

Détermination des propriétés mécaniques de profilés extrudés en aluminium par intelligence artificielle

par

Clément POT

THÈSE PRÉSENTÉE À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DU
DOCTORAT EN GÉNIE
Ph. D.

MONTREAL, LE 24 AOÛT 2026

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC



Clément POT, 2026



Cette licence [Creative Commons](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

PRÉSENTATION DU JURY
CETTE THÈSE A ÉTÉ ÉVALUÉE
PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Philippe Bocher, directeur de thèse
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Tony Wong, président du jury
Département de génie des systèmes à l'École de technologie supérieure

Vincent Demers, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

Jean-François Béland, membre externe
Conseil National de Recherches Canada

M. Alexis Miroux, examinateur externe indépendant
Ingénieur R&D, Aluminium Duffel

ELLE A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 14 JUILLET 2026

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

À Marie,

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier mon directeur de recherche, Philippe Bocher, pour son encadrement au cours de ce doctorat. Merci Philippe, d'avoir su me guider, d'avoir supporté mes erreurs, mes incompréhensions et mes doutes, tout en m'ayant accordé une grande confiance et une grande autonomie dans mes travaux.

Je tiens à remercier Jean-François Béland ainsi que les équipes du CNRC pour leur encadrement ainsi que pour la fourniture des profilés en aluminium qui ont servi à la réalisation de ce projet. Sans eux, aucun travail n'aurait pu être accompli.

Merci aux stagiaires, Inès, Thomas, Célia, Noé, Luca, Loïs, Benjamin, Guillaume et Antoine, sans qui ce projet n'aurait pas pu avoir lieu. Il est clair que les tâches que je vous ai confiées n'ont pas été les plus intéressantes, mais vous avez été d'un soutien indéfectible et tout ce travail n'aurait littéralement pas été accompli sans vous, alors, merci. Merci aux post-doctorants, Quentin et Pierre, pour leur aide au début de mes travaux, avec une mention toute particulière pour Quentin pour son soutien émotionnel, les premiers mois n'ont pas été faciles, tu m'as beaucoup aidé à comprendre les bases mais aussi à garder le cap et à ce que je ne me démotive pas. Merci aux techniciens, Michel Drouin en premier lieu, qui m'a toujours sorti de là où je pensais rester coincer, vu les galères auxquelles j'ai pu faire face sur la machine de micro-traction, ainsi qu'à Alexandre Vohang, Serge Plamondon, Vincent Ferreira, Radu Romanica, Claude-Daniel Legault et ceux que j'oublie.

Je tiens à adresser une mention toute particulière à Nathalie Fernandez, agente de recherche du décanat des études, pour son soutien, son aide et son empathie. Malheureusement, l'ÉTS est riche en personnes peu empathiques qui ne cherchent pas à apporter leur aide face à des difficultés qui leurs sont étrangères, mais madame Fernandez en est le strict opposé et je tiens encore une fois à la remercier pour le travail qu'elle effectue auprès des étudiants des cycles supérieurs. La communauté a besoin de gens comme vous, et s'ils étaient moins rares, il est certain que l'ÉTS pourrait largement diminuer ses investissements dans des services de psychologie pour les étudiants.

VIII

Je tiens aussi à remercier mes amis, notre groupe « des gens aigris », qui ont supporté ma bêtise et mon amour dévorant pour les couleurs d'automne, mais aussi les amateurs de trains, les amis du GECP, et Victor, Léon, Benjamin, Elki et les autres. Pendant un doctorat la santé mentale est quelque chose à ne pas négliger, et nos visites au chemin de fer Sartigan, nos chasses de trains du CPKC ou du CN, vos inestimables conseils en photo, ou les rendez-vous du samedi matin pour aller voir le train 501 du chemin de fer Québec-Gatineau ont été d'un aide infallible et inestimable pour ma réussite. Merci à vous.

Enfin, 1000 mercis à ma famille, pour leur soutien, malgré la distance. Cela dit, ce n'est pas parce qu'il y aura un docteur dans la famille que celui-ci sera le plus intelligent ...

Détermination des propriétés mécaniques de profilés extrudés en aluminium par intelligence artificielle

Clément POT

RÉSUMÉ

L'objectif de ce projet de recherche est de proposer un modèle simple de prédictions de propriétés mécaniques et d'anisotropie de profilés extrudés en aluminium en faisant appel entre autres à l'intelligence artificielle (IA). Les algorithmes d'IA utilisent une approche statistique qui pourrait permettre d'obtenir une meilleure prédiction que celle de calculs lourds imposés par les modèles de simulation d'évolution de texture cristalline au cours de l'extrusion. En effet, lors de l'écoulement de l'aluminium dans la filière pour mettre en forme une poutre extrudée, les microstructures évoluent fortement et la texture cristalline est modifiée, ce qui induit une forte anisotropie aux profilés finis. Ces propriétés mécaniques et microstructurales particulières ont été étudiées pour deux alliages commercialement répandus et utilisés dans divers domaines des transports, les AA6063 et AA6082. La morphologie de la microstructure, la texture et l'état de précipitation ont été étudiés et répertoriés pour différents paramètres d'extrusion et différentes géométries de poutres, pour tirer des liens avec leurs propriétés mécaniques. L'alliage AA6063 a présenté une microstructure entièrement recristallisée avec principalement des gros grains équiaxes. Sa texture est dominée par des grains orientés aléatoirement et en cube, et elle a surtout semblé affectée par le chemin de déformation et la température de préchauffage du lopin. Les propriétés mécaniques de cet alliage se sont révélées essentiellement sensibles à la vitesse d'extrusion, et le coefficient de Lankford, représentatif de l'anisotropie, a principalement été influencé par la texture cristalline. L'alliage AA6082 a présenté une microstructure majoritairement déformée avec des grains très fins. Sa texture est riche en composantes S et laiton, et a semblé principalement influencée par le chemin et la vitesse d'extrusion. Ses propriétés mécaniques n'ont pas semblé être sensibles aux paramètres d'extrusion sur la plage étudiée. Les mesures de texture cristallographique ont été utilisées pour appliquer la méthode CMTP, qui a permis de prédire le coefficient de Lankford avec d'excellentes tendances, mais une précision qui pourrait être améliorée sur les profilés en AA6063 qui contiennent une plus grande fraction de grains orientés aléatoirement que ceux en AA6082. Les données d'extrusion et de propriétés mécaniques ont été utilisées pour entraîner des modèles IA de type perceptrons multicouches (MLP) et régressions à vecteurs-support (SVR). Ils permettent chacun de prédire une des grandeurs suivantes : limite élastique, résistance mécanique, coefficient d'écrouissage et coefficient de Lankford, malgré la taille limitée de la base de données. Les résultats rapportés ont toujours été meilleurs pour les MLP que les SVR. Ils ont toujours été satisfaisants pour la résistance mécanique, mais décevants pour les autres grandeurs.

Mots-clés : Aluminium, extrusion, anisotropie, texture cristalline, intelligence artificielle

Détermination des propriétés mécaniques de profilés extrudés en aluminium par intelligence artificielle

Clément POT

ABSTRACT

The main goal of this project is to propose a simple model to calculate the mechanical properties and the anisotropy of extruded aluminum profiles using artificial intelligence (AI). AI algorithms work as a statistical approach which could help in reaching better predictions than the ones given by heavy calculations deployed in traditional texture evolution models used to simulate extrusion. Particular microstructural transformations are known to occur within the material when passing through the extrusion die, which heavily modifies the crystallographic texture and creates strong anisotropy in the extruded profiles. Their mechanical and microstructural properties were studied in the current project for two commercially available alloys, known as AA6063 and AA6082, often used in the transportation industry. The microstructure morphology, the cristallographic texture and the precipitation state were studied for various extrusion parameters and various beam geometries, in order to relate them with the mechanical properties. Alloy AA6063 exhibited a recrystallized microstructure primarily with big equiaxed grains. Its texture is dominated by randomly-oriented grains and cube component, and seemed mainly driven by deformation path and billet pre-heating temperature. This alloy mechanical properties revealed to be mainly sensitive to ram speed, and the Lankford coefficient, being representative of anisotropy, has primarily been influenced by its crystallographic texture. Alloy AA6082 exhibited a deformed microstructure with small fine grains. Its texture is dominated with S and Brass texture components, which seemed particularly sensitive to the extrusion speed and path. Its mechanical properties didn't seem being really influenced by extrusion parameters on their studied range. Crystallographic texture measurements were used to apply the CMTF method, giving the possibility to predict the Lankford coefficient with rather good tendencies, but a lack of precision for AA6063 profiles which contain much more randomly oriented grains than AA6082 profiles. Extrusion data and mechanical properties were used to train multilayer perceptrons (MLP) and support vector regressions (SVR), each of these predicting one of the following quantities: yield and ultimate strengths, hardening coefficient and Lankford coefficient. The results calculated by MLPs always were better than SVRs, and they were only satisfying for ultimate strength, but disappointing for other quantities.

Keywords: Aluminum, extrusion, anisotropy, cristallographic texture, artificial intelligence

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE.....	5
1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium, sur l'extrusion et sur la texture cristalline ...	5
1.1.1 Caractéristiques générales des alliages d'aluminium	5
1.1.2 Présentation et définitions sur le procédé d'extrusion	6
1.1.3 Texture cristalline	8
1.1.3.1 Définition de la texture cristalline.....	8
1.1.3.2 Représentation de textures	11
1.1.3.3 Notion de glissement cristallographique.....	14
1.1.3.4 Anisotropie mécanique	17
1.1.3.5 Recristallisation.....	19
1.2 Caractéristiques des profilés extrudés en alliages AA6063 et 6082	22
1.2.1 Précipitation dans des profilés extrudés en AA6063 et AA6082	22
1.2.2 Microstructures et textures typiques retrouvées dans des profilés extrudés en alliages AA6063 et AA6082.....	23
1.2.3 Propriétés mécaniques et anisotropie de profilés extrudés en AA6063 et AA6082	25
1.3 Méthodes numériques	28
1.3.1 Calcul de l'évolution de la texture	28
1.3.2 Calcul de l'anisotropie et du coefficient de Lankford	32
1.3.3 Algorithmes d'intelligence artificielle	35
1.3.3.1 Contexte et définitions générales.....	35
1.3.3.2 Constitution d'une base de données.....	38
1.3.3.3 Perceptron multicouche ou MLP	40
1.3.3.4 Régression à vecteurs de support ou SVR.....	49
1.3.3.5 Techniques de validation des performances	54
1.4 Synthèse de la revue de littérature	57
1.5 Objectifs du projet de recherche	58
CHAPITRE 2 CARACTÉRISATION MÉCANIQUE ET MICROSTRUCTURALE DE PROFILÉS EXTRUDÉS EN AA6063 ET EN AA6082.....	61
2.1 Méthodologie	61
2.1.1 Profilés extrudés.....	61
2.1.2 Préparation des échantillons de micro-traction.....	67
2.1.3 Corrélation numérique d'images.....	71
2.1.4 Exploitation des résultats	72
2.1.5 Caractérisation des microstructures	73
2.2 Résultats et discussions pour l'alliage AA6063.....	75
2.2.1 Microstructures observées et textures mesurées	75
2.2.2 Propriétés mécaniques	90

2.2.2.1	Courbes de traction	90
2.2.2.2	Coefficient de Lankford	96
2.2.2.3	Étude de la variation du coefficient d'écrouissage	100
2.2.3	Discussions sur les résultats de l'alliage AA6063	107
2.2.3.1	Effets des paramètres d'extrusion sur la microstructure	107
2.2.3.2	Impact des paramètres d'extrusion et des caractéristiques microstructurales sur les propriétés mécaniques.....	110
2.2.3.3	Influence de la cristallographie sur l'anisotropie.....	114
2.3	Résultats pour l'alliage AA6082.....	122
2.3.1	Microstructures observées et textures mesurées	122
2.3.2	Propriétés mécaniques	138
2.3.2.1	Courbes de traction	138
2.3.2.2	Coefficient de Lankford	142
2.3.2.3	Étude de la variation du coefficient d'écrouissage	146
2.3.3	Discussions sur la microstructure et sur l'anisotropie de l'alliage AA6082.....	152
2.3.3.1	Effets des paramètres d'extrusion sur la microstructure.....	152
2.3.3.2	Impact des paramètres d'extrusion et des caractéristiques microstructurales sur les propriétés mécaniques.....	157
2.3.3.3	Influence de la cristallographie sur l'anisotropie.....	159
2.4	Synthèse sur les résultats expérimentaux.....	163
2.5	Recommandations liées aux mesures expérimentales	165
CHAPITRE 3	ALGORITHMES D'INTELLIGENCE ARTIFICIELLE APPLIQUÉS À LA PRÉDICTION DE PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES	169
3.1	Travaux préliminaires sur les données mécaniques.....	169
3.2	Architectures des perceptions multicouches et des régressions à vecteurs-supports.....	173
3.3	Résultats fournis par les réseaux de neurones et discussions	178
3.3.1	Entraînement et validation	178
3.3.2	Discussions sur les performances	180
3.4	Conclusions et recommandations liées aux réseaux de neurones	184
CONCLUSIONS.....		187
RECOMMANDATIONS		191
ANNEXE I	LISTE COMPLÈTE DES PARAMÈTRES D'EXTRUSION DES PROFILÉS	193
ANNEXE II	DONNÉES MICROSTRUCTURALES DES PROFILÉS 4 ET 5	195
ANNEXE III	CARTES DE RÉPARTITION DES JOINTS DE GRAINS DANS LES PROFILÉS EN AA6063	199
ANNEXE IV	COURBES DE TRACTION DES PROFILÉS 4 ET 5.....	203

ANNEXE V	COURBES DU COEFFICIENT DE LANKFORD DES PROFILÉS 4 ET 5.....	205
ANNEXE VI	CARTES DE RÉPARTITION DES JOINTS DE GRAINS DANS LES PROFILÉS EN AA6082.....	207
ANNEXE VII	LISTE DE ÉCHANTILLONS UTILISÉES EN INTELLIGENCE ARTIFICIELLE.....	211
ANNEXE VIII	PERFORMANCES CALCULÉES LORS D’UN TIRAGE DE VALIDATION AVEC LES ERREURS POUR CHAQUE GRANDEUR	215
ANNEXE IX	CODE PYTHON DE L’ENSEMBLE DU VOLET IA	219
	LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	235

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1 Erreurs quadratiques moyennes pour les données d'entrainement, de validation et d'essai pour l'AA6063-T6	48
Tableau 1.2 Erreurs moyennes des prédictions du SVR comparées aux valeurs attendues pour différentes fonctions noyau	52
Tableau 2.1 Compositions chimiques des alliages AA6063 et AA6082	61
Tableau 2.2 Paramètres d'extrusion des profilés.....	63
Tableau 2.3 Index des composantes de textures utilisées au cours du projet	74
Tableau 2.4 Composantes de texture dans différentes zones du profilé tube rectangulaire.....	79
Tableau 2.5 Composantes de texture du profilé plat	82
Tableau 2.6 Composantes de texture du profilé 3 en fonction des différentes zones....	85
Tableau 2.7 Composantes de texture du profilé 6 en fonction des différentes zones....	89
Tableau 2.8 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour les marches du profilé plat, donnant le coefficient d'écrouissage global "n" ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction.....	102
Tableau 2.9 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour les marches du profilé 3, donnant le coefficient d'écrouissage global "n" ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction.....	104
Tableau 2.10 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour les marches du profilé 6, donnant le coefficient d'écrouissage global "n" ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction.....	106
Tableau 2.11 Valeurs moyennes des mesures du coefficient de Lankford pour le profilé tube en états T4 et T6 comparés aux calculs de la méthode CMTP.....	116
Tableau 2.12 Valeurs moyennes des mesures du coefficient de Lankford pour le profilé plat en états T4 et T6 comparés aux calculs de la méthode CMTP.....	117

Tableau 2.13	Composantes de texture relevées dans différentes zones du profilé plat en AA6082-T4125
Tableau 2.14	Composantes de texture du profilé 23 en fonction des différentes zones130
Tableau 2.15	Composantes de texture du profilé 24 en fonction des différentes zones135
Tableau 2.16	Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour profilé plat en états thermiques T4 et T6, donnant le coefficient d'écrouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction148
Tableau 2.17	Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour les marches du profilé 23, donnant le coefficient d'écrouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction149
Tableau 2.18	Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour les marches du profilé 24, donnant le coefficient d'écrouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction151
Tableau 3.1	Valeurs extrêmes associées à chaque grandeur d'entrée et de sortie.....170
Tableau 3.2	Hyperparamètres testés pour l'optimisation des MLP176
Tableau 3.3	Hyperparamètres testés pour l'optimisation des SVR176
Tableau 3.4	Hyperparamètres retenus pour le MLP de chaque grandeur testée.....177
Tableau 3.5	Hyperparamètres retenus pour le SVR de chaque grandeur testée178
Tableau 3.6	Scores d'entrainement des différents algorithmes pour chaque grandeur179
Tableau 3.7	Moyennes et écarts-types de validation pour chaque grandeur et chaque réseau, pour un tirage.....180

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Schéma explicatif du procédé d'extrusion7
Figure 1.2	Schéma de la maille cubique à face centrée mettant en évidence les différentes directions cristallographiques ainsi que le plan de glissement (111).....9
Figure 1.3	Schéma décrivant les angles d'Euler pour une maille élémentaire de cristal (x_c, y_c, z_c), a) la maille est alignée au repère d'extrusion (DE,DT,DN), b) l'angle φ_1 décrit une première rotation autour de x' , c) l'angle ϕ décrit la deuxième rotation autour de x'' et d) l'angle φ_2 décrit la dernière rotation autour de z'' jusqu'au repère du cristal (c).....10
Figure 1.4	Schématisation de l'espace d'Euler (de 0° à 90° sur chaque axe) faisant apparaître différentes fibres et différentes orientations caractéristiques Adapté de (Hrebec, 2019)11
Figure 1.5	Construction de deux figures de pôles, a) $\langle 100 \rangle$ et b) $\langle 111 \rangle$ pour un cristal orienté avec ses axes $\langle 100 \rangle$ alignés avec le repère macroscopique12
Figure 1.6	Composantes de textures classiques des cristaux CFC représentés avec la direction $\{111\}$13
Figure 1.7	Exemple d'une carte EBSD d'un échantillon en AA6063 déformé en traction à 25%, la direction de référence étant la direction d'extrusion, normale à la carte14
Figure 1.8	Illustration du glissement cristallin et de la formation d'une dislocation consécutif à une déformation plastique, où en a) le réseau cristallin est à l'état initial, en b) un effort est imposé au réseau et le déforme élastiquement, en c) le réseau est déformé plastiquement avec formation d'une dislocation et elle est mise en mouvement en d)15
Figure 1.9	Schématisation de la loi de Schmid pour un monocristal cylindrique chargé en traction.....16
Figure 1.10	a) Schéma mettant en évidence l'angle entre la direction longitudinale (x) d'un échantillon de traction et la direction d'extrusion, b) Schéma répertoriant les différentes déformations d'un échantillon de traction sous l'effet d'une charge σ18
Figure 1.11	Tôle emboutie mettant en évidence quatre oreilles dues à l'anisotropie ..19

Figure 1.12	Comparaison du temps de calcul entre des simulations de plasticité cristalline et le réseau de neurones proposé.....	37
Figure 1.13	Représentation schématique d'un perceptron multicouches	41
Figure 1.14	Erreur quadratique moyenne en fonction du nombre de neurones pour différentes grandeurs prédites : (a) élongation, (b) force maximale, (c) résistance mécanique et (d) limite élastique	43
Figure 1.15	Corrélation entre les sorties prédites et les sorties désirées avec 8 échantillons pour des réseaux de neurones calculant différentes données : (a) l'élongation, (b) la force maximale, (c) la résistance mécanique et (d) la limite élastique	44
Figure 1.16	Corrélation des données de résistance en compression du béton au sable de fonderie, entre mesurées et calculées par MLP.....	45
Figure 1.17	Corrélation des données de résistance en traction du béton au sable de fonderie, entre mesurées et calculées par MLP	46
Figure 1.18	Graphe de superposition des résultats de simulations de plasticité cristalline avec ceux fournis par le réseau de neurones pour un essai de traction d'AA6063-T6	47
Figure 1.19	Schéma explicatif d'un SVR	49
Figure 1.20	Comparaisons des prédictions aux valeurs désirées pour (a) la résistance mécanique en traction (b) la résistance mécanique en flexion (c) l'élongation	51
Figure 1.21	Comparaison de l'erreur quadratique moyenne en fonction du nombre d'époques pour (a) le SVR et (b) le MLP.....	53
Figure 1.22	Erreurs des différents modèles calculées pour les données de validation, avec RMSE qui est la racine de l'erreur quadratique moyenne et MAE qui est l'erreur moyenne absolue.....	54
Figure 2.1	Plans des sections des différents profilés : a) tube rectangulaire, b) plat et c) escalier	62
Figure 2.2	Modèles 3D de trois filières, avec a) filière « poche 5 mm », b) filière « poche 12 mm » et c) filière « shaped »	64
Figure 2.3	Visualisation de l'écoulements et des lignes de courant de trois filières, avec a) filière « poche 5 mm », b) filière « poche 12 mm » et c) filière « shaped »	65

Figure 2.4	Visualisation des différentes chambres de la filière permettant d'obtenir des tubes rectangulaires.	66
Figure 2.5	Visualisation des différentes chambres de la filière permettant d'obtenir des profilés plats.	66
Figure 2.6	Visualisation des différentes chambres de la filière permettant d'obtenir des profilés escaliers.	67
Figure 2.7	Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction dans un profilé tube rectangulaire.....	68
Figure 2.8	Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction dans un profilé plat.....	68
Figure 2.9	Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction pour les orientations 0°, 22,5°, 45° et 90° dans un profilé escalier	69
Figure 2.10	Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction pour les orientations 22,5° et 67,5° dans un profilé escalier	69
Figure 2.11	a) Plan des éprouvettes de traction suivant la norme ASTM E8 et b) Plan des éprouvettes utilisées pour les profilés escaliers	70
Figure 2.12	Schéma du protocole de réalisation de l'acquisition des données de déformation lors des essais de traction	71
Figure 2.13	Cartes des tailles de grain du tubulaire	76
Figure 2.14	Distributions de taille de grains du profilé tubulaire	77
Figure 2.15	Cartes EBSD du profilé tubulaire	78
Figure 2.16	Figures de pôles associées aux différentes zones analysées du tube : a) centre du grand côté, b) coin et c) petit côté	78
Figure 2.17	Carte des tailles de grains du profilé plat.....	80
Figure 2.18	Distribution des tailles de grains du profilé plat	80
Figure 2.19	Données de texture du milieu du profilé plat en AA6063 avec en a) la carte EBSD suivant DE et en b) la figure de pôles associée.....	81
Figure 2.20	Cartes des tailles de grain du profilé 3.....	83
Figure 2.21	Distribution cumulative des tailles de grains des différentes zones du profilé 3	83

Figure 2.22	Cartes EBSD du profilé 3	85
Figure 2.23	Figures de pôles du profilé 3 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche.....	85
Figure 2.24	Cartes des tailles de grain du profilé 6.....	86
Figure 2.25	Distribution cumulative des tailles de grains des différentes zones du profilé 6.....	87
Figure 2.26	Cartes EBSD du profilé 6	88
Figure 2.27	Figures de pôles du profilé 6 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche.....	88
Figure 2.28	Courbes de traction des échantillons usinés dans un profilé tube en AA6063 avec en a) les courbes des échantillons à l'état thermique T4 et b) en T6	91
Figure 2.29	Courbes de traction des échantillons usinés dans un profilé plat en AA6063 à l'état a) T4 et b) T6	92
Figure 2.30	Courbes de traction des échantillons en AA6063-T4 polis	93
Figure 2.31	Courbes de traction du profilé 3, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1	95
Figure 2.32	Courbes de traction du profilé 6, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1	95
Figure 2.33	Courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans un tube rectangulaire en AA6063, avec en a) l'état thermique T4 et b) l'état T6 ..	96
Figure 2.34	Courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans un profilé plat en AA6063 à l'état a) T4 et b) T6.....	97
Figure 2.35	Courbes du coefficient de Lankford des échantillons en AA6063-T4 polis.....	98
Figure 2.36	Courbes du coefficient de Lankford du profilé 3, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1	99

Figure 2.37	Courbes du coefficient de Lankford du profilé 6, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°199
Figure 2.38	Courbes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé plat en log/log a) état T4 et b) état T6101
Figure 2.39	Courbes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé 3 en log/log pour la marche la plus fine 3 en a), la marche centrale 2 en b), et la marche la plus épaisse 1 en c)103
Figure 2.40	Courbes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé 6 en log/log pour la marche la plus fine 3 en a), la marche centrale 2 en b), et la marche la plus épaisse 1 en c)105
Figure 2.41	Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du grand côté du profilé tubulaire en états thermiques T4 et T6 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture115
Figure 2.42	Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du profilé plat en états thermiques T4 et T6 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture117
Figure 2.43	Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du profilé 3 en état T4 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture.....119
Figure 2.44	Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du profilé 6 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture.....120
Figure 2.45	Données d'application de la méthode CMTP sur la « peau » de la grande marche du profilé 3 : a) extrait de la carte EBSD de la peau, b) figure de pôles associée et c) graphe donnant la courbe CMTP120
Figure 2.46	Données d'application de la méthode CMTP sur la « peau » de la grande marche du profilé 6 : a) extrait de la carte EBSD de la peau, b) figure de pôles associée et c) graphe donnant la courbe CMTP121
Figure 2.47	Taille de grains du profilé plat en AA6082-T4 avec a) la carte pour la demie épaisseur, en b) une vue rapprochée de la surface, c) la distribution cumulée pour chaque zone et en d) une vue rapprochée sur le centre.....123

Figure 2.48	Cartes EBSD et figures de pôles du profilé plat en AA6082-T4 avec en a) la demie-épaisseur, en b) la surface, et en c) le centre.....	124
Figure 2.49	Cartes des tailles de grains du profilé escalier 23	126
Figure 2.50	Distribution de la taille des grains du profilé 23	127
Figure 2.51	Détails des tailles de grains de la grande marche du profilé 23, avec en a) la carte dans la zone de sous-surface, en b) la carte au centre et en c) les distributions cumulées	128
Figure 2.52	Cartes EBSD du profilé escalier 23	129
Figure 2.53	Figures de pôles du profilé 23 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche	129
Figure 2.54	Cartes EBSD et figures de pôles de différentes zones du profilé 23 avec en a) la zone de sous-surface et en b) le centre	131
Figure 2.55	Cartes des tailles de grains du profilé escalier 24	132
Figure 2.56	Distribution de la taille des grains du profilé 24.....	132
Figure 2.57	Détails des tailles de grains de la grande marche du profilé 24, avec en a) la carte dans la zone de sous-surface, en b) la carte au centre et en c) les distributions cumulées	133
Figure 2.58	Cartes EBSD du profilé escalier 24	134
Figure 2.59	Figures de pôles du profilé 24 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche	134
Figure 2.60	Cartes EBSD et figures de pôles de différentes zones du profilé 24 avec en a) la zone de sous-surface et en b) le centre	136
Figure 2.61	Courbes de traction du profilé plat en AA6082 en états thermiques a) T4 et en b) T6.....	139
Figure 2.62	Courbes de traction du profilé plat en AA6082-T4 pour les échantillons polis	140
Figure 2.63	Courbes de traction du profilé 23, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1	141

Figure 2.64	Courbes de traction du profilé 24, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1142
Figure 2.65	Courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans un profilé plat en AA6082 à l'état a) T4 et b) T6.....143
Figure 2.66	Courbes du coefficient de Lankford des échantillons en AA6082-T4 polis.....144
Figure 2.67	Courbes du coefficient de Lankford du profilé 23, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1145
Figure 2.68	Courbes du coefficient de Lankford du profilé 24, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1145
Figure 2.69	Courbes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé plat en log/log a) état T4 et b) état T6147
Figure 2.70	Courbes de variation du coefficient d'écrouissage dans le domaine plastique pour les différentes marches du profilé 23, a) petite marche 3, b) marche centrale 2 et c) grande marche 1149
Figure 2.71	Courbes de variation du coefficient d'écrouissage dans le domaine plastique pour les différentes marches du profilé 24, a) petite marche 3, b) marche centrale 2 et c) grande marche 1150
Figure 2.72	Courbes de la méthode CMTP comparées aux mesures prises sur les échantillons issus du profilé plat en AA6082, polis et non polis (centre)161
Figure 2.73	Courbes de la méthode CMTP appliquée aux trois marches du profilé 23 et superposées aux données expérimentales162
Figure 2.74	Courbes de la méthode CMTP appliquée aux trois marches du profilé 24 et superposées aux données expérimentales162
Figure 3.1	Matrice des corrélations entre les entrées et les sorties des réseaux de neurones172
Figure 3.2	Répartition des résistances mécaniques des 132 échantillons181
Figure 3.3	Répartition des limites élastiques des 132 échantillons183
Figure 3.4	Répartition des coefficients d'écrouissage des 132 échantillons183

Figure 3.5	Répartition des coefficients de Lankford des 132 échantillons184
------------	--

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

CNRC	Conseil National de Recherches Canada
DE	Direction d'Extrusion
DL	Direction de Laminage
DT	Direction Transverse
DN	Direction Normale
EBSD	Diffraction d'électrons rétrodiffusés <i>Electron Back Scatter Diffraction</i>
ÉF/FEM	Éléments Finis/ <i>Finite Elements Model</i> en anglais
CP-FEM	modèle alliant éléments finis et plasticité cristalline <i>Crystal Plasticity – Finite Elements Model</i>
VPSC	Visco-Plastic Self-Consistent
PCG	Grains grossiers en surface <i>Peripheral Coarse Grains</i>
SRX	Recristallisation statique <i>Static Recrystallization</i>
DRX	Recristallisation dynamique <i>Dynamic Recrystallization</i>
GDRX	Recristallisation dynamique géométrique <i>Geometric Dynamic Recrystallization</i>
CDRX	Recristallisation dynamique continue <i>Continuous Dynamic Recrystallization</i>
DDRX	Recristallisation dynamique discontinue <i>Discontinuous Dynamic Recrystallization</i>
MRX	Recristallisation métadynamique <i>Metadynamic Recrystallization</i>
CFC	Cubique à Faces Centrées
HC	Hexagonal Compact
CC	Cubique Centré
CRSS	Scission résolue critique <i>Critical Resolved Shear Stress</i>

CMTP	Mécanique des milieux continus pour les polycristaux texturés <i>Continuum Mechanics of Textured Polycrystals</i>
MÉT	Microscope Électronique en Transmission
MÉB	Microscope Électronique à Balayage
ALE	(méthode) Arbitraire Lagrangienne Eulérienne
IA	Intelligence Artificielle
MLP	Perceptron multicouches <i>MultiLayers Perceptron</i>
SVR	Régression à vecteurs de support <i>Support Vector Regression</i>
MSE	Erreur quadratique moyenne <i>Mean Square Error</i>
RMSE	Racine carrée de l'erreur quadratique moyenne <i>Root Mean Square Error</i>
MAE	Erreur moyenne absolue <i>Mean Absolute Error</i>
ReLU	Unité linéaire rectifiée <i>Rectified Limear Unit</i>
RBF	Fonction de base radiale <i>Radial Basis Function</i>

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

MPa	Mégapascal
N	Newton
mm	Millimètre
μm	Micromètre
°C	Degré Celsius
mm/min	Millimètre par minute
mm/s	Millimètre par seconde
μm/s	Micromètre par seconde
Hz	Hertz
τ_{crss}	Contrainte de cisaillement critique résolue
τ	Contrainte de cisaillement
$R_{p0,2}$	Contrainte mesurée à 0,2% de déformation plastique résiduelle
R_e	Limite d'élasticité
R_m	Résistance mécanique
ε	Déformation
σ	Contrainte
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation
$\varepsilon_{largeur}^p$	Déformation plastique scalaire dans la direction de la largeur de l'échantillon (valable dans les autres directions)
$\otimes$	Produit dyadique
:	Double contraction entre deux tenseurs (produit scalaire)
M	Facteur de Taylor

XXX

dA	Incrément infinitésimal de la grandeur A (différentielle mathématique)
$\bar{\sigma}$	Tenseur de contraintes (tenseur de Cauchy)
$\bar{s}$	Tenseur déviateur de contraintes
$\bar{\varepsilon}$	Tenseur de déformations
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	Tenseur taux de déformation
$\dot{\bar{\varepsilon}}^p$	Tenseur taux de déformation plastique
R, r	Coefficient de Lankford (deux notations rencontrées, majuscule et minuscule)
q	Coefficient de contraction
F	Contrainte effective ou fonction de charge (<i>effective stress</i> en anglais)
λ	Multiplicateur plastique
A^T	Transposée de la matrice A
A^{-1}	Inverse de la matrice A
R_i	Matrice de rotation du grain i
R_i^T	Matrice de rotation du grain i, transposée
$\frac{\partial}{\partial x}$	Dérivée partielle par rapport à x , la notation est valable par rapport à n'importe quelle variable autre que x
$\exp$	Fonction exponentielle
$\ln$	Fonction logarithme népérien
$\log$	Fonction logarithme en base 10
HV	Dureté Vickers
HRB/HRE	Dureté Rockwell échelles B et E

INTRODUCTION

Les alliages d'aluminium sont de plus en plus utilisés dans l'industrie mécanique puisqu'ils fournissent un excellent compromis entre rigidité et masse volumique par rapport à d'autres matériaux, comme les nuances d'acier par exemple. Cet avantage permet d'alléger les assemblages, et ainsi de réduire la consommation énergétique de véhicules fabriqués à partir de ce matériau. Dans la construction de squelettes de véhicules ferroviaires légers, comme les métros ou les tramways, des poutres réalisées par extrusion sont employées comme profilés structuraux. Pour différentes pièces d'absorption des chocs dans les véhicules automobiles, le même genre de profilés est employé avec les alliages AA6063 et AA6082. Dans ces assemblages, les poutres sont critiques puisqu'elles sont les éléments nécessaires à l'absorption et à la dissipation de l'énergie des chocs. Ce rôle central implique de maîtriser parfaitement leurs caractéristiques mécaniques pour parfaire au mieux leur dimensionnement (Béland, D'Amours, & Parson, 2020 ; Leppin, Kutscher, Feuerstein, & Oberhofer, 2008).

Pour la réalisation de ces profilés structuraux, le procédé d'extrusion est utilisé. Il requiert qu'un lopin soit préchauffé avant d'être poussé à travers une filière. Celle-ci est une pièce ou un assemblage de pièces en acier ajourées d'un ou plusieurs orifices qui permet d'obtenir en sortie une poutre possédant la forme 2D mâle des orifices, allongée le long de la direction d'extrusion et pouvant s'étendre sur plusieurs mètres. Cette mise en forme implique de sévères déformations pour l'aluminium extrudé, se traduisant par de hautes quantités d'énergie emmagasinées plastiquement dans la matière. Ceci permet des transformations microstructurales importantes, dues à la déformation, la rotation des cristaux, ou encore aux différentes formes de recristallisation possibles. Les paramètres directeurs de ces phénomènes semblent être la composition chimique de l'alliage utilisé, son état de précipitation (homogène ou pas), la température de préchauffage, la vitesse de déformation à travers la filière, sa géométrie ainsi que celle du profilé final. Or, ces transformations influencent directement les propriétés mécaniques des poutres réalisées.

Ces transformations sont source d'anisotropie pour les profilés extrudés, c'est-à-dire que leurs propriétés mécaniques sont variables suivant les directions de l'espace. Cela s'explique parce

que l'anisotropie est tributaire de l'évolution de la texture cristalline au cours de l'extrusion. Or, la texture est directement affectée par la déformation et la recristallisation, et elle semble être le facteur principal responsable de l'anisotropie de pièces extrudées en aluminium (Bocher, 2022 ; Chen, Poole, & Parson, 2018 ; Dickson & Sanders Jr., 2020 ; Khadyko, Marioara, Dumoulin, Børvik, & Hopperstad, 2017). De ce fait, l'analyse des variations de texture et des facteurs influençant l'anisotropie de profilés extrudés apparaît comme crucial afin de pouvoir proposer des modèles robustes de prédiction de propriétés mécaniques.

Ces modèles doivent permettre de simuler l'extrusion avec des paramètres fixés et fournissant des profilés avec des propriétés mécaniques cibles. Cependant, les phénomènes mis en jeu lors l'extrusion sont difficiles à mettre en équation et à simuler car les modèles actuels de prédiction de texture, tels que le modèle de Taylor, le modèle VPSC ou les modèles CP-FEM (Han, Roters, & Raabe, 2020), font appel à des modèles physiques très élaborés malgré leur complexité, des temps de calcul de plusieurs heures, et les propriétés calculées sont éloignées de celles mesurées. Malheureusement, il n'est pas vraiment possible de prédire rapidement et avec précision les propriétés de nouveaux profilés. Cela crée le risque que les propriétés mesurées après des essais d'extrusion puissent ne pas respecter les consignes du cahier des charges, demandant une nouvelle conception du produit ou de la filière. Ce processus long et coûteux fait que les extrudeurs imposent leurs profilés sur catalogue à leurs clients industriels et la réalisation de nouvelles géométries est difficilement envisageable.

L'utilisation d'algorithmes d'Intelligence Artificielle (IA) étant en pleine expansion aujourd'hui pour de nombreux domaines industriels, allant de la simple reconnaissance de formes à la conduite de voitures autonomes, l'intérêt pour ces techniques s'est donc tout naturellement porté pour l'optimisation de l'extrusion. Il semble que l'IA pourrait fournir des alternatives à la problématique de fiabilisation des prédictions des modèles de plasticité, puisque les modèles d'IA peuvent être entraînés sur tout type de valeurs. Les performances des prédictions qu'ils fournissent en sortie ne dépendent que des données et de l'entraînement du modèle, et ne prennent pas en compte les modèles physiques codés. Cette approche permet de solutionner le fait que l'approche traditionnelle de modélisation de l'extrusion en codant des

équations fournit des résultats éloignés des observations expérimentales, en se basant plutôt sur une approche statistique utilisant uniquement des données réelles grâce l'IA.

L'objectif principal de cette thèse de doctorat est d'étudier la possibilité d'utiliser un modèle simple d'IA pour le calcul des propriétés mécaniques de profilés extrudés en alliages AA6063 et AA6082. Les propriétés mécaniques d'intérêt sont celles qui permettent de tracer une courbe de traction mais aussi de caractériser son anisotropie. Ce modèle s'appuiera sur des données réelles et mesurées pour éviter tout biais à d'entraînement, et vise à constituer une base de données permettant l'entraînement et la validation des modèles d'IA.

