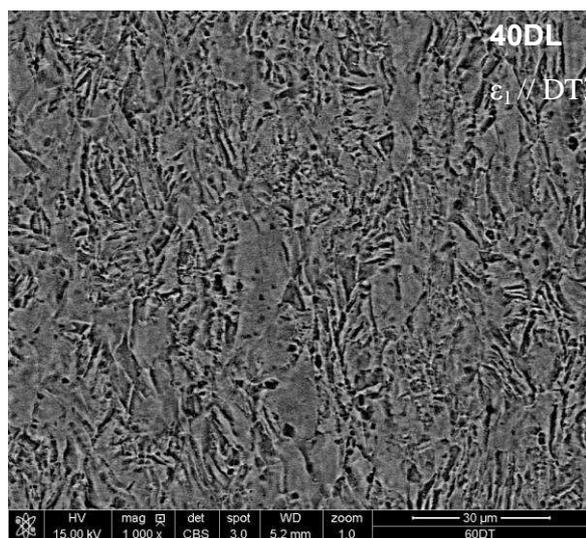
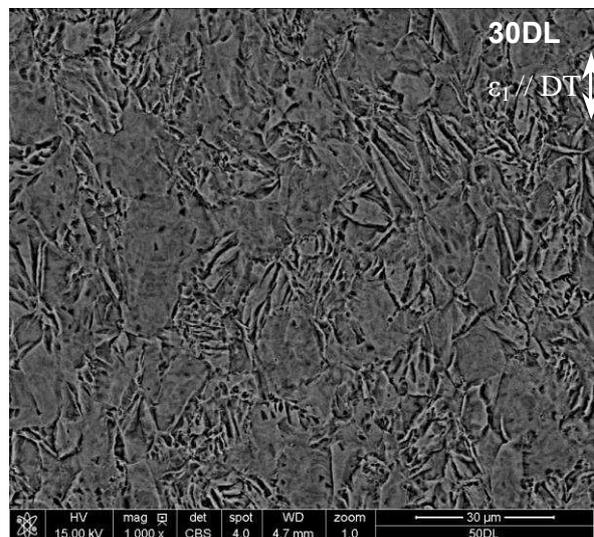
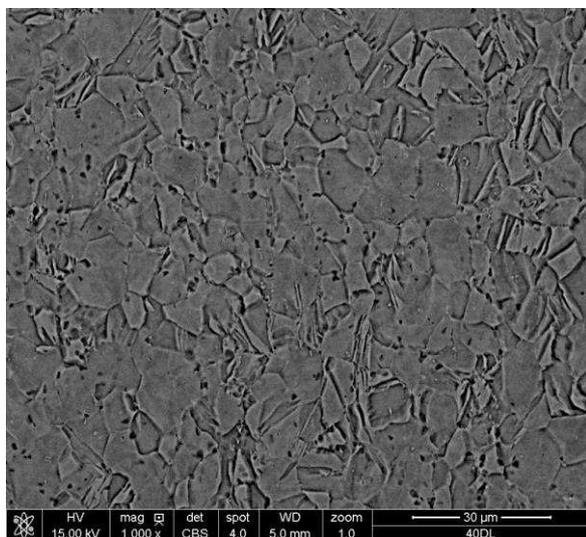
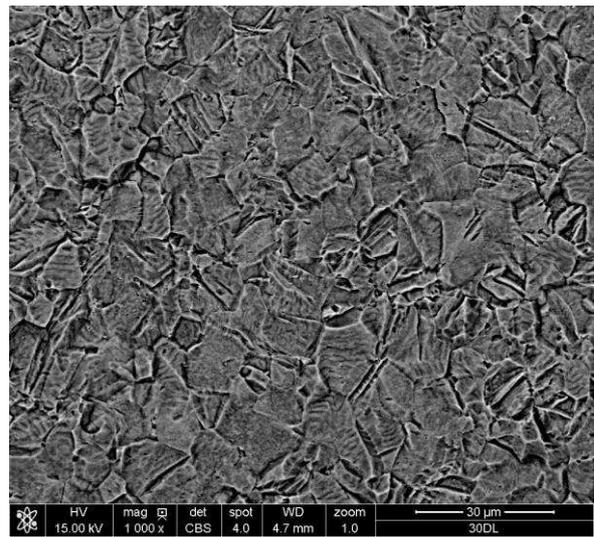
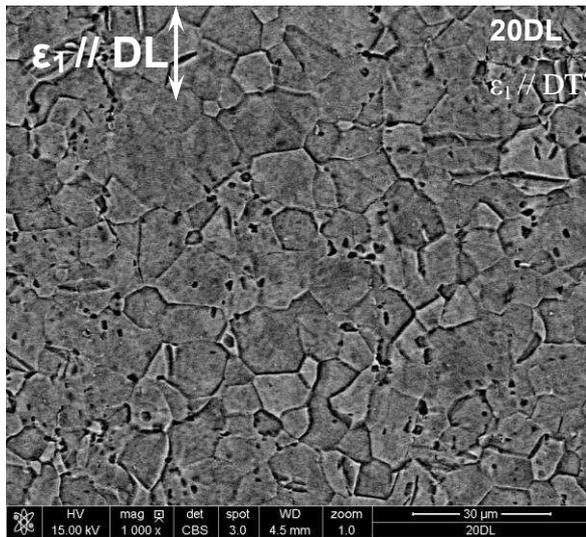


Figure IV.14 : micrographies MEB en électrons rétrodiffusés des surfaces de la tôle au contact de l'outil, pour des échantillons formés pour des angles de 20° à 60°, étirés selon DL

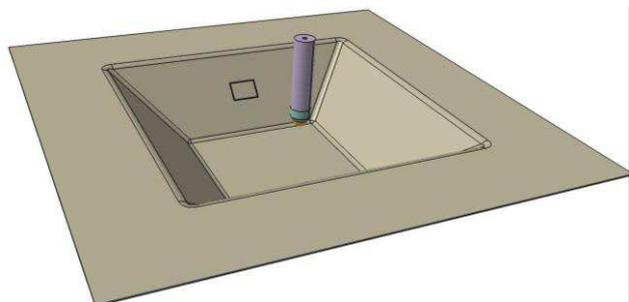
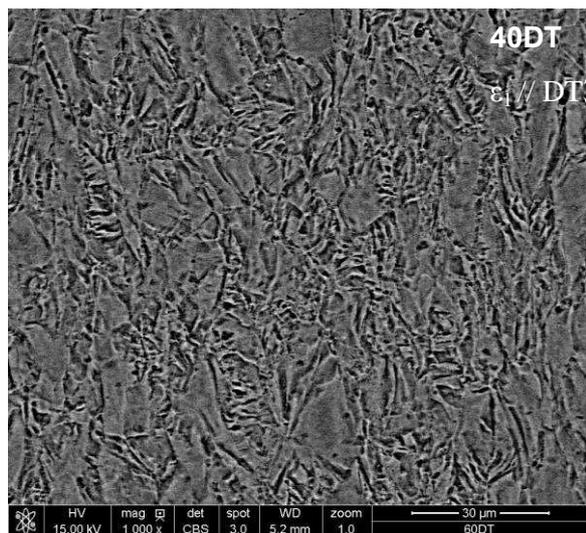
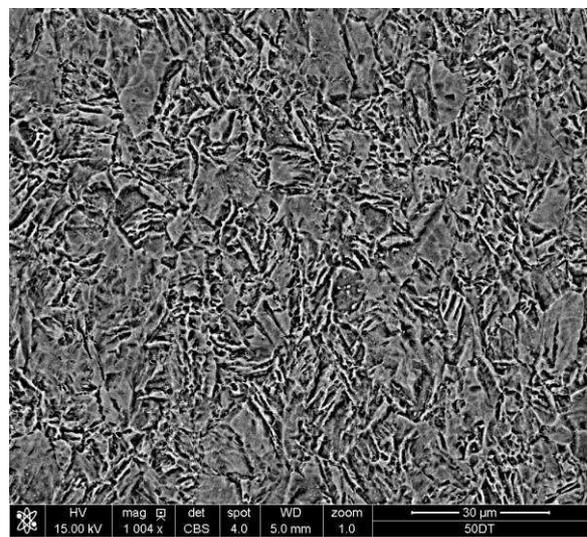
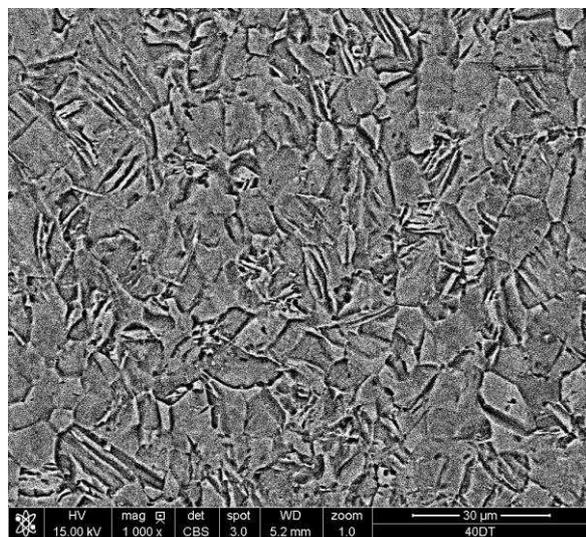
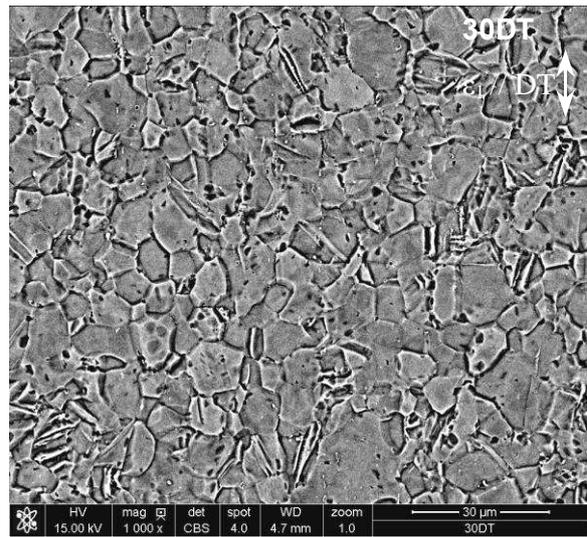
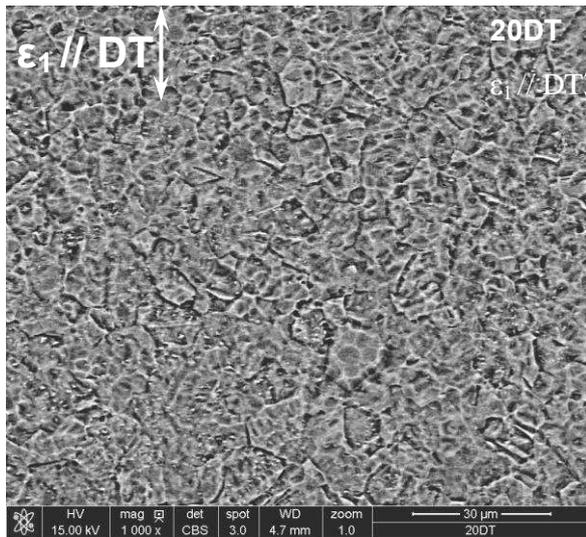


Figure IV.15 : micrographies MEB en électrons rétrodiffusés des surfaces de la tôle au contact de l'outil, pour des échantillons formés pour des angles de 20° à 60°, étirés selon DT ; l'orientation de déformation ϵ_1 est verticale

II.2 Analyse microstructurale dans l'épaisseur de la tôle

Pour compléter ces premières observations, et affiner la caractérisation du maillage, des cartographies d'orientation EBSD ont été réalisées dans l'épaisseur de la tôle. Une telle observation n'a pas pu être effectuée sur la face « au contact », comme dans la section précédente, essentiellement pour des raisons de distorsion de l'échantillon lors de son extraction de la pièce formée. Une illustration de ces phénomènes remarquable a déjà été proposée à la figure 18 du chapitre 3. Ces distorsions sont incompatibles avec la configuration de l'échantillon dans le MEB lors d'analyses EBSD.

Nous avons donc choisi d'analyser quelques éléments de matière situés à proximité immédiate de la face au contact pour tenter d'observer un éventuel gradient de maillage entre peau et cœur. La figure 16 schématise la localisation des observations.

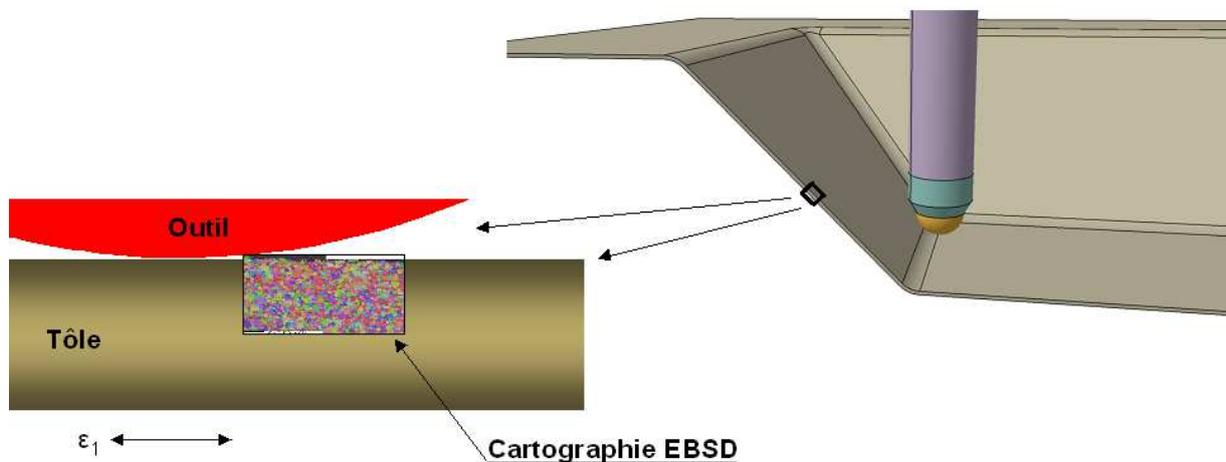


Figure IV.16 : Schématisation de l'extraction des échantillons pour les cartographies d'orientation (EBSD) sur les tôles formées

II.2.a. Procédure expérimentale

Les échantillons sont préparés par la méthode exposée en partie II du chapitre 2, en prêtant particulièrement attention à la phase de polissage électrolytique. Les échantillons sont disposés entre deux chutes de tôles. Cet assemblage est serré pour fermer au maximum les interstices entre les tôles, et ainsi tenter d'éviter une dégradation de la géométrie de l'arête de l'échantillon. Pour ces mêmes raisons, le polissage électrolytique est réduit à 12 secondes. Une fois les phases de polissage mécanique et électrolytique terminées, l'échantillon est libéré de ce montage pour être analysé. Cependant, même en employant cette méthode, les 30 à 50 premiers micromètres sous la surface de la tôle demeurent inaccessibles, l'arête de l'échantillon étant quelque peu émoussée.

De plus, notons que des échantillons trop déformés sont difficilement analysables. Ceux-ci présentent de trop fortes densités de dislocations, donc de distorsions du réseau à l'échelle du faisceau incident (environ 30 nm). Un taux d'indexation maximal voisin de 20% a par exemple été relevé pour les échantillons 60DL, ce qui les rend difficilement exploitables.

Les cartographies présentées dans la suite ont des dimensions de 200 x 200 μm, analysées par pas de 100 nm. Le taux d'indexation obtenu est supérieur à 90%, en excluant la zone au-delà de l'arête de la tôle. Notons que pour les échantillons 20DL et 20DT, deux

cartographies contiguës ont été obtenues, pour obtenir une plus grande quantité de données, nécessaires à une meilleure analyse statistique des mécanismes de maillage.

L'identification des joints de grains se fait par la désorientation mesurée entre points indexés voisins. La valeur seuil à partir de laquelle on considère un joint de grain est fixée à 2° pour les analyses sur les échantillons à l'état de réception, et peut être éventuellement portée à 5° pour des échantillons déformés.

II.2.b. L'EBSO pour la mise en évidence et l'analyse des macles

L'identification des joints de macle s'effectue *via* l'identification de la relation d'orientation existant entre deux domaines cristallographiques distincts présentant une frontière commune définie. La relation d'orientation met en jeu un angle de rotation autour d'une direction cristallographique commune aux deux cristaux⁴. Ces relations d'orientation, ou CSL pour *Coincidence Site Lattice*, sont reportées en surimpression sur les micrographies visibles dans la suite. Il faut cependant distinguer les joints de macle réels des joints de grains répondant à cette même relation d'orientation. Cette distinction étant difficilement automatisable, elle est exécutée par l'opérateur en s'aidant des cartographies codées en IPF-Z⁵ ou en angles d'Euler. Intervient ensuite l'extraction des fractions surfaciques maclées par analyse d'images.

Les quatre principaux systèmes de maillage du titane font l'objet de la figure 17. Le code couleur utilisé dans cette étude y est reporté. Dans la suite du texte, elles seront dénommées comme les macles de type **T1** et **T2** pour les macles en tension, ainsi que **C1** et **C2** pour celles en compression.

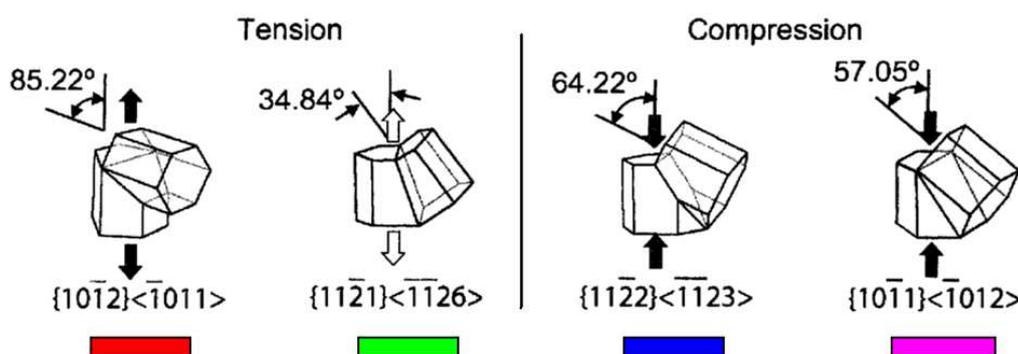


Figure IV.17 : Schématisation et code couleur mis en place pour l'identification des joints de macles dans les cartographies EBSD

Il est possible d'extrapoler des figures de pôles (FDP) et des fonctions de distribution d'orientation (FDO) à partir des données issues des analyses EBSD. Il faut cependant prêter attention au fait que les zones analysées ici ne sont pas aussi importantes que celles explorées en DRX. Ainsi, on présentera systématiquement les FDP accompagnées d'une figuration des quantités de données recueillies.

⁴ Notons que cette direction est à l'intersection des plans K_1 et K_2 (figure 13 du chapitre 1).

⁵ cf. chapitre 2 section II

II.2.c. Résultats

Les données relatives à l'analyse des cartographies EBSD des échantillons 20DL et 30DL sont reportées sur les figures 18 et 19. La première est une cartographie d'orientation codée en IPF-Z. Même si cette seule information ne suffit pas à décrire de manière complète l'orientation des grains dans la tôle, elle présente un contraste intéressant pour la distinction des grains et de leurs éventuelles macles. La seconde met en surbrillance les joints dont les CSL correspondent aux quatre systèmes de maclage exposés plus haut. La figure 19 rassemble ces mêmes cartographies pour l'échantillon 30DL.

Les cartographies de CSL nous permettent de constater la nette prédominance du système de maclage compressif **C1**, avec une plus faible proportion de macles **T1**. Les maclages **T2** et **C2** semblant inexistantes.

Les figures 20 et 21 présentent les mêmes types de cartographie, pour les échantillons sollicités selon DT. Il semblerait ici que le système de maclage **T1** soit le plus important, au détriment du système **C1**, en net retrait. On notera cependant que pour l'échantillon 30DT, le maclage **C1** reprend de l'importance.

On constatera par ailleurs que le maclage n'implique que les grains d'une certaine taille, les plus petits ne pouvant développer ce mécanisme de déformation que plus difficilement [13, 14]. Il est aussi remarquable que le maclage semble s'effectuer de manière homogène à travers l'épaisseur de la tôle, du moins pour les 200 μm observés ici.

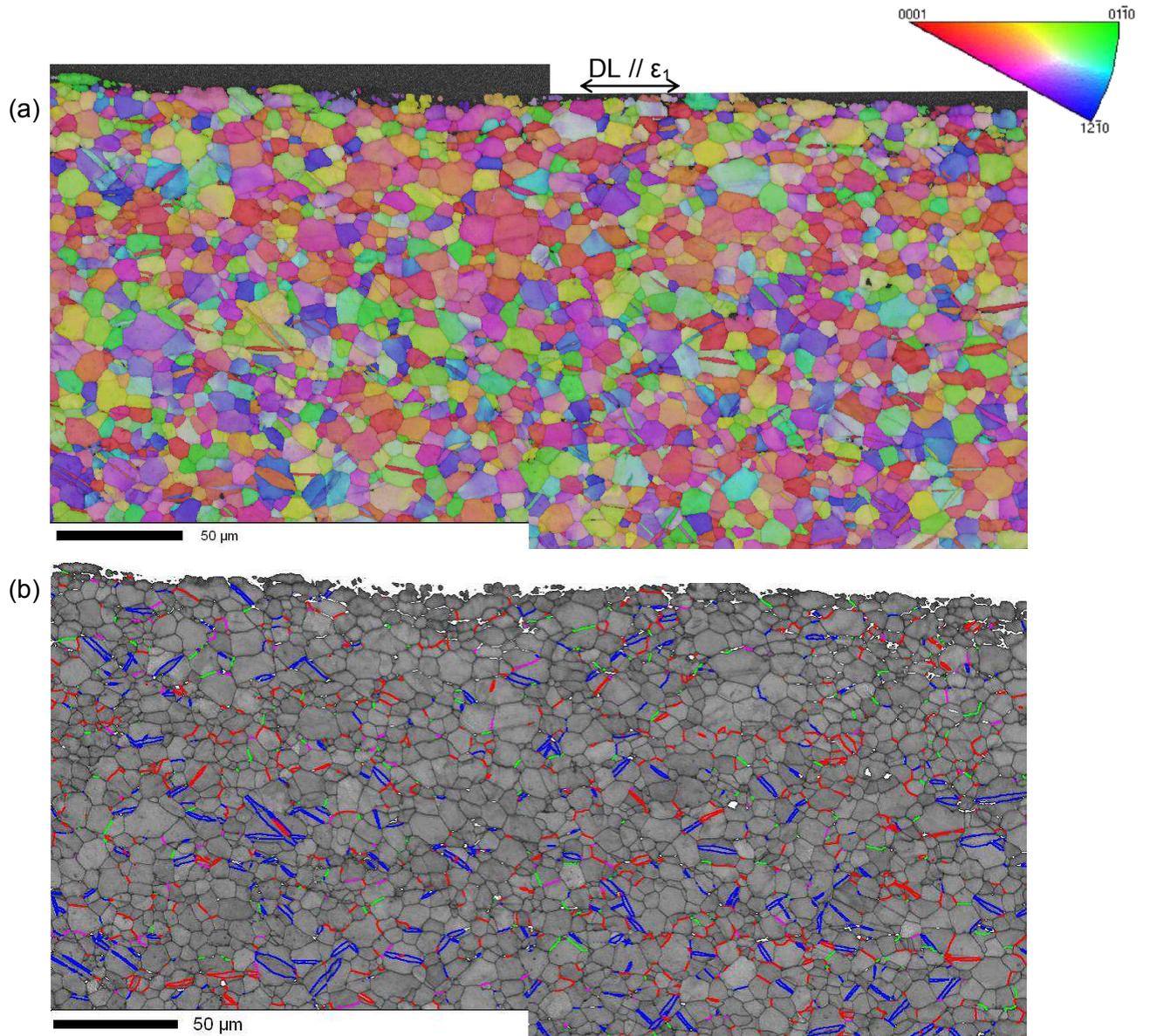


Figure IV.18 : (a) Cartographie d'orientation, en figure de pôle inverse selon l'axe Z (IPF-Z), de l'échantillon 20DL ; (b) cartographie des CSL (code couleur en figure 9).

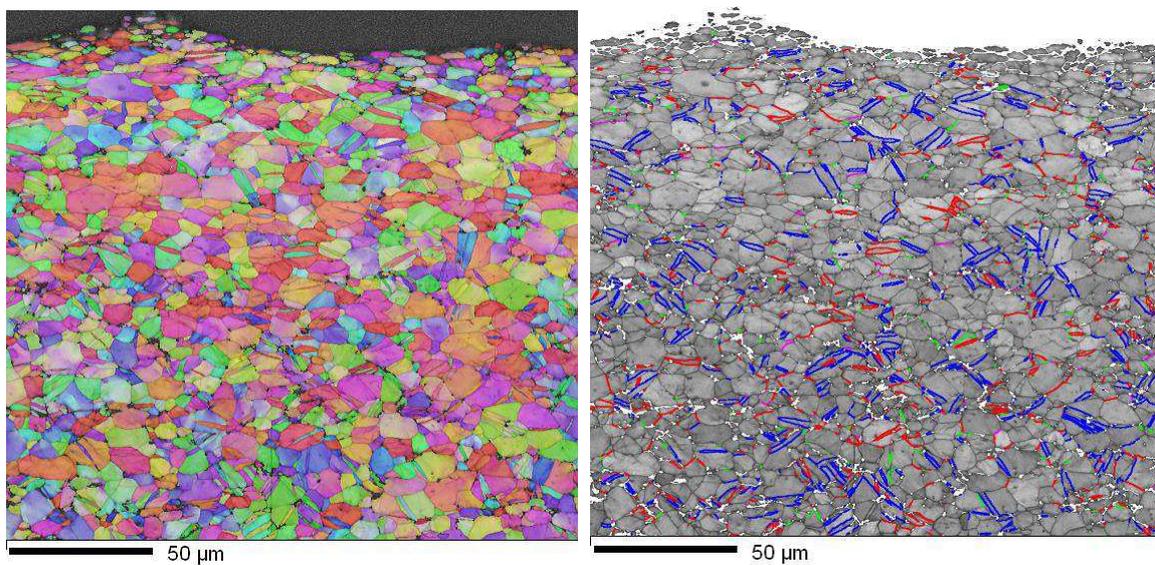


Figure IV.19 : Cartographie d'orientation IPF-Z et CSL relevées sur l'échantillon 30DL