L'objectif secondaire de ce projet est de profiter de la constitution d'une base de données pour étudier l'anisotropie des alliages étudiés, et l'effet d'une grande variété de paramètres d'extrusion. Différentes formes de profilés ont été testés, avec notamment différents états thermiques, et des essais de traction ont été faits suivant différents angles entre les directions d'extrusion et de traction. Les caractéristiques microstructurales, c'est-à-dire la morphologie de la microstructure, la texture et l'état de précipitation, seront aussi mis en vis-à-vis des propriétés mécaniques mesurées pour différents états thermiques.

Cette thèse est divisée en trois chapitres :

- Le premier présente une revue de littérature détaillée des problématiques liées au sujet. D'abord, la notion de texture cristalline est définie et les enjeux qui s'y rapportent sont explorés. Ensuite, les paramètres et résultats caractéristiques de l'extrusion, et notamment des alliages d'aluminium AA6063 et AA6082, sont détaillés. Les observations données dans la littérature concernant les analyses de textures et les propriétés mécaniques mesurées sont énumérées pour faire le point sur les connaissances manquantes sur l'anisotropie de ces alliages. Enfin, une partie sur les méthodes numériques en rapport avec le sujet est abordée, c'est-à-dire avec les modèles de simulation de l'extrusion, de l'évolution de la texture cristalline au cours de la déformation et de recristallisation, et les limitations de ces techniques. Cela permet ensuite d'introduire les différentes possibilités offertes par l'utilisation de l'intelligence

artificielles sur des problèmes de mécanique, avec la constitution de bases de données, l'exploration de deux modèles de régression et l'évaluation de leurs performances.

- Le deuxième chapitre est consacré à la mise en œuvre expérimentale. L'obtention des profilés extrudés, la méthodologie de réalisation des essais de micro-traction ainsi que les protocoles d'analyse des microstructures sont d'abord détaillés. Ensuite, les résultats sont exposés et discutés, d'abord pour l'alliage AA6063, avec les microstructures observées et les textures mesurées, les résultats des essais de tractions et les observations qui en découlent, puis les mêmes analyses sont rapportées pour l'alliage AA6082.
- Le troisième chapitre est orienté vers l'utilisation des données collectées pour la mise en œuvre de deux algorithmes d'intelligence artificielle pour la détermination de propriétés mécaniques de profilés extrudés. Les différentes architectures mises en évidence par la revue de littérature ont été testées et leurs performances analysées. Les résultats sont ensuite discutés, et des recommandations et des conseils sont formulés pour aboutir à une architecture et un fonctionnement optima.

Finalement, des conclusions et des recommandations sont formulés pour l'ensemble du projet à la lumière des différentes briques qui auront été présentées auparavant.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 Généralités sur les alliages d'aluminium, sur l'extrusion et sur la texture cristalline

1.1.1 Caractéristiques générales des alliages d'aluminium

Les alliages d'aluminium présentent des caractéristiques notables qu'il convient d'exposer ici en guise d'introduction et de rappel sur les notions plus complexes qui seront abordées par la suite. Tout d'abord, les alliages d'aluminium, comme la plupart des matériaux métalliques, présentent à l'état solide une structure dite « polycristalline », c'est-à-dire que la matière est organisée en agglomérat de grains, chaque grain correspondant à un cristal au sein duquel les atomes sont organisés suivant un schéma d'organisation périodique dans l'espace. Ces alliages cristallisent suivant le réseau cubique à faces centrées (C.F.C.), c'est-à-dire qu'en réduisant chaque grain à un motif élémentaire, celui-ci est un cube où des atomes d'aluminium se trouvent à chaque sommet ainsi qu'au centre de chaque face. Cette caractéristique est fondamentale à retenir, avant d'aborder la notion de texture cristalline au cours des paragraphes suivants, car elle en constitue la base avant d'aborder ces concepts plus complexes.

Il est important de préciser que les alliages d'aluminium qui ont été utilisés au cours du présent projet sont issus de la série 6000, c'est-à-dire composés majoritairement de magnésium et de silicium (Al-Mg-Si). Cette série a la spécificité d'être capable de durcir par précipitation, aussi appelé durcissement structural. Cela signifie qu'il est possible d'augmenter la limite élastique et la résistance mécanique de ces alliages en agissant sur l'état de précipitation au sein de la matière (Reboul, 2005). Ce genre de processus implique de réaliser une mise en solution, correspondant à un maintien à haute température (entre 450 et 550°C dépendamment des alliages) pendant une courte durée (entre 10 minutes et 2h suivant la série d'alliage). Cela va permettre de dissoudre les composants présents au sein de la microstructure et de former une solution solide saturée en éléments d'alliage. Une trempe est ensuite effectuée, généralement

en plongeant la pièce dans de l'eau, pour figer les éléments d'alliage en solution et former une solution solide sursaturée. Cette étape est ensuite suivie d'un vieillissement, qui permet de favoriser la diffusion au sein de la matrice d'aluminium pour former des précipités. Le vieillissement est dit naturel s'il est réalisé à la température ambiante (22°C) et artificiel s'il est réalisé à une température supérieure à l'ambiante (généralement entre 175 et 200°C). Dans le premier cas, les précipités formés sont principalement cohérents avec la matrice d'aluminium, et l'état thermique obtenu est appelé T4, et dans le second cas, les précipités formés sont principalement semi-cohérents et l'état thermique est dit T6, c'est l'état qui donne un durcissement maximal.

1.1.2 Présentation et définitions sur le procédé d'extrusion

L'extrusion est un procédé largement répandu dans l'industrie mécanique. Il est employé pour réaliser des pièces qui sont utilisées dans divers domaines avec de nombreux matériaux, en particulier les alliages d'aluminium et notamment ceux de la série 6000. Lors de l'extrusion d'alliages d'aluminium, un lopin est porté à haute température (en général 450°C de préchauffage) puis est passé à une vitesse d'extrusion donnée au travers d'une filière, qui a la forme femelle d'un profilé obtenu en sortie. Celui-ci est une poutre ayant la forme mâle de l'orifice de la filière, une section 2D allongée le long de la direction d'extrusion. Ce processus est illustré à la Figure 1.1.

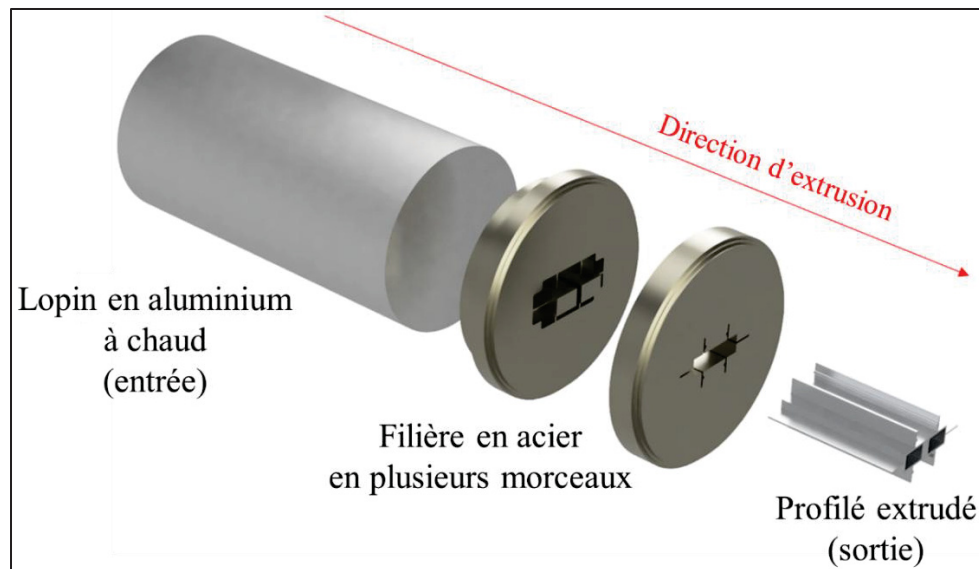


Figure 1.1 Schéma explicatif du procédé d'extrusion
Adaptée de Varley (2024)

La Figure 1.1 met en évidence le fait que pour obtenir des certaines formes de profilés, les filières d'extrusion peuvent être en plusieurs morceaux. La géométrie des profilés à obtenir est imposé par celle de la filière. Les profilés creux ne permettent pas d'avoir un écoulement direct du lopin au profilé et des formes de raccordement sont nécessaires. La géométrie de la filière impacte largement la texture du profilé final et certaines géométries particulières peuvent lui être données par ses concepteurs dans le but d'impacter la microstructure et les propriétés mécaniques du profilé final (Béland, Pot, Boyadjian, Parson, & Bocher, 2024 ; Mahmoodkhani, Chen, Wells, Poole, & Parson, 2019 ; Parson, Maltais, & Jowett, 2016). De ce fait, pour caractériser l'extrusion et les filières, il est courant d'utiliser les rapports entre les surfaces d'entrée et de sortie pour caractériser la quantité de déformation appliquée à la matière qui s'y écoule. Cela dit, une telle caractérisation néglige totalement les étapes de séparation possibles et de « ressoudage » du matériau au moment du passage dans la filière pour les profilés creux (réalisé « naturellement », sans action autre que l'écoulement de la matière, au cours de l'extrusion). L'écoulement se fait dans la direction d'extrusion (DE), et suivant la forme du profilé, une direction transversale (DT) et une direction normale (DN) sont associées pour créer un repère normé macroscopique. Pour un profilé extrudé sous forme d'un plat, la direction normale est orthogonale au plan formé par la forme du profilé.

1.1.3 Texture cristalline

1.1.3.1 Définition de la texture cristalline

La texture correspond à la densité des orientations de la maille cristalline élémentaire de chaque grain pour un volume donné d'un polycristal (Bocher, 2022 ; Engler, Hirsch, & Kalz, 2006 ; Zhao, Mao, Roters, & Raabe, 2004). Une analyse sur un certain nombre de grains (le plus grand possible) permet de représenter la densité d'orientations des mailles et d'en tirer une texture. Elle varie en fonction de l'historique thermomécanique du métal et réciproquement, et l'analyse des composantes de texture permet de comprendre les mécanismes mis en jeu. Certains motifs et certaines composantes sont en effet caractéristiques de certaines déformations et se retrouvent suivant les procédés de déformation plastique, comme l'extrusion ou le laminage par exemple.

L'orientation de la maille cristalline de chaque grain, c'est-à-dire le repère local du grain (échelle microscopique), est mise en relation avec le repère de la pièce mécanique ou du procédé (repère macroscopique). La texture peut être décrite de différentes manières. Une première méthode consiste à décrire l'orientation avec les indices de Miller de la forme $\langle uvw \rangle \{ hkl \}$ ou $\{ hkl \} \langle uvw \rangle$. Les directions cristallographiques sont représentées par $\langle uvw \rangle$, u , v et w étant des entiers qui représentent le vecteur directeur d'une maille, et les plans cristallographiques sont représentés par $\{ hkl \}$, avec h , k et l qui donnent la normale d'un plan, définissant complètement l'orientation. Pour la maille cubique à faces centrées, représentée en Figure 1.2, certaines directions sont représentées en vert. À titre d'exemple, l'ensemble des directions de la forme $[100]$, $[010]$ et $[001]$ sont rassemblées dans la famille de directions notée $\langle 100 \rangle$, ce qui peut être traduit avec le formalisme mathématique suivant : $\{ [100], [010], [001] \} = \langle 100 \rangle$. De la même façon, il existe quatre plans ayant le même arrangement atomique que le plan (111) , représenté en rouge, et tous sont regroupés dans la famille de plans $\{ 111 \}$ (Dang Ngoc Chan, 2002).

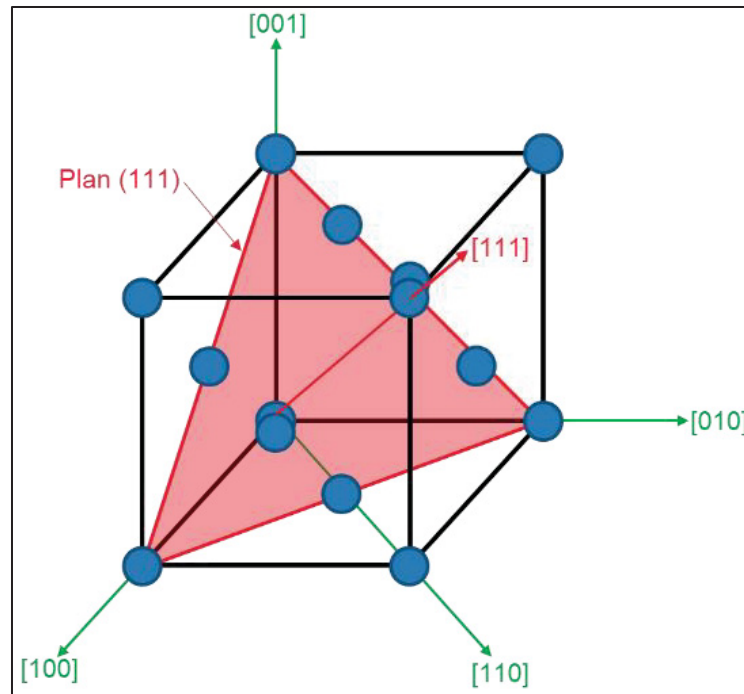


Figure 1.2 Schéma de la maille cubique à face centrée mettant en évidence les différentes directions cristallographiques ainsi que le plan de glissement (111)

Une autre méthode pour décrire l'orientation d'un cristal par rapport au repère macroscopique de référence est d'utiliser un trio des angles d'Euler. Ces trois angles définissent les trois rotations trigonométriques à faire pour passer du repère de l'échantillon (macroscopique) à celui du cristal (microscopique). C'est ce qui a été le plus utilisé au cours du présent projet et la convention utilisée, qui est celle d'usage en cristallographie, est celle définie par Bunge, avec les trois angles notés $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ (Bunge, 1969). Ceux-ci décrivent les rotations de la maille, respectivement, autour de la direction normale au plan (DE,DT) pour le premier, autour de la direction du nouvel axe x' de la maille (direction [100]) pour le second, et enfin autour de l'axe z'' (direction [001]) pour le dernier. Ces trois rotations sont schématisées à la Figure 1.3.

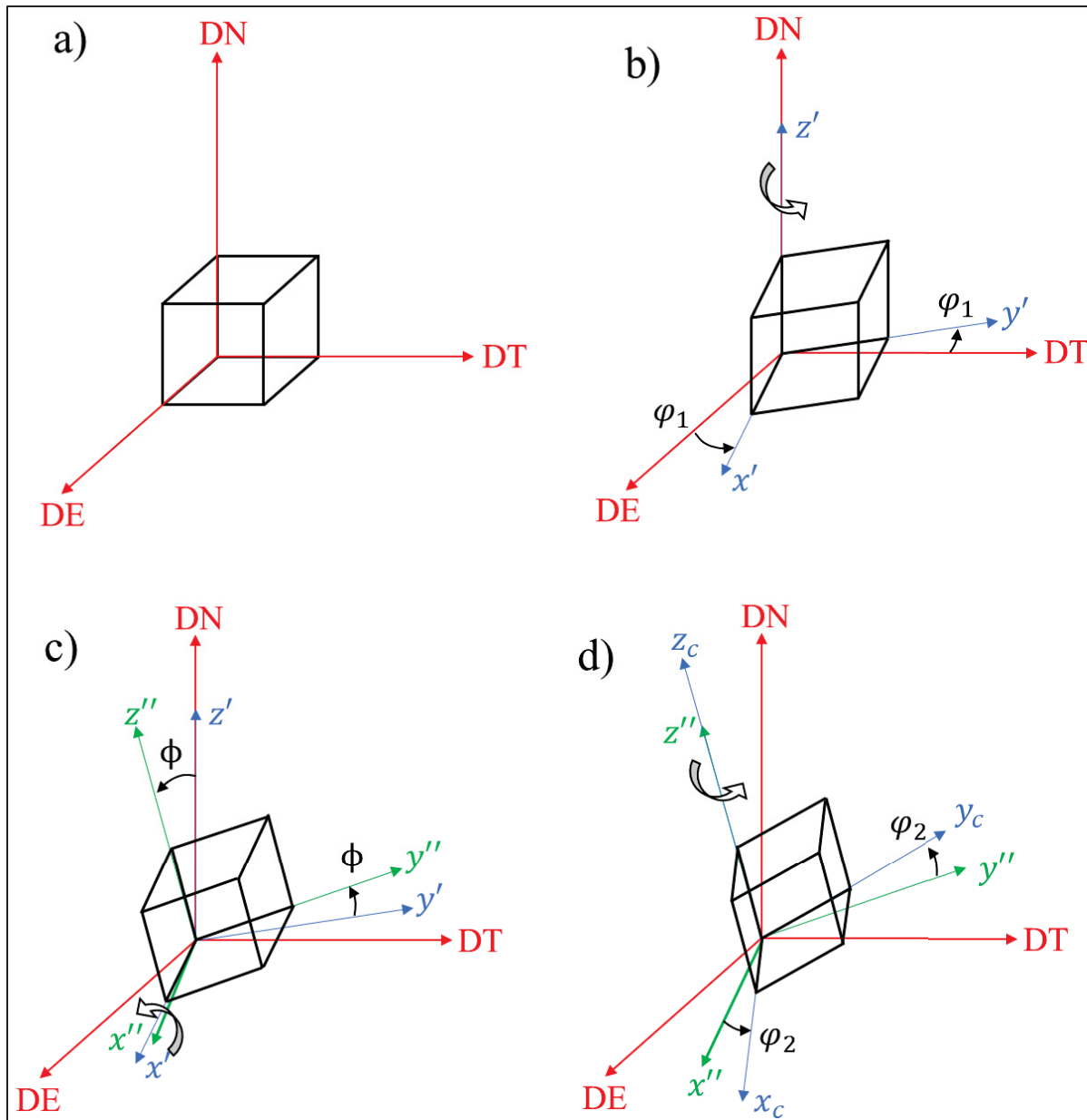


Figure 1.3 Schéma décrivant les angles d'Euler pour une maille élémentaire de cristal (x_c, y_c, z_c), a) la maille est alignée au repère d'extrusion (DE,DT,DN), b) l'angle φ_1 décrit une première rotation autour de x' , c) l'angle ϕ décrit la deuxième rotation autour de x'' et d) l'angle φ_2 décrit la dernière rotation autour de z'' jusqu'au repère du cristal (c)

1.1.3.2 Représentation de textures

Il existe différentes représentations de la texture cristalline, chacune ayant ses avantages et inconvénients. Leurs utilisations dépendent principalement des habitudes de chacun et des éléments spécifiques à mettre en valeur. Tout d'abord, l'utilisation des angles d'Euler permet de construire l'espace d'Euler, qui est un espace tridimensionnel où est placé un des trois angles codant l'orientation de la maille cristalline sur chaque axe. Dans cet espace, différentes fibres sont distinguées, et elles correspondent à des trios d'angles d'Euler caractéristiques qui forment des motifs récurrents selon les textures étudiées pour des matériaux ayant subi des transformations thermomécaniques particulières. Une représentation de cet espace pour de l'aluminium, limitée à 90° sur chaque axe, est donnée ci-dessous en Figure 1.4. Cette figure met en évidence que certaines composantes de texture sont souvent observées dans les polycristaux CFC laminés, à savoir le cube, le laiton (*Brass* en anglais), le cuivre (*Copper* en anglais), le S et le Goss. Ces composantes évoluent en fonction des déformations le long de fibres de l'espace d'Euler, et la plus commune dans les alliages d'aluminium est la fibre β .

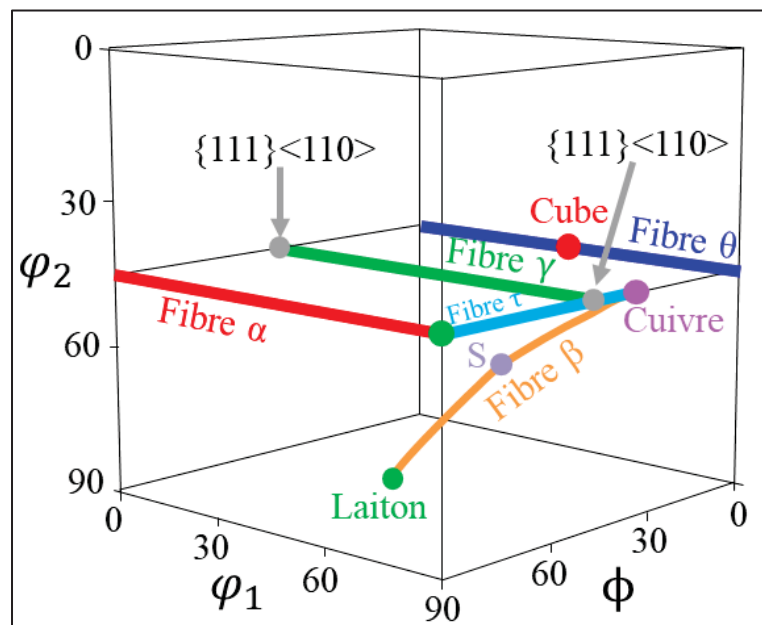


Figure 1.4 Schématisation de l'espace d'Euler (de 0° à 90° sur chaque axe) faisant apparaître différentes fibres et différentes orientations caractéristiques
Adaptée de Herbec (2019)

Une autre méthode de représentation des textures, nommée figure de pôles, fait appel à une projection stéréographique d'une famille de directions cristallographiques choisies et projetées sur le plan équatorial d'une sphère. Des courbes de niveau ou des cartes de couleurs sont utilisées pour représenter la densité de la texture. Un exemple est donné en Figure 1.5 pour un cristal orienté avec ses axes $\langle 100 \rangle$ alignés avec le repère macroscopique, c'est-à-dire ayant pour angles d'Euler le trio (0,0,0), et les figures de pôles des directions $\langle 100 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ sont fournies en a) et b) respectivement. La représentation de textures en utilisant des figures de pôles $\{111\}$ sera celle privilégiée par la suite avec la méthode des cartes EBSD.

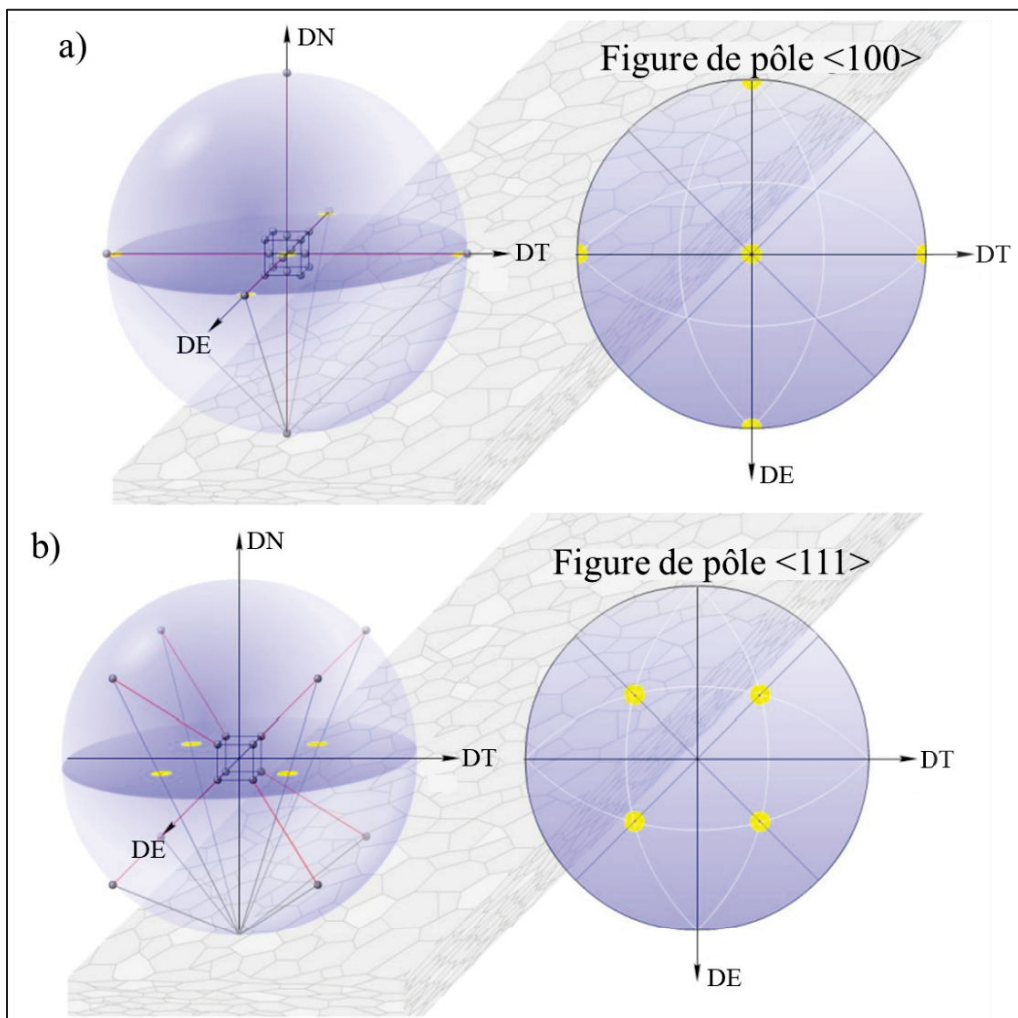


Figure 1.5 Construction de deux figures de pôles, a) $\langle 100 \rangle$ et b) $\langle 111 \rangle$ pour un cristal orienté avec ses axes $\langle 100 \rangle$ alignés avec le repère macroscopique
Adaptée de Merkel (2019)

Les composantes de textures usuelles observées dans les polycristaux CFC de laminés forment aussi des motifs caractéristiques sur les figures de pôles, motifs qui sont représentés sur une figure de pôles $\{111\}$ en Figure 1.6.

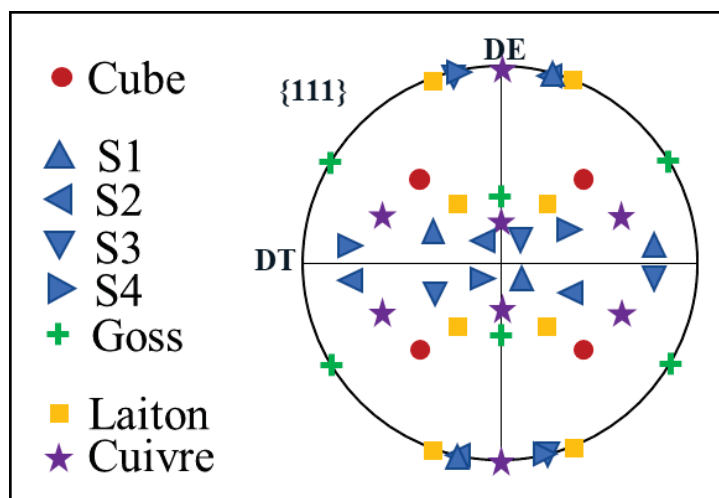


Figure 1.6 Composantes de textures classiques des cristaux CFC représentées avec la direction $\{111\}$

Enfin, une troisième méthode de représentation de textures permet d'associer une vue de la microstructure à la représentation en elle-même, en apposant une couleur à chaque grain en fonction d'une certaine orientation de référence sur ce qui est appelé une carte d'orientations, souvent appelée « carte EBSD », en référence à la technique utilisée pour les acquérir. Le code couleur donné à chaque grain est donné en légende par un triangle standard qui permet de faire correspondre une des directions cristallographiques caractérisée par une couleur donnée une des directions de référence de l'échantillon. Un exemple de carte est donné en Figure 1.7. Cette représentation n'est cependant pas suffisante à elle-même, puisqu'elle arrête seulement deux degrés de liberté de rotation de la maille cristalline de chaque grain, or pour pouvoir déterminer complètement l'orientation d'un grain, fixer une troisième rotation est nécessaire. C'est pourquoi des représentations impliquant deux cartes d'orientations pour deux directions macroscopiques sont souvent employées, ou une combinaison avec une figure de pôles, pour connaître la texture d'un ensemble de grains, et pour se faire une idée de la répartition des composantes de texture au sein de la microstructure.

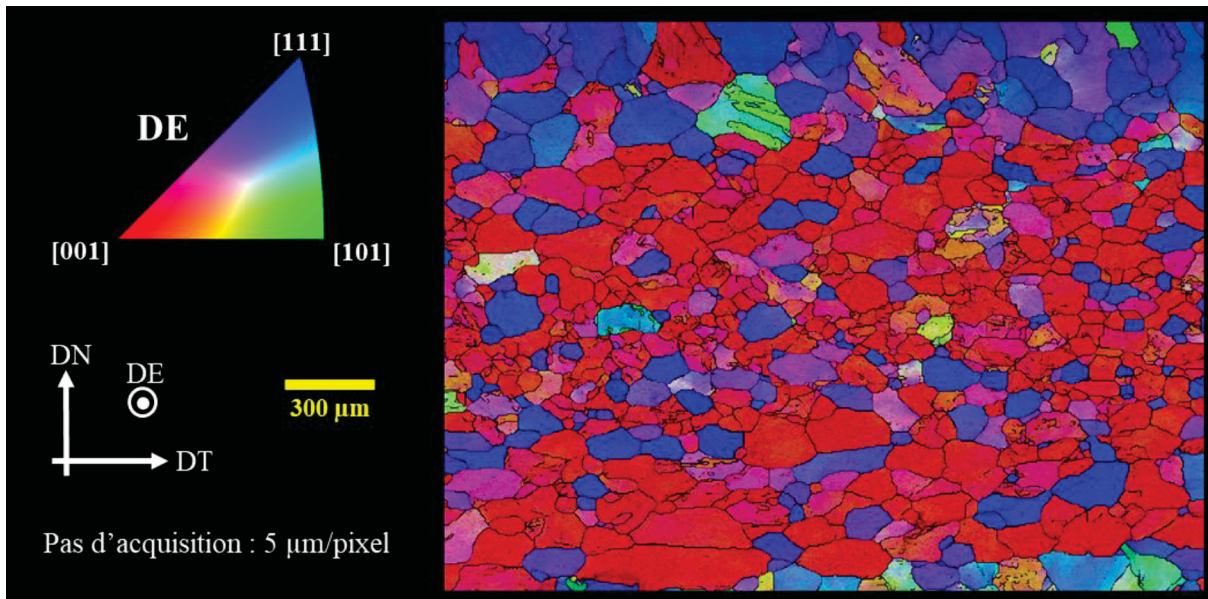


Figure 1.7 Exemple d'une carte EBSD d'un échantillon en AA6063 déformé en traction à 25%, la direction de référence étant la direction d'extrusion, normale à la carte

1.1.3.3 Notion de glissement cristallographique

Le glissement cristallographique correspond à la déformation permanente des cristaux lors de la mise en mouvement des dislocations, et il est directement influencé par la texture cristalline à cause de l'orientation de chaque grain par rapport à l'effort imposé au polycristal. Macroscopiquement, lorsque la limite d'élasticité est dépassée, la déformation permanente se traduit, à l'échelle microscopique, par une déformation des grains suite à la mise en mouvement des dislocations. Ce processus est illustré à la Figure 1.8, où un effort est appliqué sur un réseau cristallin, progressivement déformé élastiquement de a) à b). Il se produit ensuite en c) un déplacement permanent d'atomes dû au dépassement de la scission résolue critique, généralement appelé CRSS pour *Critical Resolved Shear Stress* en anglais. Une dislocation est alors mise en mouvement entre c) et d), et le réseau cristallin est réarrangé, mettant en évidence l'activation d'un plan de glissement le long duquel se forme et se déplace une dislocation, repérée ici par le « T » violet. Au sein d'un polycristal, des dislocations sont formées dans chaque grain au cours de l'écroutissage et leur densité augmente avec l'intensité de la

déformation, au point qu'elles puissent se gêner mutuellement et ralentir leur progression, ce phénomène s'appelle l'écroutissage.

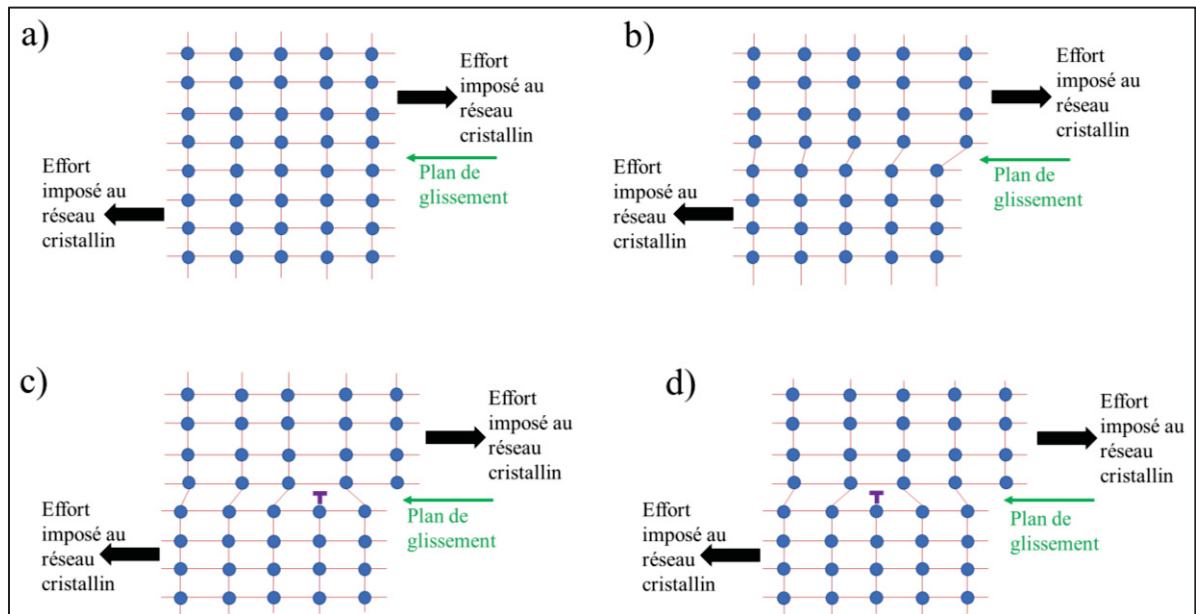


Figure 1.8 Illustration du glissement cristallin et de la formation d'une dislocation consécutif à une déformation plastique, où en a) le réseau cristallin est à l'état initial, en b) un effort est imposé au réseau et le déforme élastiquement, en c) le réseau est déformé plastiquement avec formation d'une dislocation et elle est mise en mouvement en d)

Il est important de relever que les plans de glissement les plus facilement activables sont les plus denses en atomes, qui sont ceux de la famille $\{111\}$ pour les matériaux cristallisants suivant la maille CFC. À chaque plan de glissement est associé une direction de glissement pour former un système de glissement, et dans les cristaux CFC il en existe 12, avec 3 directions de glissement $\langle 110 \rangle$ pour 4 plans $\{111\}$. Ces systèmes sont notés selon le formalisme suivant : $\langle 110 \rangle \{111\}$ ou $\{111\} \langle 110 \rangle$, par exemple, ce qui donne la famille de plans adjointe de la famille de directions. Cependant, il se trouve que le plan le plus dense en atomes n'est généralement pas dans la même direction que la contrainte F/S_0 imposée au polycristal, où F est un effort imposé sur sa surface S_0 , comme visible en Figure 1.9. La contrainte menant à la déformation le long de la direction de glissement τ est influencée par la

projection de la contrainte F/S_0 sur le plan de glissement, ce qui est décrit par le facteur de Schmid $\cos(\phi)\cos(\theta)$, donné par l'équation (1.1):

$$\tau = \cos(\phi) \cos(\theta) \cdot (F/S_0) \quad (1.1)$$

Pour un monocristal idéal, la contrainte de cisaillement critique résolue est atteinte lorsque l'effort appliqué à l'échantillon de monocristal idéal est égal à la scission résolue critique pour le système de glissement considéré, ce qui se traduit donc par l'activation du plan de glissement.

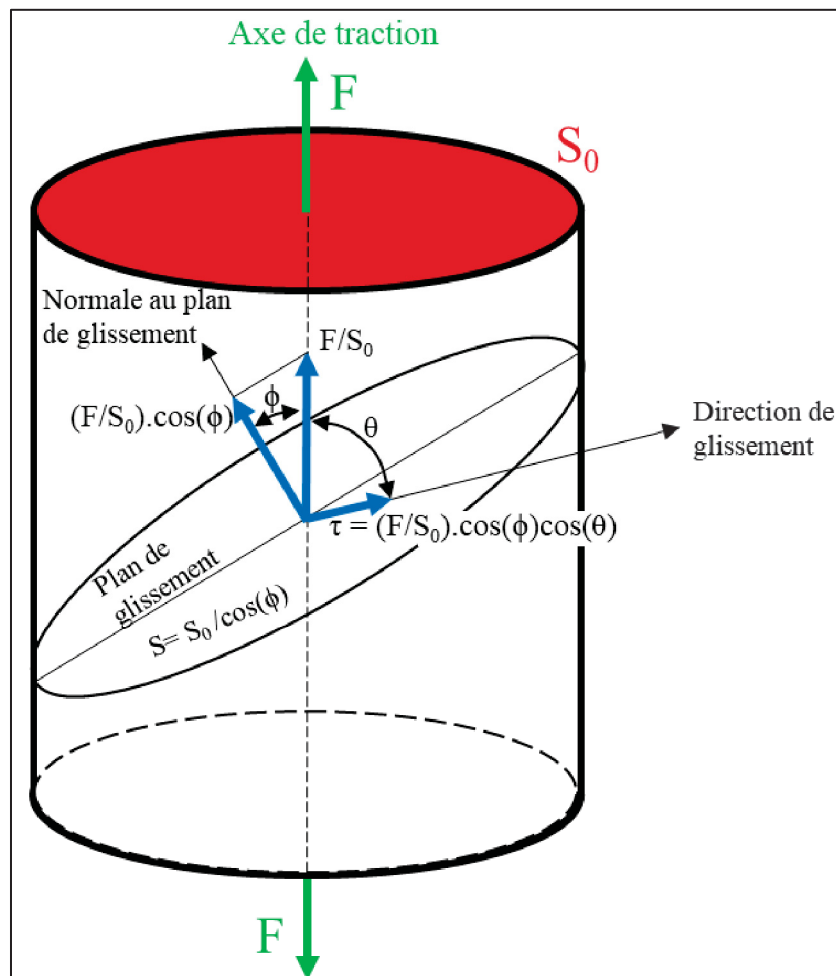


Figure 1.9 Schématisation de la loi de Schmid pour un monocristal cylindrique chargé en traction

Cependant, le glissement et la déformation sont affectés par une multitude d'obstacles qui ralentissent la propagation des dislocations, à savoir les atomes en solution, les autres dislocations, les joints de grains, ou encore les précipités. En effet, chacun d'entre eux interagit avec les dislocations et va influencer la déformation macroscopique. Pour les alliages d'aluminium la texture semble jouer un rôle prépondérant dans l'anisotropie. (Dickson & Sanders Jr., 2020).

1.1.3.4 Anisotropie mécanique

L'anisotropie correspond à la variabilité des propriétés mécaniques suivant les directions de l'espace. Pour un échantillon plat, l'anisotropie peut être documentée avec une éprouvette tournant dans le plan (DE, DT), comme schématisé en Figure 1.10. La texture cristallographique peut être variable suivant son axe principal (x), ce qui induira des déformations ε_{xx} , ε_{yy} et ε_{zz} variables suivant l'angle θ .

Le coefficient de Lankford est utilisé pour qualifier les variations d'anisotropie puisqu'il caractérise la résistance à l'amincissement d'une pièce lors de sa déformation. Il est défini par l'équation (1.2), à partir de ε_{yy} et ε_{zz} , respectivement déformations transversale et normale d'un échantillon tournant d'un angle θ dans le plan (DE, DT) (Béland et al., 2024 ; Chen et al., 2018 ; Engler & Aegerter, 2014 ; Khadyko et al., 2017 ; Leppin et al., 2008).

$$R(\theta) = \frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{zz}} \quad (1.2)$$

Un coefficient analogue, appelé coefficient de contraction et noté q , est aussi utilisé (Khadyko et al., 2017). Il est défini comme l'opposé du rapport entre les déformations transversale et longitudinale vraies, respectivement ε_{yy} et ε_{xx} , tel que mentionné à l'équation (1.3)

$$q = -\frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}} \quad (1.3)$$

Ce coefficient est lié au coefficient de Lankford par la relation (1.4)

$$R = \frac{q}{1 - q} \quad (1.4)$$

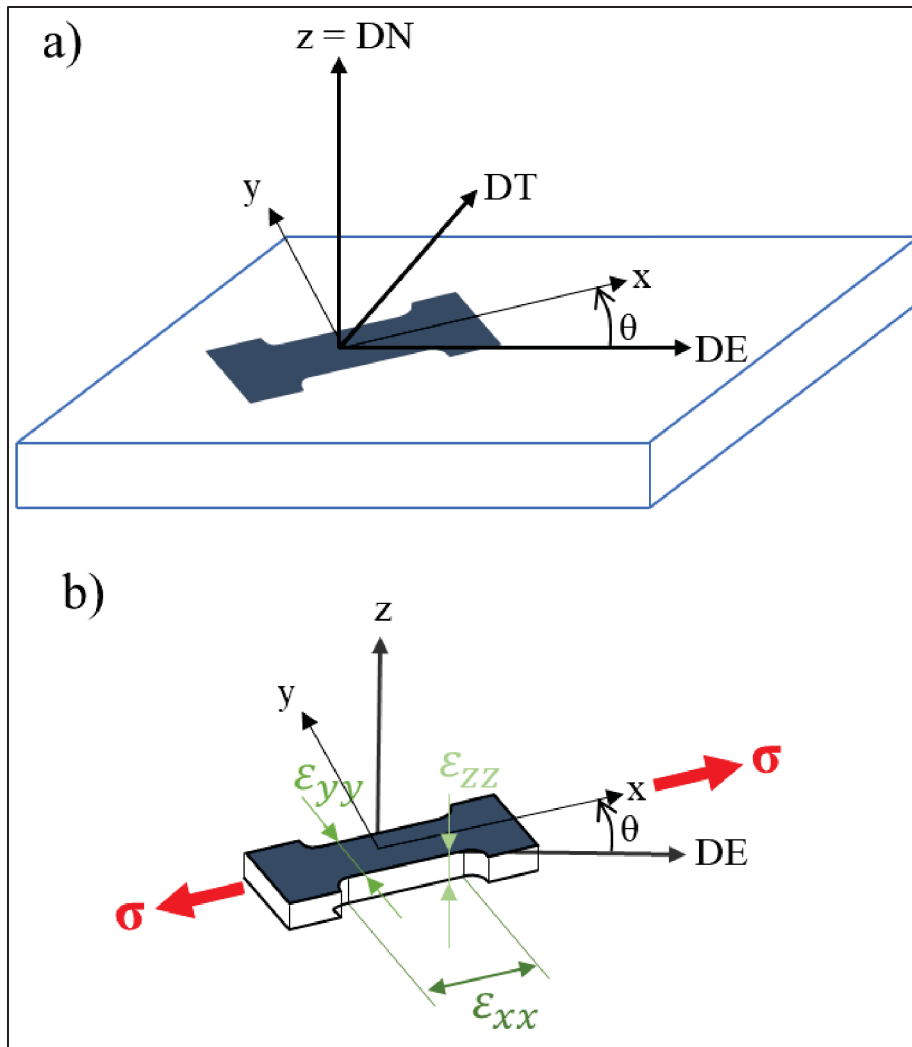


Figure 1.10 a) Schéma mettant en évidence l'angle entre la direction longitudinale (x) d'un échantillon de traction et la direction d'extrusion, b) Schéma répertoriant les différentes déformations d'un échantillon de traction sous l'effet d'une charge σ

Les coefficients de Lankford et de contraction permettent notamment de quantifier le comportement anisotrope en déformation et donc d'exploiter l'influence des déformations des poutres pour la dissipation d'énergie lors de chocs (Béland et al., 2020 ; Leppin et al., 2008). Ces coefficients sont donc utiles pour quantifier la capacité d'une tôle laminée à former des « oreilles » lors de son emboutissage, dont un exemple est visible en Figure 1.11 pour un emboutissage donnant un cylindre en aluminium. La tôle qui a servi à sa mise en forme possède un coefficient de Lankford variable en-dessous et au-dessus de 1 en fonction des directions de

l'espace, c'est-à-dire qu'il est variable en fonction de l'angle θ . Une tôle parfaitement isotrope n'aurait pas présenté d'oreille et son coefficient de Lankford aurait été égal à 1 dans toutes les directions dans l'espace. À noter que dans le cas de l'emboutissage de canettes, le coefficient de Lankford est optimisé pour en contrôlant la texture par recristallisation partielle.



Figure 1.11 Tôle emboutie mettant en évidence quatre oreilles dues à l'anisotropie
Tirée de Engler et al.(2006)

1.1.3.5 Recristallisation

La recristallisation est un processus inévitable lors de l'extrusion à haute température d'alliages d'aluminium. La déformation et la rotation des cristaux ne sont pas les seules transformations métallurgiques et microstructurales qui se produisent lors de l'écoulement de la matière à travers la filière. Compte-tenu des hautes quantités d'énergie mises en jeux, elles-mêmes liées aux forts taux de déformation appliqués, il est possible pour le système de minimiser son énergie en réarrangeant la structure cristalline grâce à la recristallisation.

La recristallisation correspond à un réarrangement du réseau cristallin survenant lorsque l'énergie plastique emmagasinée dépasse le seuil de l'énergie d'activation qui permet à de nouveaux grains d'émerger. Ce processus se découpe en deux phases : une première, où des germes de grains apparaissent à des lieux caractéristiques, comme un point fortement déformé, là où se rejoignent trois joints de grains, ou encore l'interface entre un précipité et une matrice. À cet endroit, un petit volume d'atomes va avoir une orientation cristalline qui pourra minimiser l'énergie locale et croître au cours d'une seconde phase. Le nouveau grain formé est alors un grain sans dislocation, ce qui permet de minimiser son énergie interne.

Quatre types de recristallisations sont généralement présentés dans la littérature (Araki & Matsuda, 2020 ; Béland et al., 2024 ; Birol & Ilgaz, 2019 ; Eivani, Jafarian, & Zhou, 2020 ; Eivani, Zhou, & Duszczek, 2016 ; Huang & Logé, 2016 ; Mahmoodkhani et al., 2019 ; Montheillet, 2017). Tout d'abord, la recristallisation statique, dite *static recrystallization* en anglais, abrégé SRX, correspond à l'apparition de nouveaux grains suite à une déformation accumulée et une exposition à une température élevée. Elle intervient dans le procédé d'extrusion une fois que le profilé a quitté la filière et entre dans une phase de refroidissement. Elle est connue pour être synonyme de germination de nouveaux grains au niveau des joints de grains de la microstructure initiale, ou autour des précipités (*second phase particles* en anglais) (Eivani et al., 2020, 2016). Les trois autres types de recristallisation correspondent à différentes recristallisations dynamiques (*dynamic recrystallization* abrégé DRX en anglais), car elles se produisent lorsque le matériau est soumis à une déformation (Eivani et al., 2020 ; Huang & Logé, 2016 ; Montheillet, 2017). La recristallisation dynamique géométrique, dite *geometric dynamic recrystallization* en anglais, abrégé GDRX, intervient lorsque les grains sont très fins, c'est-à-dire avec une largeur de l'ordre d'un voire deux sous-grains (ce qui donne des microstructures très allongées), et lorsque leurs joints sont ondulés. Des pincements locaux peuvent alors conduire à la formation de nouveaux grains (Huang & Logé, 2016 ; Montheillet, 2017). Ce type de DRX se produit pour des hauts taux de déformation (Huang & Logé, 2016 ; Mahmoodkhani et al., 2019). Il est courant de parler de recristallisation dynamique continue, dite *continuous dynamic recrystallization* en anglais, abrégé CDRX, lorsque des sous-grains (désorientations de moins de 15° entre deux réseaux cristallins) évoluent sous l'effet de la

déformation, en étant capables de se déplacer et faire germer de nouveaux grains, pour former des joints de grains de plus de 15° de désorientation (Huang & Logé, 2016 ; Montheillet, 2017). La recristallisation dynamique discontinue, dite *discontinuous dynamic recrystallization* en anglais, abrégé DDRX, apparaît surtout pour les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement. Les nouveaux grains apparaissent au niveau de zones fortement déformées. Ils croissent aux dépens des zones riches en dislocations (Huang & Logé, 2016 ; Montheillet, 2017). Enfin, il est aussi possible de parler de recristallisation métadynamique, où la première phase de recristallisation (l'apparition de germes de grains au milieu de la microstructure), se produit lorsque la matière est soumise à un chargement dynamique, et la seconde phase (la croissance des germes), a lieu sans qu'aucun chargement ne soit appliqué au matériau. Les germes apparaissent au cours d'une phase de recristallisation dynamique tandis qu'ils croissent au cours d'une phase de recristallisation statique.

L'apparition de germes et la progression du front de recristallisation, c'est-à-dire des « nouveaux joints de grains », sont fortement dépendantes des alliages et des caractéristiques microstructurales, elles-mêmes directement influencées par le chemin thermomécanique. La présence d'éléments d'alliages en solution ou sous forme de précipités ralentit ou annihile la recristallisation à cause de l'épinglage Zener, qui correspond à une interaction entre le front d'avancée de recristallisation et une particule (atome en solution, zone de Guinier-Preston ou précipité). L'interaction entre l'avancée du front et une particule permet notamment de limiter la recristallisation dans les alliages, ce qui peut être une propriété très intéressante pour limiter l'apparition de grains grossiers en surface (Chen et al., 2018). Cet effet impacte la sensibilité à la recristallisation d'un alliage, par le biais d'une énergie d'activation : plus elle est faible, plus il pourra être facilement recristallisé. Or, l'alliage AA6063 a une faible densité en précipités par rapport au AA6082, ce qui entraîne une énergie d'activation plus faible pour le premier que le second (Li, Zeng, Han, Liu, & Lu, 2013 ; Manik, Marthinsen, Zhang, Aria, & Holmedal, 2021 ; Mrówka-Nowotnik, Sieniawski, Kotowski, Nowotnik, & Motyka, 2015 ; Odoh, Mahmoodkhani, & Wells, 2018). Ces deux alliages présentent donc des microstructures radicalement différentes, le premier possédant une microstructure entièrement recristallisée, tandis que le second est majoritairement déformé avec une petite fraction recristallisée.

Cependant, les composantes de texture qui ont tendance à « ressortir » sont identiques pour les deux alliages AA6063 et AA6082, malgré des proportions différentes de l'un à l'autre, et sont en général le Cube et le Goss. (Araki & Matsuda, 2020 ; Béland et al., 2024)

1.2 Caractéristiques des profilés extrudés en alliages AA6063 et 6082

Les profilés extrudés en alliages d'aluminium Al-Mg-Si, et spécifiquement les AA6063 et AA6082, présentent des caractéristiques récurrentes en termes de précipitation, de morphologie de la microstructure (forme et taille des grains), de texture et d'hétérogénéités de texture, caractéristiques qu'il convient de rappeler ici en abordant les faits saillants relevés dans la littérature à leur propos.

1.2.1 Précipitation dans des profilés extrudés en AA6063 et AA6082

L'alliage AA6063, par sa composition chimique moins riche en magnésium et en silicium, est moins propice à la formation de précipités par rapport au AA6082. Pour des échantillons extrudés en AA6063 dont les lopins ont été homogénéisés avant extrusion, l'état brut d'extrusion et vieilli naturellement, dit « T4 », présente principalement des atomes d'alliages en solution solide et des précipités de petite taille (Araki & Matsuda, 2020 ; Khadyko et al., 2017). Cet état est permis par l'étape d'homogénéisation qui permet de mettre en solution la quasi-totalité des atomes de silicium et de magnésium. Les précipités formés adoptent toujours une morphologie de bacilles et alignées dans la direction $\langle 100 \rangle$ de la matrice d'aluminium (Güner, Mehmetlioğlu, Çelik, Konar, & Özçelik, 2020 ; Khadyko et al., 2017). Une étape de vieillissement artificiel pour passer en état T6 permet la formation de différents types de précipités Mg_2Si : cohérents, de petite taille mais en grande densité, et semi-cohérents, plus gros et présents en densité plus restreinte. Dans ces deux états thermiques, les autres éléments d'alliages sont simplement présents en solution solide puisque les analyses effectuées sur cet alliage ne les font pas ressortir dans des quantités autres que négligeables (Araki & Matsuda, 2020 ; Güner et al., 2020 ; Khadyko et al., 2017).

Dans le cas du AA6082, son état de précipitation a notamment été étudié pour deux états thermiques, le T4 et le T6 (Chang, Hung, & Lui, 2017 ; He et al., 2019). Des composés intermétalliques tels que AlFe(MnCr)Si et Al-Mg-Si ont été observées au sein des grains, les premiers présents uniquement dans les échantillons en T4, tandis que les seconds étaient largement prépondérants dans les échantillons T6. Dans les échantillons vieillis naturellement, la taille des précipités et la densité de particules Mg_2Si étaient tous deux bien plus modeste que ceux vieillis artificiellement. Aussi, il semblerait que le temps de vieillissement n'affecte ni la morphologie ni la distribution des particules Al(FeMn)Si , qui sont distribuées dans les grains avec des tailles variables. Des précipités Mg_2Si grossiers sont aussi présents (Birol, Gokcil, Guvenc, & Akdi, 2016 ; Birol & Ilgaz, 2019), probablement issus de la coalescence de précipités Mg_2Si fins présents initialement dans le matériau brut de fonderie.

1.2.2 Microstructures et textures typiques retrouvées dans des profilés extrudés en alliages AA6063 et AA6082

L'analyse des pièces ou échantillons extrudés présente généralement la même morphologie de microstructure, avec une large part de grains dont la taille et la forme dépend de l'alliage étudié, et avec une couche de grains plus gros sur les bords des échantillons. L'épaisseur de la couche de surface semble s'accroître en augmentant la température de préchauffage du lopin et/ou en augmentant la vitesse d'extrusion (Mahmoodkhani et al., 2019 ; Parson, Béland, & Fourmann, 2024 ; Parson et al., 2016), et elle proviendrait des hautes températures et de l'important cisaillement rencontrés au niveau de l'interface entre la filière et de la matière extrudée, au cours de son l'écoulement (Béland et al., 2024 ; Chang et al., 2017 ; Mahmoodkhani et al., 2019 ; Parson et al., 2016).

Des résultats similaires ont été observés avec un alliage de la famille Al-Mn-Fe-Si , très proche en termes de composition chimique et de caractéristiques microstructurales des alliages AA6063 et AA6082, et commercialisé sous le code AA3003 (Chen et al., 2018). Cet alliage peut prendre à la fois les caractéristiques microstructurales de l'alliage AA6063 et de l'alliage

AA6082 avec deux états métallurgiques différents, dus à deux traitements d'homogénéisation avant extrusion. Dans l'état déformé, la microstructure présente des grains fins et allongés tandis que dans l'état recristallisé, la microstructure est sous forme de grains grossiers équiaxes. Dans les deux cas, les échantillons présentent une couche aux bords pour laquelle la microstructure est différente de ce qui peut être trouvé sur la majorité de leur épaisseur ou à cœur. Cette couche est expliquée par le cisaillement lors de l'extrusion qui mène à un apport d'énergie important en surface et y favorise la recristallisation (Chen et al., 2018 ; Mahmoodkhani et al., 2019). Cela donne lieu à la formation de grains grossiers de surface sur les échantillons non-recristallisés et de grains plus gros que le cœur pour les échantillons recristallisés. En termes de textures, les échantillons déformés et réalisés dans cet alliage présentent de grands taux de composantes type S, Laiton (Brass) et Cuivre (Copper) à cœur, tandis qu'une couche de 150 microns à la surface présente des grains d'adoptant une autre orientation, principalement $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ (Chen et al., 2018). À l'inverse, les échantillons recristallisés adoptent une texture majoritairement orientée en Cube et en Goss, avec environ 20% de l'épaisseur, au niveau des bords, qui est recristallisée en grains grossiers de surface adoptant une texture Cube tourné.

L'alliage AA6063 présente toujours une microstructure entièrement recristallisée lorsqu'il est extrudé, et ce, quels que soient les paramètres d'extrusion. Cela se traduit par des grains grossiers équiaxes, d'une taille généralement comprise entre 50 et 100 microns, et une couche de grains colonnaires plus gros que ceux du centre sur les bords des échantillons (Araki & Matsuda, 2020 ; Araki, Matsuda, Lee, Tsuchiya, & Ikeno, 2020 ; Khadyko et al., 2017 ; Khadyko, Myhr, & Hopperstad, 2019 ; Manik et al., 2021 ; Park et al., 2021). La texture est généralement dominée par les composantes Cube et Goss, qui sont majoritaires en observant l'ensemble de l'épaisseur (Araki & Matsuda, 2020 ; Araki et al., 2020 ; Khadyko et al., 2017 ; Khadyko, Myhr, et al., 2019). Sur les bords, les grains colonnaires adoptent une texture différente, parfois aléatoire (Khadyko, Myhr, et al., 2019) et parfois orientée en S ou en Brass (Araki et al., 2020). Un autre indice de l'état recristallisé de cet alliage est la dominance de joints de grains avec une grande désorientation, c'est-à-dire supérieure à 15° . Il y a peu de

grains ayant des sous-grains et des murs de dislocations (ayant une désorientation inférieure à 15°) (Araki et al., 2020 ; Park et al., 2021).

Avec l'alliage AA6082, la géométrie des profilés semble avoir très peu d'influence sur les résultats rapportés de la microstructure, puisque ces résultats sont très proches entre eux, que ce soit avec des tubes rectangulaires extrudés par l'équipe actuelle (Béland et al., 2024), ou avec des cylindres extrudés (Chang et al., 2017 ; Parson et al., 2024, 2016), ou des profilés extrudés en tubes rectangulaires (Negozio, Segatori, Pelaccia, Reggiani, & Donati, 2024), ou sur des bielles (Birol et al., 2016 ; Birol & Ilgaz, 2019). Dans tous les cas, l'alliage présente une microstructure avec des grains fins, ayant une forme de pancakes et d'une taille d'un ordre de grandeur de quelques microns à 20 microns (maximum de $50\ \mu\text{m}$), sur la majorité de l'épaisseur, et des grains grossiers en surface. La texture présente de grandes proportions de Laiton et S, représentant en général 20 à 30 % chacune, ainsi que des fractions de Cuivre et de Cube, ce qui est caractéristique des alliages déformés comportant une mince fraction de grains recristallisés (Béland et al., 2024 ; Bocher, 2022).

1.2.3 Propriétés mécaniques et anisotropie de profilés extrudés en AA6063 et AA6082

L'extrusion et ses conséquences engendrent une forte anisotropie au sein des profilés extrudés en alliages Al-Mg-Si, famille dont font partie les alliages AA6063 et AA6082. Cette anisotropie découle des modifications de l'état de précipitation, de la texture et de ses hétérogénéités, liées aux transformations microstructurales lors de l'écoulement (Béland et al., 2024 ; Chang et al., 2017 ; Engler, 2014 ; Engler & Aegerter, 2014 ; Khadyko et al., 2017 ; Khadyko, Morin, Børvik, & Hopperstad, 2019 ; Li et al., 2013 ; Odoh et al., 2018). Pour l'alliage Al-Mg AA5005 (Engler & Aegerter, 2014), aux caractéristiques proches des AA6063 et AA6082, l'anisotropie d'échantillons dans les états O, H16 et H24 a été mise en évidence par des variations du module d'Young, de la limite élastique et de la résistance mécanique pour différents angles entre la direction d'extrusion (DE) et la direction de chargement (DC), tout comme pour le coefficient de Lankford. Pour l'alliage AA3003 (Chen et al., 2018), l'état

déformé adopte un comportement différent de l'état recristallisé, que ce soit pour les courbes de contrainte celles du coefficient de Lankford, et que l'angle entre DE et DC soit de 0° , 45° ou 90° . Pour le premier état, la courbe de traction des échantillons à 45° a été notablement plus basse que les deux autres, suivant DE et DT, comportement qui n'a pas été observé pour les échantillons recristallisés, où toutes les courbes présentaient un comportement similaire. De plus, le coefficient de Lankford s'est révélé être sensibles aux deux états de la microstructure, avec des valeurs inférieures à 0° et 90° en état déformé par rapport à celui recristallisé, et vice et versa à 45° .

L'anisotropie des courbes de tractions pour des profilés extrudés plats en alliage AA6063 a été étudiée, et ce, pour différents états thermiques (Khadyko, Dumoulin, & Hopperstad, 2016 ; Khadyko et al., 2017 ; Khadyko, Morin, et al., 2019 ; Khadyko, Myhr, et al., 2019). Pour cet alliage, une faible densité de précipités permet la formation d'une microstructure recristallisée avec des grains grossiers. Il a été observé que les échantillons vieillis artificiellement possèdent une limite élastique et une résistance mécanique plus élevées que ceux vieillis naturellement, avec par exemple une augmentation relative de la limite élastique comprise entre 42% et 52%, pour les orientations 0° et $22,5^\circ$ respectivement. De plus, quel que soit l'état de précipitation, les courbes contrainte/déformation pour les angles 0° , 45° et 90° démontrent clairement un comportement anisotrope, avec des variations relatives de limites élastiques de 24% à l'état T1, et de 16% à l'état T6, à chaque fois entre les orientations $22,5^\circ$ et 0° , qui ont respectivement les limites élastiques et résistances mécaniques les plus basses et les plus hautes.

Pour l'alliage AA6082, l'effet des précipités sur les propriétés mécaniques dans différents états thermiques a été investigué en comparant des échantillons en état T4 et T6 (He et al., 2019). Ceux vieillis naturellement présentent des limite élastique et résistance mécanique 13% plus faibles que les échantillons vieillis artificiellement, différence qui est due à l'état de précipitation incomplet des premiers. L'anisotropie a été investiguée seulement en état T4, où les courbes contraintes déformation présentent une variation relative de l'ordre de 10% entre la limite élastique la plus basse (orientation 45°) et la plus grande (orientation 90°), tandis que pour le coefficient de Lankford cette variation va de 0,4 à 1,75, soit une amplitude de 237%.

L'impact des gradients de texture sur l'anisotropie a pu être mis en évidence (Chen et al., 2018) en usinant des échantillons de sorte à retirer la couche de grains de surface, avec 21% de l'épaisseur totale de ceux présentant une microstructure entièrement recristallisé et moins de 10% pour ceux présentant une microstructure déformée. Une différence du coefficient de Lankford entre les échantillons usinés et non usinés a été mesurée uniquement dans ceux adoptant une microstructure entièrement recristallisée, avec une réduction de 75% à 45°. Des valeurs identiques à 10% près ont en revanche été mesurées à 0° et 90°, ainsi que pour les échantillons avec une microstructure déformée quelle que soit l'orientation. Cela a été expliqué par le fait que dans les microstructures recristallisées, les deux couches (supérieure et inférieure) avec un gradient de texture représentent une grande fraction de l'épaisseur totale, bien plus grande que ceux déformés (Chen et al., 2018).

Les variations des coefficients caractérisant la déformation plastique (coefficients de contraction et de Lankford) ont été peu répertoriées dans la littérature pour chacun des deux alliages. Pour le AA6063, c'est le coefficient de contraction qui a été investigué (Khadyko et al., 2017), en testant des profilés extrudés avec microstructures variées, montrant que ses variations n'étaient pas liées à l'état thermique, mais majoritairement reliées à la texture. Pour du EN-AW 6082-T6 extrudé, c'est le coefficient de Lankford qui a été étudié (Béland et al., 2024 ; Leppin et al., 2008), et ses variations ont très similaires d'une étude à l'autre, malgré des géométries de profilés différentes. Malheureusement, l'effet de la texture sur ce coefficient n'a pas été mis en évidence.

L'anisotropie des courbes contrainte/déformation a donc été pleinement étudiée pour des profilés extrudés en AA6063 dans différents états de précipitation, mais pas pour des profilés en AA6082 ou seul l'état T4 a été traité. Pour le coefficient de Lankford, celui-ci n'a pas été directement traité pour le AA6063, et pour le AA6082, il a été étudié uniquement avec des échantillons en état T4. L'impact de la modification de l'état de précipitation sur l'anisotropie est donc à investiguer pour pouvoir conclure pleinement sur l'impact des précipités sur l'anisotropie

1.3 Méthodes numériques

1.3.1 Calcul de de l'évolution de la texture

L'évolution de la texture au cours de l'extrusion peut être découpée en deux volets : l'étude de la déformation des cristaux et l'étude de la recristallisation, puisque ces deux phénomènes se produisent simultanément au sein de la matière lors de l'écoulement, entre le début de la poussée et bien après la sortie de la filière. De ce fait, il semble plutôt opportun d'aborder séparément la façon dont chacun de ces deux mécanismes est traitée numériquement dans le but de simuler l'évolution de la texture cristalline au cours d'une extrusion.

L'étude de la plasticité cristalline est un sujet d'intérêt depuis le début du XXème siècle, amenant de nombreux modèles à être mis sur pieds pour l'expliquer, et ceux-ci méritent d'être présentés, au moins brièvement. Ils sont classables en trois catégories principales (Han et al., 2020) :

- Les méthodes de « champ moyen » (mean-field en anglais),
- Les méthodes « plein-champ » (full-field en anglais),
- Les méthodes de « germination de grain » (grain-cluster en anglais).

Le modèle le plus ancien est celui formulé par Sachs (Sachs, 1928), qui est à classer dans la première catégorie. Il stipule que lors d'une sollicitation, chacun des grains d'un polycristal est soumis à la même contrainte. Malgré sa simplicité, ce modèle donne des résultats de déformation incohérents avec création d'espaces et de superposition au niveau des joints de grains, ce qui fait qu'il est donc peu utilisé.

Le modèle plus souvent rencontré aujourd'hui est celui de Geoffrey Ingram Taylor (Taylor, 1938), et qui est « l'inverse » du précédent. Avec ce modèle, une déformation macroscopique est imposée de la même façon à tous les grains. Cette hypothèse ne permet cependant pas de respecter l'équilibre au niveau des interfaces. Ce modèle est très simple à mettre en œuvre et sert donc de base aux problèmes de plasticité aujourd'hui, notamment en étant amélioré au niveau de ses hypothèses. Par exemple, l'ajout de la sensibilité à la vitesse de déformation

permet d'améliorer les prédictions de texture et de les rendre plus proches de ce qui est mesuré expérimentalement (Béland et al., 2024). De même, le modèle de Taylor est généralement employé, pour les alliages d'aluminium, avec l'hypothèse d'un glissement simple, c'est-à-dire avec la seule activation du système de glissement $\langle 110 \rangle \{111\}$. Or, lors de déformations à haute température, il a été montré que le glissement dévié est possible, en étant équivalent à un glissement $\langle 110 \rangle \{112\}$, ce qui permet d'ajuster le modèle de Taylor pour en améliorer les prédictions (Béland et al., 2024).

L'autre modèle qui fait partie des méthodes de champ-moyen est le modèle viscoplastique auto-cohérent, plus connu sous le nom de VPSC pour *Visco-Plastic Self-Consistent*, en anglais. Ce modèle reprend la théorie d'Eshelby (Eshelby, 1957), qui décrit la déformation totale d'une inclusion ellipsoïdale placée dans une matrice homogène soumise et à une déformation libre (Bretin, 2016). Il a été mis au point par Lebensohn et Tomé en 1993 (Lebensohn & Tomé, 1993). Chaque grain est un ellipsoïde visco-plastique qui se déforme dans une matrice équivalente au comportement moyen du polycristal, et dont les caractéristiques sont choisies afin de minimiser les interactions entre elle et les grains (Engler & Aegerter, 2014 ; Tomé, Lebensohn, & Necker, 2002). Il fait partie des plus répandus pour les calculs de plasticité cristalline, puisqu'il rapporte les résultats les plus cohérents avec des mesures expérimentales (Chen et al., 2018 ; Engler & Aegerter, 2014 ; Molodov, 2013). Le modèle VPSC fournit généralement de bonnes tendances pour le calcul de courbes de traction, en se basant sur des textures expérimentales (Chen et al., 2018 ; Choi, Brem, Barlat, & Oh, 2000 ; Engler & Aegerter, 2014 ; Zhang et al., 2015); mais pour prédire l'évolution d'autres grandeurs, tel que le coefficient de Lankford, les résultats permettent souvent de ne retrouver que les variations mesurées expérimentalement. En l'utilisant comme outil de calcul de l'évolution de la texture lors de l'extrusion, les propriétés mécaniques associées aux textures finales calculées sont généralement très éloignées des observations expérimentales et il ne reproduit donc que des tendances (Bhattacharyya, Agnew, Lee, Whittington, & El Kadiri, 2017 ; Choi et al., 2000 ; Engler & Aegerter, 2014 ; Sakai, Hamada, & Saito, 2001).

Les méthodes « plein-champ » concernent les modèles de plasticité cristalline par éléments finis, dits CP-FEM (abréviation de *Crystal Plasticity-Finite Elements Model* en anglais). Elles allient un modèle par éléments finis pour déterminer les états de contrainte et de déformation appliqués sur un échantillon maillé et chargé, avec une modélisation physique des caractéristiques microstructurales (texture, activation de plans de glissement, densité de dislocations, etc.). Ces modèles sont d'une grande précision pour la résolution de problèmes de plasticité cristalline et fonctionnent particulièrement bien pour des matériaux pluri-phases. Les lois physiques utilisées font notamment appel aux mouvements et à la densité des dislocations afin d'accommoder les déformations macroscopiques. Cependant, leur inconvénient est leur coût opérationnel prohibitif qui limite leur utilisation à des ordinateurs puissants. De plus, il a été montré que pour certaines textures ainsi que pour certains calculs spécifiques, ce genre de modèle reproduit seulement les tendances générales et les valeurs prédites s'éloignent nettement des mesures expérimentales (Han et al., 2020 ; Khadyko et al., 2017). Par exemple, le calcul du coefficient de contraction avec une texture cube marquée fait par (Khadyko et al., 2017) montre que le modèle CP-FEM surestime l'activité des plans de glissement des grains orientés en cube, ce qui fausse les prédictions du coefficient de contraction q .

La dernière méthode est dite de « germination de grain », qui regroupe les modèles ALAMEL (types I, II et III), le modèle GIA (Grain Interaction Model, pour modèle d'interaction des grains en anglais) et le modèle RGC (Relaxed Grain Cluster, germination relaxée des grains en anglais). Ces modèles sont une approche intermédiaire entre les méthodes « champ moyen » et « plein-champ », dans le sens où elles tiennent compte des interactions entre deux grains et imposent une déformation homogène à chaque région d'interaction.

La simulation de la recristallisation est cependant bien plus récente et est le thème qui doit encore être approfondi pour pouvoir fournir des modèles fiables pour le calcul de propriétés mécaniques de profilés extrudés. Elle peut être simulée par le biais de la méthode de Monte-Carlo (Eivani et al., 2020). Cette méthode permet de prédire une valeur moyenne à partir de techniques probabilistes pour fournir une incertitude sur les résultats. Dans des simulations de

recristallisation, la méthode de Monte-Carlo permet de tenir compte de différents facteurs locaux, tels que de l'évolution de la taille des sous-grains, de l'énergie de déformation stockée dans la microstructure, de l'énergie stockée liée à l'épinglage Zener, pour calculer la morphologie de la microstructure finale. Les résultats renvoyés montrent que pour un rapport d'extrusion de 18,8, c'est-à-dire des taux de déformation plutôt bas par rapport au second rapport d'extrusion testé (192,3), la plupart des grains en sortie de filière sont créés en recristallisation dynamique géométrique (GDRX). Ensuite, s'en suit une phase de germination de nouveaux grains en recristallisation statique (SRX), qui grandissent jusqu'au refroidissement du profilé, où ils sont largement majoritaires par rapport aux grains apparus en DRX. En revanche, avec le rapport d'extrusion le plus élevé, imposant donc des hauts taux de déformation, les grains en surface seraient apparus uniquement en CDRX et la couche de grains grossiers proviendrait donc de leur coalescence progressive. Ces calculs correspondent aux observations expérimentales, mais ne permettent pas encore de bien cerner les évolutions de texture (Eivani et al., 2020).

La modélisation de la SRX peut aussi être basée sur des modèles semi-empiriques (Kestens & Jonas, 1996 ; Sidor, Petrov, & Kestens, 2011), par exemple pour des alliages d'aluminium (AA6016 en laminage asymétrique chez (Sidor et al., 2011)) faire « émerger » certaines composantes de texture observées expérimentalement. Ce type de modèle est basé sur la mesure de textures réelles pour ajuster des calculs qui font apparaître les pourcentages de chaque texture au sein d'une microstructure, et néglige toute loi physique locale. En effet, la cinétique de recristallisation n'est pas considérée, tout comme les diverses interactions entre les « reliefs » de la microstructure, i.e. les précipités, les joints de grains, les dislocations, etc. Le processus se déroule en deux étapes : une première de sélection des sites de germinations puis une seconde de coalescence. La sélection se fait à l'aide d'un filtrage basé sur le facteur de Taylor, qui est un facteur qui représente la densité locale d'énergie au sein d'un grain. S'il est inférieur à une valeur seuil, alors le site n'est pas choisi pour être un site de germination, et inversement si le facteur de Taylor d'une orientation est suffisamment élevé. Une texture de nucléation est alors créée par sélection des textures favorablement orientées pour recristalliser, texture sur laquelle un second filtrage et une loi de coalescence sont appliqués. Cette loi repose

sur la désorientation entre les sites de germination proposés et la direction $\langle 110 \rangle$, puisque c'est la direction normale au plan de glissement qui subit le plus haut taux de cisaillement lors des déformations. Ce type de modèle est très intéressant puisqu'il permet de s'affranchir de la lourdeur des calculs d'une modélisation physique tout en minimisant les écarts avec des observations expérimentales, et il a fourni de bons résultats sur des simulations de laminage d'aciers CFC.

La recristallisation peut aussi être abordée en utilisant un critère énergétique. Il a été montré que la fraction recristallisée dépend de l'énergie plastique emmagasinée par la matière (Mahmoodkhani et al., 2019). Ainsi, il a été proposé de modéliser la recristallisation en utilisant un seuil de travail accumulé par les grains, défini comme le produit entre la contrainte appliquée sur un grain multipliée par son taux de cisaillement, au cours d'une déformation en l'analysant à chaque étape de calcul (Béland et al., 2024). Si un grain emmagasine un travail supérieur à une valeur seuil, alors son orientation est comparée à un ensemble d'orientations de références. Parmi celles-ci, celle qui minimise l'énergie du grain est retenue pour former un « nouveau grain », qui correspond donc à un germe en dehors de la simulation. Cette méthode semble apporter de bons résultats et serait à populariser.

1.3.2 Calcul de l'anisotropie et du coefficient de Lankford

Différentes méthodes ont été proposées pour calculer le coefficient de Lankford dépendamment de l'angle entre la direction de traction et la direction d'extrusion, avec des performances variables, et seules certaines méthodes abordées au cours du présent projet de recherche sont présentées ici.

Pour des polycristaux CFC, (Bunge, Wagner, Welch, & van Houtte, 1985) ont proposé de faire varier le coefficient de contraction q , défini à l'équation (1.3) de façon à trouver sa valeur qui minimise le facteur de Taylor. Ceci permet de trouver la valeur du coefficient de contraction rencontrée pendant l'essai, puisque minimiser le facteur de Taylor revient à minimiser l'énergie stockée dans la matière. Cette méthode semble avoir rapporté des bons résultats dans

la littérature après sa publication principalement pour des nuances d'acier austénitiques et des nuances de titane, ce qui limite son utilisation pour les alliages d'aluminium du fait de leur différence d'énergie de défaut d'empilement.