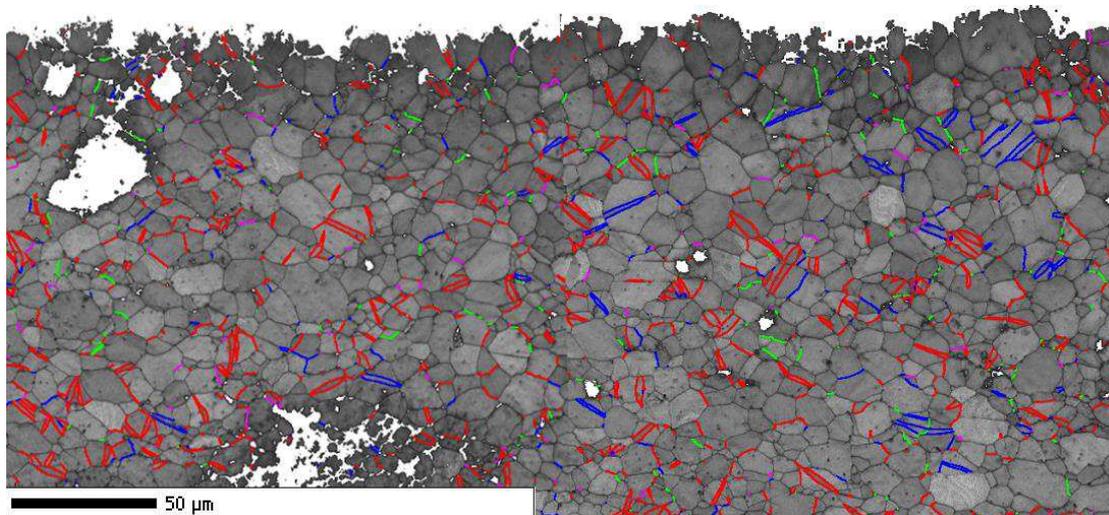
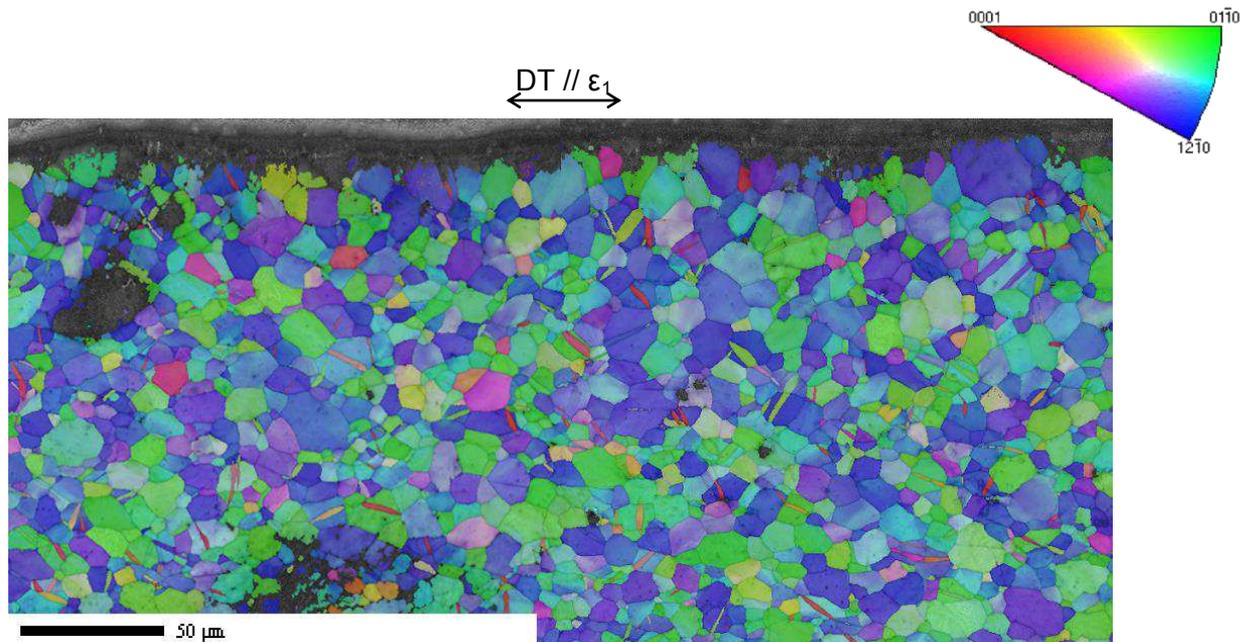


Figure IV.20 : Cartographie d'orientation IPF- Z et CSL relevées sur l'échantillon 20DT

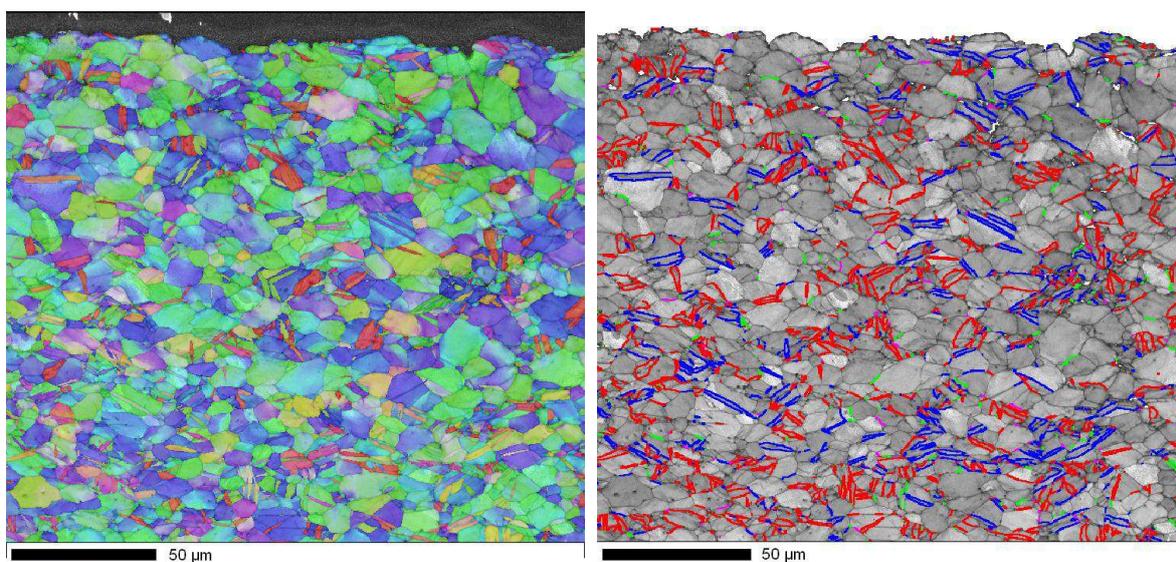


Figure IV.21 : Cartographie d'orientation IPF- Z et CSL relevées sur l'échantillon 30DT

Les résultats de l'analyse des fractions maclées pour ces quatre échantillons, présentés à la figure 22, révèlent plusieurs tendances.

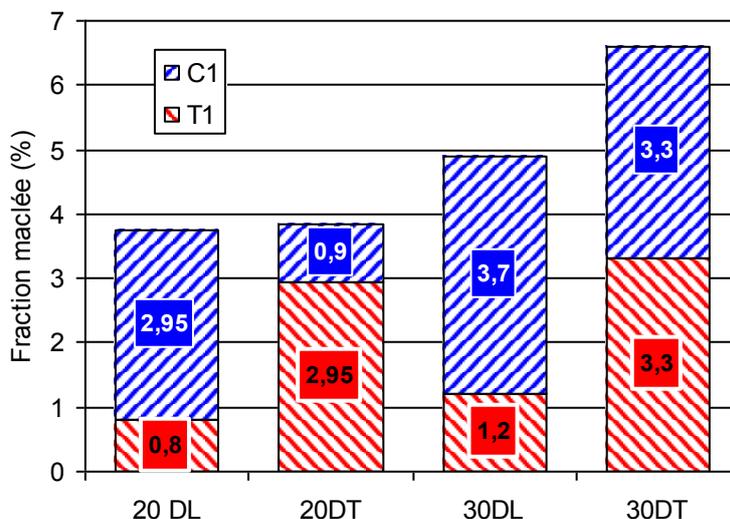


Figure IV.22 : Répartition des fractions maclées sur les échantillons analysés par EBSD

Ainsi on note que pour les angles de formage de 20°, les fractions maclées sont équivalentes, et voisine de 3,8%. Leur répartition est cependant très différente. Pour la sollicitation selon DL, le maillage en compression **C1** est prédominant, et c'est le constat inverse pour la sollicitation selon DT.

En comparant 20DL et 30DL, les taux de maillage augmentent, et leur répartition semble conservée. Ce n'est pas le cas entre 20DT et 30DT. Pour ce dernier les maillages **T1** et **C1** prennent des proportions équivalentes.

Il avait été constaté dans la partie II.1 du présent chapitre, à partir de micrographies MEB, que le maillage semblait plus important pour les sollicitations selon DT, et c'est ici confirmé.

L'hypothèse que nous formulons est donc la suivante :

- Dans le cas des faibles angles de formage, la répartition des maillages semblerait dictée par l'orientation de la déformation (DL ou DT).
- Pour les angles de formage plus importants, cette tendance se combine avec une augmentation globale du taux de maillage **C1**, que nous attribuons à l'augmentation de l'effort de formage constaté dans l'étude du procédé au chapitre 3, section III. Ainsi, à partir d'un certain effort de formage, le maillage compressif serait dû à l'importante contrainte de compression générée par le contact outil-tôle.

II.2.d. Analyse de l'évolution de la texture

L'analyse opérée à la section précédente nous amène à penser que de tels taux de maillage peuvent conduire à des évolutions de texture sensibles. En effet, au sens de la cristallographie, le maillage constitue une réorientation importante d'une fraction des réseaux cristallins. Cette réorganisation microstructurale est d'autant plus marquée lorsque la fraction maclée est importante. Son impact sur une évolution de la texture est donc compréhensible.

La figure 23 rassemble les figures de pôles extrapolées des analyses EBSD, qui permettront de qualifier dans la suite l'évolution des textures. La figure 23 (a) fait état des figures de pôles obtenues sur le matériau non déformé, (b) et (c) traitent des échantillons 20 et 30DL. La figure 24 expose les mêmes figures de pôles pour les échantillon sollicités selon DT. Les pôles des plans étudiés ici sont $\{0001\}$, $\{11\bar{2}0\}$, et $\{10\bar{1}0\}$. La configuration d'analyse des tôles n'étant pas identique entre les analyses suivant DL et DT, ces figures de pôles sont présentées après changement de repère, pour conserver DL sur la verticale et DT sur l'horizontale.

II.2.d.i. Sollicitation selon DL

Pour l'échantillon 20DL, on assiste à une sensible intensification de la composante $\langle 0001 \rangle$ de la texture. L'intensité relative maximale, décrivant les pics observés sur la figure de pôle du plan basal $\{0001\}$, passe de 5,97 à 7,27. Ces pics sont toujours dans le plan DN-DT et inclinés d'environ 30° à 40° par rapport à DN. *A contrario*, ces intensités diminuent pour l'échantillon 30DL. On note une nette diminution de la composante $\{0001\}$, dont le maximum passe de 7,27 à 5,94, ainsi qu'un étalement de celle-ci vers la direction transverse.

II.2.d.ii. Sollicitation selon DT

Pour ces sollicitations, on remarquera une constante « affirmation » de la texture. Les maxima des pics relatifs aux pôles des plans $\{0001\}$ ne cessent d'augmenter. On passe ainsi d'une intensité de 5,97 à 7,63 pour l'échantillon 20DT, puis à 9,76 pour 30DT. On l'a vu précédemment dans le chapitre 2, section II.2, la composante $\langle 0001 \rangle$ est localisée dans le plan DN-DT, et est inclinée d'environ 30° à 40° par rapport à DN. Ces pics demeurent relativement étalés. Ils se recentrent dans un premier temps (20DT) autour de directions formant un angle $\chi = 40^\circ$ par rapport à DN, mais s'évalent encore vers DL. Pour une plus forte déformation (30DT), la composante s'affine et se rapproche de $\chi = 30^\circ$ par rapport à DN dans le plan DN-DT.

Pour les deux sollicitations (DL et DT), les figures de pôles des plans $\{11\bar{2}0\}$, et $\{10\bar{1}0\}$ ne semblent pas subir de transformations significatives.