Une approche plus simple a aussi été proposée par (Lequeu, Gilormini, Montheillet, Bacroix, & Jonas, 1987a) : la méthode CMTP, pour *continuum mechanics of textured polycrystals* en anglais, ou mécanique continue des polycristaux texturés. Cette méthode est basée uniquement sur l'orientation cristalline pour le calcul du coefficient de Lankford, et néglige l'écrouissage, l'interaction entre les grains, ainsi que tous les mécanismes liés aux précipités. Cette méthode utilise le tenseur déviateur de contraintes appliqué à l'échantillon de traction « transporté » dans la base vectorielle du cristal. L'équation de la surface de charge est obtenue à partir d'une fonction de charge appliquée au tenseur dans la base du cristal. Cette fonction est dérivée en utilisant la « loi de la normalité », qui est une conséquence du principe de Hill (Hill, 1967), et qui postule que le taux de déformation plastique est normal à la surface de charge (Cailletaud, 2010 ; Heuzé, 2015). Cela permet alors d'exprimer le tenseur taux de déformation plastique dans la base du cristal, qui est ensuite ramené dans la base vectorielle de l'échantillon pour obtenir le coefficient de Lankford du cristal, en calculant le rapport deux derniers termes de la diagonale, qui sont les taux de déformations $\dot{\epsilon}_{yy}$ et $\dot{\epsilon}_{zz}$. Une loi des mélanges permet finalement d'aboutir au coefficient de Lankford de l'ensemble du polycristal en sommant les coefficients calculés pour chaque grain. Le tenseur de contraintes dans le repère macroscopique est exprimé comme suit à l'équation (1.5) :

$$\bar{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} & \sigma_{yz} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad (1.5)$$

Appliqué à un échantillon de traction comme schématisé à la Figure 1.10b, l'expression de ce tenseur est simplifiée en :

$$\bar{\sigma} = \begin{bmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (1.6)$$

Le calcul est appliqué au tenseur déviateur de contraintes, qui est exprimé ci-dessous :

$$\bar{\bar{S}}_{(xyz)} = \bar{\bar{\sigma}} - \frac{tr(\bar{\bar{\sigma}})}{3} \bar{\bar{I}} = \begin{bmatrix} \frac{2\sigma_{xx}}{3} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\sigma_{xx}}{3} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\sigma_{xx}}{3} \end{bmatrix} \quad (1.7)$$

Deux matrices de passage sont définies : P_1 , qui est celle de l'échantillon vers celle du profilé extrudé :

$$P_1 = \begin{bmatrix} \cos \theta & -\sin \theta & 0 \\ \sin \theta & \cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (1.8)$$

Ainsi que P_2 , celle de la base d'un échantillon à celle d'un cristal d'une orientation $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$, décrit à partir des angles d'Euler, plutôt qu'avec les indices de Miller :

$$P_2 = \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \sin \varphi_2 \sin \phi \\ -\cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & -\sin \varphi_1 \cos \varphi_2 + \cos \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \phi & \cos \varphi_2 \sin \phi \\ \sin \varphi_1 \sin \phi & -\cos \varphi_1 \sin \phi & \cos \phi \end{bmatrix} \quad (1.9)$$

Le produit matriciel donné à l'équation (1.10) permet ensuite de changer la base d'expression du tenseur déviateur de contraintes, de la base de l'échantillon à celle d'un cristal.

$$\bar{\bar{S}}_{(C)} = P_2 P_1 \cdot \bar{\bar{S}}_{(xyz)} \cdot (P_2 P_1)^T \quad (1.10)$$

La loi de la normalité, donnée en (1.11), permet ensuite de calculer le tenseur taux de déformation plastique dans la base du cristal :

$$\bar{\bar{E}}^p_{(C)} = \dot{\lambda} \frac{\partial F(S_{ij(C)})}{\partial \bar{\bar{S}}} = \dot{\lambda} \frac{\partial F(S_{ij(C)})}{\partial S_{ij(C)}} \quad (1.11)$$

où $\dot{\lambda}$ est appelé « multiplicateur plastique », un coefficient positif ou nul définissant l'intensité de l'écoulement plastique, $S_{ij(C)}$ est le tenseur déviateur des contraintes dans la base du cristal et F est la fonction de charge (Hu, Ikeda, & Murakami, 1995, 1998 ; Lequeu et al., 1987a ; Lequeu, Gilormini, Montheillet, Bacroix, & Jonas, 1987b ; Lequeu & Jonas, 1988 ; Liu, Kang, & Ko, 1997). Celle utilisée pour les calculs développés au cours de ce projet fait appel à trois coefficients (Lequeu & Jonas, 1988), et explicitée en (1.12).

$$\begin{aligned} F(\bar{\bar{S}}_{(C)}) = & \alpha_2 [(S_{11} - S_{22})^2 + (S_{11} - S_{33})^2 + (S_{22} - S_{33})^2] \\ & + \beta_2 [S_{12}^2 + S_{23}^2 + S_{31}^2] + 2 \cdot \gamma_2 [|S_{12}S_{13}| + |S_{12}S_{23}| \\ & + |S_{13}S_{23}|] \end{aligned} \quad (1.12)$$

Où les coefficients $\alpha_2, \beta_2, \gamma_2$ sont des coefficients calculés pour faire correspondre la surface de charge à celle du critère de Bishop et Hill.

Il faut faire un « retour » dans la base de l'échantillon, pour calculer le coefficient de Lankford, est effectué à partir de l'opération « inverse » de celle effectuée à l'équation (1.10) via le produit matriciel donné en (1.13).

$$\overline{\overline{\epsilon}}^p_{(xyz)} = (P_2 P_1)^T \cdot \overline{\overline{E}}^p_{(c)} \cdot P_2 P_1 \quad (1.13)$$

En dépit de sa simplicité, cette méthode semble fournir de bons résultats avec des textures idéales (Cazacu, Revil-Baudard, & Chandola, 2018 ; Chandola, Cazacu, & Revil-Baudard, 2018 ; Hu et al., 1998 ; Liu et al., 1997 ; Yoon, Cazacu, Yoon, & Dick, 2010). Elle n'a été utilisée que deux fois avec des alliages commerciaux, à savoir le AA6082 (Béland et al., 2024), et le AA5083 (Hu et al., 1995), et elle a fourni des bons résultats, avec des erreurs généralement de moins de 10% par rapport aux mesures expérimentales.

Ce tour d'horizon des techniques de modélisation de l'évolution de la texture lors de l'extrusion, et de prédiction des propriétés mécaniques des profilés extrudés, montre que les modèles actuels basés sur des concepts physiques complexes ne sont pas encore éprouvés. Une approche statistique pourrait solutionner les manques créés par les modèles traditionnels et fiabiliser les résultats, ce qui permet de penser à l'utilisation de l'intelligence artificielle comme piste à explorer.

1.3.3 Algorithmes d'intelligence artificielle

1.3.3.1 Contexte et définitions générales

L'intelligence artificielle est un concept très large rassemblant de nombreux algorithmes mathématiques dont l'architecture schématique est librement inspirée du fonctionnement du cerveau humain, ce qui fait qu'ils sont généralement et communément appelés « réseaux de

neurones ». Ces méthodes sont abondamment utilisées aujourd'hui pour une grande variété de tâches de la vie quotidienne, comme l'analyse d'images et de la parole par exemple.

Le principe de base d'un algorithme d'IA est simple : il nécessite une base de données pour fonctionner, requiert un choix d'architecture (i.e. nombre de neurones et de couches de neurones) guidé par l'optimisation de différents hyperparamètres (i.e. les paramètres à choisir par le concepteur du modèle) réalisée par une phase d'entraînement. Sa performance est ensuite validée avec une phase de validation. La base de données sert donc à la fois à l'entraînement, avec généralement 80 % des échantillons, et à la validation, avec souvent 20 % des échantillons. Les réseaux de neurones utilisent en général une architecture dont les contours impliquent toujours une ou plusieurs entrées et une ou plusieurs sorties, séparées ou non par des couches cachées. Différentes transformations mathématiques sont appliquées aux entrées pour obtenir un résultat de sortie, la phase d'entraînement ayant permis d'ajuster les différents hyperparamètres desdites transformations. Cependant, un des risques de l'utilisation de tels modèles statistiques est l'apparition de surapprentissage, qui correspond au fait qu'un modèle est parfaitement adapté uniquement à une portion spécifique d'un ensemble de données et ne peut être généralisé audit ensemble. Toute prédiction future fiable est alors impossible avec un modèle surentraîné, et cette configuration survient lorsque le modèle possède plus d'hyperparamètres que ne peuvent en déterminer les données d'entraînement.

Il a été proposé dans la littérature différentes tentatives de détermination de propriétés mécaniques par réseaux de neurones qui emploient par exemple des perceptrons multicouches (Ali, Muhammad, Brahme, Skiba, & Inal, 2019 ; Lee et al., 2020 ; Ostad Shabani & Mazahery, 2011 ; Saleh et al., 2023) ou des régressions à vecteurs de support (Kanumuri, Srishuka, Kumar Gupta, & Kumar Singh, 2015 ; Shuangsheng, Xingwei, Shude, & Zhitao, 2012). Ces approches semblent correspondre au cahier des charges pour avoir des prédictions fiables et rapides à obtenir en étant basé sur des mesures réelles (Ali et al., 2019). Un des défis particuliers à l'application de réseaux de neurones pour déterminer des propriétés mécaniques est le fait que peu de données sont disponibles. Il faudra donc étudier les solutions permettant d'éviter du

sur-apprentissage tout en fournissant des prédictions suffisamment robustes pour être plus intéressantes que des modélisations classiques.

L'illustration de l'intérêt d'utiliser des réseaux de neurones par rapport à des codes de plasticité cristalline est donnée pour un cas bien plus simple que l'extrusion, avec la simulation d'un essai de traction via un code CP-FEM (Ali et al., 2019). Dans ce cas, le réseau de neurones présente un net gain de temps par rapport aux simulations de plasticité cristalline, ce qui est montré par la Figure 1.12. Celle-ci présente les temps de calcul du réseau de neurones et du modèle physique, comparés en échelle logarithmique, ce qui met en valeur l'amplitude de la différence de temps entre les deux méthodes en gagnant près de 99,9 % de temps avec un réseau de neurones sur le modèle de plasticité cristalline, si celui-ci possède plus de 2200 éléments (Ali et al., 2019).

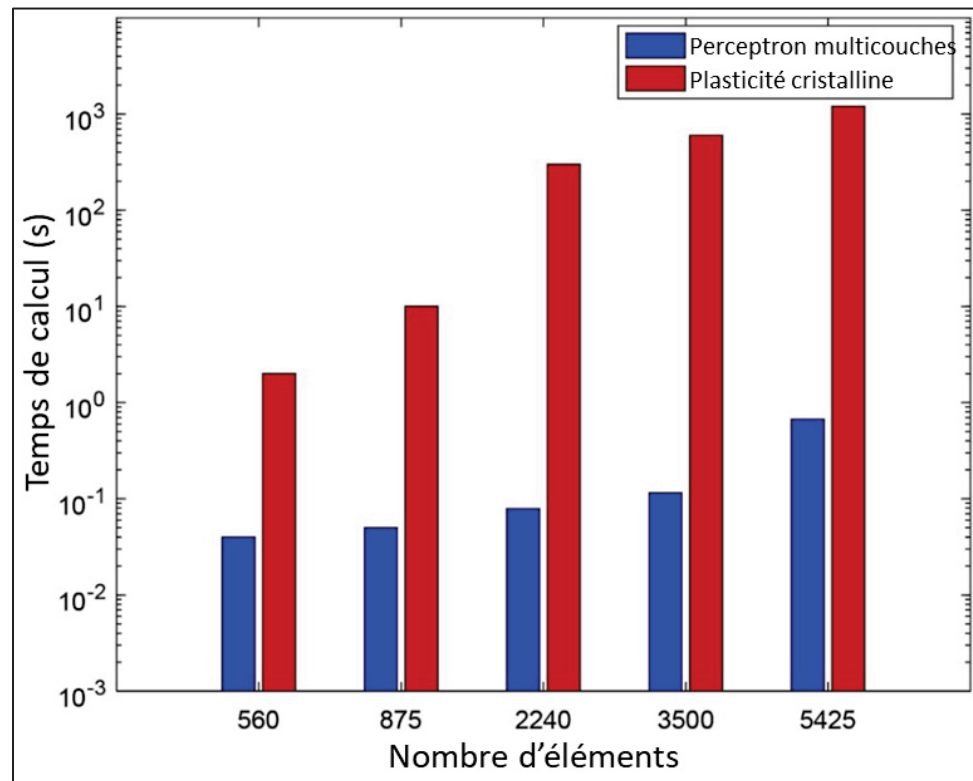


Figure 1.12 Comparaison du temps de calcul entre des simulations de plasticité cristalline et le réseau de neurones proposé
Adaptée de Ali et al. (2019)

Les paragraphes suivants vont faire l'étude des bases de données utilisées pour des problèmes de régression en mécanique, ainsi que de deux algorithmes différents, à savoir les perceptrons multicouches (ou MLP pour *MultiLayer Perceptron* en anglais) et les régressions à vecteurs de support (ou SVR pour *Support Vector Regression* en anglais). Les principes de fonctionnement des algorithmes abordés seront d'abord détaillés, et les techniques de validation puis les performances des réseaux seront vues par la suite.

1.3.3.2 Constitution d'une base de données

Il est important de parcourir les bases de données utilisées pour l'entraînement et la validation des performances des modèles puisqu'elles constituent la base de la réalisation d'une intelligence artificielle. Ce sont elles qui vont conditionner l'architecture des modèles, et leur qualité affectera directement celle des résultats fournis (Haton, 2021). Ceci s'explique par le fait qu'une base de données de taille restreinte augmente le risque de sous ou sur-apprentissage. La taille de la base de données est aussi limitée par sa constitution qui peut être chronophage et couteuse, ce qui a pour effet de limiter sa taille au strict nécessaire. De ce fait, le nombre et le choix d'échantillons requiert de représenter au mieux le champ des valeurs prises par les entrées et sorties avec une répartition la plus uniforme possible pour limiter les cas « exotiques » et éviter la surpopulation de données identiques, et l'étude de la littérature fournit un aperçu des bonnes pratiques à observer.

De plus, les problèmes de mécanique, qu'ils soient appliqués en apprentissage machine ou non, font très souvent face au même type de problème qu'est la quantité restreinte de données. En effet, la réalisation d'échantillons d'entraînement et de validation nécessite généralement du temps et des ressources financières suffisantes et ce de façon continue dans le temps. À noter que le terme « échantillon » ne définit pas ici une éprouvette ou une pièce à analyser ou à tester, mais un vecteur de valeurs qui sert d'entrées et/ou de sorties, où chacune peut à la fois être une grandeur physique normalisée, ou un calcul basé sur une ou plusieurs grandeurs. De ce fait, il

semble essentiel de préciser la taille et la répartition des ensembles de données proposés pour les articles étudiés dans le présent rapport, puisque cela a un impact sur les technique utilisées et leurs architectures.

Les échantillons présentent généralement des caractéristiques variées permettant d'alimenter les algorithmes avec des données représentatives du problème. Ainsi, 33 échantillons ont pu être utilisés pour entraîner et valider un réseau de neurones pour le calcul des propriétés mécaniques de l'alliage Aluminium-Silicium A356 en fonderie à partir d'essais de traction (Ostad Shabani & Mazahery, 2011). De la même façon, pour la détermination de la résistance à la compression de bétons utilisant des sables de récupération de fonderie (Sharma & Ahmad Khan, 2023), deux ensembles de 40 échantillons servent pour l'entraînement, la validation et les tests. Chaque ensemble sert à prédire une sortie particulière, à savoir la résistance à la compression et la résistance en traction. Pour la prédiction de propriétés mécaniques de l'acier inoxydable 304 à haute température (Kanumuri et al., 2015) et de joints soudés au TIG en alliage de titane TC4 (Shuangsheng et al., 2012), ce sont respectivement des ensembles de 27 et 39 échantillons qui ont été constitués avec des données représentatives pour utiliser des régressions à vecteurs de support (ou *Support Vector Regression* en anglais, soit SVR). Dans certains cas, la littérature donne accès à une grande quantité de données : (Maitra & Shi, 2023) évalue ainsi la prévision de la rugosité de surface de pièces en alliage de titane Ti-6Al-4V réalisées en fusion sélective laser (*Selective Laser Melting*, ou SLM, en anglais) avec 173 échantillons issus de divers études. Ces échantillons permettent de travailler à la fois sur un réseau de neurones, sur une régression à vecteurs de support et sur d'autres algorithmes. Enfin, une étude basée sur des résultats d'un maillage de plasticité cristalline (Ali et al., 2019) permet de former un ensemble de données de 3500 éléments pour travailler sur un réseau de neurones. Cependant, dans ce cas-ci les entrées sont des résultats de simulations de plasticité cristalline, supposée représentatives de mesures expérimentales.

Cet état des lieux rapide a mis en valeur le fait que les ensembles de données utilisés étaient généralement constitués d'au plus quelques centaines d'échantillons, les plus grands nombres étant tirés de simulations numériques plutôt que de mesures expérimentales. Aussi, il semble

crucial de noter que l'ensemble des données doit être le plus représentatif possible des valeurs qui seront fournies dans le futur au réseau lors de son utilisation, au risque de voir des valeurs « exotiques » fournir de grandes erreurs au cours de la phase de validation (Maitra & Shi, 2023). Ces précisions sur le nombre de données utilisées permettent de voir comment un nombre restreint de données peut être utilisé pour définir des architectures fournissant des performances optimales. Cependant, les données ne sont représentées dans aucune étude de sorte à observer leur séparabilité, alors que cette étape est nécessaire pour déterminer si certaines grandeurs sont liées entre elles puisque cela influence l'architecture des réseaux de neurones. Cela permet en effet simplifier un ensemble des données et de ne pas proposer d'architecture trop complexe qui pourrait donner lieu à du surapprentissage.

1.3.3.3 Perceptron multicouche ou MLP

Le perceptron multicouche est un algorithme simple qui est historiquement un des premiers algorithmes d'IA. Pour son fonctionnement, différentes entrées sont sommées, via une somme coefficientée avec des poids, sur un ou plusieurs neurones qui sont rassemblés sur une ou plusieurs couches cachées. Cette somme coefficientée, souvent nommée « net », est ensuite appliquée dans une fonction d'activation qui servira de prise de décision à l'activation du neurone ou non. Toutes les données calculées par ce processus convergent vers une ou plusieurs sorties, dont le résultat est fourni après un passage d'une autre « net » à travers une dernière fonction d'activation pour activer ledit neurone de sortie. Les poids du réseau, qui comprennent aussi un biais servant à minimiser l'erreur, font partie des hyperparamètres qui sont ajustés au cours de la phase d'entraînement, où des sorties sont calculées à partir d'entrées fournies par l'utilisateur, et comparées à des sorties connues et désirées. Différents algorithmes, telle que la rétropropagation du gradient, permettent ensuite d'ajuster les poids et biais à partir de l'erreur entre chaque sortie calculée et son équivalent désiré. Une représentation d'un MLP est donnée en Figure 1.13 avec n entrées, une couche cachée à deux neurones et deux sorties. Sur cette figure, le résultat h_i de chaque neurone de la couche cachée

est le résultat du passage de « net » à travers la fonction d'activation, tel que donné en (1.14), et le même principe s'applique pour les sorties y_i .

$$h_i = \text{Act}(\text{net}_i) = \text{Act}(w_{01} + w_{02} + \sum_{k=1}^n w_{ki}x_i) \quad (1.14)$$

Une fois les poids et les biais ajustés, les données de validation sont ensuite proposées au réseau pour évaluer l'erreur entre les sorties calculées et désirées.

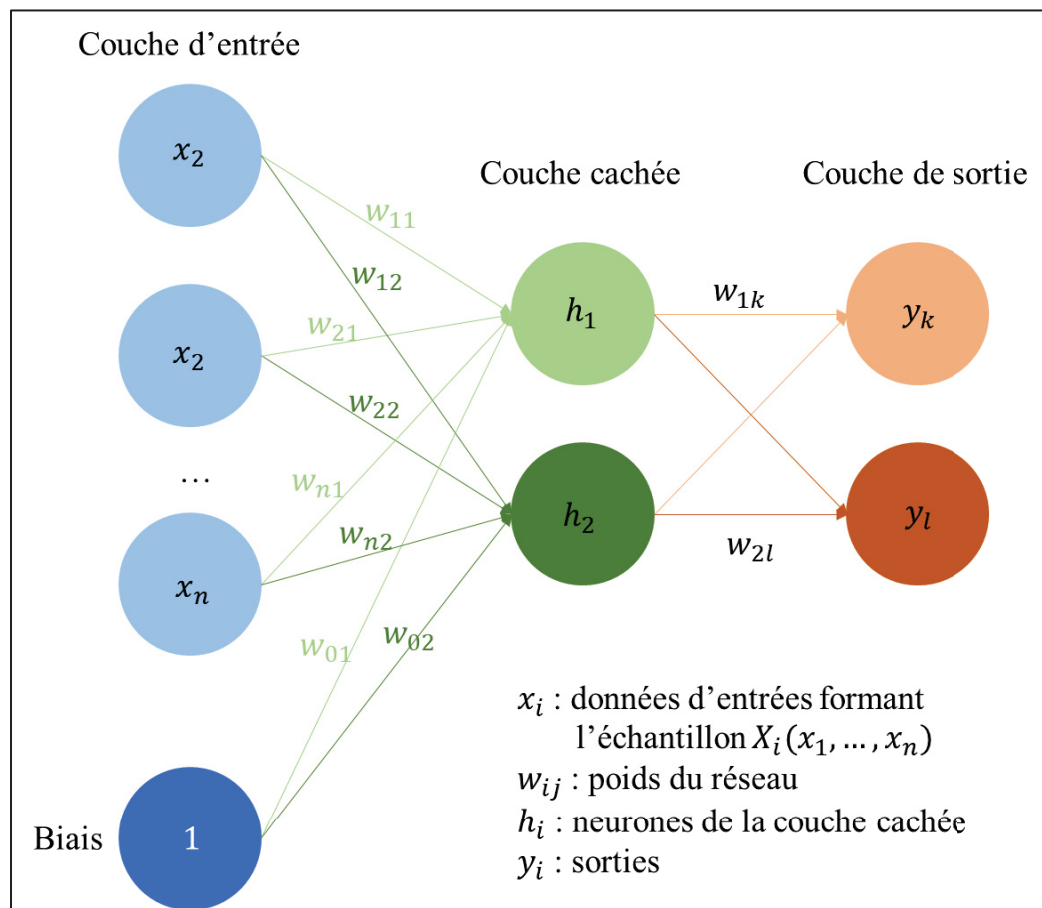


Figure 1.13 Représentation schématique d'un perceptron multicouche

La simplicité de cet algorithme le rend adaptable à des problèmes simples et utilisant peu de données comme ceux qui peuvent être rencontrés en mécanique, par rapport à des modèles plus complexes, par exemple utilisés en apprentissage profond. Pour déterminer les propriétés mécaniques de l'alliage Aluminium-Silicium de fonderie A356 (Ostad Shabani & Mazahery,

2011), quatre sorties sont proposées : la limite élastique, la résistance mécanique, la force maximale, et l'élongation à la rupture. Celles-ci doivent être calculées à partir de la vitesse de refroidissement et du gradient de température au sein du moule pendant une coulée, qui sont donc les entrées. Deux types d'algorithmes sont comparés : soit quatre réseaux différents qui calculent chacun une des propriétés, soit un seul réseau qui fournit en sortie ces quatre grandeurs. L'architecture optimale de leur réseau de neurones est choisie ici à partir de celle qui fournira l'erreur quadratique moyenne (*Mean Square Error* ou *MSE*, en anglais) minimale. La définition de cette erreur est posée en (1.15) :

$$MSE = \frac{1}{NQ} \sum_{m=1}^Q \sum_{n=1}^N |d_n(m) - y_n(m)|^2 \quad (1.15)$$

où N est le nombre de sorties, Q est le nombre de vecteurs d'entraînement, $d_n(m)$ est la réponse désirée pour la sortie n avec le m -ième vecteur d'entraînement, et $y_n(m)$ la réponse calculée par le réseau pour la sortie n sur le m -ième vecteur d'entraînement.

Pour les réseaux qui permettent de calculer une seule sortie, tous ont une seule couche cachée et les détails de leur couche cachée sont les suivants : l'élongation est calculée avec huit neurones, la force maximale est calculée avec six neurones, la résistance mécanique est obtenue avec quatre neurones et enfin la limite élastique avec huit neurones. Chaque architecture optimale est obtenue avec les erreurs les plus faibles, qui sont calculées en fonction du nombre de neurones sur la couche cachée et données à la Figure 1.14. Malheureusement, aucune conclusion n'est donnée quant à une architecture optimale pour le réseau fournissant les quatre propriétés mécaniques en sortie, mais il est préférable de calculer chaque grandeur une à une que les quatre d'un coup, ce qui illustré en Figure 1.15. Sur cette figure, les points rouges, les plus proches de la droite de corrélation entre sorties calculées et désirées, sont ceux des réseaux avec une seule sortie tandis que les bleus, les plus éloignés de la droite de corrélation, sont ceux issus d'un réseau fournissant les quatre sorties ensembles.

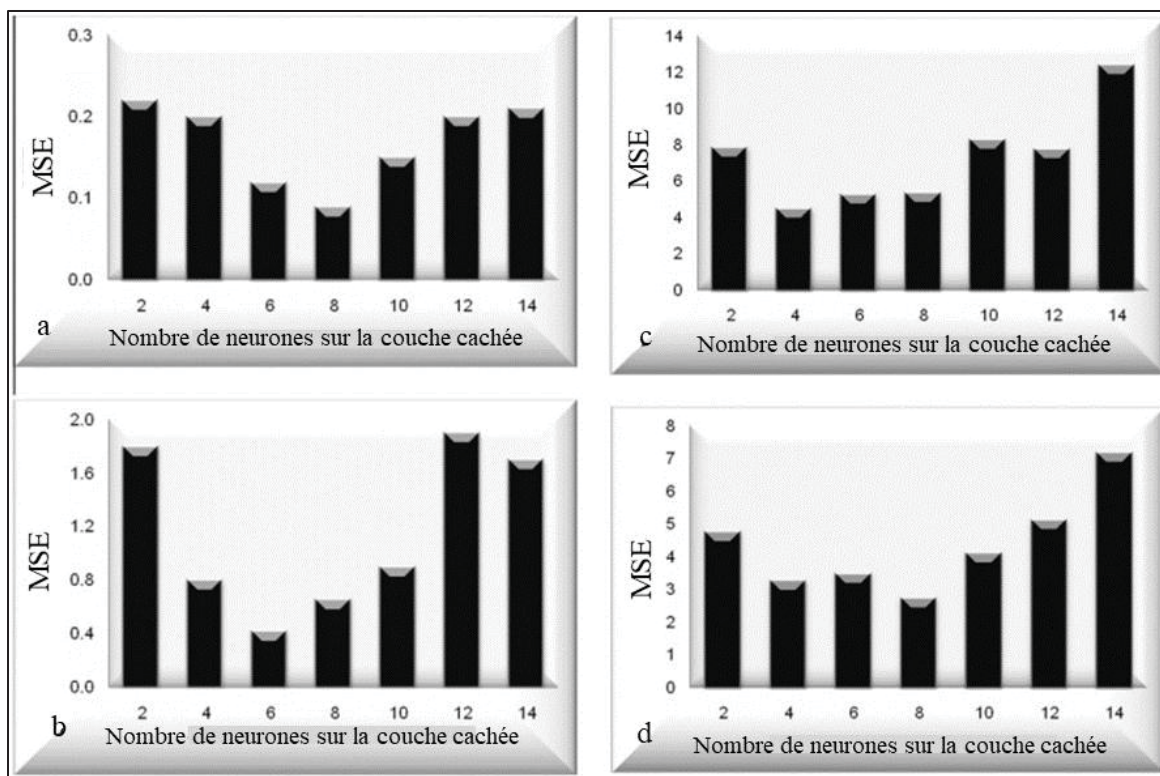


Figure 1.14 Erreur quadratique moyenne en fonction du nombre de neurones pour différentes grandeurs prédites : (a) élongation, (b) force maximale, (c) résistance mécanique et (d) limite élastique
Adaptée de Ostad Shabani & Mazahery (2011)

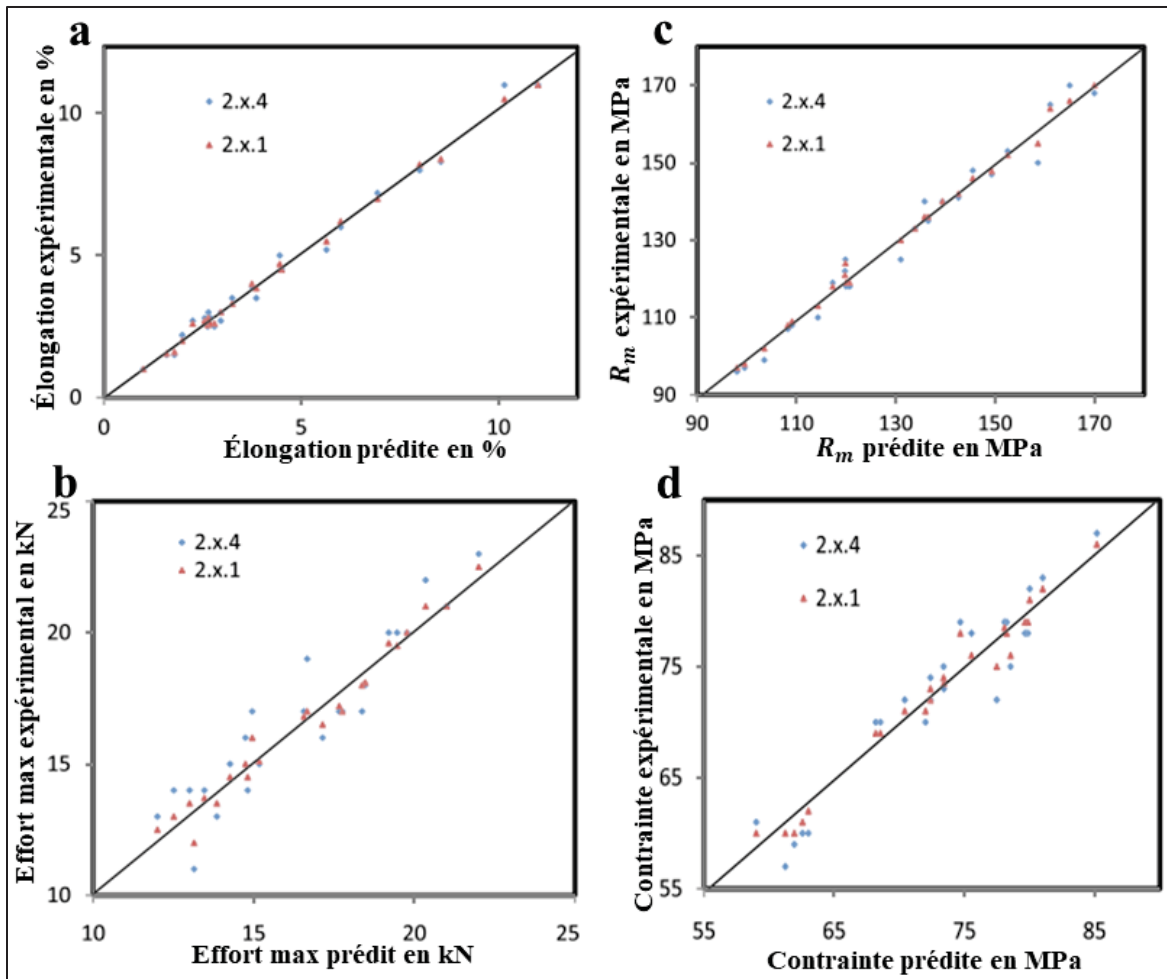


Figure 1.15 Corrélation entre les sorties prédites et les sorties désirées avec 8 échantillons pour des réseaux de neurones calculant différentes données : (a) l'élongation, (b) la force maximale, (c) la résistance mécanique et (d) la limite élastique
Adaptée de Ostad Shabani & Mazahery (2011)

Deux réseaux de neurones sont employés par (Sharma & Ahmad Khan, 2023), pour calculer chacun une seule sortie : la résistance en compression et la résistance en traction de bétons faits à base de sables de fonderie. Il y a cinq entrées, une première pour la proportion en pourcents d'agrégats fins, une deuxième et une troisième pour les proportions de sable de fonderie provenant de deux sources différentes, une quatrième pour le nombre de jours de durcissement et enfin une cinquième pour l'affaissement dû à la solidification. Ensuite, vient une couche cachée de douze neurones, et enfin une seule sortie est proposée, soit pour la résistance à la compression, soit pour la traction. Le choix de cette architecture optimale n'est pas détaillé,

mais les graphes de corrélation entre les sorties désirées et les sorties calculées sont cependant donnés, pour chaque réseau, avec la résistance à la compression à la Figure 1.16, et la résistance à la traction à la Figure 1.17. Ils mettent en valeur les bons résultats obtenus avec cette architecture, avec des coefficients de détermination linéaire R^2 allant de 0,98606 à 0,99964 pour tous les ensembles testés. L'ajustement des paramètres du réseau est fait à partir de l'algorithme de Levenberg–Marquardt, qui est un algorithme basé sur la méthode de Gauss–Newton et de l'algorithme du gradient pour trouver le minimum d'une fonction à plusieurs variables.

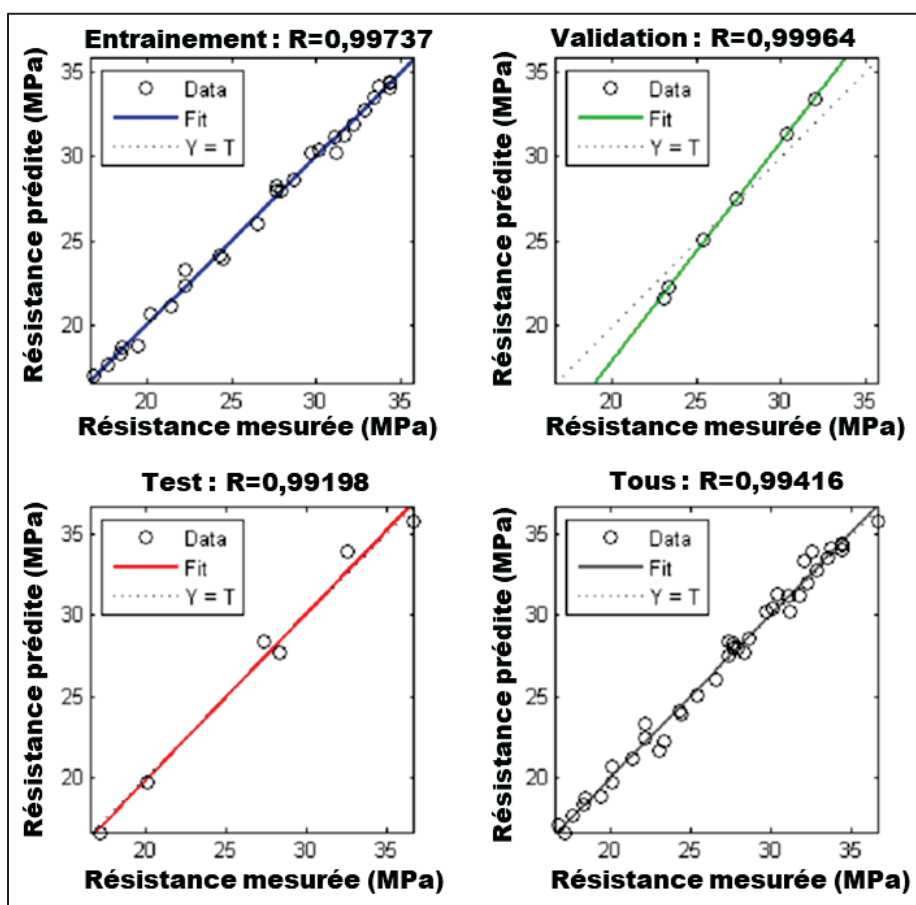


Figure 1.16 Corrélation des données de résistance en compression du béton au sable de fonderie, entre mesurées et calculées par MLP
Adaptée de Sharma & Ahmad Khan (2023)

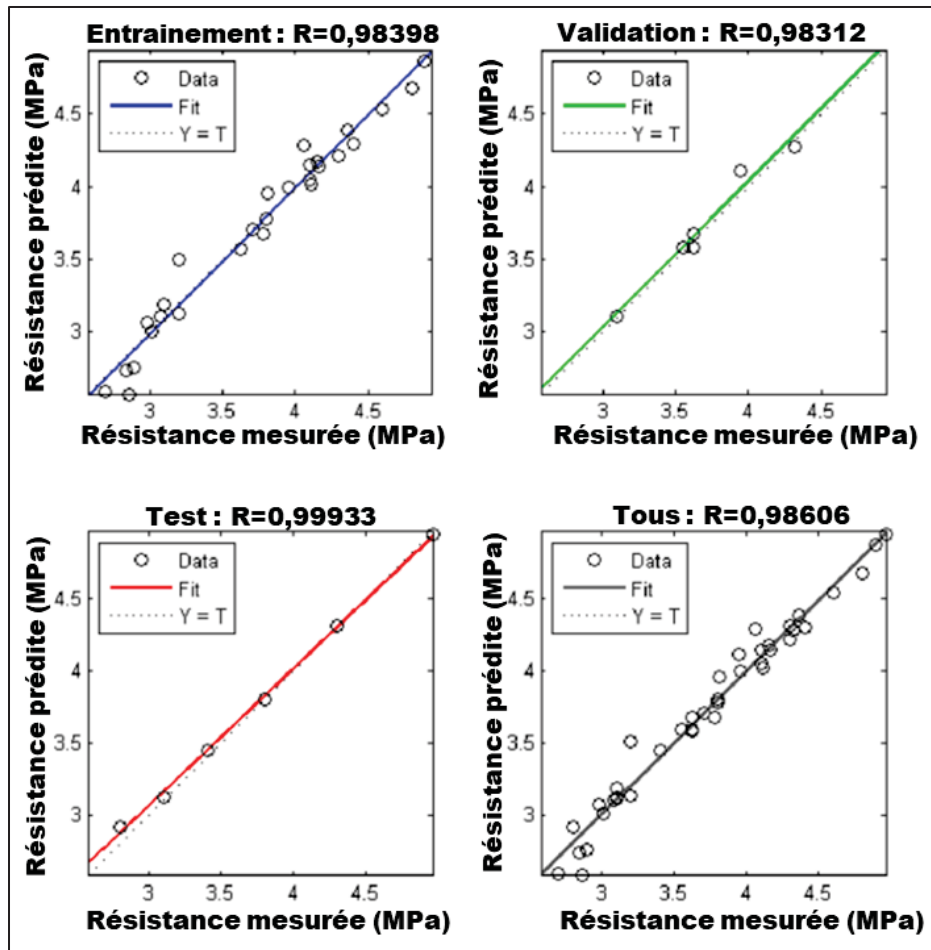


Figure 1.17 Corrélation des données de résistance en traction du béton au sable de fonderie, entre mesurées et calculées par MLP
Adaptée de Sharma & Ahmad Khan (2023)

Un MLP est utilisé pour modéliser l'évolution de la microstructure d'une pièce en alliage d'aluminium AA6063-T6 lors d'un essai de traction (Ali et al., 2019). L'architecture retenue prend comme entrées la déformation ε au cours de l'essai et les trois angles d'Euler de la texture initiale, suivies d'une couche cachée composée de cinq neurones, et avec la contrainte et les angles d'Euler des grains déformés comme sorties. Un vecteur d'entrée a donc la forme $(\varepsilon, \phi_1, \phi_2, \phi_3)$ et un vecteur de sortie $(\sigma, \phi_1', \phi_2', \phi_3')$, où les trois angles d'Euler sont mis à jour après déformation. L'algorithme de rétropropagation du gradient est employé pour ajuster les poids et les biais du réseau, en prenant comme fonction de coût l'erreur quadratique

moyenne entre la sortie du réseau et les valeurs cibles, donnée à l'équation (1.16). La fonction sigmoïde est utilisée comme fonction d'activation.

$$E = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (y_i - f(x_i))^2 \quad (1.16)$$

où N correspond au nombre d'échantillons de sortie, les y_i sont les sorties mesurées et $f(x_i)$ les sorties fournies par le réseau (f étant la fonction décrivant le réseau et x_i l'entrée associée à la sortie y_i). Le MLP est entraîné avec des données de simulations d'un modèle de plasticité cristalline, et représentant un essai de traction simple et un essai de cisaillement simple, tous deux jusqu'à 20% de déformation. Ce modèle fournit de bons résultats avec une erreur de l'ordre de 10^{-5} . Un graphe, Figure 1.18, illustre la performance de leur réseau en le comparant à une simulation de plasticité cristalline, montrant que les points calculés par le MLP sont superposés à la courbe de la réponse désirée. Les valeurs d'erreur sont rappelées au Tableau 1.1 et semblent suffisamment faibles pour conforter le fait que le MLP est intéressant pour le projet actuel.

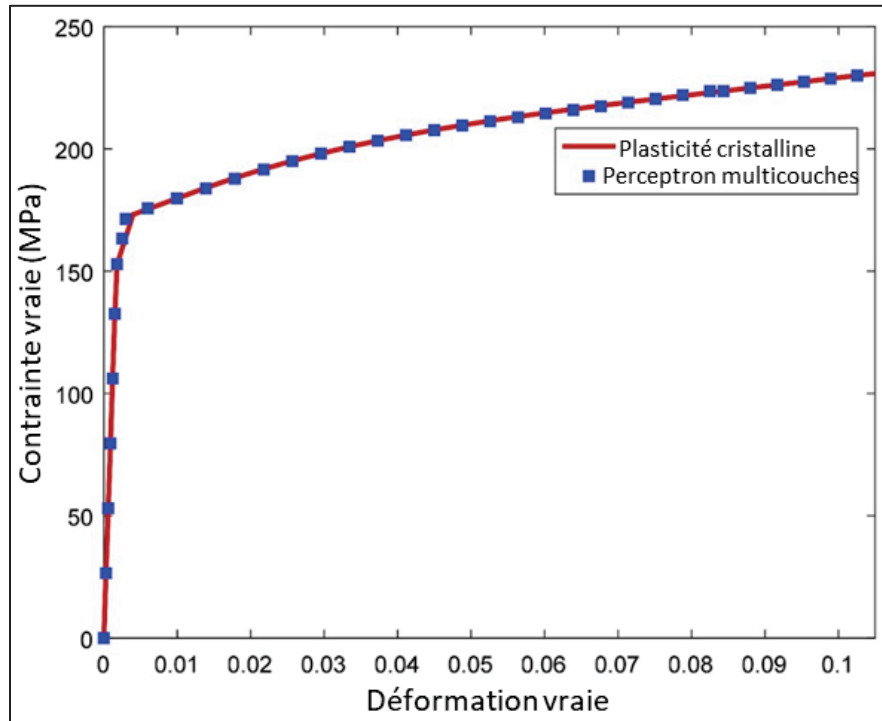


Figure 1.18 Graphe de superposition des résultats de simulations de plasticité cristalline avec ceux fournis par le réseau de neurones pour un essai de traction d'AA6063-T6
Adaptée de Ali et al. (2019)

Tableau 1.1 Erreurs quadratiques moyennes pour les données d'entraînement, de validation et d'essai pour l'AA6063-T6
Adapté de Ali et al. (2019)

	Erreur quadratique moyenne Contrainte/déformation	Erreur quadratique moyenne Texture (°)
Essai de traction	$2,35.10^{-4}$	$2,13.10^{-2}$
Essai de cisaillement	$3,36.10^{-4}$	$5,73.10^{-3}$

Dans le cadre de la détermination de la rugosité de surface pour des pièces en alliage de titane Ti-6Al-4V réalisées en fabrication additive par SLM (Maitra & Shi, 2023), les différentes données d'entrées sont la puissance du laser, la vitesse de déplacement, le pas de fusion du faisceau laser (*Hatch spacing* en anglais), l'épaisseur des couches, la densité d'énergie du faisceau laser, la taille moyenne et la variance de la taille des particules de titane. La sortie est la rugosité surfacique des pièces obtenues. L'algorithme Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno à mémoire limitée (*Limited memory - BFGS*, ou L-BFGS, en anglais) est utilisé pour minimiser la fonction de coût pour garantir une convergence rapide, plus rapide que la rétropropagation du gradient. Cet algorithme permet de trouver le minimum d'une fonction sans calculer sa matrice hessienne grâce aux gradients calculés à chaque itération de calcul, et fait appel au calcul local des développements limités de la fonction.

Le réseau a été entraîné sur 10 000 époques (Maitra & Shi, 2023), où une époque est un calcul sur l'ensemble des échantillons et un ajustement des hyperparamètres, et son architecture retenue possède sept entrées, une couche cachée de 299 neurones et un neurone de sortie. La fonction d'activation de la couche cachée choisie est ReLU, pour *Rectified Linear Unit* en anglais, parce que, dans cette étude, elle fournit les meilleurs résultats par rapport aux fonctions sigmoïde et tangente hyperbolique. Les biais ont été initialisés à 0 et les poids à chaque époque ont été déterminés en utilisant la technique d'initialisation de Glorot (Maitra & Shi, 2023). Dans cette technique la variance des sorties de chaque couche doit être égale à la variance de ses entrées, et les gradients doivent conserver une variance égale avant et après avoir traversé

une couche pendant la rétropropagation pour éviter qu'ils ne deviennent nuls ou infinis (Dutta, 2024).

1.3.3.4 Régression à vecteurs de support ou SVR

Le SVR, ou *support vector regression* en anglais, est un algorithme de régression pour lequel l'enjeu est de trouver une fonction noyau qui minimise les écarts entre des valeurs de sortie mesurées y_k , et des valeurs calculées avec l'application de ladite fonction aux entrées, notées x_k . La différence avec les MLP vient du fait que les données en entrée sont projetées par la fonction noyau dans un espace de dimension supérieure à celui d'entrée. Cela vise à trouver un hyperplan de séparation des données minimisant la distance entre celles-ci et ledit hyperplan, tout en réduisant aussi au maximum les erreurs de régression. Si les MLP peuvent prédire plusieurs sorties, le SVR ne peut prédire qu'une seule, un schéma explicatif est donné en Figure 1.19 ci-dessous et est à comparer avec la Figure 1.13 pour le MLP.

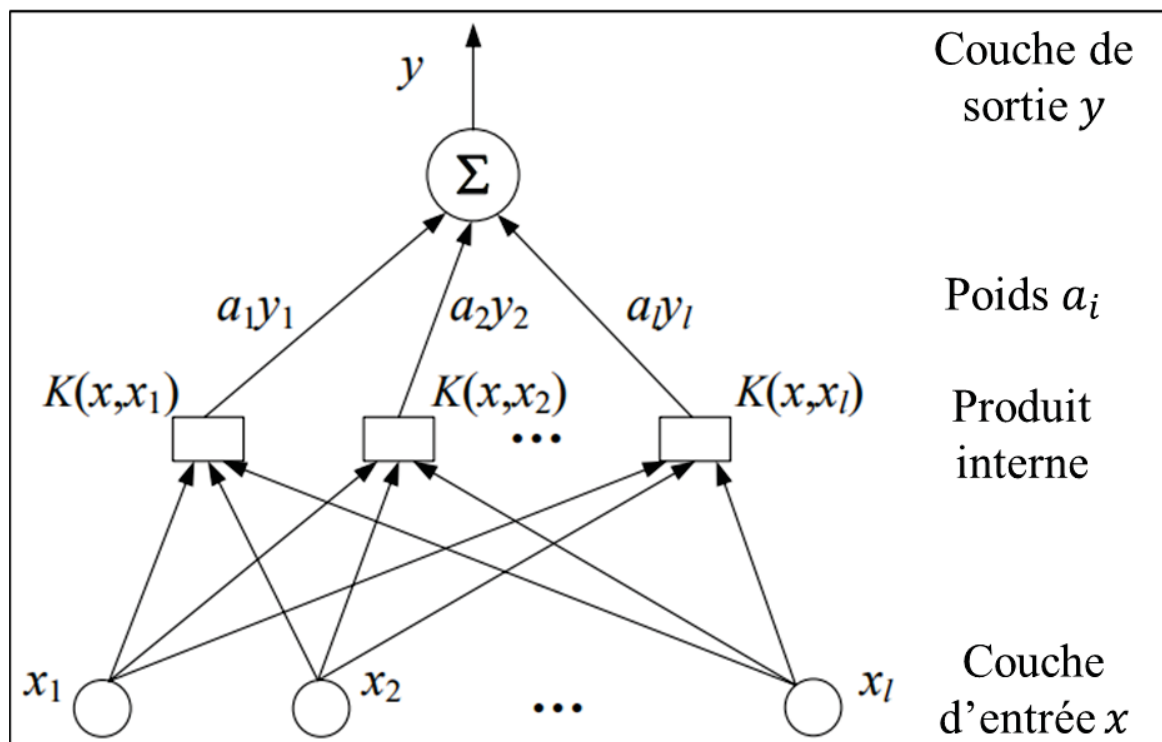


Figure 1.19 Schéma explicatif d'un SVR
Adaptée de Shuangsheng et al. (2012)

La projection dans un espace de plus grande dimension pour trouver un hyperplan séparateur des données implique d'introduire une fonction de perte ε qui minimise l'écart entre les données et l'hyperplan séparateur pour l'ensemble de la base d'entraînement (Maitra & Shi, 2023). En prenant un ensemble de N données tel que $\{(x_i, y_i)\}_{i=1}^N \in \mathbb{R}^m \times \mathbb{R}$, où les x_i sont les vecteurs d'entrées et les y_i les réponses désirées, le SVR peut être exprimé comme suit (Kanumuri et al., 2015) :

$$y = f(\mathbf{x}) = \sum_{i=1}^N w_i \varphi_i(\mathbf{x}) + b = \mathbf{w}^T \boldsymbol{\varphi}(\mathbf{x}) + b \quad (1.17)$$

où $\varphi_i(\mathbf{x})$ est la fonction noyau non-linéaire appliquée aux données d'entrée pour augmenter leur dimensionnalité, et w_i sont les poids synaptiques (aussi mis sous forme de vecteur $\mathbf{w}$). Cette équation est non-linéaire à cause de la fonction noyau, or, elle est appliquée linéairement dans un réseau à partir des grandeurs $\varphi_i(\mathbf{x})$, réseau qui doit minimiser la convexité fonctionnelle, exprimée sous la forme de la fonction de risque à l'équation (1.18).

$$R(\mathbf{w}) = \frac{1}{2} \mathbf{w}^T \mathbf{w} + \lambda \sum_{i=1}^n |y_i - f(\mathbf{x})| \quad (1.18)$$

où λ est le paramètre de régularisation, $f(\mathbf{x})$ est la réponse du réseau à l'entrée $\mathbf{x}$ et où

$$|y_i - f(\mathbf{x})| = \begin{cases} 0 & \text{si } |y_i - f(\mathbf{x})| < \varepsilon \\ |y_i - f(\mathbf{x})| - \varepsilon & \text{sinon} \end{cases} \quad (1.19)$$

Le paramètre de régularisation et ε sont des hyperparamètres (Kanumuri et al., 2015).

Une comparaison des résultats donnés par différentes fonctions noyaux, utilisées dans un SVR, est menée pour déterminer les propriétés mécaniques de joints soudés au TIG en alliage de titane Ti-6Al-4V, aussi noté TC4 (Shuangsheng et al., 2012). Les entrées proposées sont l'intensité du courant utilisé pour le soudage, la vitesse d'avance de la torche et le débit d'argon, qui est un gaz protecteur. Trois SVR prédisent chacun une sortie, à savoir la résistance mécanique à la traction, la résistance mécanique en flexion et l'allongement à la rupture. Les différentes fonctions noyaux analysés sont la fonction sigmoïde, la fonction linéaire, le calcul polynomial et la fonction RBF, dont l'équation est donnée en (1.20).

$$K(\mathbf{x}, \mathbf{x}') = \exp\left(-\frac{\|\mathbf{x} - \mathbf{x}'\|^2}{2\sigma^2}\right) \quad (1.20)$$

où σ est un hyperparamètre, et $\mathbf{x}$ et $\mathbf{x}'$ deux vecteurs de l'espace des données d'entrée. Les performances des différentes fonctions d'activation de SVR sont exposées à la Figure 1.20 ainsi que dans le Tableau 1.2 (Shuangsheng et al., 2012), mettant en évidence le fait que la fonction RBF fournit les meilleurs résultats. À l'opposé, la fonction sigmoïde semble dévier largement des réponses attendues. L'optimisation des hyperparamètres est faite avec la méthode de recherche en grille (*grid-search* en anglais), puisqu'elle assure de pouvoir comparer tous les résultats pour chaque ensemble d'hyperparamètres, ceux qui sont retenus ne sont toutefois pas précisés.

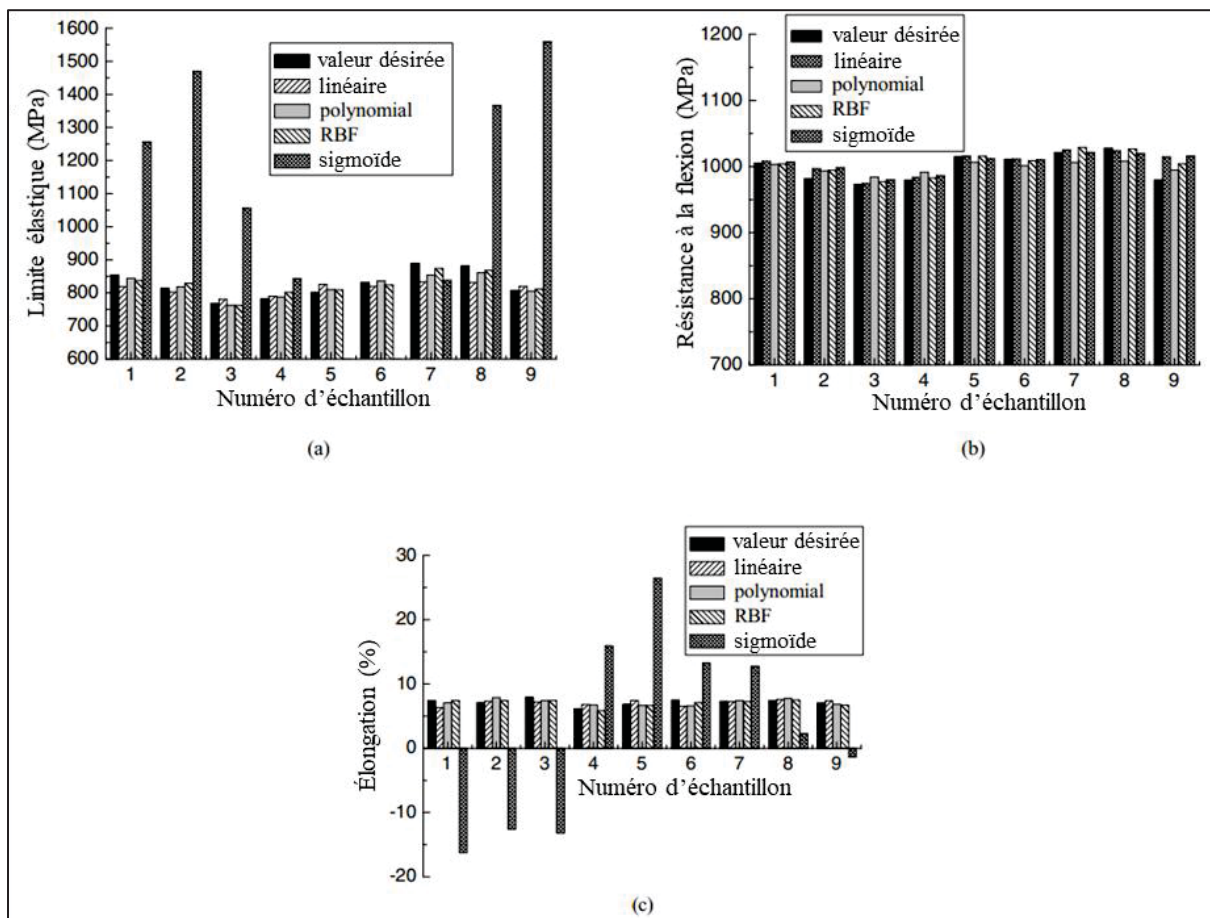


Figure 1.20 Comparaisons des prédictions aux valeurs désirées pour (a) la résistance mécanique en traction (b) la résistance mécanique en flexion (c) l'élongation
Adaptée de Shuangsheng et al. (2012)

Tableau 1.2 Erreurs moyennes des prédictions du SVR comparées aux valeurs attendues pour différentes fonctions noyau
Adapté de Shuangsheng et al. (2012)

Paramètres	Linéaire	Polynomial	RBF	Sigmoïde
Résistance en traction	2,90%	1,25%	1,41%	44,16%
Résistance en flexion	0,78%	1,16%	0,66%	0,91%
Élongation	7,58%	6,14%	1,82%	183,75%

Le SVR est aussi utilisé dans une étude de prédiction des propriétés mécaniques de l'acier austénitique 304L en hautes températures (Kanumuri et al., 2015). Les entrées sont la température de l'essai et sa vitesse de déformation, et quatre SVR sont utilisés pour déterminer la résistance mécanique, la limite élastique, l'allongement à la rupture, le coefficient d'érouissage n et le coefficient de résistance K . 27 ensembles d'entrées/sorties ont été utilisés pour l'entraînement. Les paramètres d'entraînement ont été initialisés avec une fonction de coût constante égale à 10, un seuil $\varepsilon = 0,01$, la fonction RBF définie en (1.20) comme fonction noyau et son paramètre $\sigma = 30$, cependant le paramètre de régularisation n'est pas précisé. Le SVR est entraîné en prenant les données une par une en vérifiant que les conditions de Karush-Kuhn-Tucker (KKT) soient vérifiées. Ces conditions imposent de minimiser la fonction de risque R de l'équation (1.18), tout en respectant la première condition du (1.19). Si ces conditions ne sont pas respectées, les paramètres du SVR, la valeur de coût et la valeur d'épsilon sont modifiées de sorte à minimiser la fonction de risque R .

Bien que les résultats soient encourageants sur l'ensemble d'entraînement pour la résistance mécanique et le coefficient de résistance K (le coefficient de corrélation R est élevé), il reste faible pour la limite élastique Re , l'élongation et le coefficient d'érouissage n . Les résultats deviennent mauvais pour l'ensemble de validation, où seul un coefficient de corrélation élevé est trouvé pour la résistance mécanique, à 0,86, avec une erreur moyenne de 8%. Les autres coefficients de corrélation sont compris entre 0,64 et 0,48. Une erreur moyenne de 20% est trouvée sur la limite élastique. Ces coefficients de corrélation sont très faibles et les erreurs sont très grandes par rapport à ce qui était obtenu lors de la phase d'entraînement. La méthode de validation n'est malheureusement pas précisée et il semble possible, au vu des résultats et

des différences entre l'entraînement et la validation, que le modèle ait fait du sur-apprentissage. Fournir les courbes d'erreur d'apprentissage et de validation du SVR aurait permis de voir si les paramètres trouvés mènent bien au point pour lequel ces deux erreurs sont les plus basses.

Dans un autre exemple, les paramètres d'un SVR, utilisé pour calculer la rugosité de pièces en fabrication additive en Ti6Al4V (Maitra & Shi, 2023), ont été déterminés en prenant une fonction de coût constante et variant entre 0,001 et 1000, et un seuil ε variant de 0,0059 à 594,5145. Différentes fonctions noyaux sont testées et la fonction polynomiale d'ordre 3, avec $\varepsilon = 0,0211$ et un coût $c = 0,3305$ est retenue. Une comparaison avec un MLP montre que les meilleurs résultats d'optimisation des hyperparamètres sont obtenus plus rapidement pour le SVR, après 60 époques d'entraînement, alors qu'il faut 80 époques pour le MLP entraîné avec les mêmes échantillons, comme illustré en Figure 1.21. En revanche, le MLP fournit les meilleures performances par rapport au SVR, puisque le coefficient de régression entre sorties désirées et calculées est de 73%, ce qui est proche mais légèrement supérieur aux 71% du SVR.

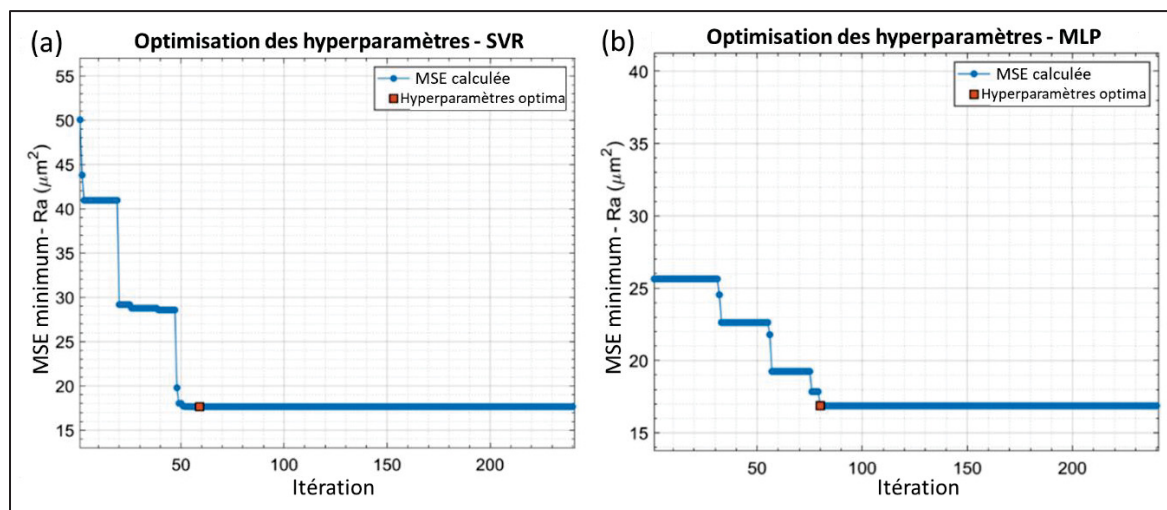


Figure 1.21 Comparaison de l'erreur quadratique moyenne en fonction du nombre d'époques pour (a) le SVR et (b) le MLP
Adaptée de Maitra & Shi (2023)

Aussi, cette étude montre le fait que les données les plus dispersées et éloignées du barycentre fournissent les prédictions les moins fiables et ne sont pas représentatives de l'ensemble des

prédictions, puisque ce sont celles qui fournissent les plus grandes erreurs de validation. Ici, la majorité valeurs prédites au-delà de 20 microns dévient des valeurs attendues puisque les données de sortie sont massivement concentrées entre 9 et 17 microns. À noter que les erreurs RMSE et MAE les plus faibles rapportés sont obtenues à partir de la régression gaussienne (GPR), du SVR et du MLP (NN), loin devant les autres algorithmes, comme illustré en Figure 1.22, ce qui, au passage, justifie une fois de plus l'intérêt pour le MLP et le SVR.

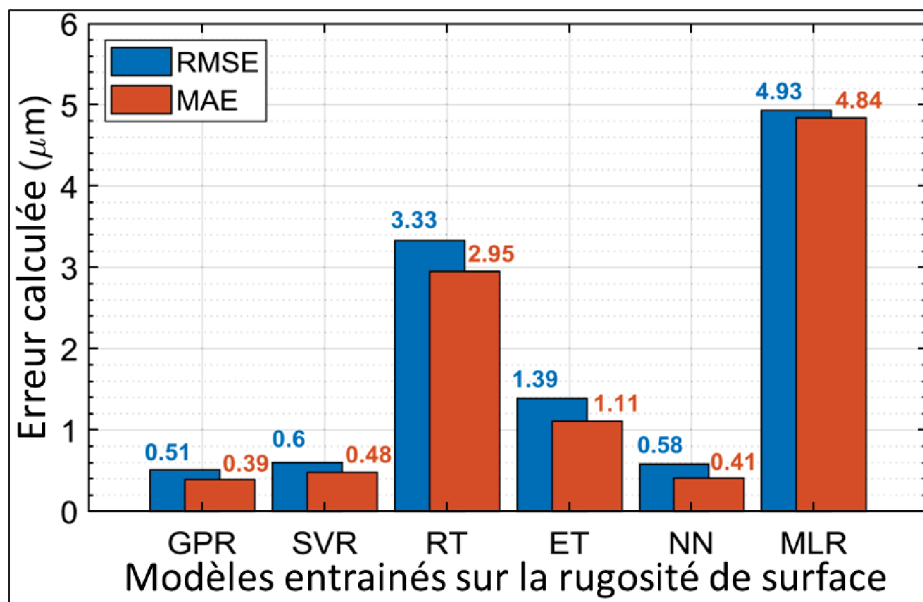


Figure 1.22 Erreurs des différents modèles calculées pour les données de validation, avec RMSE qui est la racine de l'erreur quadratique moyenne et MAE qui est l'erreur moyenne absolue
Adaptée de Maitra & Shi (2023)

1.3.3.5 Techniques de validation des performances

Avant d'aborder les techniques de validation des performances en tant que tel, il semble important de parler d'abord de rappeler que la validation des performances requiert de diviser les données aléatoirement de sorte à en avoir 80 % qui servent pour l'entraînement et 20 % pour la validation. Aussi, il semble nécessaire d'aborder les métriques de validation des performances, qui sont relativement similaires d'une étude à l'autre. Le coefficient de détermination linéaire de Pearson est généralement utilisé comme métrique (Ali et al., 2019 ;

Ostad Shabani & Mazahery, 2011 ; Sharma & Ahmad Khan, 2023), noté R^2 , défini par l'équation (1.21) suivante :

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^N (y_p^i - y_{exp}^i)^2}{\sum_{i=1}^N (y_p^i - \bar{y}_{exp})^2} \quad (1.21)$$

Ce coefficient relie les N sorties désirées et leur moyenne, respectivement y_{exp}^i et $\bar{y}_{exp}$ avec les sorties calculées y_p^i . L'erreur quadratique moyenne et sa racine carrée, ou MSE et RMSE respectivement, sont aussi généralement utilisées pour juger de l'écart entre les points ayant pour coordonnées les valeurs désirées et calculées et la droite d'équation $y = x$ (Ali et al., 2019 ; Maitra & Shi, 2023 ; Ostad Shabani & Mazahery, 2011). Elles peuvent être utilisée pour des groupes de taille variable, avec moins de 10 échantillons (Ostad Shabani & Mazahery, 2011), et sur des ensembles plus grands, avec seulement 15% des données mais pour 3500 échantillons (Ali et al., 2019). Ensuite, l'erreur moyenne absolue Δ est aussi une métrique fréquemment utilisée (Kanumuri et al., 2015 ; Maitra & Shi, 2023 ; Sharma & Ahmad Khan, 2023 ; Shuangsheng et al., 2012) et elle est définie à l'équation (1.22), où N est le nombre de valeurs de sorties attendues disponibles, celles-ci sont notées y_{exp}^i et les valeurs calculées sont les y_p^i .

$$\Delta = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{y_{exp}^i - y_p^i}{y_{exp}^i} \right| \cdot 100 \quad (1.22)$$

À noter que le coefficient de corrélation R , donné en (1.23), peut aussi être utilisé pour juger de la précision des algorithmes en calculant la corrélation entre les sorties prédites et les valeurs mesurées/désirées (Kanumuri et al., 2015).

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (y_{exp}^i - \bar{y}_{exp})(y_p^i - \bar{y}_p)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (y_{exp}^i - \bar{y}_{exp})^2 \sum_{i=1}^N (y_p^i - \bar{y}_p)^2}} \quad (1.23)$$

Ces métriques ne semblent pas dépendantes du nombre de données ni des algorithmes de régression utilisés. Enfin, l'erreur moyenne en pourcents, calculée directement sur les valeurs données en sortie, a aussi été utilisée pour valider les prédictions de SVR avec différentes fonctions noyaux testées (Shuangsheng et al., 2012). L'erreur d'entraînement est estimée avec l'équation (1.24), où y représente la sortie prédite, L l'erreur et $f(x)$ la sortie calculée.

$$L(y, f(x)) = \begin{cases} 0, & \text{si } |y - f(x)| < \varepsilon \\ |y - f(x)| & \text{sinon} \end{cases} \quad (1.24)$$

La technique de validation croisée à k blocs (*k-fold cross validation* en anglais) est employée pour éviter le sur-apprentissage sur des ensembles de données de taille réduite. Cette technique divise les données en k blocs, dont $k - 1$ sont utilisés pour l'entraînement et le dernier pour la validation, en faisant tourner chacun des blocs de sorte à ce qu'ils servent tous à un moment donné pour la validation. Pour prédire la rugosité de pièces en Ti-6Al-4V à partir de MLP et de SVR (Maitra & Shi, 2023), l'ensemble des 173 vecteurs d'entraînement a été divisé en 10 sous-ensembles de données, et à chaque époque d'entraînement, 9 de ces sous-ensembles servaient à l'entraînement et un à la validation. Dans cette même étude, les performances sont validées avec l'erreur quadratique moyenne, l'erreur absolue ainsi que le coefficient de détermination R^2 .

Il semble que le calcul du coefficient de détermination linéaire semble être une excellente représentation de l'erreur puisque cela permet de valider l'écart des points ayant pour coordonnées les valeurs désirées et calculées à la droite d'équation $y = x$, et donc d'apporter plus d'informations qu'une seule grandeur comme l'erreur quadratique moyenne (Maitra & Shi, 2023 ; Sharma & Ahmad Khan, 2023).

Dans certains cas particuliers, le MLP peut être testé avec des prédictions qui sont en fait différents calculs au-delà de ses limites d'entraînement. Un exemple peut être donné pour des essais de traction, où la phase de test est réalisée avec des déformations supérieures à 20 %, ce qui correspond au seuil d'entraînement (Ali et al., 2019). Cela peut aussi être effectué avec des modes de chargement composés, comprenant du cisaillement puis de la traction, et inversement, alors que l'entraînement avait été effectué sur des chargements simples (Ali et al., 2019). La comparaison des résultats avec les valeurs cibles montre que l'erreur quadratique moyenne est de l'ordre de 10^{-3} . Cela démontre qu'il est possible de sortir légèrement du cadre du MLP, à des fins de test, et en se servant de ce qu'il a appris, sans obtenir une erreur élevée.

Enfin, la faible représentativité des données sur une partie de la base de données peut être jugé par le biais de l'erreur absolue en fonction des valeurs de sortie prédites : les valeurs qui apportent la plus grande erreur sont généralement celles qui sont les plus sous-représentées au sein des bases d'entraînement, et ce, quel que soit le modèle de régression utilisé (Maitra & Shi, 2023). Avec des ensembles de données relativement restreints, c'est-à-dire de moins du millier d'échantillons, la validation des performances est donc généralement effectuée en évaluant l'erreur entre les sorties prédites et les sorties réelles, en utilisant différentes métriques d'évaluation, voire en calculant simplement l'erreur absolue de chaque grandeur pour évaluer la dispersion des sorties par rapport à une cible.

1.4 Synthèse de la revue de littérature

La texture, l'état de précipitation et les propriétés mécaniques des alliages AA6063 et AA6082 ont été documentées dans la littérature, sans toutefois tisser de lien avec les paramètres de fabrication, ni avec l'anisotropie mécanique et le coefficient de Lankford. Ainsi, l'effet des paramètres d'extrusion sur les caractéristiques mécaniques et microstructurales de profilés dans ces alliages mériterait d'être approfondi, dans le but d'explorer les facteurs qui vont contrôler l'anisotropie. Pour les deux alliages, il semble important de jauger la proportion de l'influence de la cristallographie sur l'anisotropie. L'absence d'étude sur les effets de l'état de précipitation et de la texture sur son anisotropie a été mise en évidence pour l'alliage AA6082.

Les modèles numériques de prédictions de texture ont présenté des résultats fiables sur le laminage, mais les performances sont variables quand il s'agit de l'extrusion. La divergence provient de la prédiction de la texture en fin d'extrusion, notamment parce que ces modèles se contentent uniquement de calculer la texture de déformation, en oblitérant la recristallisation. Celle-ci a déjà fait l'objet de modélisations concluantes, mais principalement sur du laminage. Ceci limite la possibilité de calculer précisément l'anisotropie de poutres extrudées et justifie un développement de modèles numériques.

De plus, la revue de littérature a fait ressortir le fait que la méthode CMTP est particulièrement intéressante pour prédire l'anisotropie parce qu'elle ne focalise que sur les orientations cristallographiques classiques, ce qui permet un calcul rapide. Cela motive son utilisation pour comparer les calculs de coefficients de Lankford à des valeurs expérimentales mesurées sur des échantillons testés, puisqu'elle suggère que les orientations cristallographiques pourraient avoir un effet important sur la courbe du coefficient de Lankford, et cette hypothèse pourrait être testée.

Même s'ils sont assez peu répandus pour l'instant, les algorithmes d'intelligence artificielle appliqués à la prédiction des propriétés mécaniques ont fourni des résultats prometteurs dans les études où ils sont utilisés, même si de tels algorithmes présentent des subtilités d'utilisation. Tout d'abord, la base de données, qui sert à l'entraînement et à la validation de ces algorithmes, doit être la plus grande possible pour limiter les risques de sur ou sous-apprentissage, puisque ce sont les données qui dictent les architectures des réseaux. Aussi, l'étude des procédures en IA a aussi révélé deux algorithmes prometteurs que sont le MLP et le SVR, dont l'application serait parfaitement adéquate avec le problème de régression dans le contexte du présent projet où il est requis de prédire quatre grandeurs physiques plutôt que de faire de la classification. Ces deux algorithmes fournissent des performances similaires et leur efficacité pourrait être comparée afin de déterminer le plus performant. Des différentes méthodes de validation des performances sur des lots réduits d'échantillons, l'utilisation de la racine carrée de l'erreur moyenne quadratique semble apporter de bons résultats dans le contexte d'un faible nombre d'échantillons.

1.5 Objectifs du projet de recherche

Plusieurs objectifs peuvent être dressés à l'issue de la revue de littérature :

- L'impact de l'état de précipitation et de la texture, plus particulièrement de la cristallographie, sur l'anisotropie de profilés extrudés en alliages AA6063 et AA6082

doit être étudié plus en profondeur pour analyser l'effet de chacun. Cela permettra de comprendre quels facteurs microstructuraux ont le plus d'impact sur l'anisotropie de ces alliages. Cela passera par l'application de la méthode CMTF pour comparer ses résultats avec les mesures expérimentales du coefficient de Lankford et juger de la contribution de la cristallographie sur l'anisotropie des alliages AA6063 et AA6082.

- Bâtir une base de données pour différents paramètres d'extrusion des profilés testés, (vitesse d'extrusion, température de préchauffage du lopin, rapports d'extrusion caractéristiques de chaque filière). Cette base de données devra aussi regrouper les paramètres proposés et les propriétés mécaniques mesurées pour les échantillons testés (limites élastiques, résistance mécanique, coefficient d'écrouissage et coefficient de Lankford à 5% de déformation), le tout pour un état thermique (T4 et T6) et un angle entre les directions d'extrusion et de chargement donnés.
- Enfin, l'achèvement de ce projet doit être de proposer un outil de calcul des caractéristiques mécaniques d'un profilé extrudé, en faisant appel aux algorithmes d'IA. Quatre grandeurs devront être documentées : la limite élastique R_e , la résistance mécanique R_m , le coefficient d'écrouissage n et le coefficient de Lankford R . Ces données de sorties doivent être calculées en fonction d'entrées qui décrivent l'extrusion : le code d'identification de la série de l'alliage, son état thermique, sa température de préchauffage, la vitesse et les rapports d'extrusion, et l'angle entre la direction de traction et d'extrusion.

CHAPITRE 2

CARACTÉRISATION MÉCANIQUE ET MICROSTRUCTURALE DE PROFILÉS EXTRUDÉS EN AA6063 ET EN AA6082

2.1 Méthodologie

Les détails techniques des protocoles du procédé d'extrusion, des essais de traction (qui comptent 461 essais valides), des mesures liées aux différentes microstructures, ainsi que du traitement de toutes les données précédemment citées vont être abordés. À noter que les profilés extrudés utilisés dans cette étude ont été gracieusement fournis par le CNRC et Rio Tinto.

2.1.1 Profilés extrudés

Les profilés testés au cours du présent projet ont été réalisés en alliages AA6063 et AA6082 dont les compositions chimiques mesurées par spectroscopie d'émission optique sont données au Tableau 2.1.

Tableau 2.1 : Compositions chimiques des alliages AA6063 et AA6082

Alliage	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Fe	Al
AA6063	0,49	0,44	0,01	0,03	0,00	0,18	Bal.
AA6082	0,64	0,85	0,01	0,39	0,13	0,16	Bal.

Ces alliages ont été extrudés avec une grande variété de paramètres d'extrusion, incluant des formes de profilés, des vitesses d'extrusion et des températures de préchauffage, de sorte à fournir un large panel de conditions à étudier. Trois types de profilés ont été étudiés et les plans schématiques de leurs sections sont donnés à la Figure 2.1, avec ceux qui possèdent une forme de tube rectangulaire en a), ceux qui possèdent une forme plate en b) et ceux qui possèdent une forme d'escalier en c).