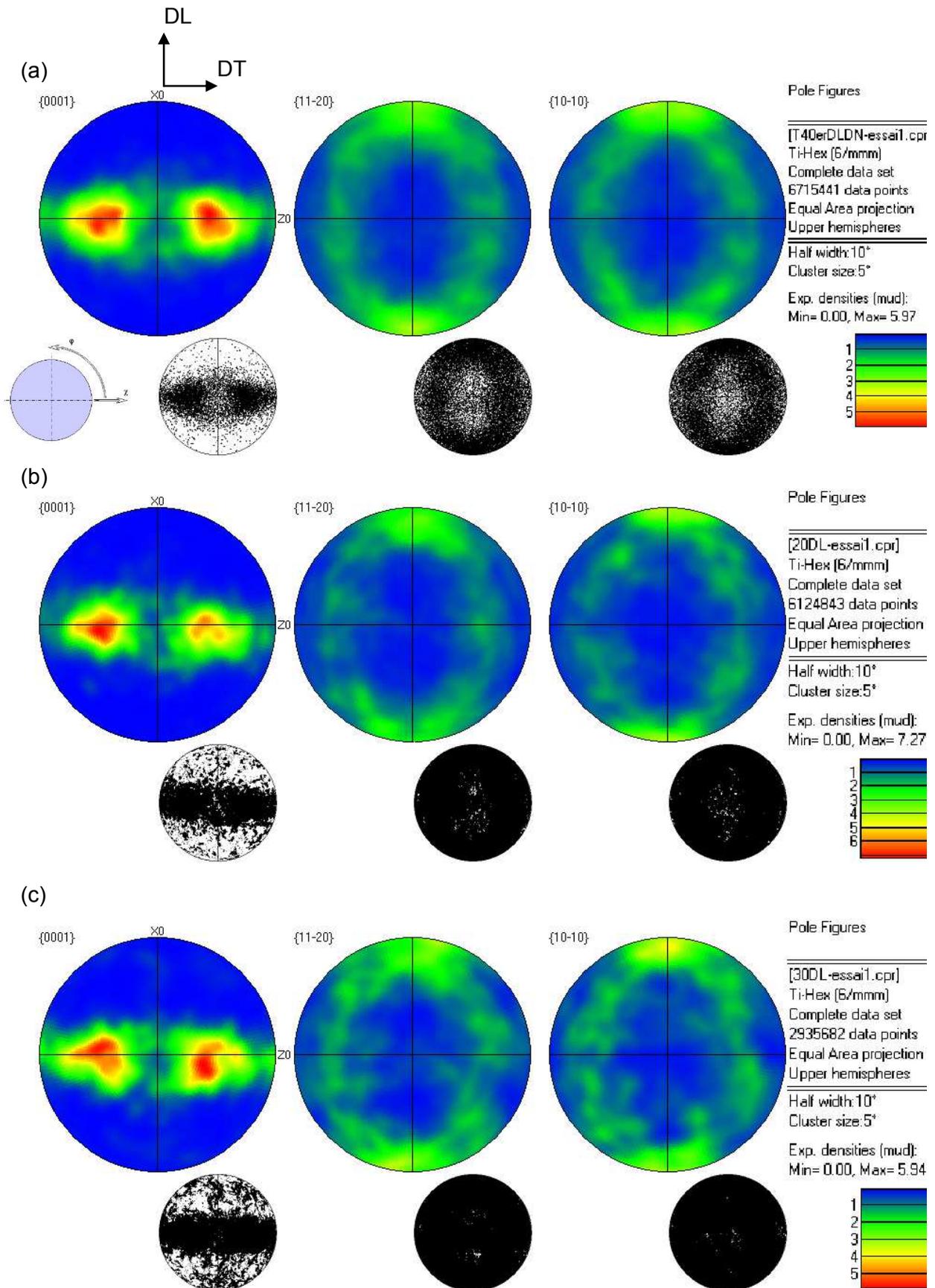


Figure IV.23 : Figures de pôles « EBSD » obtenues à partir des données des échantillons 20DL (b) et 30DL (c), comparées à l'état non déformé (a); les figures en noir et blanc représentent l'orientation les pôles pour chaque point de mesure de la cartographie

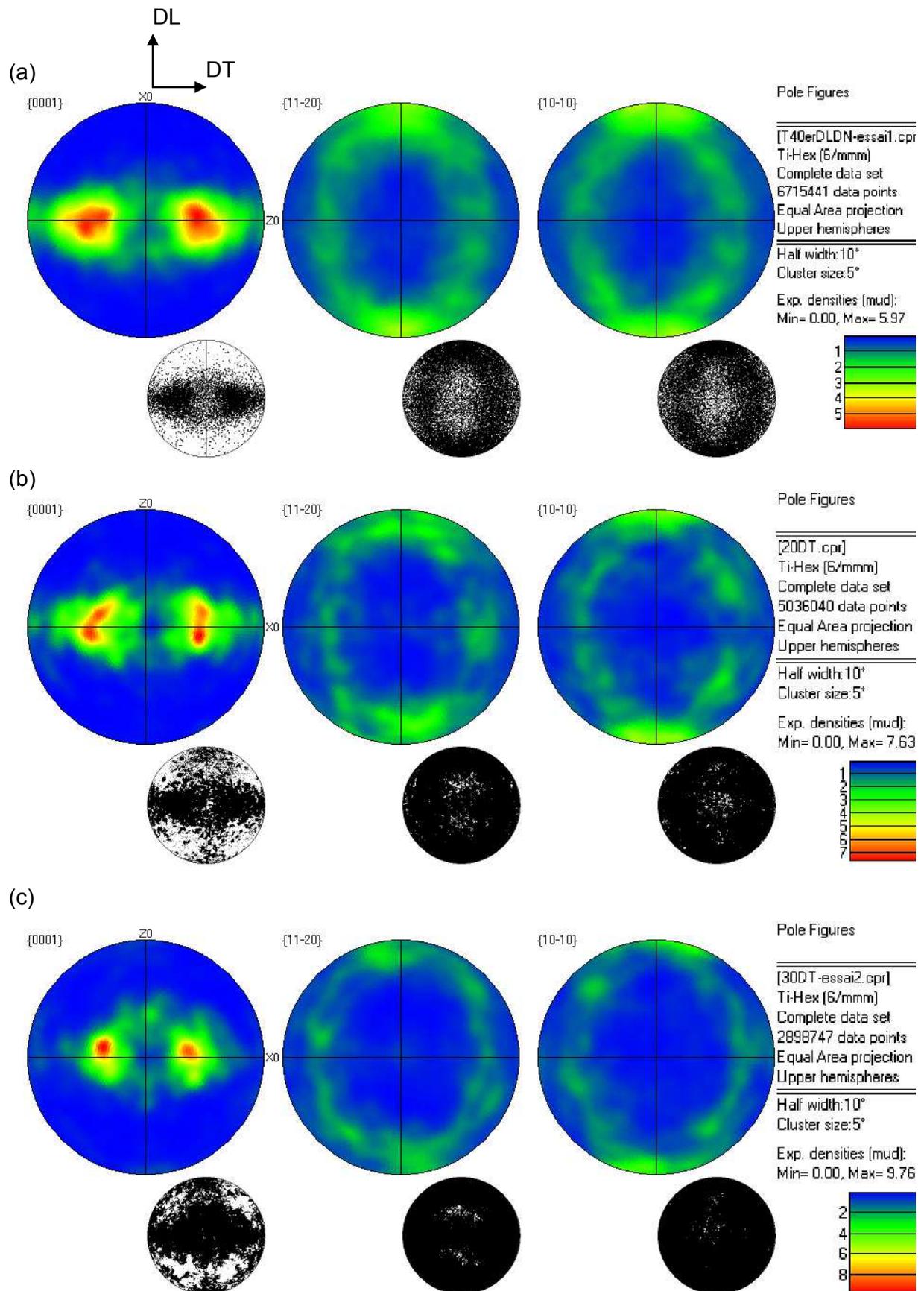


Figure IV.24 : Figures de pôles « EBSD » obtenues à partir des données des échantillons 20DT (b) et 30DT (c), comparées à l'état non déformé (a)

II.2.e. Discussion

Par rapport aux sollicitations monotones en contraintes planes étudiées dans la première partie du présent chapitre, il ressort quelques particularités de la sollicitation de FI sur l'évolution microstructurale.

Tout d'abord, la forte tendance au maclage est remarquable. Le maclage de type **C1** peut aisément se concevoir en gardant à l'esprit l'état de contrainte compressif au niveau du contact poinçon-tôle. C'est moins évident au sujet du maclage de type **T1**. Nous attribuons son apparition aux phénomènes de flexion / traction biaxiale rencontrés en tête de poinçon, intervenant qui plus est à des vitesses assez élevées, de l'ordre de 10^{-1} s^{-1} .

De plus, l'importante évolution de la texture peut être attribuée à l'apparition d'un maclage relativement massif. On pourra relier l'importance du maclage compressif **C1** à l'affinement et l'intensification de la composante $\langle 0001 \rangle$ de la texture, et au contraire que le maclage **T1** tendrait à « l'adoucir ». Il n'a pas été possible cependant de quantifier cette relation en détaillant la contribution de chaque macle à l'évolution de la texture.

II.3 Analyse microstructurale à l'échelle micro- et nanoscopique

L'analyse à l'échelle du polycristal a donc révélé un caractère particulier de la microstructure induite par le FI, à savoir l'apparition d'un maclage important. Nous allons dans la suite compléter notre étude par une analyse microstructurale à une échelle plus fine par l'intermédiaire d'observations au MET.

II.3.a. Sollicitations suivant la direction de laminage

Les figures 25 à 28 illustrent la microstructure observée au MET sur les échantillons sollicités selon DL (20DL et 30DL). On note, dans un premier temps, que malgré l'étendue restreinte des zones d'observation (inhérentes à la technique MET) de nombreuses macles sont identifiables, confirmant une fois de plus l'importance de ce mécanisme de déformation en FI.

Le grain illustré en figure 25 est issu de l'échantillon 30DL. Il présente des réseaux de dislocations denses et relativement homogènes. On notera la présence de boucles de dislocations en formation. Les débris de dislocations sont encore peu nombreux. On assiste aussi dans d'autres grains à la mise en œuvre de bandes de dislocations, toujours alignées selon les directions $\langle a \rangle$ du cristal comme c'est visible sur la figure 26. Il est important de noter qu'elles sont cependant moins régulièrement espacées et moins bien définies que dans le cas des sollicitations monotones étudiées dans la partie précédente. Entre ces bandes, les dislocations présentent des courbures plus importantes et semblent parfois épinglées sur une multitudes d'obstacles.

Un point remarquable est illustré en figure 27. Il s'agit d'un grain traversé par une fine macle, d'une épaisseur inférieure à 100 nm, trop étroite pour être détectée sur des cartographies EBSD. On y observe la présence de bandes de dislocations qui sont discernables de part et d'autre de cette macle. Les bandes de la partie haute du grain semblent coïncider avec celles visible dans sa partie basse, à un décalage près, décalage généré par la macle. Cette constatation nous permet d'émettre l'hypothèse selon laquelle les réseaux de dislocations ont ici commencé leur formation avant l'apparition de la macle, et

que les deux mécanismes de déformation ont ensuite coexisté tout au long du processus de formage.

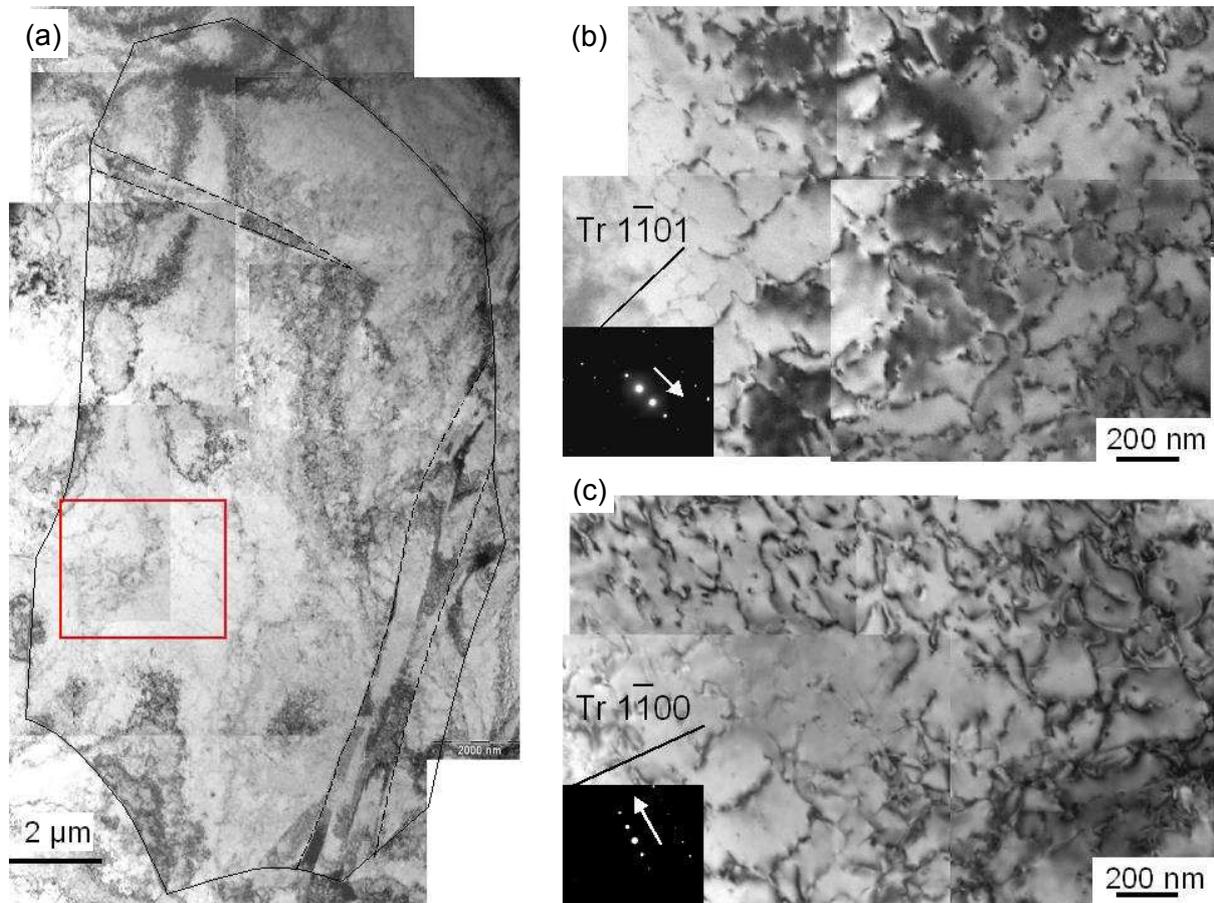


Figure IV.25 : Vues de détail d'un grain (a) de l'échantillon 30DL présentant des dislocations réparties de façon homogène, illustrés suivant deux conditions de diffraction (b) et (c)

Enfin, l'observation des microstructures au MET permet aussi de mieux apprécier la géométrie et les distorsions des macles plus larges qui sont accessibles aux analyses en EBSD. On remarquera l'existence de macles lenticulaires en figure 28 (a), voire très distordues et imbriquées (figure 28 (b)).

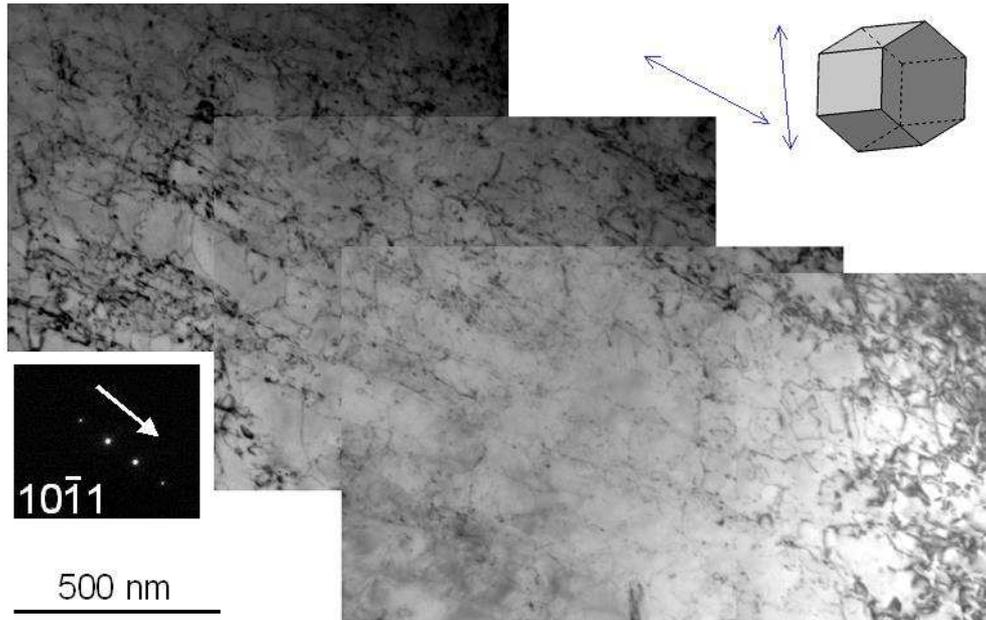


Figure IV.26 : arrangements de dislocations en bandes, observés sur l'échantillon 30DL

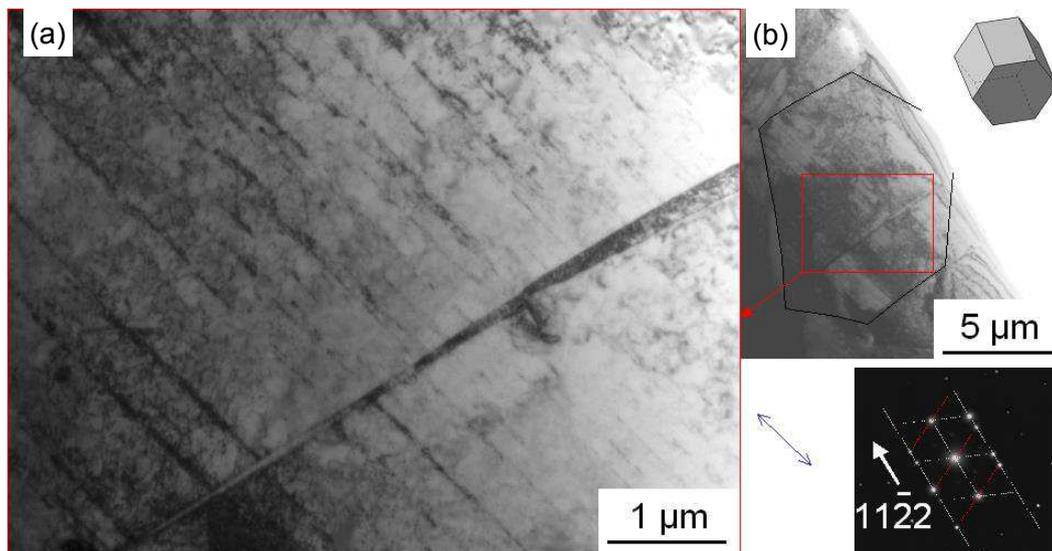


Figure IV.27 : Vue de détail d'un grain de l'échantillon 20DL présentant l'interaction des deux mécanismes de déformation rencontrés en FI : glissement de dislocations et maillage.

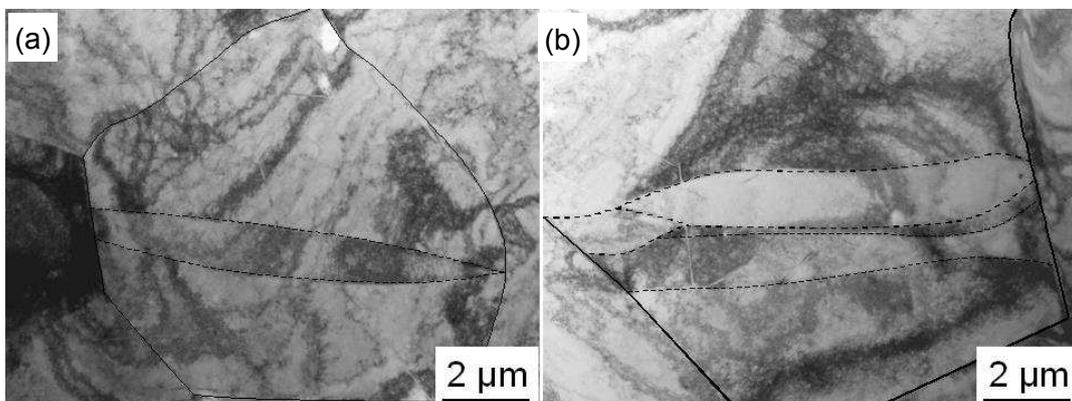


Figure IV.28 : Micrographies MET de grains maclés sur l'échantillon 30DL

II.3.b. Sollicitations suivant la direction transverse

Les figures 29 à 31 présentent quelques micrographies MET des échantillons 20DT et 30DT. Pour ces sollicitations, il est remarquable que, d'une part, les alignements de bandes de dislocations sont bien peu sensibles. D'autre part, la proportion de débris est notablement plus forte que pour les sollicitations suivant DL.

Ces mêmes tendances ont été constatées pour les essais en traction large, en section I.2. du présent chapitre.

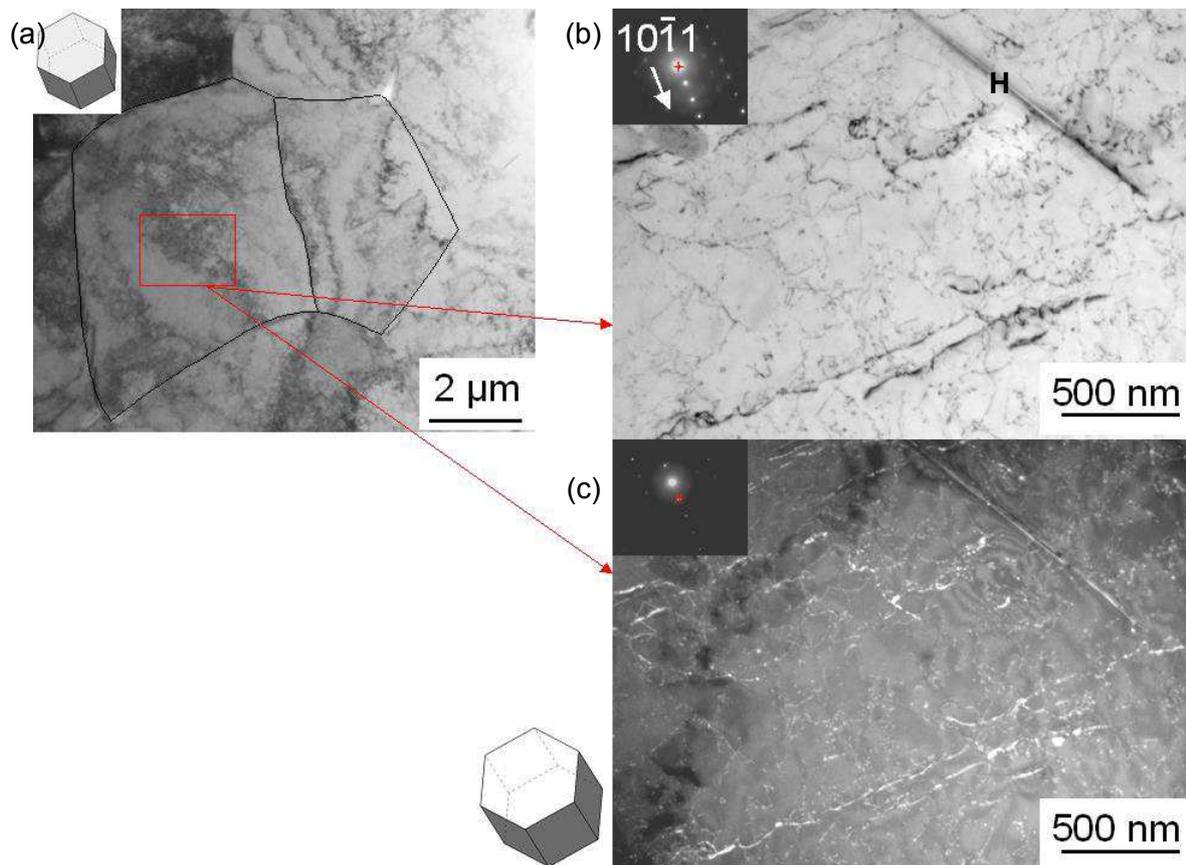


Figure IV.29 : Réseaux de dislocations observés sur un grain de l'échantillon 20DT (a), en champ clair (b), et champ sombre (c)

Pour des raisons de commodité de l'analyse et de clarté de l'exposé, les micrographies présentées ici font état de grains exempts de macles. Mais des macles ont été observées de manière toute aussi nette que pour les échantillons sollicités selon DL. Une micrographie d'un grain maclé est ainsi présentée en figure 32.

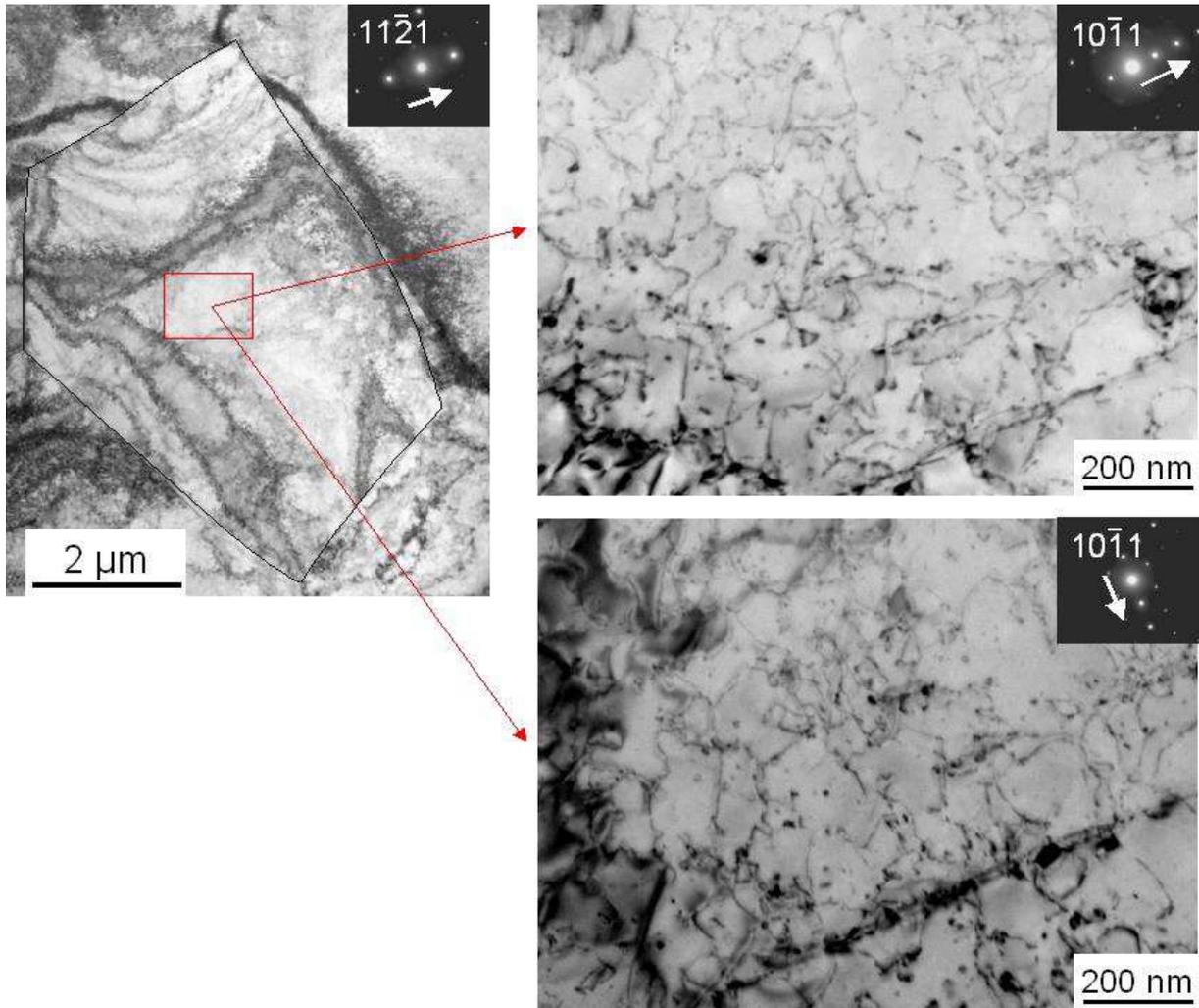


Figure IV.30 : Vues de détail d'un grain issu de l'échantillon 30DT sous deux conditions de diffraction