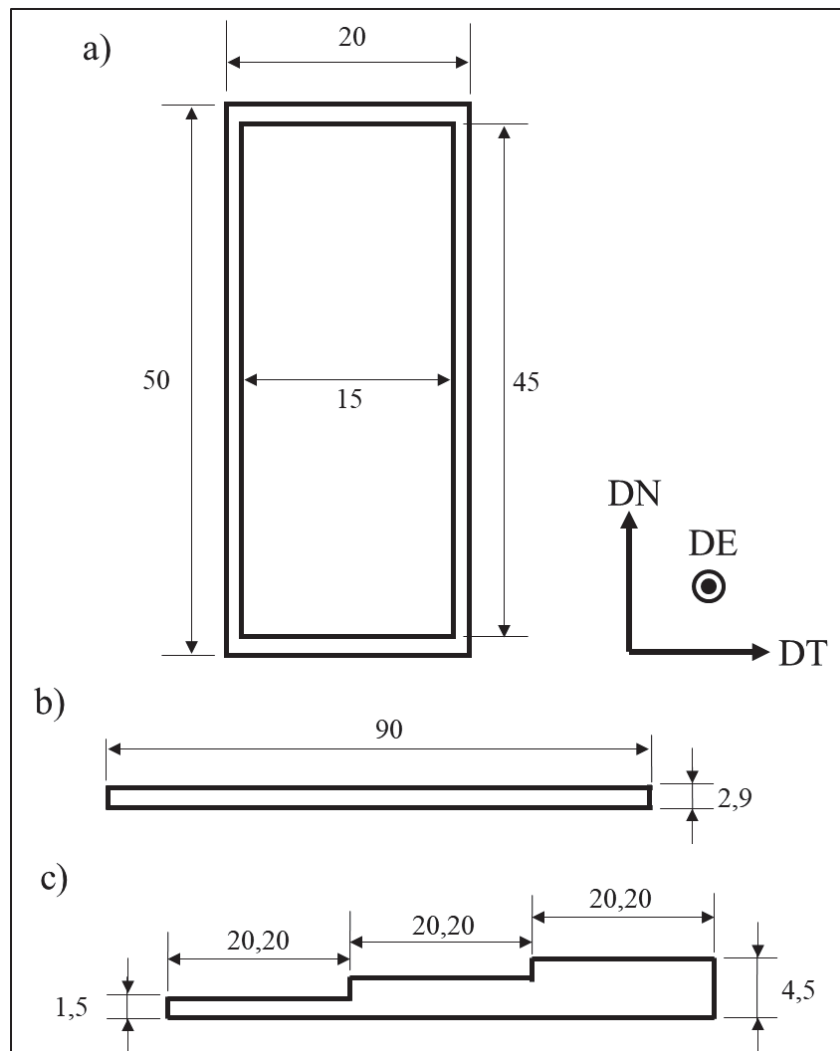


Figure 2.1 Plans des sections des différents profilés :
a) tube rectangulaire, b) plat et c) escalier

Les paramètres d'extrusion des profilés étudiés sont synthétisés dans le Tableau 2.2, ceux pour l'ensemble des profilés fournis sont proposés à l'ANNEXE I, et permettent de mettre en valeur la variété des poutres qui ont été analysées. Ces paramètres ont été choisis en regard des capacités d'extrusion de la presse du partenaire industriel, mais aussi en tant compte du fait que les alliages AA6063 et AA6082 ne peuvent être extrudés avec des paramètres identiques uniquement sur une petite plage de valeurs de vitesse et de température. En effet, la teneur de l'alliage AA6082 en précipités implique un effort plus important pour l'extruder que le AA6063, ce qui limite la vitesse maximale d'extrusion pour cet alliage (en raison de la limite

de puissance des presses d'extrusion et pour que les profilés n'atteignent pas localement la température de fusion, entraînant l'apparition de fissures).

Tableau 2.2 Paramètres d'extrusion des profilés

Numéro CNRC	Alliage	Type de profilé	Température de préchauffage du lopin °C	Vitesse d'extrusion mm/s
Aucun	AA6063	Tube rectangulaire	500	8
4	AA6063	Plat	500	12
6	AA6082	Plat	500	5
3	AA6063	Escalier	440	7,5
4			440	13
5			440	18,5
6			440	25
23	AA6082	Escalier	440	8
24			440	10

Les échantillons testés ont été étudiés avec différents états métallurgiques. La plupart ont été testés à l'état T4, puisque ces profilés ont subi une mise en solution lors du préchauffage des lopins et du passage dans la filière, puis une trempe, et enfin un vieillissement naturel d'au minimum un an, représentant le temps écoulé entre la réception de chaque lot et leur chargement en traction. Ils ont une dureté de 58 HRE en moyenne pour le AA6063 (pris sur 10 points de mesure), ce qui correspond à environ 55 HV, et une dureté de 86 HRE pour l'AA6082 (mesuré sur 10 points), équivalent à 85 HV.

L'anisotropie de profilés à l'état T6 a été investiguée via un vieillissement artificiel supplémentaire. De façon générale, l'état T6 est atteint après avoir effectué une mise en solution, suivie d'une trempe et d'un revenu de vieillissement artificiel. Or, puisque les échantillons ont été étudiés en état T4, un traitement dit « faux T6 » leur a donc été prodigué

avec un vieillissement artificiel supplémentaire à 185°C pendant 8 h pour les échantillons en AA6063, et à 185°C pendant 4 heures pour l'AA6082. Ce permet d'obtenir une dureté maximale de 84 HRE soit environ 85 HV pour les premiers, et de 65 HRB soit environ 115-120 H pour les seconds.

La géométrie des filières a été prise en compte au cours de ce projet pour pouvoir proposer une méthode de caractérisation, ainsi que pour les comparer entre elles. Leur géométrie guide l'écoulement de la matière lors du procédé, et cela influence largement la microstructure du profilé fini à cause de la déformation imposée lors de l'extrusion. La caractérisation de la géométrie des filières permet de comparer des variations de filières donnant un même profilé fini. Cette particularité est observable avec la Figure 2.2 et la Figure 2.3, mettant en évidence trois filières et l'écoulement de matière qu'elles produisent pour aboutir à un même profilé escalier en sortie.

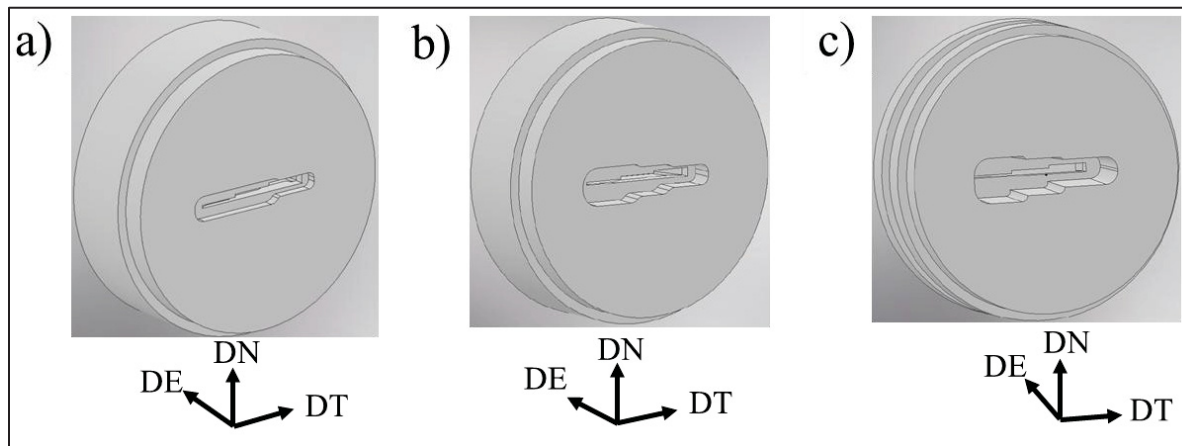


Figure 2.2 Modèles 3D de trois filières, avec a) filière « poche 5 mm », b) filière « poche 12 mm » et c) filière « shaped »
Issu de visuels gracieusement fournis par le CNRC

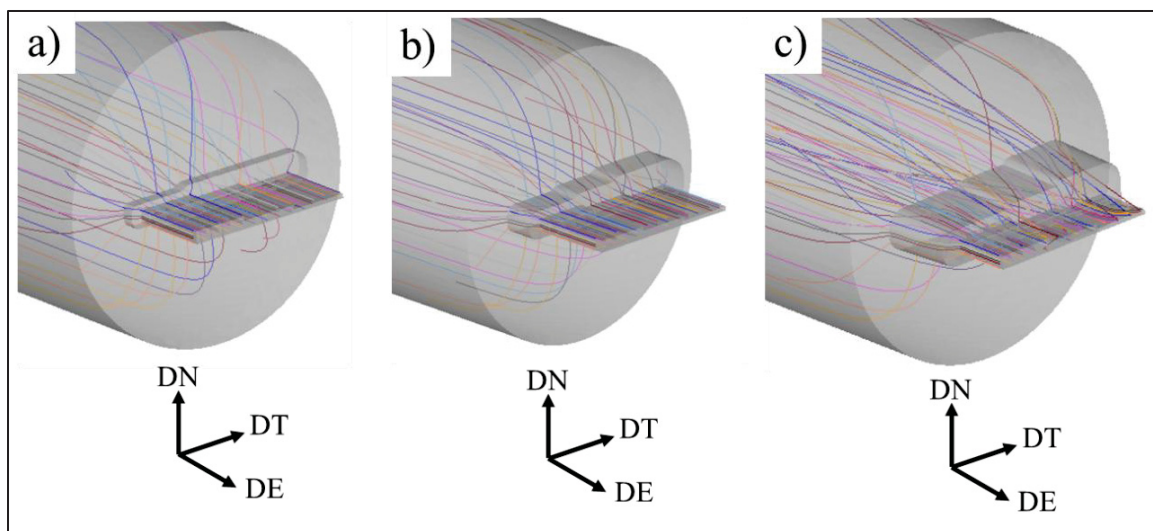


Figure 2.3 Visualisation de l'écoulements et des lignes de courant de trois filières, avec a) filière « poche 5 mm », b) filière « poche 12 mm » et c) filière « shaped »
Issu de visuels gracieusement fournis par le CNRC

Pour les caractériser, chaque filière a été « découpée » en différentes chambres d'écoulement, qui sont repérées en différentes couleurs sur la Figure 2.4, la Figure 2.5 et la Figure 2.6. Des rapports d'extrusion ont été proposés entre les surfaces d'entrée et de sortie des chambres, en suivant la direction d'extrusion. Pour la filière donnant le tube rectangulaire présentée en Figure 2.4, trois rapports d'extrusion ont été proposés : le premier entre la surface des 4 jambes et celle du lopin, le deuxième entre la surface de la chambre bleue et celle des 4 jambes, et le troisième entre la surface du profilé final et celle de la chambre bleue. En considérant un lopin d'un diamètre de 101,6 mm, les trois ratios d'extrusion calculés sont, respectivement, de 3,82, 0,51 et 12,48. En suivant la même logique pour la filière du profilé plat donné en Figure 2.5, les rapports d'extrusion sont 0,28, puis 0,45, et enfin 0,27. En procédant de la même façon pour la filière des profilés escaliers, montrée en Figure 2.6, où chaque marche du profilé a été traitée séparément, les rapports d'extrusion sont alors, pour chaque marche, de 0,075 et 0,050 (petite marche), 0,044 et 0,173 (marche centrale), et 0,045 et 0,253 pour la plus grande marche.

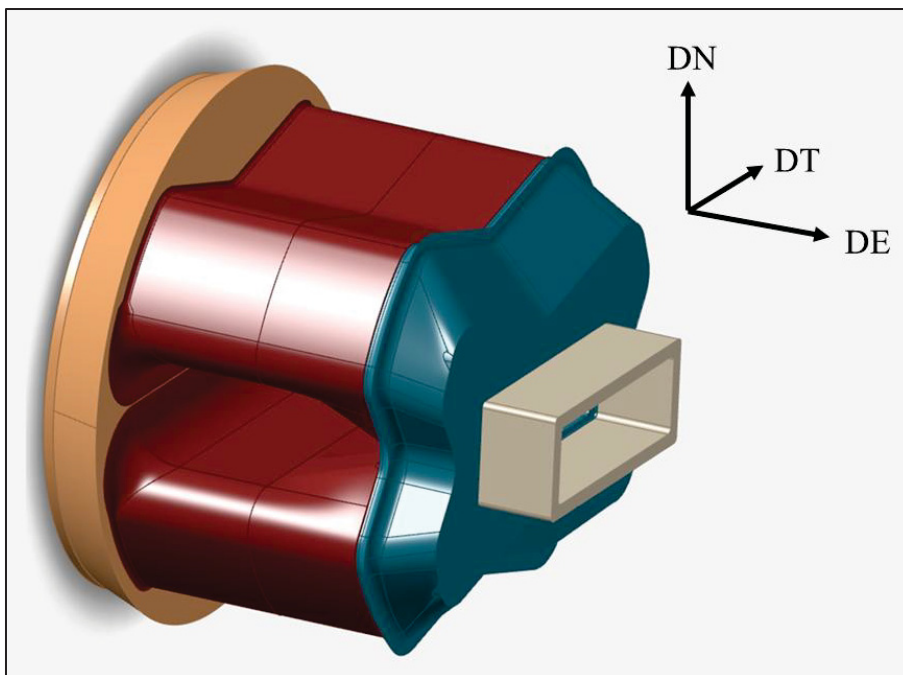


Figure 2.4 Visualisation des différentes chambres de la filière permettant d'obtenir des tubes rectangulaires.
Document CNRC

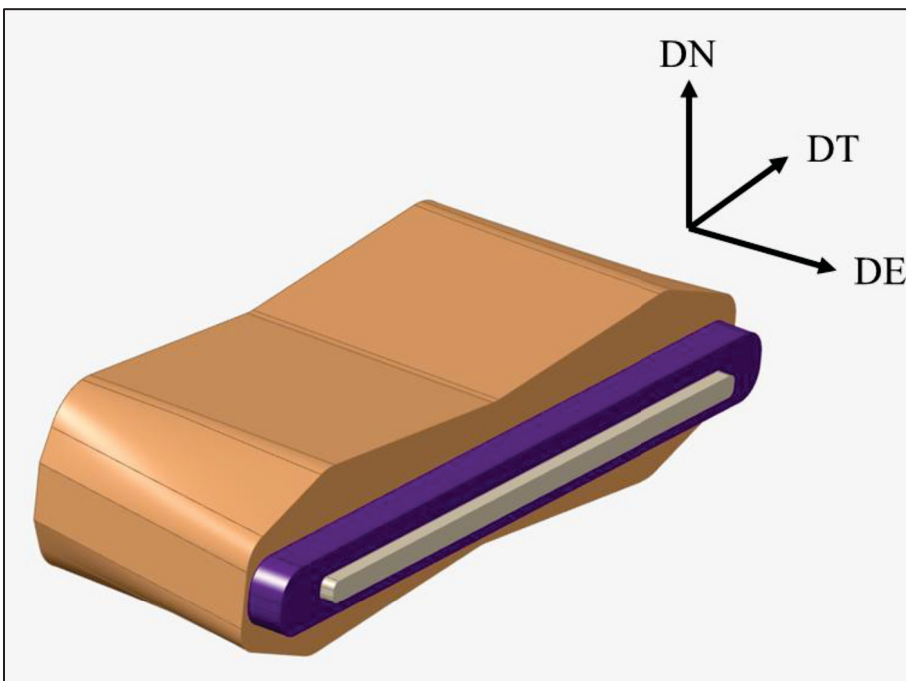


Figure 2.5 Visualisation des différentes chambres de la filière permettant d'obtenir des profilés plats.
Document CNRC

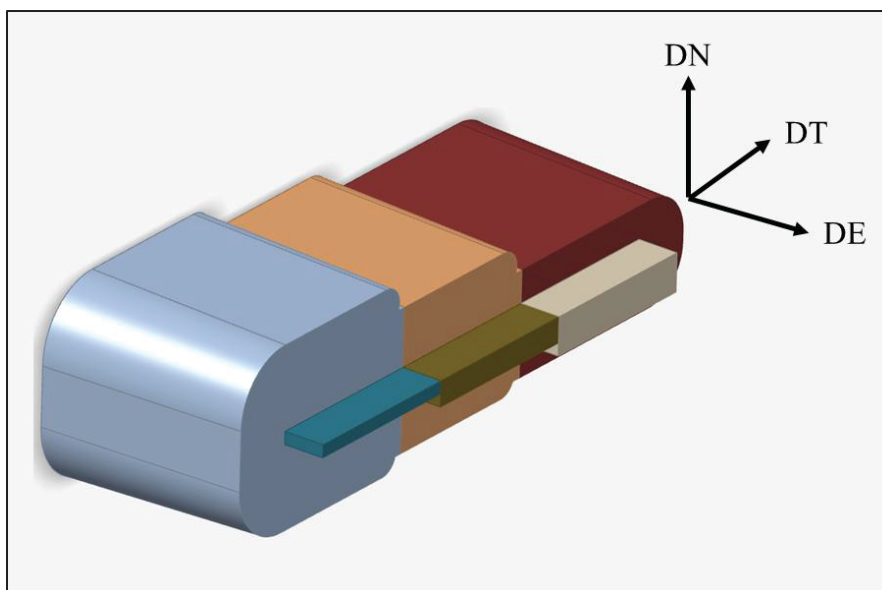


Figure 2.6 Visualisation des différentes chambres de la filière permettant d'obtenir des profils escaliers.
Document CNRC

2.1.2 Préparation des échantillons de micro-traction

L'étude des propriétés mécaniques et de l'anisotropie des profils extrudés implique la réalisation d'essais de traction visant à caractériser les comportements des poutres dans différentes directions. Tous les profils étudiés ont été usinés de sorte à fournir des éprouvettes de traction prises au milieu (suivant DE) des profils en faisant l'hypothèse qu'elles étaient sensiblement proches de celles qui pourraient être mesurées dans l'ensemble du profilé, sachant que pour une poutre issue d'un seul lopin, les propriétés ne sont pas homogènes tout du long. Les éprouvettes ont été usinées à 0° , $22,5^\circ$, 45° , $67,5^\circ$ et 90° entre leur direction principale (direction de traction) et la direction d'extrusion, en considérant, par exemple, que les angles $+45^\circ$ et -45° fourniraient des résultats similaires dû à la symétrie du procédé. Dépendamment des contraintes d'usinage et de la place disponible, pour chaque alliage, chaque condition et chaque angle entre les directions d'extrusion et de traction, trois ou quatre éprouvettes d'une même orientation ont été usinées dans un profilé dans le but de mesurer un comportement moyen sur ce nombre d'éprouvettes. Les Figure 2.7, Figure 2.8, Figure 2.9 et

Figure 2.10 ci-dessous donnent la répartition des éprouvettes dans les différents types de profilés extrudés.

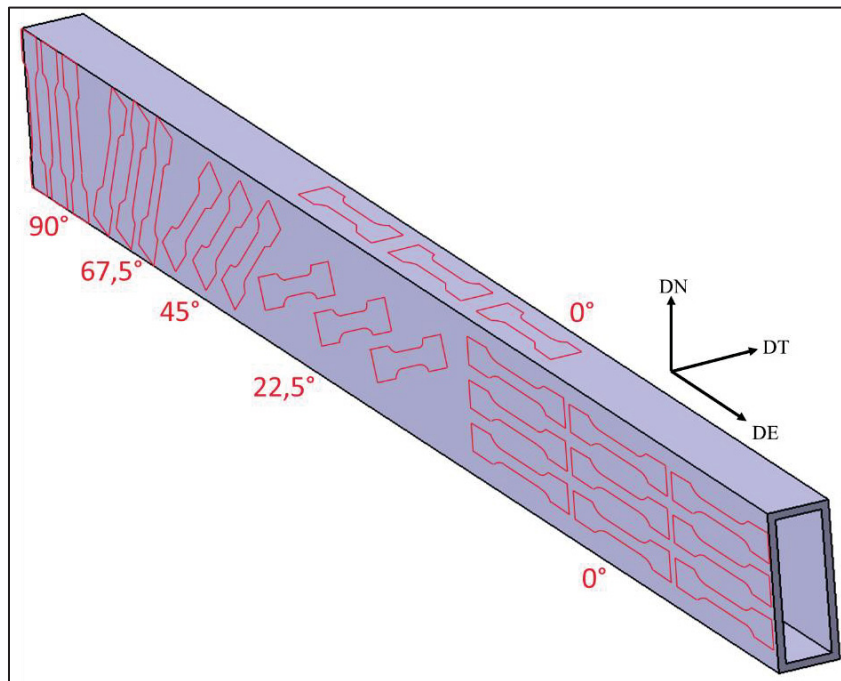


Figure 2.7 Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction dans un profilé tube rectangulaire

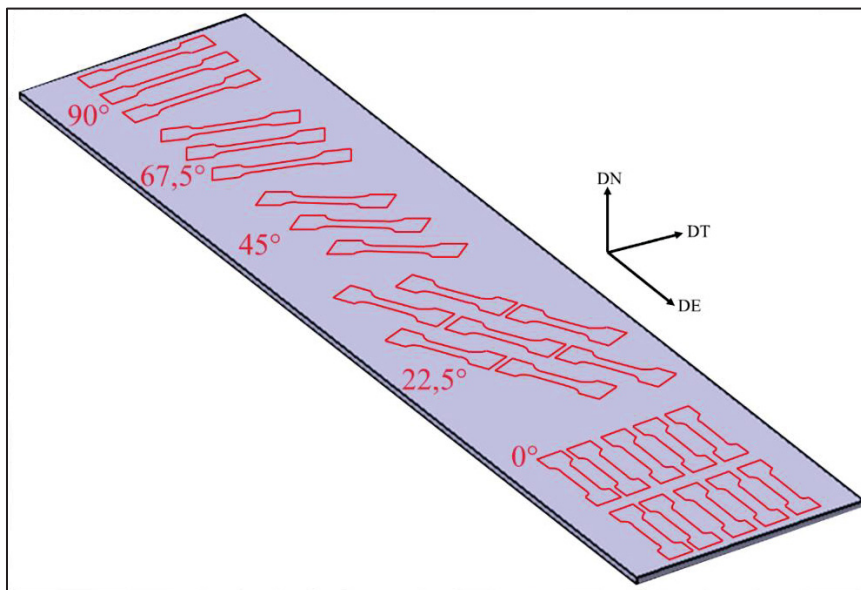


Figure 2.8 Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction dans un profilé plat

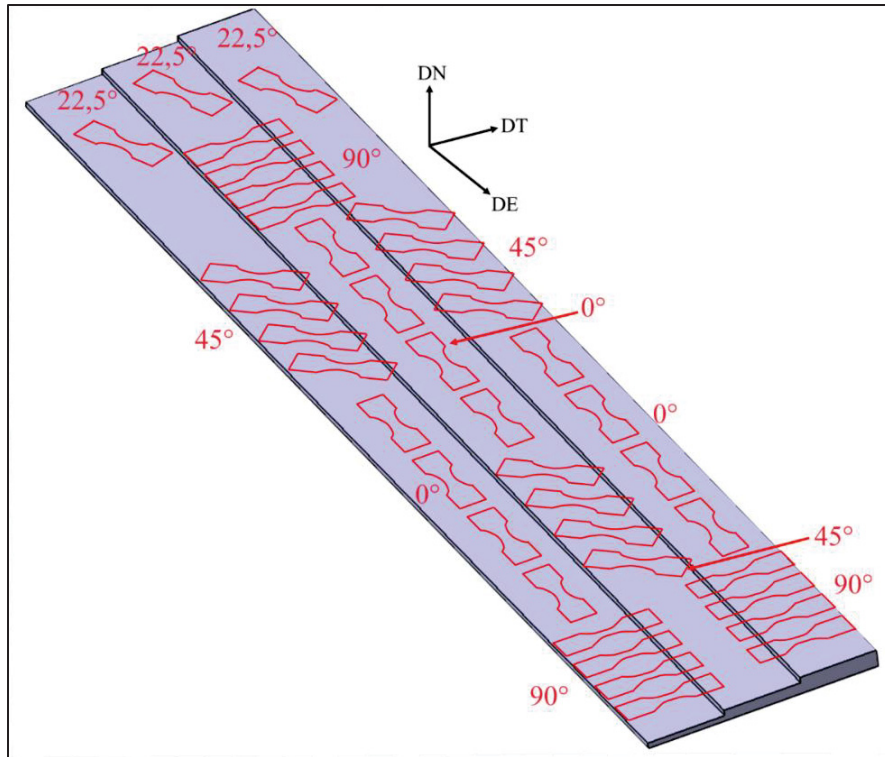


Figure 2.9 Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction pour les orientations 0°, 22,5°, 45° et 90° dans un profilé escalier

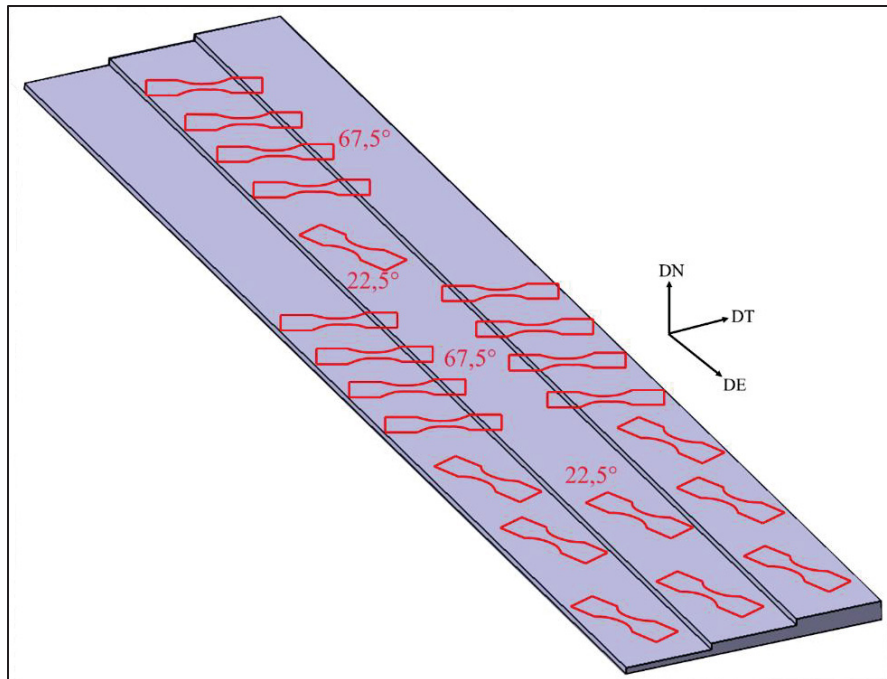


Figure 2.10 Schéma de l'implantation des éprouvettes de traction pour les orientations 22,5° et 67,5° dans un profilé escalier

Les éprouvettes ont été usinées suivant deux géométries, données à la Figure 2.11. La première, en a), obéit aux spécifications de la norme ASTM E8, et a été utilisée dans les profilés tubulaires et plats puisque la place le permettait. La deuxième, en b), a été adaptée de la norme précédemment citée pour s'ajuster au mieux aux marches des profilés escaliers, larges de 20,2 mm et ne permettant donc pas de réaliser des éprouvettes standards, ainsi qu'au module de traction-compression de 5000 N produit par la société Kammrath & Weiss GmbH sur lequel les essais ont été effectués. La longueur de la zone utile de chaque éprouvette est différente d'un facteur 10 entre les plus courtes et les plus longues

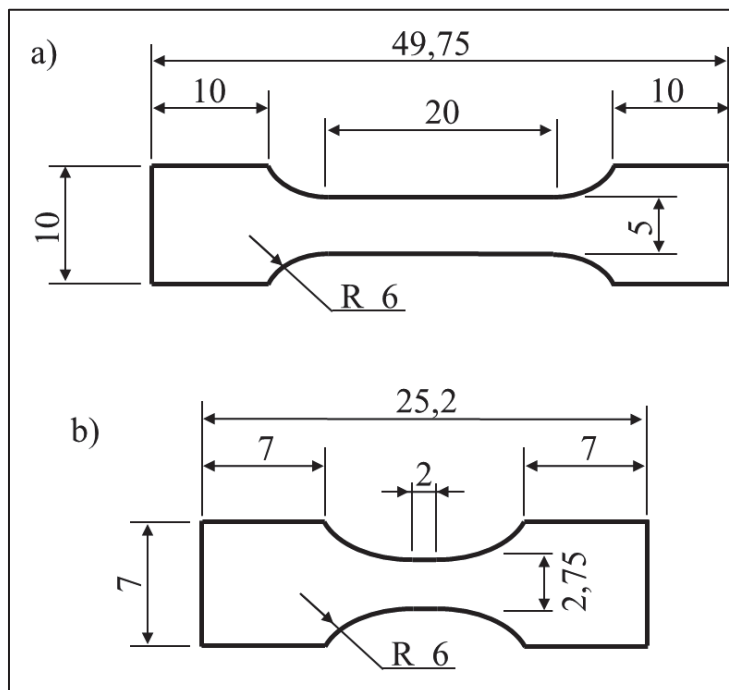


Figure 2.11 a) Plan des éprouvettes de traction suivant la norme ASTM E8 et b) Plan des éprouvettes utilisées pour les profilés escaliers

La vitesse de déplacement des mors a été choisie à 20 $\mu\text{m/s}$ pour les éprouvettes les plus longues et 2 $\mu\text{m/s}$ pour les plus petites, de sorte à maintenir une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ identique entre les deux géométries.

2.1.3 Corrélation numérique d'images

La mesure des déformations par corrélation numérique d'images (ou DIC, pour *Digital Image Correlation* en anglais) a requis que toutes les éprouvettes soient préparées avec du nitrure de bore en aérosol pour appliquer sur leur surface un mouchetis aléatoire avant les essais. Cette technique utilise des points de référence pour comparer leurs déplacements sur différentes images prises à intervalle de temps régulier au cours d'un essai de traction. Dans le cas des essais présentés ici, la fréquence de prise d'image a toujours été de 1 Hz. Après chaque essai, les 800 à 2500 images produites sont traitées avec OpenDIC (Vanderesse, Lagacé, Bidier, & Bocher, 2013), qui est un logiciel développé par le laboratoire LOPFA sur la base du logiciel de traitement d'images Fiji pour effectuer le calcul des déformations d'ingénierie suivant les directions longitudinale et transversale de l'éprouvette. Le protocole de mesure de ces déformations par DIC est schématisé en Figure 2.12, mettant en évidence le changement de forme et de position de deux zones encadrées sur l'éprouvette entre 250 images d'un échantillon plat en AA6082 à 90°.

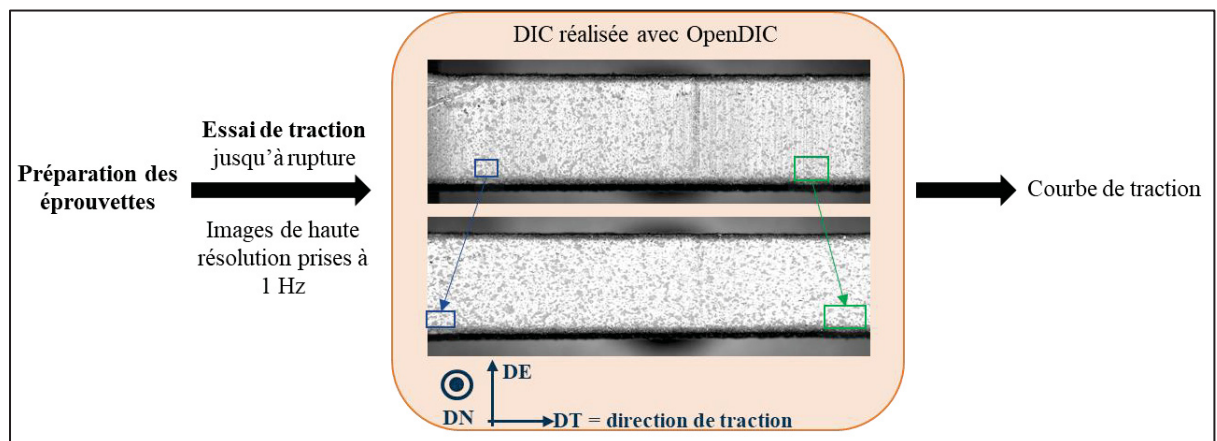


Figure 2.12 Schéma du protocole de réalisation de l'acquisition des données de déformation lors des essais de traction

Pour les essais, la prise d'images permet donc d'observer toute la surface supérieure des éprouvettes et donc de mesurer les déformations dans le plan (DE, DT), ce qui sert donc de base pour le calcul des déformations d'ingénierie ε_{xx} et ε_{yy} . Le calcul de la déformation

d'ingénierie suivant la direction normale, qui correspond toujours à ε_{zz} quelle que soit la direction de l'essai, vient de l'utilisation de l'hypothèse de constance du volume lors d'une déformation plastique, exprimée ci-dessous aux équations (2.1) à (2.6) avec un volume V , formé par le produit de trois dimensions x , y et z . Le calcul de cette déformation est nécessaire obtenir le coefficient de Lankford, dont les valeurs ne sont donc valides que dans le domaine plastique, et ce calcul est exprimé ci-dessous à partir de la conservation du volume.

$$\Delta V = 0 \quad (2.1)$$

$$x \cdot y \cdot z = 0 \quad (2.2)$$

$$\ln x + \ln y + \ln z = 0 \quad (2.3)$$

Où le passage à la différentielle donne :

$$\frac{dx}{x} + \frac{dy}{y} + \frac{dz}{z} = 0 \quad (2.4)$$

$$\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0 \quad (2.5)$$

Et cela permet finalement d'obtenir la déformation d'ingénierie suivant z :

$$\varepsilon_{zz} = -(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}) \quad (2.6)$$

2.1.4 Exploitation des résultats

De plus, afin de caractériser les mécanismes de déformation intervenant dans le domaine plastique, la validité de l'équation de Ludwik-Hollomon, rappelée en équation (2.7), a été testée sur les données des essais de traction à partir du franchissement de la limite élastique. Cette équation décrit la variation de la contrainte σ en fonction de la déformation ε , en les liants via un paramètre k appelé coefficient de résistance et un paramètre n appelé coefficient d'écrouissage.

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \quad (2.7)$$

Pour tester la validité de cette équation, les données ont été tracées dans le repère ($\log(\varepsilon)$, $\log(\sigma)$), ce qui permet de ramener l'équation (2.7) à celle d'une droite, cf. (2.8), où n serait le coefficient directeur et $\log(k)$ l'ordonnée à l'origine.

$$\log(\sigma) = \log(k) + n \cdot \log(\varepsilon) \quad (2.8)$$

Le coefficient directeur n moyen a été relevé pour chaque essai en apposant une régression linéaire sur les données. De plus, des coefficients d'écrouissage locaux ont été calculés à chaque extrémité des données à partir de la pente des tangentes, c'est-à-dire proche du « coude » de transition du domaine élastique au domaine plastique, ainsi qu'au voisinage de la striction. Ces tangentes ont été calculées à partir de polynômes de second degré adaptés aux données de sorte à les décrire au mieux tout en « filtrant » le bruit, en faisant en sorte que chaque polynôme choisi ait un coefficient de corrélation d'au moins 0,999.

2.1.5 Caractérisation des microstructures

Les microstructures ont été mesurées après découpe des profilés puis polissage manuel des sections du plan (DT, DN) au papier abrasif du grain 320 au 1200, avec une finition utilisant une solution de diamants monocristallins en suspension de calibre 3 μm et 1 μm . Les échantillons ont ensuite été électropolés à 30 V, pendant 10 s pour l'AA6082 et 20 à 40 s pour l'AA6063, dans une solution électrolytique composée d'éthanol (700 mL à 95 %), d'eau distillée (120 mL), de 2-Butoxyethanol (100 mL) d'acide perchlorique (80 mL à 60 %), pour garantir une planéité parfaite et l'absence de défaut avant de passer à une analyse d'orientation cristalline.

Les mesures EBSD ont été réalisées sur un microscope électronique à balayage Hitachi SU-70 à émission de champ équipé d'un détecteur d'électron rétrodiffusé Nordlys HKL Technology. Le pas d'acquisition de cartes a été variable, dépendamment de l'alliage et des détails à observer, mais était généralement entre 7,5 et 10 microns par pixel pour les cartes de l'alliage AA6063 et de 0,5 à 5 microns par pixel pour l'AA6082. Les données ont ensuite été traitées avec un code réalisé en interne au laboratoire et écrit en langage Python pour déterminer les proportions des composantes de texture et visualiser les figures de pôles. Les cartes des tailles de grains, les cartes EBSD, et les cartes des joints de grains, ainsi que les données associées, ont été dessinées avec le logiciel ATEX (Beausir & Fundenberger, 2017). Les textures mesurées ont été décrites en utilisant un ensemble de 20 composantes de textures issues de la littérature et couramment rencontrées pour décrire les textures de polycristaux C.F.C. qui sont

rapportées dans le Tableau 2.3, en admettant une tolérance $\pm 15^\circ$ sur chaque angle d'Euler. À ces 20 textures s'ajoute une composante « autres » qui permet de comprendre les grains orientés aléatoirement.

Tableau 2.3 Index des composantes de textures utilisées au cours du projet

Nom de la composante de texture en français	Nom de la composante de texture en anglais	Trio d'angles d'Euler
Cube	Cube	(0,0,0)
Cube tourné	Rotated cube	(0,0,45)
Laiton	Brass	(35,45,0)
Laiton 2	Brass 2	(145,45,0)
Cuivre	Copper	(90,35,45)
Variation de Cuivre	Copper variation	(270,35,45)
A	A	(0,35,45)
$\bar{A}$	$\bar{A}$	(180,35,45)
Goss	Goss	(0,45,0)
Goss tourné	Rotated goss	(90,45,0)
Goss/laiton 1	Goss/brass1	(35,90,45)
Goss/laiton 2	Goss/brass2	(145,90,45)
S1	S1	(61,34,64)
S2	S2	(241,34,64)
S3	S3	(299,34,26)
S4	S4	(119,34,26)
Laiton inversé	Inverse brass	(0,55,45)
Cuivre inversé	Inverse copper	(30,55,45)
Laiton tourné	Brass-R	(90,55,45)
E	E	(60,55,45)

2.2 Résultats et discussions pour l'alliage AA6063

Des analyses microstructurales ont été réalisées sur les profilés en alliage AA6063 pour les caractériser avant de quantifier leurs propriétés mécaniques. Cela doit permettre de juger de l'impact des caractéristiques de la microstructure sur le comportement en traction et l'anisotropie. La restitution des données pour ces profilés reprend l'ordre dans lequel ils ont été énoncés dans le Tableau 2.2, c'est-à-dire en abordant en premier le profilé en forme de tube rectangulaire, puis le profilé plat, puis les quatre profilés en escalier numérotés 3,4, 5 et 6.

2.2.1 Microstructures observées et textures mesurées

Les microstructures ont été étudiées en observant d'abord la morphologie des grains, et les cartes des tailles de grains des profilés extrudés en forme de tube rectangulaire sont données en Figure 2.13. Sur cette figure, les cartes pour le centre du grand côté, celle du coin et celle du centre du petit côté sont présentées de gauche à droite et de haut en bas. Sur toutes les cartes, la majorité des grains semble adopter une forme équiaxe, alors que ceux sur la surface extérieure du grand côté et du petit côté adoptent plutôt une forme colonnaire. La taille maximale de grains est de 312 microns. D'après les échelles de couleurs, les plus petits sont trouvés dans le coin et le petit côté (nuances de blanc et de bleu), tandis que les plus gros grains sont situés dans le plus grand côté (nuances de jaune et de rouge). C'est ce qui est illustré sur la distribution donnée en Figure 2.14, qui montre que 90% des grains du coin et du petit côté ont une taille inférieure ou égale à 100 microns, ce qui doit être augmenté à 140 microns pour avoir la même proportion sur le grand côté. Presque 100% des grains du coin et du petit côté ont une taille inférieure à 150 microns, alors qu'il faut quasiment considérer la taille maximale pour avoir 100% des grains du grand côté, ce qui montre que le grand côté est plus riche en gros grains que le coin et le petit côté.

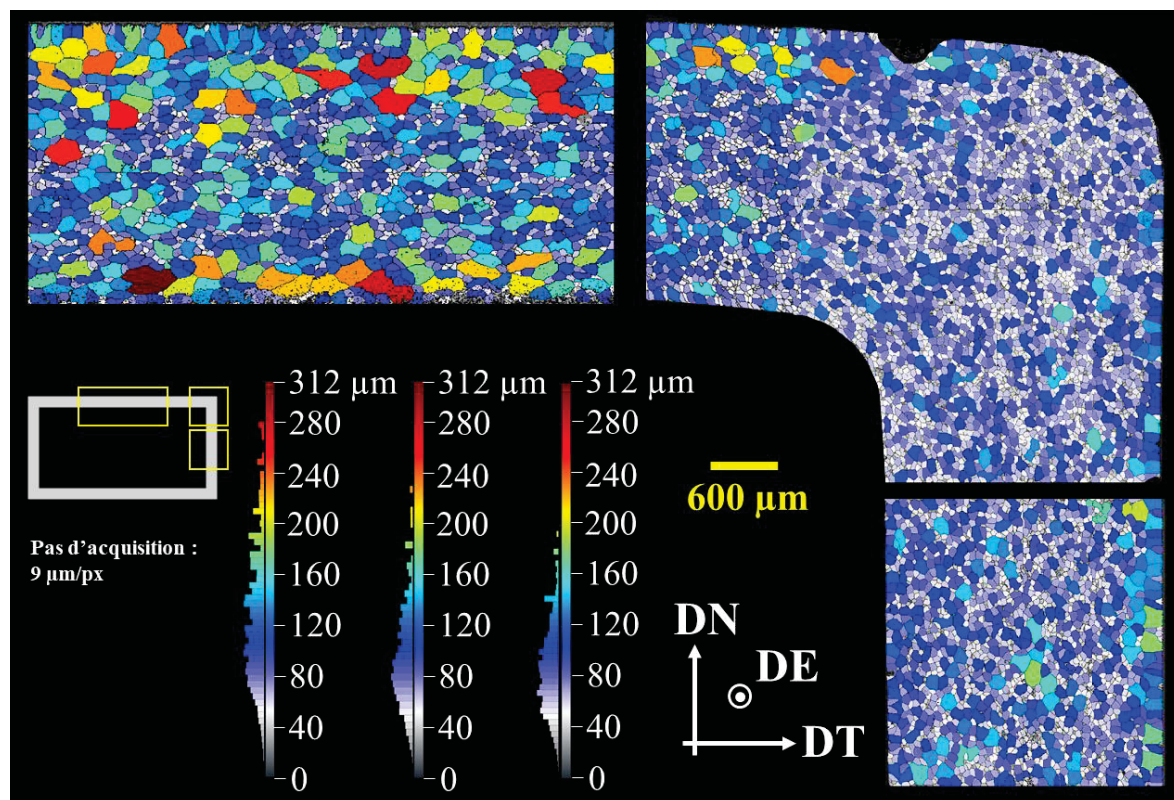


Figure 2.13 Cartes des tailles de grain du tubulaire

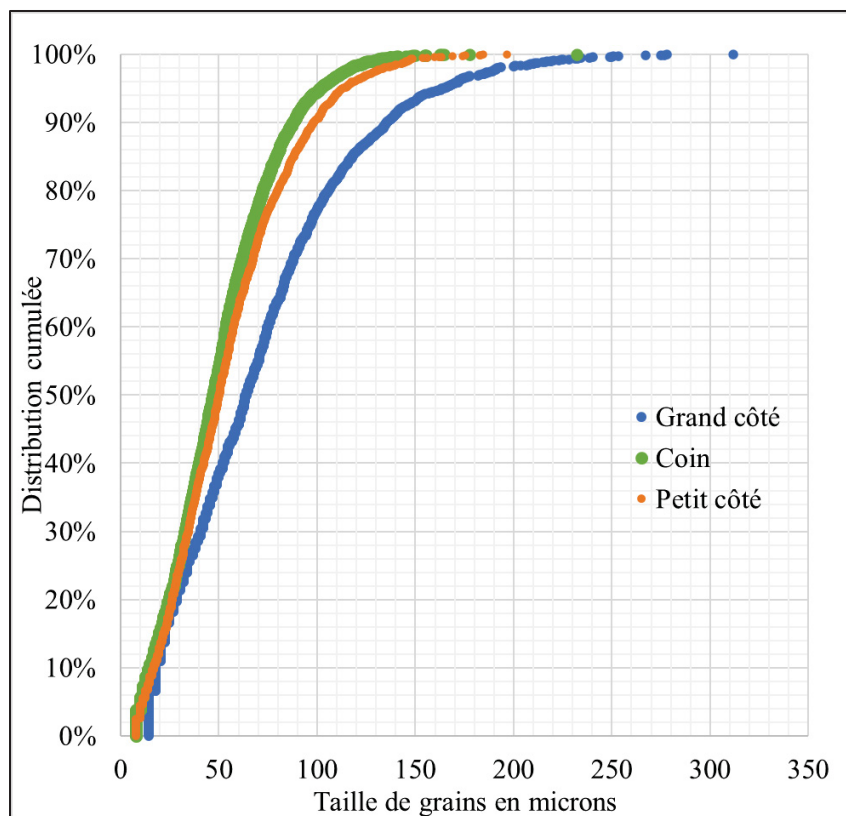


Figure 2.14 Distributions de taille de grains du profilé tubulaire

Les cartes d'orientation des mêmes régions du profilé tubulaire sont données en Figure 2.15 pour acquérir des données de texture. Elles mettent en évidence la forte proportion de grains orientés en $[001]$ (nuances de rouge), notamment dans le grand côté et le petit côté. Dans le coin, les orientations semblent plutôt aléatoires, dû à la grande variété de couleurs affichées. Les grains colonnaires présents sur les bords semblent être majoritairement orientés en $[101]$ à cause de leur couleur verte. Les figures de pôles associées à ces cartes EBSD sont présentées en Figure 2.16, avec celle du grand côté en a), celle du coin en b) et celle du petit côté en c). Ces figures de pôles présentent toutes le motif caractéristique du cube. Celle du grand côté et celle du coin ont des indices de texture faibles, respectivement de 6,5 et 3,7, qui semblent indiquer que ce sont des textures « faibles », avec une forte proportion de grains orientés aléatoirement. Celle du petit côté a un indice de texture plus élevé, à 15,3, ce qui permettrait de penser que sa proportion de grains orientés en cube est plus élevée que celle des autres zones.

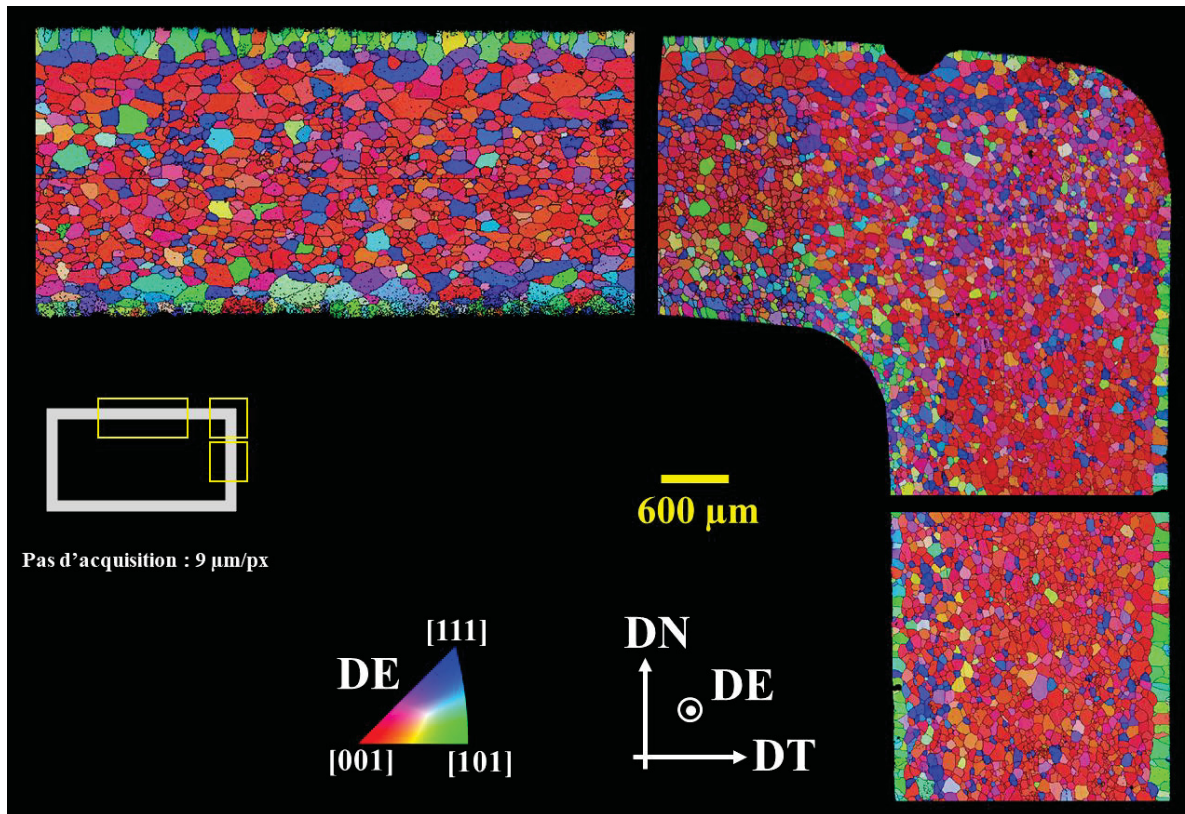


Figure 2.15 Cartes EBSD du profilé tubulaire

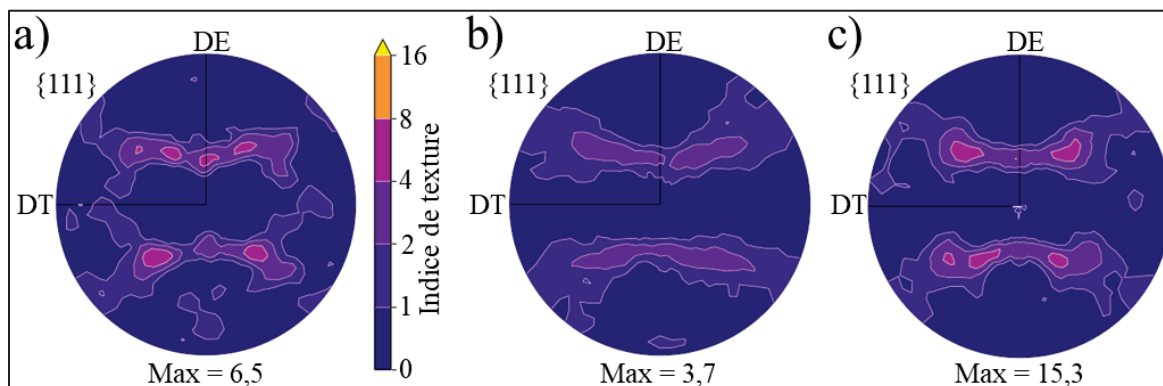


Figure 2.16 Figures de pôles associées aux différentes zones analysées du tube :
a) centre du grand côté, b) coin et c) petit côté

Les composantes de texture des trois régions du profilé sont reprises dans le Tableau 2.4. Celui-ci montre effectivement des textures riches en grains orientés aléatoirement, avec des proportions allant de 57,4% à 73,5%, respectivement pour le grand côté et le coin. Ce résultat pour le coin permet d'expliquer les nombreuses nuances de couleurs observables dans cette zone sur la carte EBSD, et de formuler l'hypothèse que les grains orientés en [001], en rouge, étaient bien moins nombreux que dans les deux autres zones analysées. De plus, la texture cube est la plus présente dans ces échantillons, avec 8,8% pour le coin, 16,2% pour le grand côté et 17,6% pour le petit côté. Viennent ensuite les composantes S et goss, présentes de 3,2% à 9,4% et de 4,3% à 6,4%, puis l'ensemble des autres composantes usuelles sont présentes avec moins de 2%, excepté le cuivre avec 4,7% dans le grand côté.

Tableau 2.4 Composantes de texture dans différentes zones du profilé tube rectangulaire

	Grand côté	Coin	Petit côté
Cube (0,0,0)	16,2%	8,8%	17,6%
Cube tourné (0,0,45)	1,3%	0,3%	0,4%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	1,6%	2,4%	1,6%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	4,7%	2,2%	1,9%
Goss (0,45,0)	6,1%	4,3%	6,4%
S	9,4%	3,2%	4,3%
Autres	57,4%	73,5%	64,0%

La morphologie de la microstructure du profilé plat a aussi été investiguée de la même manière que le tube, ce qui a permis de comparer leurs microstructures. La carte des tailles de grains du milieu (dans le sens de la largeur) du profilé plat ainsi que la distribution associée sont donc données en Figure 2.17 et Figure 2.18 respectivement. La première montre que la taille de grain est hétérogène sur l'ensemble de l'épaisseur, avec une majorité de grains avec une taille comprise entre 5 et 120 microns à cœur et des grains majoritairement grossiers (i.e. de plus de 120 microns) avec une forme colonnaire sur les surfaces. La distribution fait apparaître le fait que 90 % des grains ont une taille inférieure ou égale à 90 microns.



Figure 2.17 Carte des tailles de grains du profilé plat

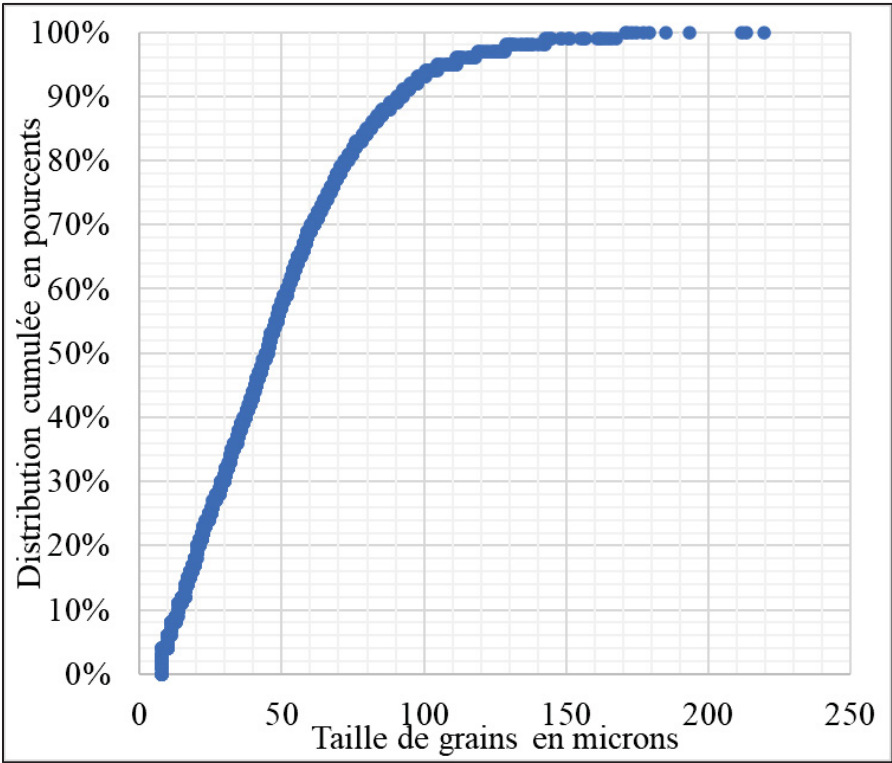


Figure 2.18 Distribution des tailles de grains du profilé plat

La texture de ce profilé a été mesurée pour être elle aussi comparée aux résultats obtenus pour le tube, et ces mesures sont données en Figure 2.19 avec la carte d'orientations en a) et la figure de pôles associée en b). La première montre une grande quantité de grains rouges, donc orientés avec une direction $[001]$ parallèle à la direction d'extrusion, et encadrés par des grains de différentes couleurs juste en dessous des surfaces. Au niveau, de celles-ci, les grains grossiers colonnaires adoptent une couleur verte, ils sont donc orientés en $[101]$. La figure de pôles fait apparaître un motif caractéristique du cube, ce qui est confirmé par l'analyse des composantes de texture donnée au Tableau 2.5, faisant ressortir 18,1% de cube. Ce tableau montre aussi que la texture est fortement aléatoire, avec 65,9% de « autres ». Après l'aléatoire et le cube, viennent aussi 5,8% de goss et 2,1% de S, 1,5% de laiton, 1,2% de cube tourné et 0,7% de cuivre. Il pourrait être suggéré que les 5,8% de goss correspondent aux grains grossiers colonnaires des bords, orientés en $[101]$. Aussi, il peut être remarqué qu'entre les bords orientés en $[101]$ et le centre orienté en $[001]$ se trouve une couche de grains qui ne semblent pas adopter de texture particulière et contribuerait donc à une partie des 65,9% de grains orientés aléatoirement.

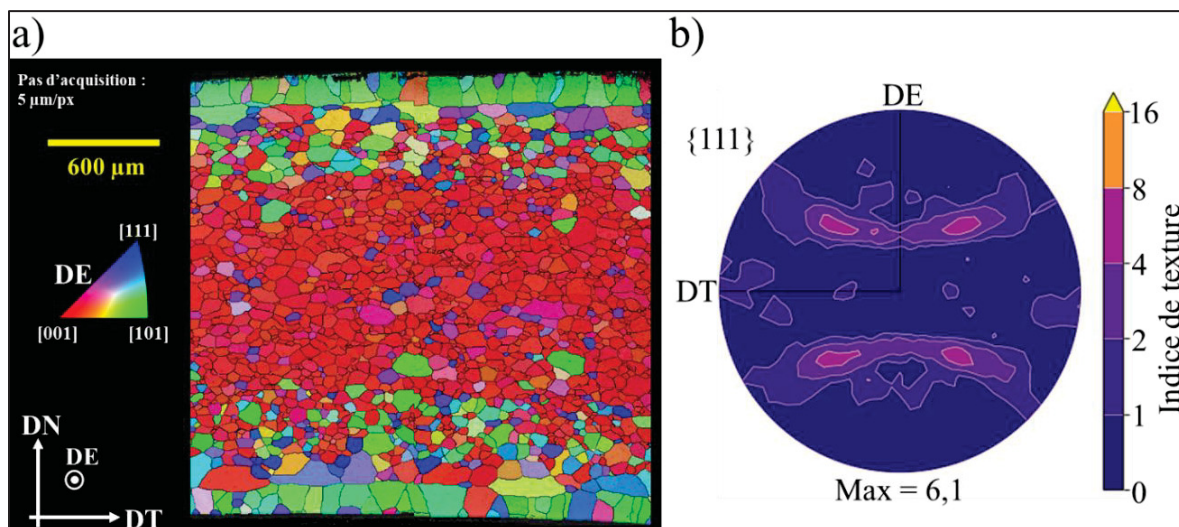


Figure 2.19 Données de texture du milieu du profilé plat en AA6063 avec en a) la carte EBSD suivant DE et en b) la figure de pôles associée

Tableau 2.5 Composantes de texture du profilé plat

Cube (0,0,0)	18,1%
Cube tourné (0,0,45)	1,2%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	1,5%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	0,7%
Goss (0,45,0)	5,8%
S	2,4%
Autres	65,9%

Comme pour les deux profilés précédent, la microstructure du profilé escalier n°3 a d'abord été investiguée avec la taille de grains, dont la carte est donnée Figure 2.20, et la distribution cumulative associée est en Figure 2.21. La première semble montrer qu'une grande partie des des grains du profilé a une taille comprise entre 10 et 100 microns, ce qui est confirmé par la distribution cumulative qui permet de préciser la proportion à 90%. Les cartes semblent indiquer que les grains les plus gros se trouvent au voisinage de la surface des échantillons, le plus gros grains observé, avec une taille de 283 microns, est présent proche de la surface de la marche la plus épaisse. Les grains en surface sont grossiers et adoptent une forme colonnaire, ce qui est une caractéristique qui a déjà été observé sur les deux profilés étudiés précédemment. Les zones de coins des changements d'épaisseur présentent une forte densité de grains en nuances de blanc, c'est-à-dire avec une taille proche de 40 microns. La distribution cumulée montre qu'au moins 90% des grains du profilé ont une taille d'au plus 90 microns, et presque 100% des grains ont une taille inférieure ou égale à 150 microns.

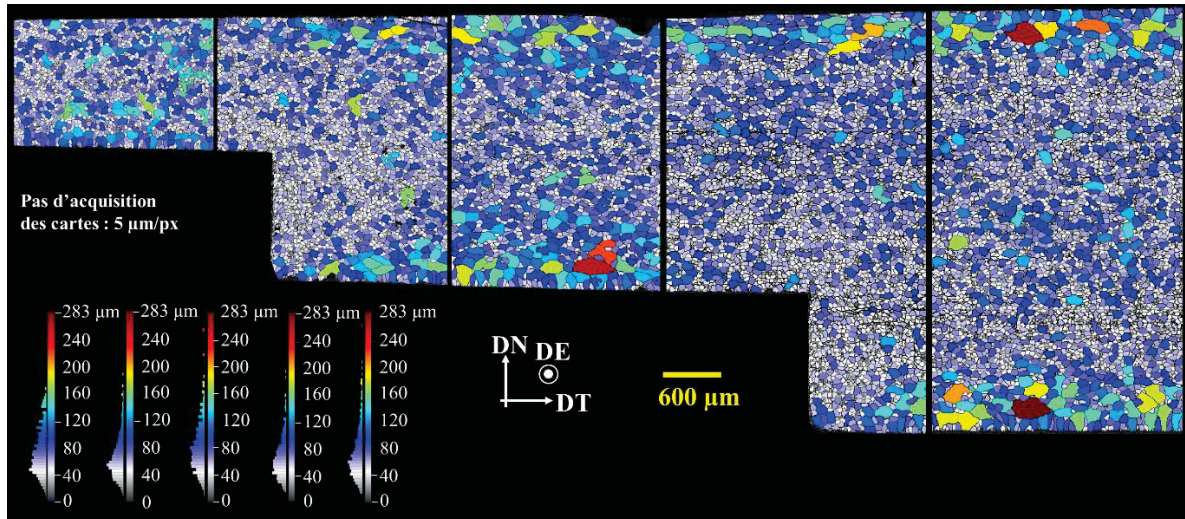


Figure 2.20 Cartes des tailles de grain du profilé 3

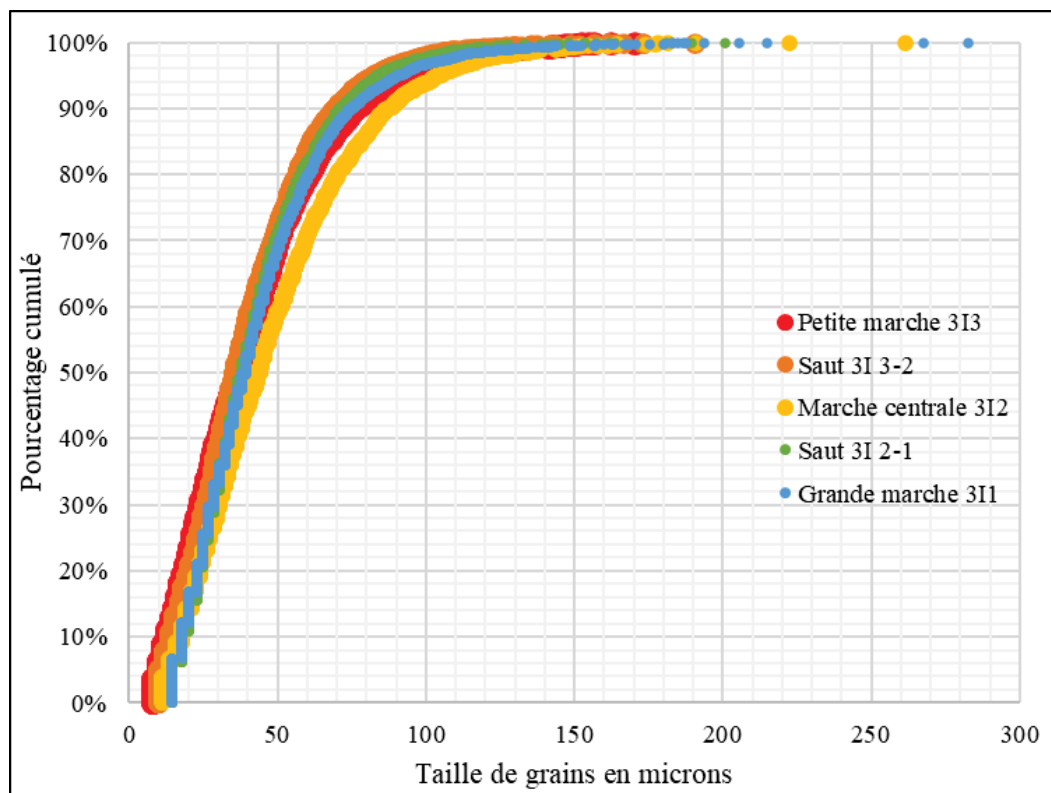


Figure 2.21 Distribution cumulative des tailles de grains des différentes zones du profilé 3

Les données de textures du profilé 3 sont explicitées par le biais de cartes d'orientation fournies en Figure 2.22, des figures de pôles associées à chaque région en Figure 2.23, et des proportions des composantes de textures dans le Tableau 2.6. Les premières font apparaître une forte dominance de grains orientés en [001], majoritairement à cœur de chaque marche comme pour le profilé plat, et ce qui pourrait laisser présager qu'ils adoptent une texture Cube. Elles semblent aussi montrer que les grains situés au niveau des coins de changement d'épaisseur sont orientés aléatoirement, de même qu'une couche située en dessous de la surface de chaque marche.

L'analyse des figures de pôles fait apparaître un motif récurrent, qui est celui de la texture, pour chaque marche en a), c) et e). Ce motif est moins prononcé dans les changements d'épaisseur en b) et d). À noter que la texture cube semble plus prononcée sur la petite marche, avec un indice de texture maximum de 11,9, par rapport aux valeurs plus faibles sur les autres figures de pôles.

Les composantes de texture, rapportées dans le Tableau 2.6, sont dominées par une forte proportion de texture aléatoire, entre 45% et 54% pour les marches, et entre 59% et 64% pour les changements d'épaisseur. Ce tableau confirme aussi la forte dominance du cube avec 35,8% dans la petite marche, contre 22,4% et 18,0% dans les marches intermédiaire et plus épaisse respectivement. Le cube est aussi moins présent dans les zones de changement d'épaisseur avec environ 12% pour chacune. Le goss et le S sont aussi des composantes de texture présentes dans ce profilé, avec, respectivement, environ 6% à 11% dans l'ensemble du profilé, et 5% à 7 % dans les marches et environ 11% dans les changements d'épaisseur.

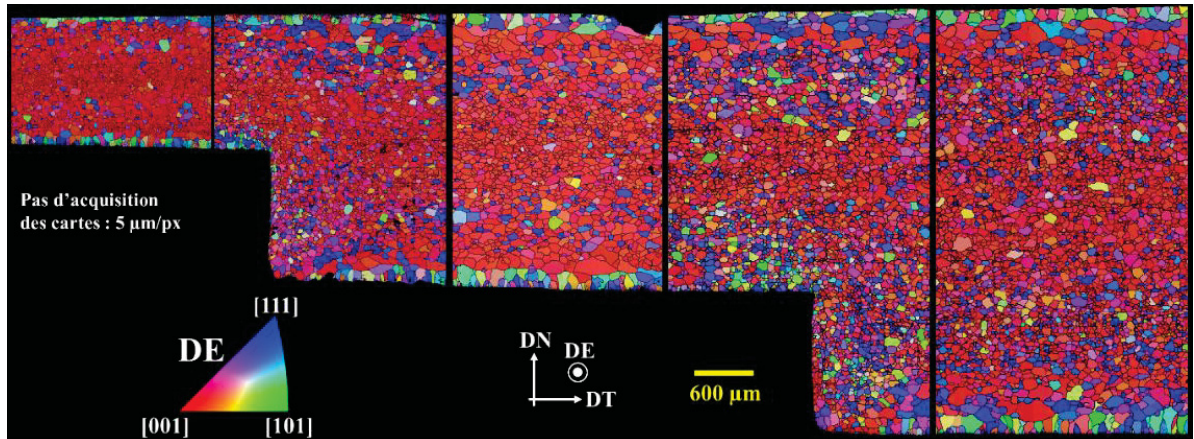


Figure 2.22 Cartes EBSD du profilé 3

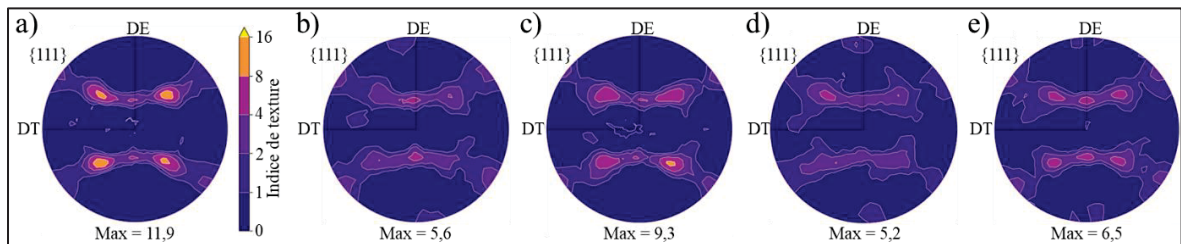


Figure 2.23 Figures de pôles du profilé 3 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche

Tableau 2.6 Composantes de texture du profilé 3 en fonction des différentes zones

	Petite marche	Marche 3-2	Marche centrale	Marche 2-1	Grande marche
Cube (0,0,0)	35,8%	11,8%	22,4%	12,1%	18,0%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	1,2%	1,7%	1,2%	2,7%	2,1%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	1,8%	4,7%	2,8%	3,5%	3,6%
Goss (0,45,0)	9,4%	11,4%	8,5%	5,6%	11,5%
S	5,1%	8,9%	6,1%	8,8%	6,7%
Autres	45,6%	59,5%	52,6%	63,5%	54,0%

Pour des raisons de clarté et de concision, les données équivalentes pour les profilés escalier 4 et 5, c'est-à-dire les cartes et les distributions des tailles de grains, les cartes d'orientation, les figures de pôles et les tableaux des composantes de texture, sont présentés à l'ANNEXE II.

En suivant l'ordre des profilés analysés, le profilé escalier n°6 suit et l'analyse de sa microstructure est ouverte avec les cartes des tailles de grains donnée en Figure 2.24, et avec la distribution cumulée en Figure 2.25. Les cartes mettent en évidence une taille de grains plus grande sur les surfaces des marches qu'au centre, avec une taille maximale de 269 microns. Les cartes semblent aussi montrer qu'une majorité de grains ont une taille entre 10 et 100 microns à cause de la forte dominance de grains en nuances de blanc et de bleu, ce qui est confirmé par la distribution cumulée qui témoigne du fait qu'au moins 95% des grains possèdent une taille allant de 10 à 100 microns. Comme pour le profilé 3, le coin des changements d'épaisseur est riche en grains d'une taille proche de 40 microns, caractérisés par une nuance de blanc.

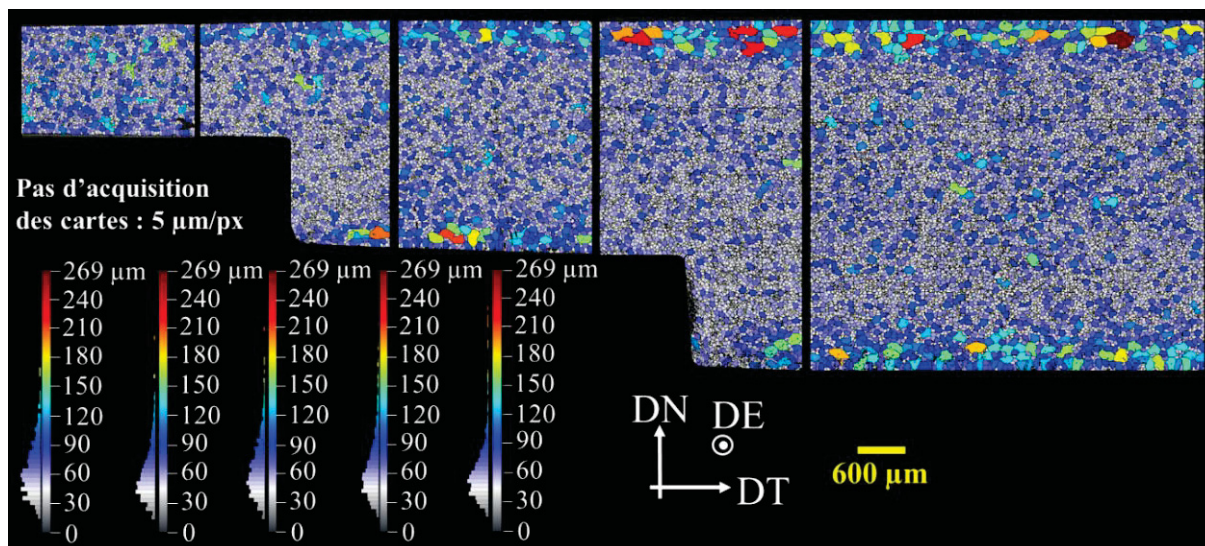


Figure 2.24 Cartes des tailles de grain du profilé 6

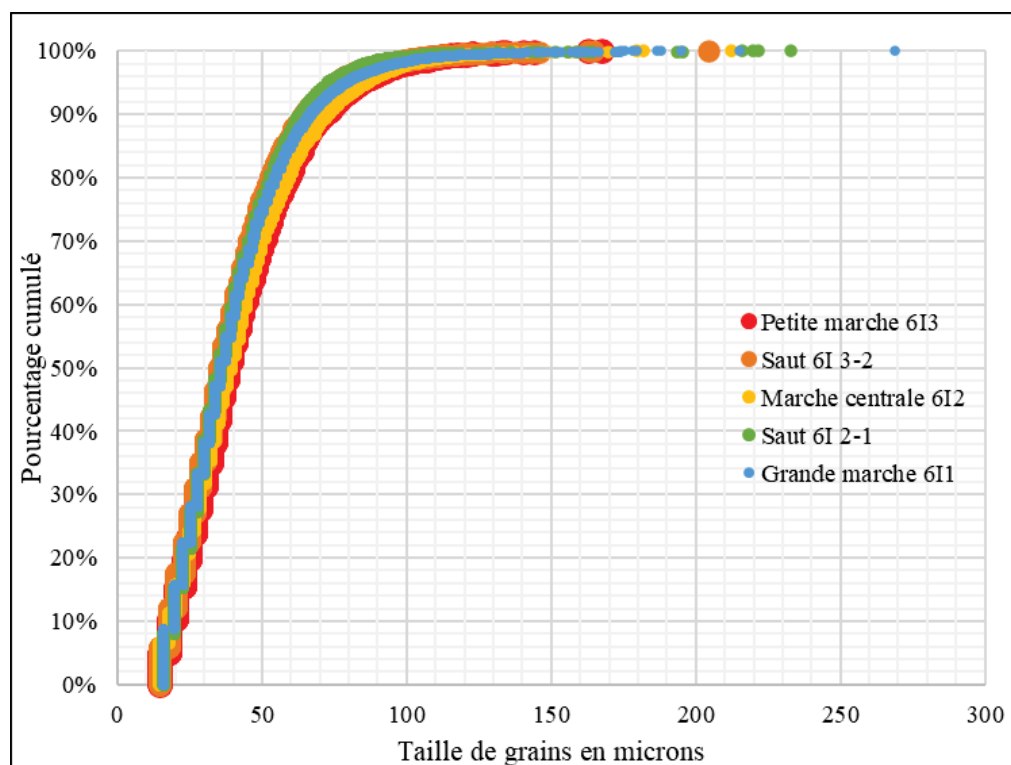


Figure 2.25 Distribution cumulative des tailles de grains des différentes zones du profilé 6

Les données de texture de ce profilé sont fournies à la Figure 2.26 pour les cartes d'orientation, et en Figure 2.27 pour les figures de pôles. Sur les cartes, l'orientation $[001]$ s'impose comme orientation dominante (couleur rouge) ce qui laisse à penser que ce profilé présente une forte texture cube, comme pour le profilé 3. L'analyse des figures de pôles permet de le vérifier, avec le motif caractéristique du cube qui est identifiable sur chacune des figures. Aussi, il est possible de voir sur les cartes EBSD que les grains grossiers colonnaires sur la surface des marches sont orientés en $[101]$, ce qui pourrait être des grains orientés en goss, comme sur les profilés précédents. Il est possible d'observer une couche de grains orientés aléatoirement sous la couche de grains colonnaires de surface, tout comme au niveau des coins qui semblent aussi présenter des grains orientés aléatoirement. Comme pour le profilé 3, la comparaison avec la Figure 2.24 semble montrer que cette couche de grains aléatoires correspond aux plus petits grains (en blanc sur les cartes de taille de grains).

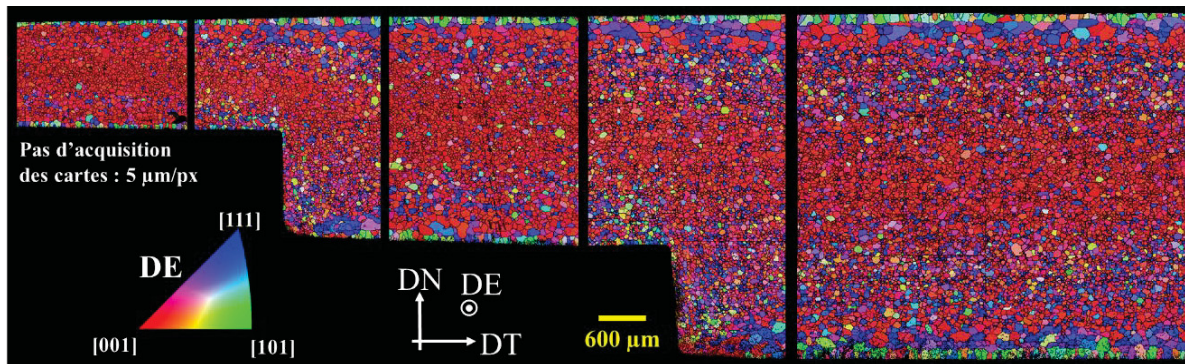


Figure 2.26 Cartes EBSD du profilé 6

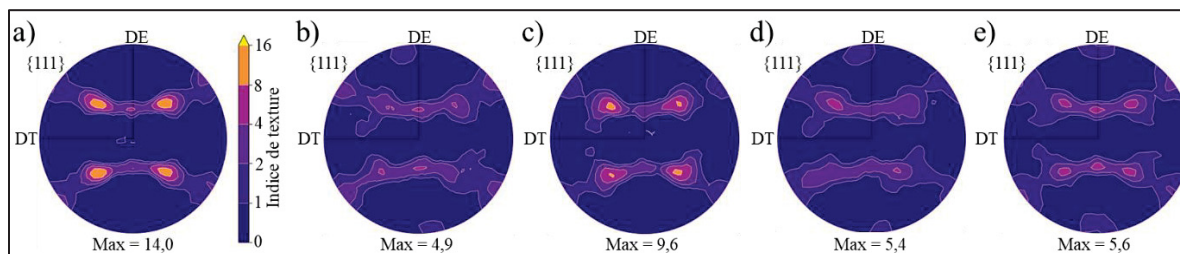


Figure 2.27 Figures de pôles du profilé 6 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche

À partir des analyses EBSD, les proportions des composantes de textures ont pu être mesurées et sont données dans le Tableau 2.7. Il montre que les grains orientés aléatoirement sont les plus présents, avec des proportions allant de 41% à 64%, et avec une plus forte proportion au niveau des changements d'épaisseur. Il confirme aussi qu'il existe une grande présence de texture cube sur les marches, entre 17% et 40%, tout comme au niveau des changements d'épaisseur, autour de 13%. Comme pour le profilé 3, une fraction de goss est présente allant de 7% à 11%, tout comme le S entre 3% et 9%. Le cuivre et le laiton sont présents avec de faibles pourcentages, avec un maximum de 5% pour le premier, dans la marche la plus épaisse, et un maximum de 2% pour le second dans la même marche.