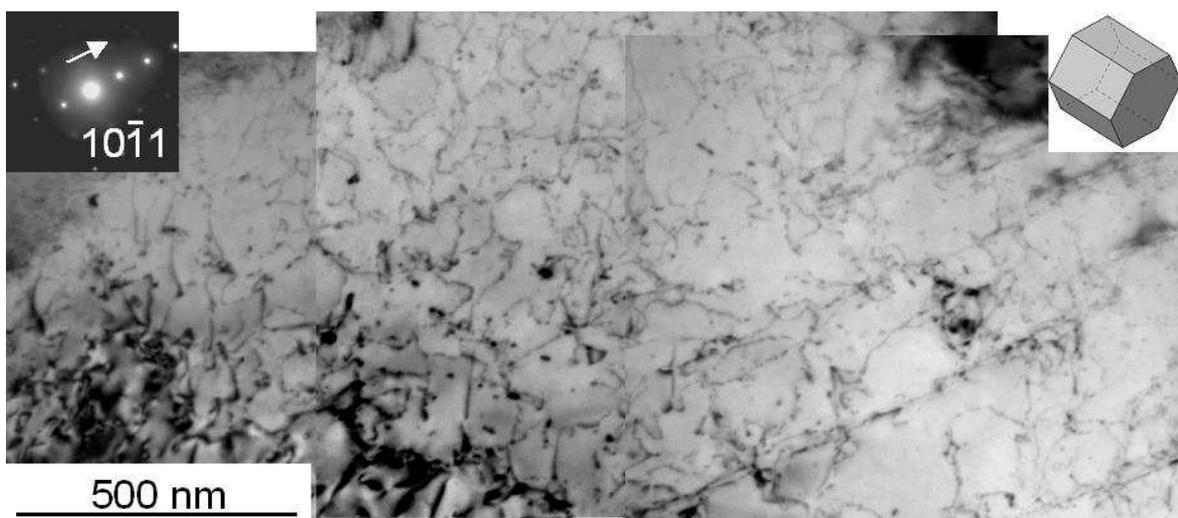


Figure IV.31 : Assemblage de clichés décrivant le réseau de dislocations observé à la figure précédente

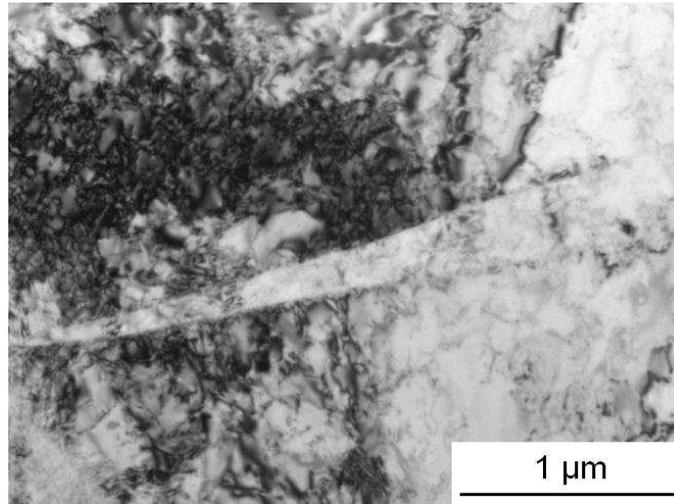


Figure IV.32 : Macle observée sur un grain de l'échantillon 30DT

II.3.c. Bilan

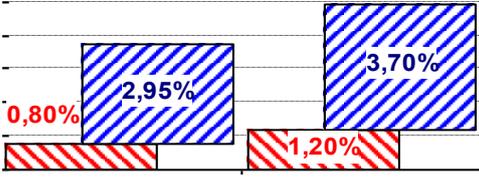
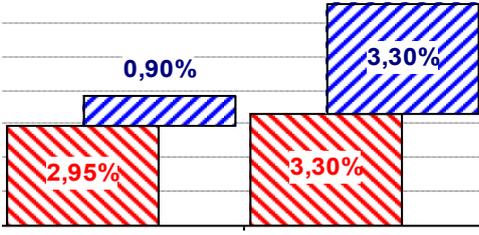
Par rapport aux sollicitations monotones, présentées dans la première partie de ce chapitre, il est assez clair que les arrangements de dislocations en bandes ne sont qu'assez rares, et sinon peu marqués, dans la sollicitation de FI.

D'autre part, il est à noter que le réseau de dislocations, tout en restant relativement homogène dans les grains, et ce pour les deux types de sollicitation, demeure assez perturbé dans le cas de la sollicitation de FI. Les densités de dislocations observées sont cependant comparables pour les sollicitations monotones et de FI.

Enfin, la quantité de débris de dislocation est plus importante à la fois pour les sollicitations suivant DT, et pour les sollicitations de FI. Il est possible, mais non établi, que ces débris soient issus de mécanismes de glissement dévié, probablement sur des plans pyramidaux, ou encore qu'ils soient le fruit de l'interaction de dislocations $\langle a \rangle$ et $\langle c+a \rangle$ [15, 16]

III. Récapitulatif et conclusions

Afin d'offrir un outil de synthèse plus clair, un récapitulatif des résultats est d'abord proposé dans le tableau 4. Il est issu des analyses microstructurales constituant ce chapitre, complétées par quelques résultats présentés au chapitre 2.

Sollicitation	Formage incrémental			
Orientation	DL		DT	
Wall angle (ϵ_1)	20° (3,9 %)	30° (8,6 %)	20° (3,8 %)	30° (9,1 %)
Mécanismes de déform°	Glissement de dislocations + maclage			
Analyse du Maclage° 				
Texture° 	Intensification de <0001> puis...	...étalement / diminution	Intensification et affinement continu de la composante <0001>	
Observations MET → dislocations → macles	Alignements de dislocations // <a>		Moins d'alignements, plus de débris	
• : Résultats issus des cartographies EBSD				
• : Résultats issus des cartographies EBSD				
Sollicitation	Traction large monotone			
Orientation	DL		DT	
Déformation ϵ_1	1,10 %	3,08 %	6,8 %	3,53 %
Mécanismes de déform° : dislocations	Faible densité de dislocations ; Peu d'interactions	Densité + élevée ; Enchevêtrements ; Forte tendance à l'organisation en bandes, croissante avec la déformation	Forte densité ; Fortes interactions	Densité équivalente à DL 3,08% ; Beaucoup de débris ; Bandes peu sensibles
Sollicitation	Traction macroscopique et Traction <i>in situ</i> MET (chapitre 2)			
Orientation	DL		DT	
Mécanismes de déform°	dislocations $P<a>$ (+ parfois B et Π_1)		dislocations $B<a>$ et $\Pi_1<a>$	
Limite élastique°	≈ 340 MPa		≈ 420 MPa	

• : pour $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

Tableau IV. 4 : Récapitulatif des analyses microstructurales du chapitre 4, complétées par des données du second chapitre

Les mécanismes de déformation observés sur les échantillons déformés par FI sont de diverses natures et les microstructures sont fortement « perturbées » par la nature même du procédé. La comparaison par rapport à une sollicitation monotone, étudiée en première partie de chapitre, est assez édifiante.

En premier lieu, la sollicitation de FI se caractérise par l'activation du maclage. Celui-ci implique deux systèmes, à savoir le maclage compressif de type $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1\rangle$, appelé ici **C1**, et le maclage $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3\rangle$, dit **T1**. Pour les niveaux de déformation faibles, le type de maclage activé semble dicté par l'orientation de la sollicitation : les macles **C1** sont prépondérantes pour les murs formés selon DL, alors que pour DT il s'agirait de macles de type **T1**. Pour les niveaux de déformation plus élevés, un deuxième phénomène serait à prendre en compte. Ainsi les macles de type **C1** sembleraient être générées par les contraintes compressives en tête de poinçon. Quant à l'apparition de macles de type **T1**, elle serait attribuée aux phénomènes de « flexion-déflexion » / traction biaxiale observés à l'approche du poinçon, et ce, à des vitesses de sollicitation assez importantes.

L'évolution de la texture, qui résulte de l'activation de ce mécanisme de déformation, impacte très certainement le comportement mécanique de la tôle au cours du formage, mais ce phénomène n'est pas appréciable par des essais de traction conventionnels.

Quant au mécanisme de déformation par glissement de dislocations, il présente lui aussi quelques caractères remarquables. Ainsi, les sollicitations selon DL, en FI comme en sollicitation monotone, semblent produire des réseaux de dislocations organisées en bandes, alignées suivant les directions $\langle \mathbf{a} \rangle$, plus ou moins nettes selon les niveaux de déformation. La sollicitation suivant DT engendrerait une plus grande quantité de débris, du fait, semble-t-il, de l'activation de plusieurs systèmes de glissement différents ($\mathbf{B}\langle \mathbf{a} \rangle$, $\mathbf{\Pi}_1\langle \mathbf{a} \rangle$, et même $\mathbf{P}\langle \mathbf{a} \rangle$). La spécificité de la sollicitation de FI résiderait alors dans l'activation de plusieurs systèmes de glissement et dans la génération de réseaux plus chaotiques, moins bien définis. Ces réseaux de dislocations fortement perturbés ainsi que l'activation possible des glissements pyramidaux $\langle \mathbf{c}+\mathbf{a} \rangle$, semblerait être la signature d'un chemin de déformation très complexe, comme on a pu le voir dans le chapitre 3 de cette étude.

Références bibliographiques

1. Marciniak, Z., S.J. Hu, and J.L. Duncan, *Mechanics of Sheet Metal Forming*. 2002: Butterworth-Heinemann. 211.
2. Nakazima, K., T. Kikuma, and K. Hasuka, *Study on the formability of steel sheets*. Yamata Technical Report, 1968. **264**: p. 141-154.
3. Col, A., *L'Emboutissage des Aciers*. Technique et Ingénierie, ed. Dunod. 2010. 543.
4. Abu-Farha, F., L.G. Hector, and M. Khraisheh, *Cruciform-Shaped Specimens for Elevated Temperature Biaxial Testing of Lightweight Materials*. JOM, 2009. **61**(8): p. 48-56.
5. Dournaux, J.L., *et al.*, *Full-field measurement technique and its application to the analysis of materials behaviour under plane strain mode*. Materials Science and Engineering A, 2009. **500**: p. 47-62.
6. Zaefferer, S., *A study of active deformation systems in titanium alloys: dependence on alloy composition and correlation with deformation texture*. Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2003. **344**(1-2): p. 20-30.
7. Conrad, H., *Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium*. Progress in Materials Science, 1981. **26**(2-4): p. 123-403.
8. Borodyanskaya, A.Y., *et al.*, *The formation of dislocation structure and mechanical properties of α -Ti in the interval -196°C - 850°C*. Metallofizika I Novejsie Tehnologii, 1997. **19**(4): p. 50-59.
9. Borodyanskaya, A.Y., *et al.*, *Mechanical properties and structure of deformed titanium in the temprature interval of 20 - 800°C*. Metallofizika I Novejsie Tehnologii, 1998. **20**(3): p. 70-78.
10. Williams, J., A. Sommer, and P. Tung, *The influence of oxygen concentration on the internal stress and dislocation arrangements in α titanium*. Metallurgical and Materials Transactions B, 1972. **3**(11): p. 2979-2984.
11. Jones, R.L. and H. Conrad, *The Effect Of Grain Size on the Strength of Alpha-Titanium at Room Temperature*. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1969. **245**: p. 779-789.
12. Lonardelli, I., *et al.*, *On the Formability and Microstructural Characteristics of AISI 301 Parts Formed by Single-Point Incremental Forming*. Key Engineering Materials, 2011. **473 (Sheet Metal 2011)**: p. 869-874.
13. Meyers, M.A., O. Vohringer, and V.A. Lubarda, *The onset of twinning in metals: a constitutive description*. Acta Materialia, 2001. **49**(19): p. 4025-4039.
14. Gray III, G.T., *Influence of Strain Rate and Temperature on the Structure. Property Behavior of High-Purity Titanium*. Journal de Physique, 1997. **IV**(Colloque C3): p. 423-428.
15. Farenc, S., *Etude des Mécanismes de Déformation du Titane et de l'Alliage TiAl*, in *CEMES / CNRS*. 1992, Université Paul Sabatier. p. 207.
16. Castany, P., *et al.*, *Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy*. Acta Materialia, 2007. **55**(18): p. 6284-6291.

Conclusion Générale et Perspectives

Le formage incrémental est un procédé émergent de mise en forme de tôles, qui suscite un intérêt marqué des communautés industrielles et scientifiques depuis un peu plus d'une décennie. Economique, flexible, il offre une solution de production innovante dans le cadre de petites séries et pour le prototypage fonctionnel. Les principales difficultés de mise en œuvre de ce procédé sont principalement liées à la maîtrise et à la prédiction de la géométrie des pièces produites. Le caractère incrémental du formage et l'extrême localisation des sollicitations appliquées au flan sont les principales causes des difficultés rencontrées lors des tentatives de simulation du procédé, et donc de la génération des trajectoires.

Nous avons proposé dans cette étude une approche expérimentale multi-échelle qui vise à une meilleure compréhension des mécanismes de déformations en formage incrémental. De l'échelle macroscopique des pièces formées, en passant par une échelle locale (celle du poinçon), jusqu'au mécanismes de déformations de la microstructure, à l'échelle du polycristal (MEB, EBSD) ou des dislocations (MET)

La première partie de cette approche a donc consisté en une analyse fine du comportement mécanique du titane commercialement pur T40, matériau support de notre étude. A l'échelle macroscopique ont été quantifiés l'anisotropie plane des tôles ainsi qu'un comportement viscoplasticité sensible. A l'échelle micro et nanoscopique, nous avons en partie expliqué le comportement macroscopique anisotrope. Enfin, par l'analyse du comportement du polycristal, à l'échelle qualifiée de mésoscopique, nous avons pu relier et déterminer les domaines de validité des expérimentations menées aux échelles macro et micro/nanoscopique.

Une fois le matériau proprement caractérisé, nous nous sommes focalisés sur le comportement de celui-ci en formage incrémental, d'un point de vue mécanique et phénoménologique. Pour cela, nous avons mis en œuvre les techniques de mesures de champs par stéréo-corrélation d'images. Ces mesures de champs, à l'échelle des pièces ont révélé les principaux états de déformation rencontrés en surface de tôles formées par FI. De déformations de type traction large sur les murs rectilignes, on observe la génération de déformation biaxiale déséquilibrée sur les flancs convexes. En s'intéressant aux champs de déformations locaux en tête de poinçon, les différentes phases de déformations caractéristiques, dues au passage de l'outil, ont été identifiées et expliquées. Leur analyse tout au long du formage d'un mur ont permis de mieux comprendre toute la complexité et le caractère pseudo-cyclique des chemins de déformation rencontrés en FI. Il a été mis en évidence, en couplant mesure des efforts de formage et mesure des déformations en tête d'outil, l'existence d'un « point de fonctionnement » du procédé, dépendant surtout du matériau formé et de la vitesse de formage, ainsi que de la taille de l'outil.

Le chapitre 4, consacré à l'analyse des microstructures générées par le procédé de FI, a révélé quelques caractères particuliers. Pour mieux les discerner, les microstructures de formage incrémental ont été comparées à celles générées par des essais en contraintes planes sous sollicitation monotone. Ces dernières présentent un mécanisme de déformation par glissement de dislocations et mettent en lumière des réseaux de dislocations en bandes.

Celles-ci semblent cependant plus perturbées pour une sollicitation suivant la direction transverse à la direction de laminage de la tôle. En formage incrémental, ces caractéristiques semblent conservées mais l'apparition du maillage demeure le point le plus significatif. Ce mécanisme de déformation particulier serait activé par les contraintes compressives générées au contact du poinçon, ainsi que par les effets de flexion-déflexion, à grande vitesse de déformation, au voisinage de celui-ci.

Les perspectives qui se dégagent de ces travaux sont nombreuses. Tout d'abord, les présentes analyses microstructurales, s'intéressant ici aux murs formés, peuvent être étendues au voisinage de l'outil. Des mesures de densités de dislocations et d'évolution du maillage, combinées à l'estimation des contraintes résiduelles pourraient fournir de précieuses données pour une amélioration de la compréhension de l'évolution temporelle de la microstructure lors des multiples passages du poinçon.

D'autre part, en complétant cette approche expérimentale par la simulation numérique, il serait possible de déterminer les états de contraintes générés par le passage du poinçon. Une grande difficulté réside cependant dans la description d'un modèle correct du comportement mécanique du matériau. Ce modèle doit pouvoir représenter correctement le procédé, tout en étant lié aux aspects microstructuraux que nous avons mis en évidence.

Ainsi, pour aider à l'identification des paramètres de comportement du matériau, et peut-être identifier des réponses procédés liées au contact outil-tôle (conditions de frottement), il serait possible d'utiliser une approche par méthodes inverses. Les méthodes de recalage de modèles éléments finis (FEMU), aidées des mesures de champ par CIN, peuvent être particulièrement intéressantes dans le cadre de la compréhension de ce procédé. Cette approche pourrait être menée à plusieurs échelles, au niveau de la forme globale de la pièce, ou dans un champ proche du poinçon.

Enfin, la principale problématique évoquée au début de cette conclusion est la difficulté liée à la prédiction de la géométrie finale de la pièce formée par rapport à la géométrie de l'enveloppe des trajectoires d'outil. Pour cela, nous proposons alors de nous tourner vers des solutions développées par la communauté de la mécanique et de la surveillance de l'usinage. La proposition la plus « simple » serait la mise en œuvre de corrections de type miroir entre les phases d'un formage multipasse, avec l'appui de la mesure de champs et / ou numérisation de la forme. Cette approche employant les méthodes optiques (*in situ*, sans contact, et relativement précises) permettrait de produire des pièces aux géométries mieux maîtrisées sans faire appel à des simulations numériques chronophages et aux issues incertaines

Annexes

I. Complément à la caractérisation du comportement mécanique des tôles de T40 de cette étude

Les courbes contraintes déformations issues d'essai de traction sur les T40 de notre étude, effectués selon la direction de laminage, à des vitesses de déformations variées, de 10^{-4} , 10^{-3} et 10^{-2} s^{-1} sont présentées en figure 1. La machine d'essai est une Zwick Z050 électromécanique, pilotée en vitesse de déformation constante jusqu'à une déformation de 13% (8% pour les essais à 10^{-2} s^{-1}) ; l'essai reprend ensuite en vitesse de traverse constante. Les géométries des éprouvettes sont précisées en figure 2.

Les discontinuités repérées par « I » sont dues aux interruptions des essais nécessaires au retrait de l'extensomètre et au redémarrage de ceux-ci.

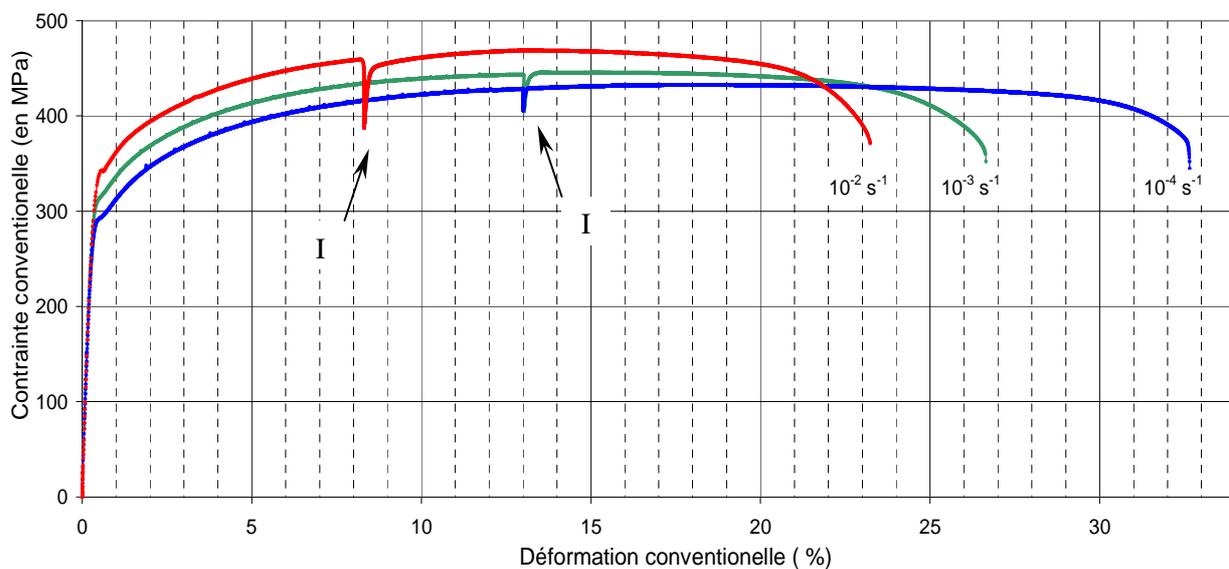


Figure 1 : Courbes contraintes déformations du T40 sollicité selon DL

L'impact de la vitesse de sollicitation sur les allongements à rupture A% est ainsi appréciable. Ainsi, les vitesses de sollicitation élevées tendent à réduire les domaines de plasticité et à accélérer les ruptures

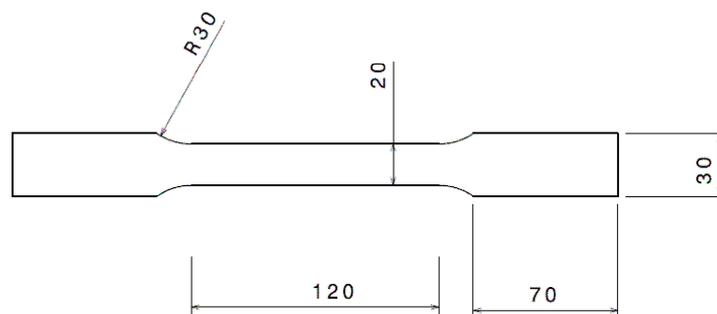


Figure 2 : Géométrie des éprouvettes de traction employée pour caractériser le comportement du T40

II. Validation de l'outil rotulant

Les premiers essais de formage avec un poinçon monobloc ont révélé un très fort endommagement d'origine tribologique, par transfert de matière de la tôle vers l'outil. Cela implique d'une part de très fortes augmentations des efforts de formage, telles que l'on peut atteindre les limites de la capacité de la machine. D'autre part, l'état de surface de celle-ci est fortement dégradé, comme c'est illustré sur les clichés de la figure 3.

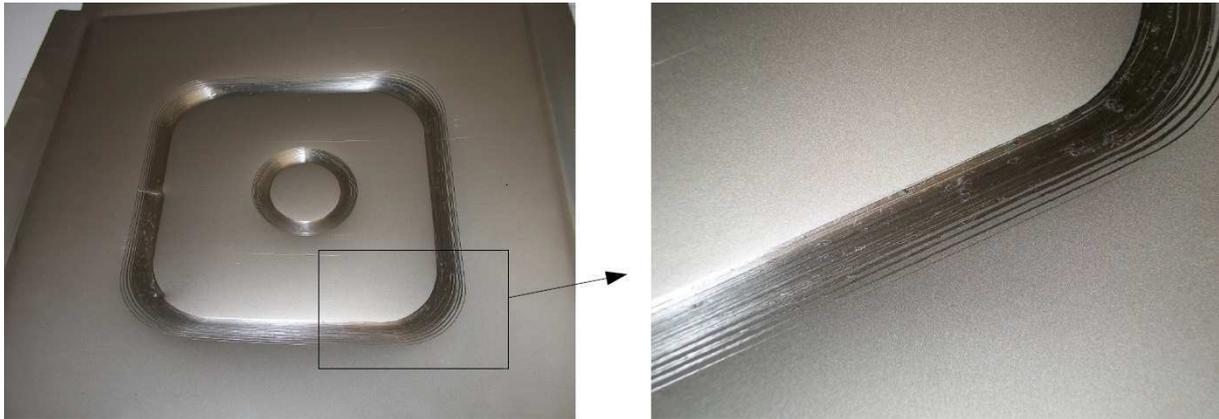


Figure 3 : Vues de la face au contact de la tôle formées lors des tentatives de formage avec un poinçon monobloc

L'outil rotulant, développé en collaboration avec le CRITT albigeois, permet de s'affranchir de ces difficultés. Le prototype de ce poinçon est illustré en figure 4. Il est ainsi visible que le graissage de l'outil est efficace, même si on constate que la graisse montre un changement de couleur significatif. La bille (figure 4(b)) présente les signes d'une usure très contenue, avec seulement une perte de son brillant ; le porte bille (figure 4(c)) exhibe une surface simplement rodée. Une micrographie MEB de la bille montre une faible quantité de dépôts de titane (figure 5). La face au contact de tôle formée à l'aide de cet outil ne présente plus d'endommagement significatif (figure 6), les traces de l'outil se révélant lisses et brillantes.

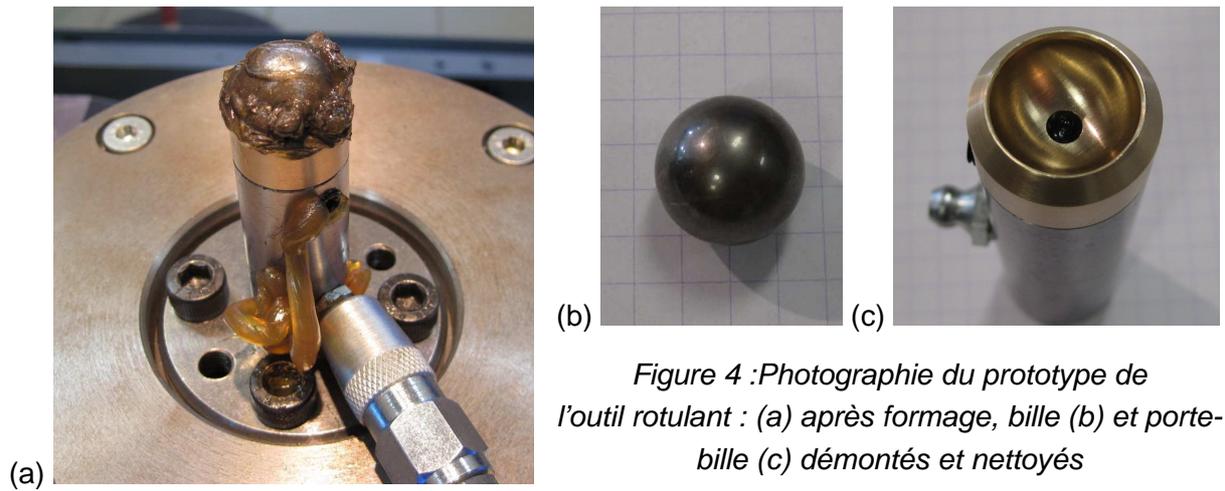


Figure 4 : Photographie du prototype de l'outil rotant : (a) après formage, bille (b) et porte-bille (c) démontés et nettoyés

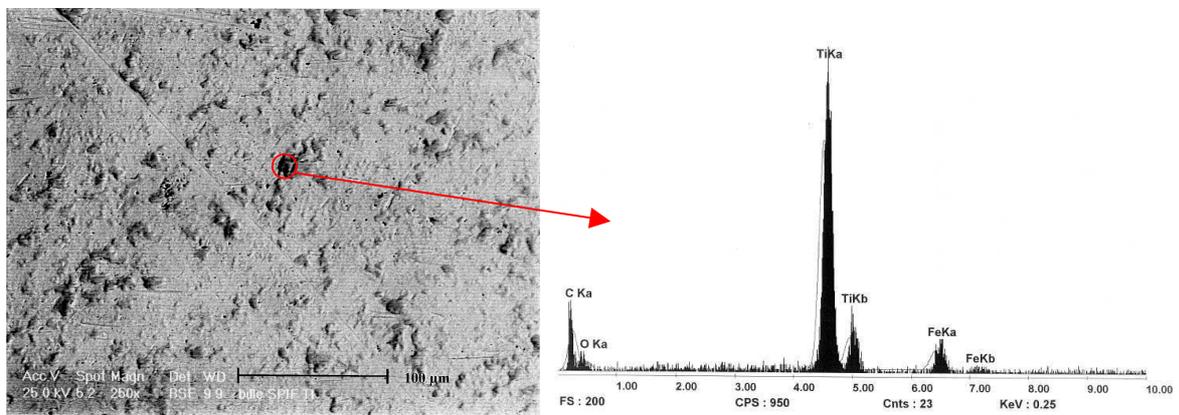


Figure 5 : Micrographie MEB de la bille et analyse chimique EDX d'une particule adhérente

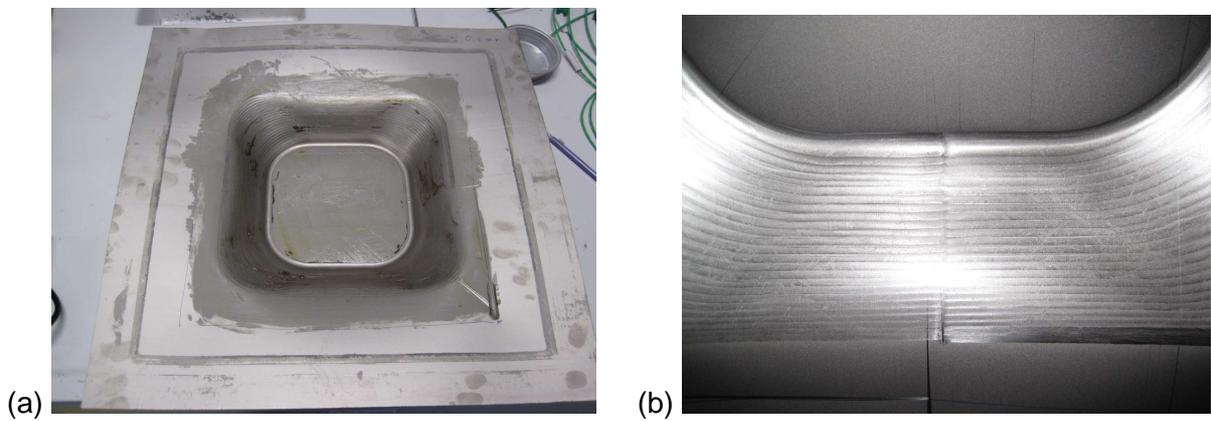


Figure 6 : Vue globale (a) et de détail (b) de la pyramide formée avec l'outil rotant

III. Comparaison des géométries théoriques et réelles

En complément au chapitre 3, les figures 7 et 8 représentent les géométries des pyramides 20-40 et 30-50 présentées au chapitre 3. Les surfaces sont reconstruites à partir des nuages de points issus de la corrélation d'images. La forme théorique est issue d'un modèle CAO générée à l'aide de l'enveloppe des trajectoires réelles, corrigées du rayon d'outil (ici 7,5 mm).

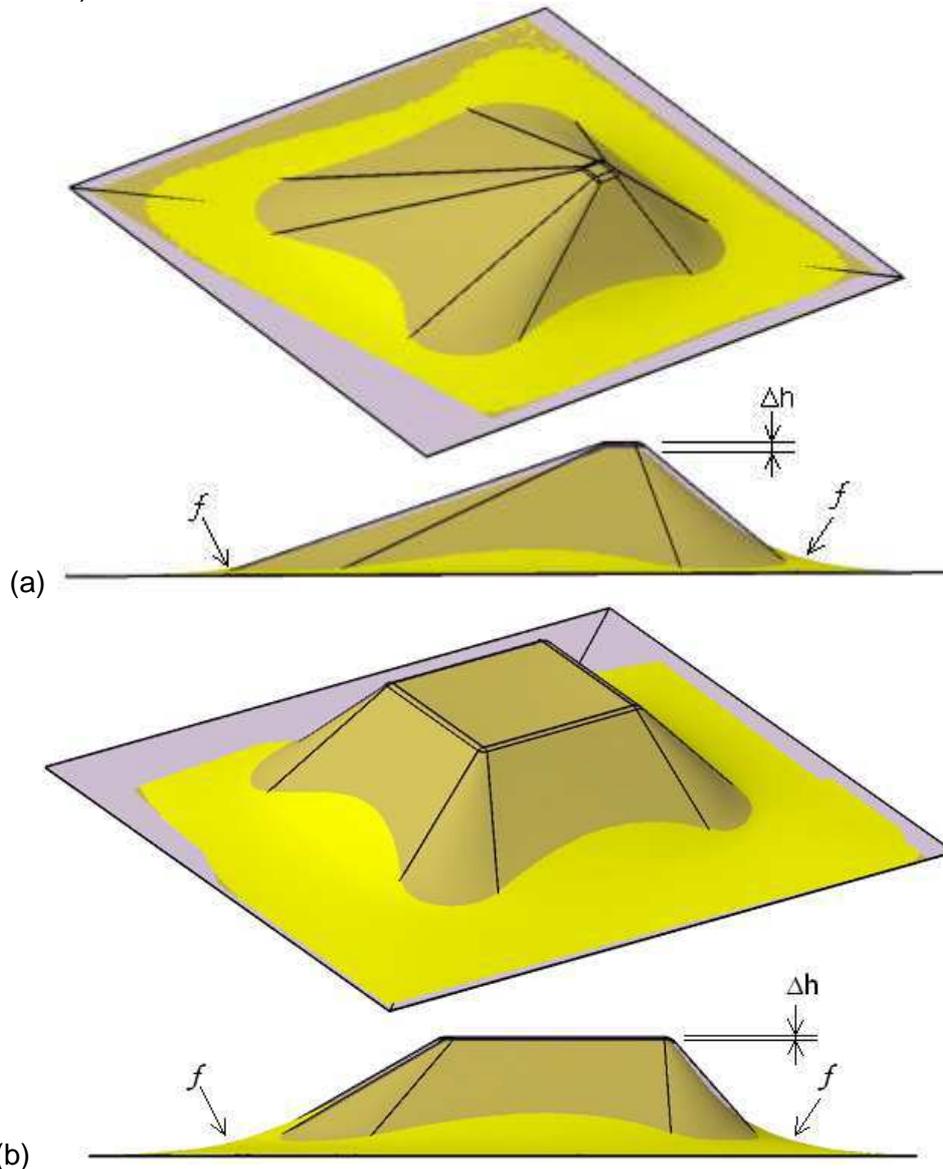


Figure 7 : Vues de la reconstruction de la pyramide 20-40 (a) et 30-50 (b), comparée à leurs formes théoriques générées partir de l'enveloppe des trajectoires de l'outil

La superposition des deux forme permet de constater les déviations de la forme réelle par rapport à celle qui était attendue. Celle ci sont de plusieurs natures. D'une part, le retour élastique provoque un affaissement sensible de la forme. Il est repéré sur les figures par Δh . D'autre part, les flexions f de la tôle en début de formage sont inévitables mais peuvent être fortement diminuées avec l'utilisation de serre-flans adaptés.

RÉSUMÉ

Le Formage Incrémental (FI) est un procédé émergent de mise en forme de tôles. Par opposition aux procédés classiques mettant généralement en jeu des outillages complexes et des équipements onéreux, celui-ci met en œuvre un poinçon de faible taille par rapport aux dimensions de la pièce, dont le pilotage de la trajectoire permet de générer la forme désirée. Le principal frein au développement de cette technologie réside dans la difficulté d'obtention de géométries précises. L'objectif de cette étude est donc d'apporter une meilleure compréhension du procédé, par une double approche expérimentale originale qui vise à mettre en relation la mise en forme de la pièce par FI avec la réponse microstructurale du matériau, ici un titane pur T40.

L'approche mécanique et cinématique du procédé est basée, d'une part sur la mesure des champs cinématiques par corrélation d'images numériques à la surface des pièces, et d'autre part sur la mesure des différentes composantes de l'effort de formage tout au long du processus. Les états globaux de déformations rencontrés sur la pièce formée ainsi que les déformations locales induites par le passage du poinçon ont ainsi été mis en évidence. Par ailleurs, les effets de plusieurs paramètres de formage sur la réponse du matériau en termes de développement des déformations et d'efforts de formage ont été mis en lumière.

L'analyse microstructurale des tôles formées a été effectuée à l'aide des techniques de microscopie électronique à balayage (MEB) et en transmission (MET), ainsi que la diffraction de rayons X (DRX). La caractérisation des microstructures par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) a mis en évidence l'apparition du maclage dans l'accommodation de la déformation générée par le procédé, les systèmes de maclages activés et leur occurrence dépendant de l'orientation de la sollicitation et du niveau de déformation. L'observation des arrangements de dislocations au MET a, quant à elle, permis de révéler une autre signature microstructurale des sollicitations de FI sur le T40.

Mots Clés : Formage Incrémental, corrélation d'images numériques, micromécanismes de déformation, Titane pur T40, MET, EBSD.

ABSTRACT

The single point Incremental Forming (SPIF) process is an emerging method of sheet metal forming. Unlike to conventional processes which are usually expensive due to tooling and equipment, SPIF involves a small punch with regard to the dimensions of the part and the forming is achieved by piloting the trajectory of the punch. The main obstacle in the development of this technology lies in the difficulty of obtaining precise geometries. The objective of this work is to bring a better understanding of the process, by an original dual experimental approach that aims to link the forming of the part by FI with the microstructural response of the material, here a pure titanium T40.

The mechanical and kinematic approach of the process is based on one hand on the measurement of kinematic fields using digital image correlation on the parts surface, and on the other hand on the measurement of the forming forces throughout the forming. Various global strain states of the formed part and local strain state induced by the punch have then been highlighted. Besides, development of strain in the material and forming forces have been linked to several forming parameters.

Microstructural analysis of strained sheets were performed using scanning (SEM) and transmission electron microscopy (SEM-TEM and X-rays diffraction (XRD). Electron backscatter diffraction (EBSD) characterization of microstructures highlighted twinning as an accommodation of the process generated strain, the activated twinning systems and their occurrence depending on the strain orientation and level. Observation of the dislocations arrangements in TEM allowed revealing another microstructural signature of the IF on T40.

Keywords : Single Point Incremental Forming (SPIF) process, Digital Image Correlation, deformation mechanisms, CP titanium Grade 2, TEM, EBSD.