Tableau 2.7 Composantes de texture du profilé 6 en fonction des différentes zones

	Petite marche	Marche 3-2	Marche centrale	Marche 2-1	Grande marche
Cube (0,0,0)	40,3%	12,9%	29,9%	12,8%	16,5%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	1,2%	1,4%	1,4%	1,8%	2,0%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	1,4%	3,3%	3,2%	3,5%	5,3%
Goss (0,45,0)	10,7%	11,2%	8,2%	7,1%	10,8%
S	3,5%	7,5%	6,9%	8,5%	9,0%
Autres	41,4%	61,6%	48,3%	63,6%	53,3%

Les cartes des joints de grains du profilé tubulaire et du profilé plat sont données en ANNEXE III. Ces cartes présentent des répartitions de joints de grains très proches, avec une grande proportion de joints de grains avec une grande désorientation (de 15° à $63,5^\circ$), en noir, avec des proportions allant de 60% à 70%. Les joints avec une faible désorientation de 2° à 5° représentent de 13% à 20% des joints de grains et ceux avec 5° à 15° de désorientation, de 15 à 20%. Tous semblent répartis de façon équitable sur l'ensemble des zones du profilé, et les zones plus denses en joints de grains à faible désorientation au niveau des surfaces ne sont qu'une partie assez faible des fractions indiquées, ce qui laisse à penser qu'elles proviennent d'un léger écrouissage local lors de la préparation des échantillons.

Les cartes des joints de grains des profilés 3 à 6 sont aussi fournis à l'ANNEXE III. Elles montrent toutes une grande proportion de joints de grains avec une grande désorientation (entre 15° et $63,5^\circ$), allant d'environ 45% au niveau des petites marches à 80% au niveau du changement d'épaisseur entre la marche du milieu et la plus épaisse. Les joints avec une faible désorientation, de 2° à 5° et 5° à 15° , ont des proportions allant d'environ 5% à 20%, et, respectivement, 20% à 35%. Il ne semble pas y avoir de corrélation spatiale pour la répartition des joints de grains qui sont répartis équitablement dans toute la microstructure.

2.2.2 Propriétés mécaniques

Après avoir investigué les caractéristiques microstructurales des échantillons en AA6063, leurs propriétés mécaniques ont été mesurées pour pouvoir les confronter ensuite aux caractéristiques microstructurales et discuter des effets notables qu'elles auraient pu induire sur le comportement anisotrope des échantillons. Les courbes de traction de chaque profilé seront présentées en premier, puis viendront les courbes du coefficient de Lankford, et finalement les courbes de variation du coefficient d'écroutissage.

2.2.2.1 Courbes de traction

Les courbes de traction des éprouvettes usinées dans le grand côté de tubes rectangulaires en AA6063 sont présentées en Figure 2.28, avec celles dans l'état thermique T4 en a) et celles en état thermique T6 en b). À l'état T4, l'anisotropie des échantillons est très faible puisque les courbes sont très rapprochées, ce qui se traduit par des propriétés mécaniques du même ordre de grandeur. Les limites élastiques vont de 71 MPa pour 22,5° à 85 MPa pour 0°, donnant une amplitude de 20%, et les résistances mécaniques vont de 236 MPa pour 0° à 259 MPa pour 67,5°, soit une différence de 9%. L'allongement à la striction varie de 0,192 à 0,293 mm/mm. Pour les échantillons à l'état T6, l'anisotropie des courbes de traction est plus marquée puisqu'il est plus facile de distinguer les courbes de chaque orientation, avec des limites élastiques variant de 145 MPa à 22,5°, à 175 MPa à 0°, soit un écart de 17%. Les résistances mécaniques varient de 279 MPa à 67,5°, à 295 MPa à 0°, soit une amplitude de 14%. L'allongement à la striction est notablement réduit par rapport aux échantillons à l'état T4, avec une variation de 0,118 à 0,179 mm/mm. La différence entre ces courbes vient de l'augmentation de la limite élastique et de la résistance mécanique, ainsi que la diminution de l'allongement à la striction à la suite de l'étape de vieillissement artificiel.

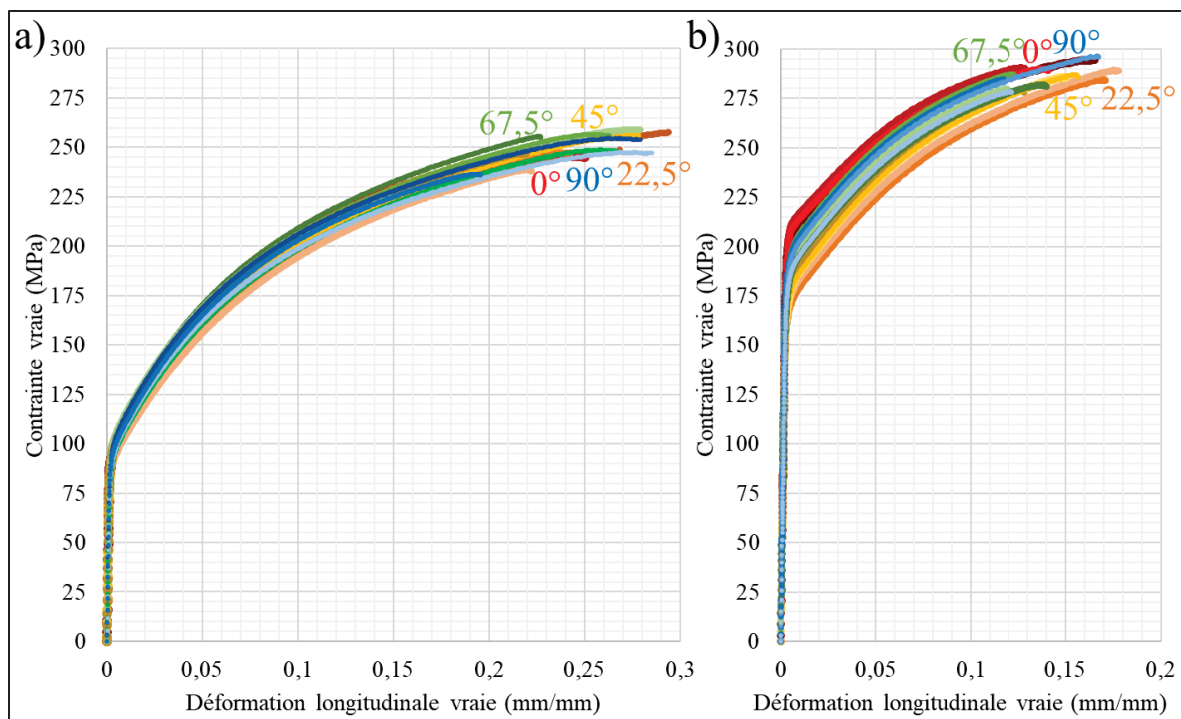


Figure 2.28 Courbes de traction des échantillons usinés dans un profilé tube en AA6063 avec en a) les courbes des échantillons à l'état thermique T4 et b) en T6

À la manière des résultats du profilé tube, les courbes de traction des éprouvettes usinées dans le profilé plat sont données en Figure 2.29, avec en a) celles en état thermique T4 et b) celles en T6. Les courbes mettent en valeur l'anisotropie du profilé, quel que soit l'état thermique, puisque les courbes de traction de chaque orientation sont bien distinctes des autres. À l'état T4, la limite élastique varie de 68 MPa pour 90° à 77 MPa pour 0°, ce qui représente une différence de 13%. De même, les valeurs de résistance mécanique sont réparties entre 219 MPa pour 0° et 236 MPa pour 22.5°, ce qui représente une variation 7%. L'allongement à la striction varie de 0,150 mm/mm pour 67,5° à 0,245 mm/mm pour 22,5°. À l'état T6, les limites élastiques vont de 146 MPa pour 0° à 171 MPa pour 45°, ce qui représente une amplitude de 17%, tandis que les résistances mécaniques vont de 256 MPa pour 67,5° à 277 MPa pour 90°. L'allongement à la striction varie de 0,060 mm/mm à 0,015 mm/mm, pour 67,5° et 22,5° respectivement. Comme pour le profilé tube rectangulaire, la principale différence entre les états thermiques vient des limites élastiques et des résistance mécanique plus élevée en T6 par rapport à T4, tandis que l'allongement à la striction est plus réduit en T6 par rapport à T4.

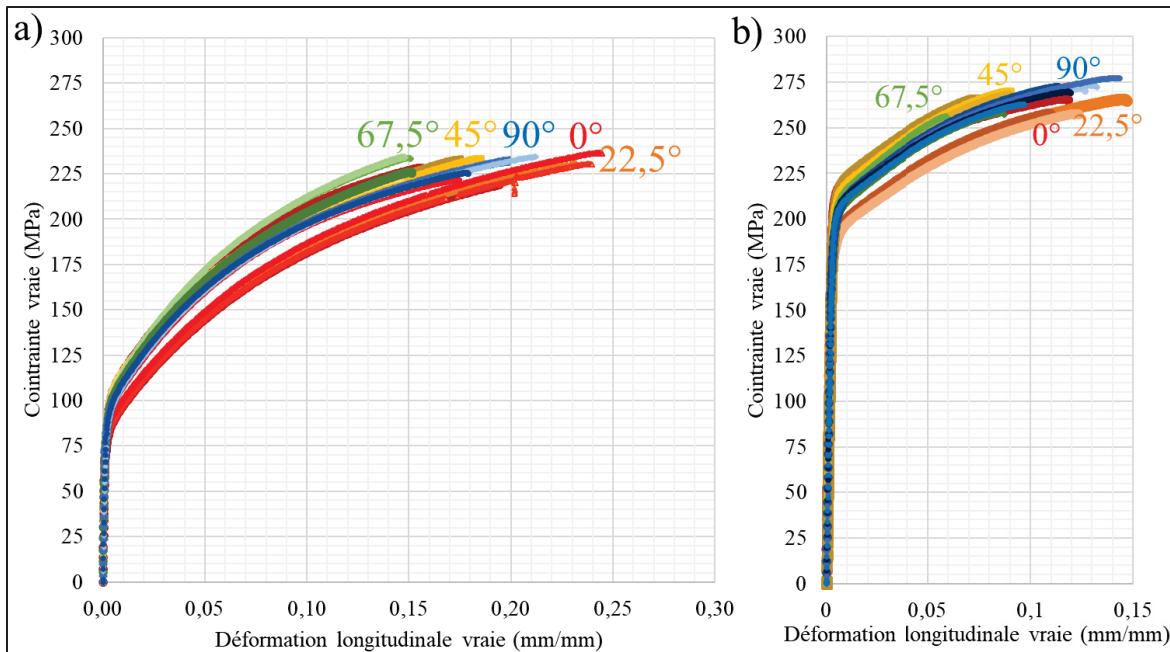


Figure 2.29 Courbes de traction des échantillons usinés dans un profilé plat en AA6063 à l'état a) T4 et b) T6

Pour explorer l'effet des couches de textures sur les courbes de traction, des éprouvettes usinées dans le profilé plat ont été polies, de sorte à retirer 700 μm de chaque côté pour ne conserver que la couche centrale. Ces courbes sont données en Figure 2.30, et elles présentent de nombreuses similitudes avec celles des échantillons T4 « classiques », c'est-à-dire sans la couche de surface supprimée. Les limites élastiques sont comprises entre 71 MPa à 22,5° et 80 MPa à 90° et 67,5°, ce qui est très proche des mesures obtenues sans cette couche supérieure. Les résistances mécaniques varient entre 233 MPa à 90° et 247 MPa à 45°, ce qui est légèrement plus élevé que les mesures avec l'épaisseur totale. L'allongement à la striction est compris entre de 0,131 à 0,217 mm/mm, ce qui est légèrement inférieur à ce qui a été observé pour des échantillons non-polis.

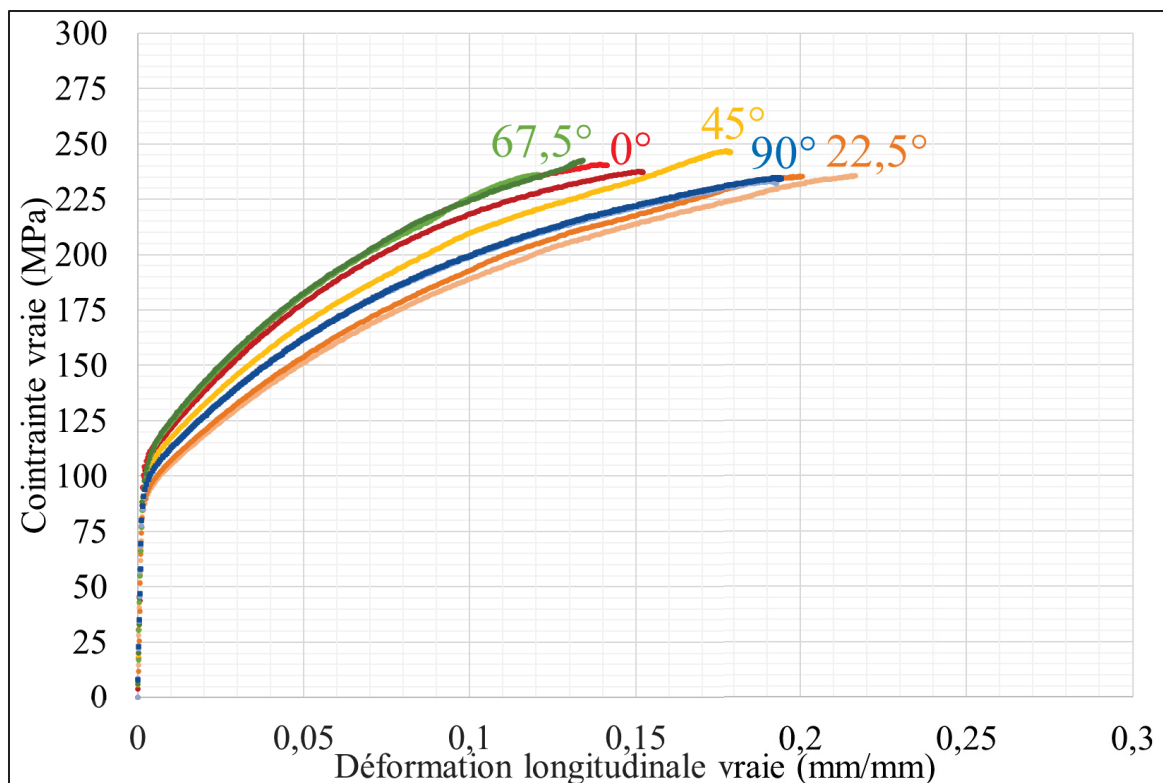


Figure 2.30 Courbes de traction des échantillons en AA6063-T4 polis

Les profils escaliers en AA6063-T4 ont ensuite été testés et les résultats de leurs essais de traction sont présentés en Figure 2.31 pour le profilé 3 et en Figure 2.32 pour le profilé 6, où à chaque fois les courbes des échantillons usinés dans la marche la plus fine sont donnés en a), ceux usinés dans la marche centrale en b) et ceux de la marche la plus épaisse en c). Pour des raisons de concision, les courbes des essais de traction des profilés 4 et 5 sont données à l'ANNEXE IV. Pour chaque marche, l'allure des courbes est grossièrement la même d'un profilé à l'autre, avec cependant une élévation notable des propriétés mécaniques et de l'allongement à la striction avec l'augmentation de la vitesse d'extrusion. Pour les petites marches, les courbes pour 0° sont toujours en retrait des autres orientations, c'est-à-dire avec les résistances mécaniques et les allongements à la striction les plus faibles. L'orientation $22,5^\circ$ présente des allongements cohérents avec les autres orientations, et ses résistances mécaniques sont légèrement supérieures à celles pour 0° . Les orientations $67,5^\circ$ et 90° fournissent toujours des comportements intermédiaires très similaires, tandis que l'orientation 45° présente toujours

les résistances les plus élevées. Toujours pour la petite marche, les propriétés mécaniques sont augmentées entre le profilé 3 et le 6, ce qui se manifeste, pour les résistances mécaniques des orientations extrêmes, avec une élévation de 232 MPa à 267 MPa pour 0° , et de 262 MPa à 291 MPa pour 45° , correspondant à des augmentations de 15% et 11% respectivement. Pour la marche centrale, c'est l'orientation $22,5^\circ$ qui présente les propriétés les plus faibles, et la résistance mécanique varie de 16%, entre 239 MPa pour le profilé 3 et 277 MPa pour le profilé 6. Les propriétés maximales sont encore obtenues avec l'orientation 45° , avec, dans le même ordre de profilés, 256 MPa et 301 MPa de résistance mécanique, soit 18% d'augmentation entre le 3 et le 6. Dans un ordre croissant des résistances mécaniques, les orientations 90° , 0° et $67,5^\circ$ sont les orientations intermédiaires. Pour la marche la plus épaisse, c'est encore le même constat qui peut être effectué, avec une conservation de l'ordre de présentation des courbes, et avec une augmentation des propriétés mécaniques et de l'allongement d'un profilé à l'autre. Les échantillons à 0° présentent toujours la résistance mécanique la plus faible avec, en moyenne, 252 MPa pour le profilé 3 et 282 MPa pour le profilé 6, soit 12% d'augmentation. Viennent ensuite les orientations $22,5^\circ$, 90° , $67,5^\circ$ et enfin $22,5^\circ$. Les échantillons de la dernière orientation ont des résistances mécaniques autour de 272 MPa pour le profilé 3 et 308 MPa pour le profilé 6, soit 13% d'augmentation. À noter que sur la marche la plus épaisse du profilé 6, il semble y avoir très peu de différence de comportement d'une orientation à l'autre, ce qui donne des propriétés mécaniques proches de l'isotropie.

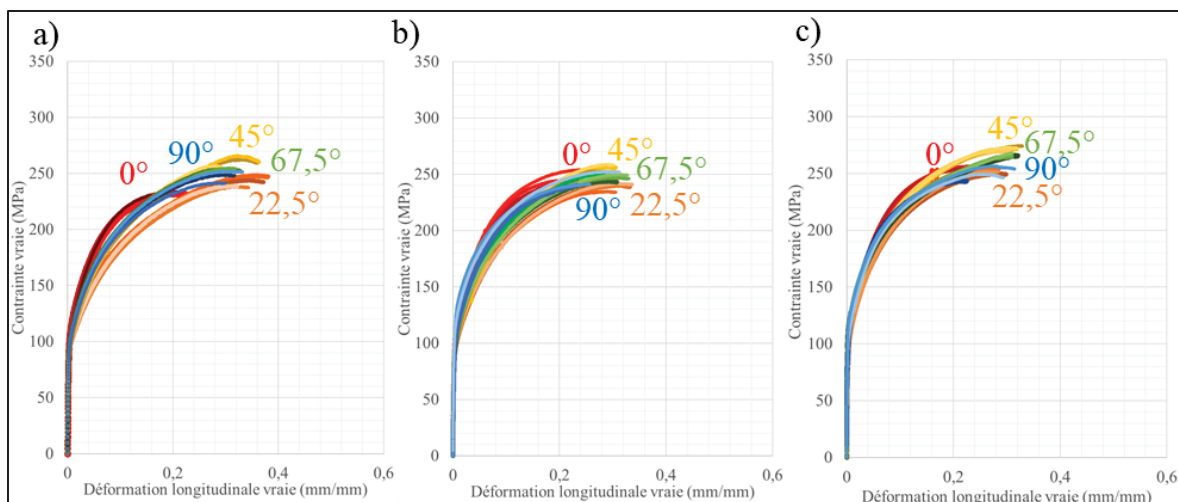


Figure 2.31 Courbes de traction du profilé 3, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

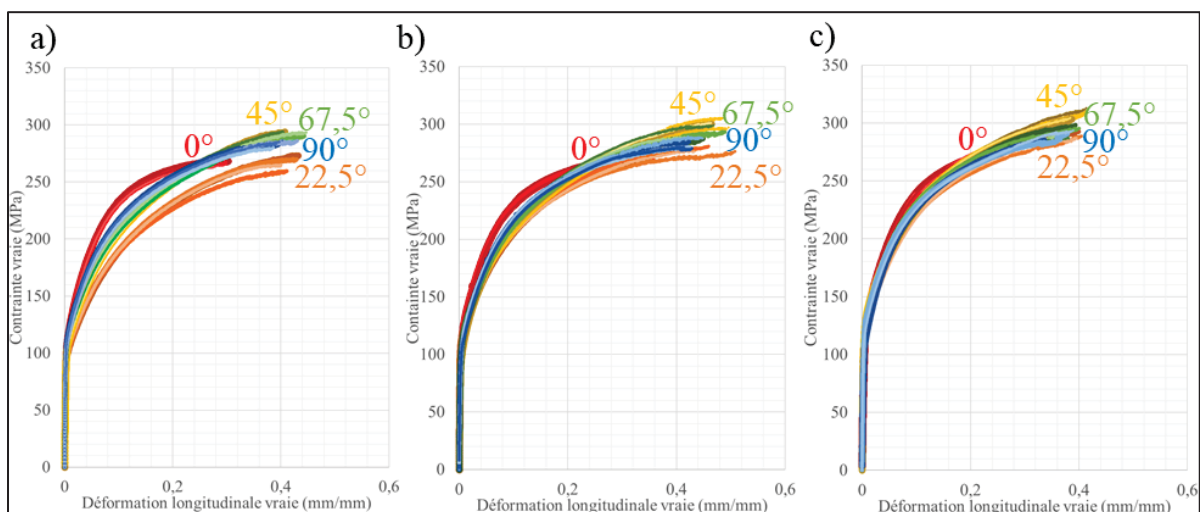


Figure 2.32 Courbes de traction du profilé 6, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

2.2.2.2 Coefficient de Lankford

Le coefficient de Lankford a été mesuré au cours des essais de traction pour tous les échantillons présentés ci-dessus et les résultats vont être présentés en reprenant le même ordre de présentation des profilés que pour les courbes de traction.

Les courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans le grand côté d'un tube de section rectangulaire en AA6063 sont présentés en Figure 2.33, avec en a) les échantillons en état thermique T4 et en b) en état T6. Ces graphes mettent en évidence le comportement anisotrope des échantillons, en termes de déformations, avec des coefficients de Lankford allant de 0,36 à 0° jusqu'à 0,78 à 90°. La plupart des courbes présentent la même allure en étant constantes après 0,01 mm/mm environ, ce qui correspond au début de la déformation plastique, et ce, quel que soit l'état thermique. Les valeurs sont très proches pour les deux états T4 et T6.

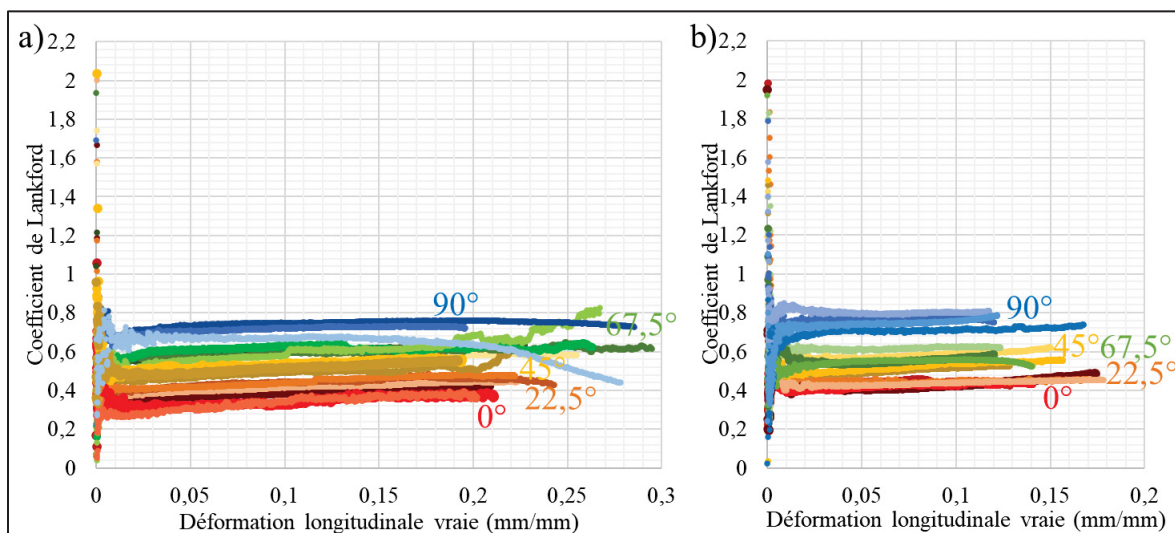


Figure 2.33 Courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans un tube rectangulaire en AA6063, avec en a) l'état thermique T4 et b) l'état T6

Le même genre de résultats est obtenu avec le profilé plat, dont les résultats sont présentés en Figure 2.34a) pour les échantillons en état T4 et Figure 2.34b) pour les échantillons T6. Les coefficients de Lankford mesurés pour chaque orientation sont constants au cours de la

déformation plastique, et les valeurs varient de 0,33 pour 22,5° à 0,81 en T4 et 0,92 en T6 pour 90°. Dans l'ordre des coefficients de Lankford croissants, les orientations apparaissent dans l'ordre suivant : 22,5°, 0°; 45° 67,5° et enfin 90°, quel que soit l'état thermique. Hormis pour l'orientation 90°, les résultats sont similaires pour les deux états, la plus grande divergence concernant les échantillons à 90° avec 12% de divergence.

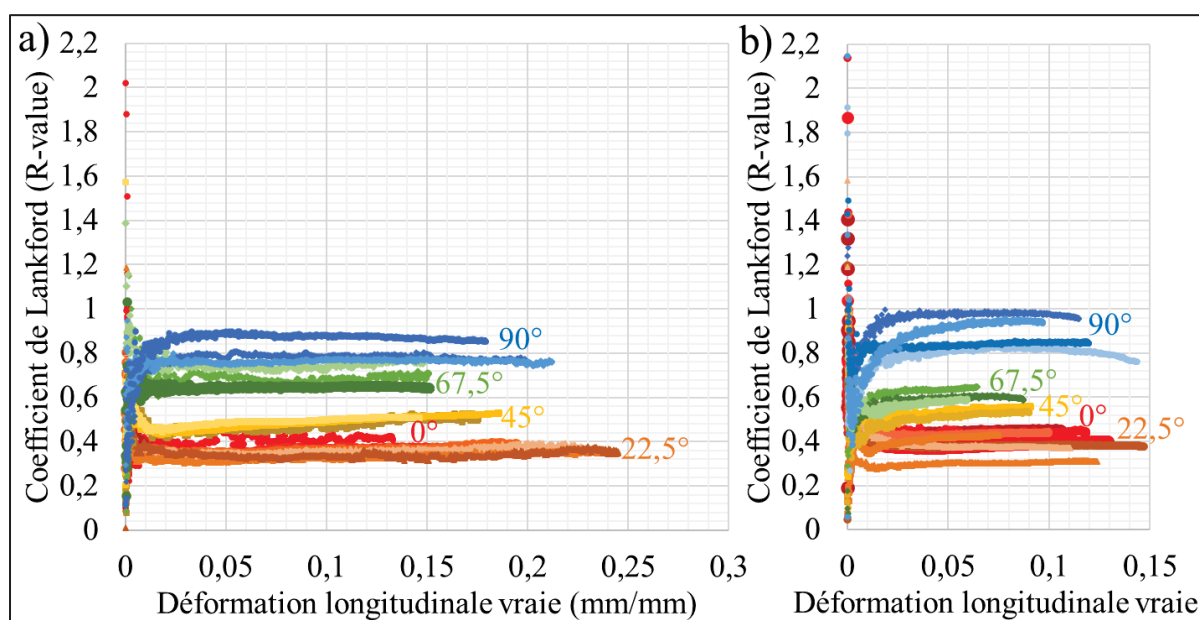


Figure 2.34 Courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans un profilé plat en AA6063 à l'état a) T4 et b) T6

La mesure du coefficient de Lankford sur des échantillons polis donne des résultats radicalement différents de ce qui a pu être mesuré sur ceux non-polis, comme visible en Figure 2.35. Le coefficient de Lankford varie de 0,16 à 45° jusqu'à 2,12 à 90°, et, en déformation plastique, il est constant au long de la déformation pour 0°, 22,5° et 67,5°, tandis qu'il est croissant pour 45° et décroissant pour 90°. Pour ces deux orientations, il passe de 0,16 à 0,21 à 45°, et de 2,12 à 1,65 à 90°. En suivant les coefficients de Lankford croissants, l'ordre des orientations observé précédemment avec les échantillons non-polis n'est pas conservé, avec ici 45°, 22,5°, 0°, 67,5° et enfin 90°.

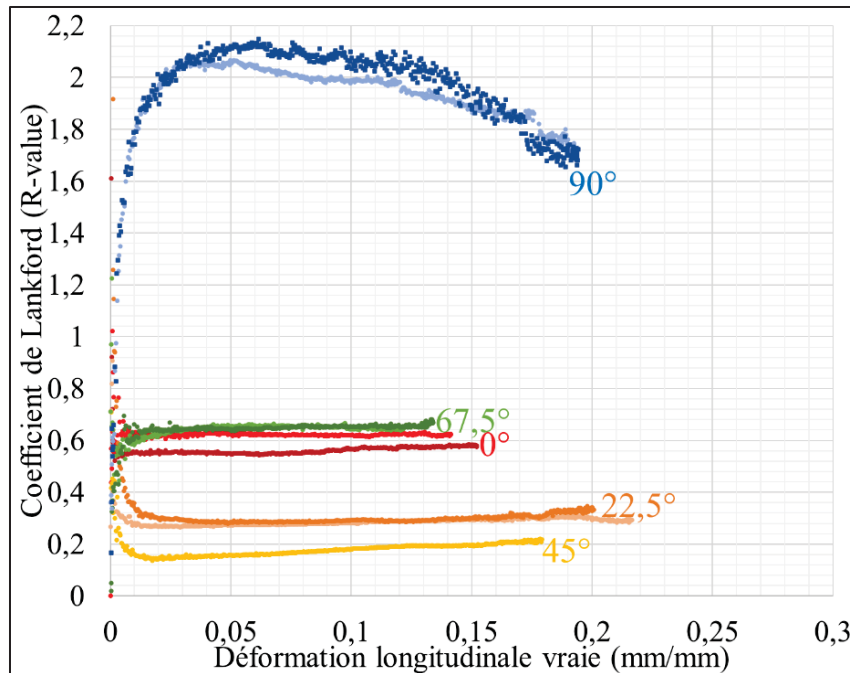


Figure 2.35 Courbes du coefficient de Lankford des échantillons en AA6063-T4 polis

Les courbes de l'évolution du coefficient de Lankford au cours des essais de traction des escaliers sont données en Figure 2.36 pour le profilé 3 et en Figure 2.37 pour le profilé 6, celles des profilés 4 et 5 étant rapportées en ANNEXE V pour des raisons de concision. Ces courbes montrent des variations similaires d'une marche à l'autre pour chacun des deux profilés. Les valeurs semblent plutôt proches d'un profilé à l'autre pour la marche la plus petite : sur les figures a), le coefficient de Lankford est constant dans le domaine plastique pour les orientations 0° et 22,5°, respectivement à 0,39 et 0,29 pour le profilé 3, et 0,49 et 0,34 pour le profilé 6. Pour les échantillons à 45°, il croit tout au long de la déformation plastique, passant de 0,12 à 0,21 pour le profilé 3 et de 0,21 à 0,35 pour le profilé 6. Pour ceux à 67,5°, il va de 0,41 à 0,52 pour le profilé 3 et de 0,40 à 0,57 pour le profilé 6. L'orientation 90° est largement au-dessus des premières valeurs, la courbe étant constante sur les premiers pourcentages de déformation plastique, entre 2-4% et 10%, puis décroissante, ce qui produit des variations allant de 1,6 à 1,0 pour le profilé 3 et de 1,8 à 1,4 pour le profilé 6. Sur la seconde marche, les variations sont encore similaires d'un profilé à l'autre, avec des coefficients constants pour chaque orientation, proche de 0,4 à 0° et 22,5° sur les deux profilés, de 0,23 pour 45°, de 0,55

à $67,5^\circ$ et de 1,2 pour 90° . Enfin, sur la grande marche, les coefficients de Lankford des deux profilés semblent proches malgré du bruit sur les mesures du profilé 6 : à 0° , la valeur initiale dans le domaine plastique est à 0,4 pour les deux profilés, à $22,5^\circ$ elle est à 0,5 pour le profilé 3 et 0,8 pour le profilé 6, tandis qu'à 45° , $67,5^\circ$ et 90° , elles sont à 0,8, 1,0, et 1,0 pour le profilé 3 et 1,2, 1,1 et 1,0 pour le profilé 6.

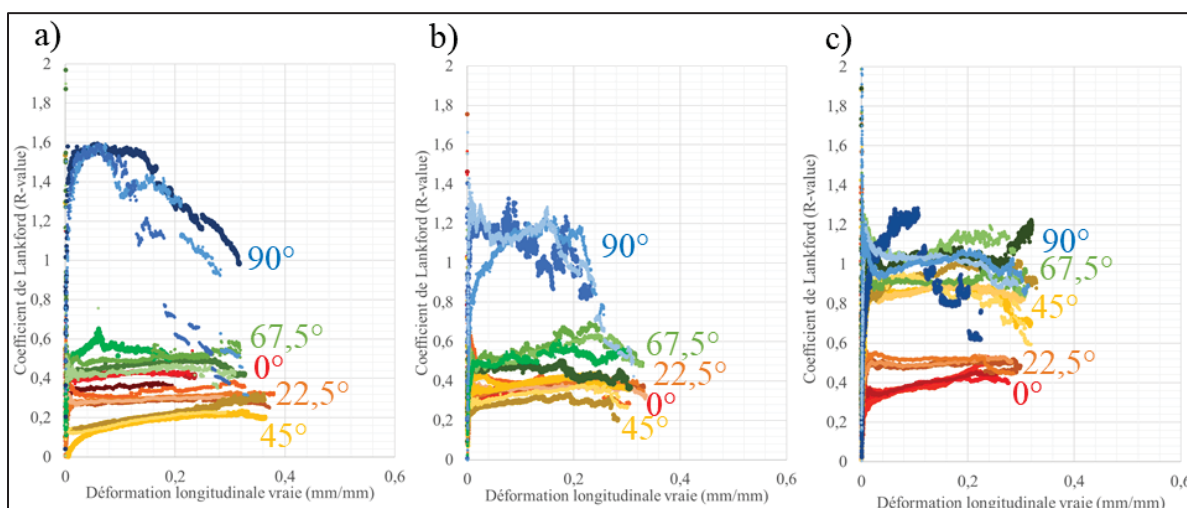


Figure 2.36 Courbes du coefficient de Lankford du profilé 3, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

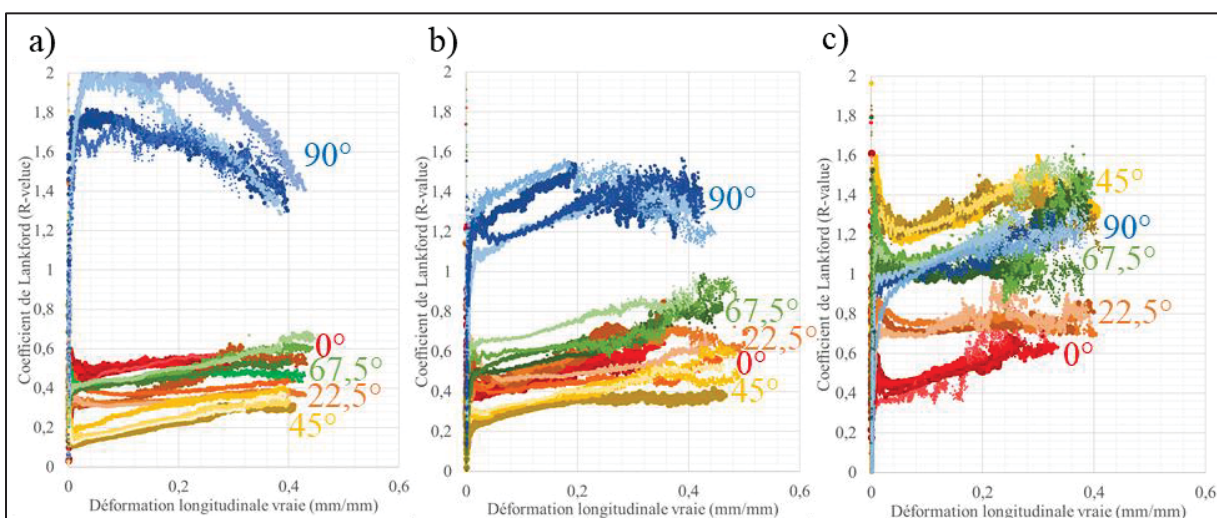


Figure 2.37 Courbes du coefficient de Lankford du profilé 6, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

2.2.2.3 Étude de la variation du coefficient d'écrouissage

La variation du coefficient d'écrouissage a été étudiée pour les profilés plats en états thermiques T4 et T6 pour mesurer la fluctuation du durcissement lors des essais de traction. Les graphes illustrant cette variation, avec la contrainte vraie en fonction de la déformation longitudinale vraie en échelles logarithmiques, sont fournis en Figure 2.38, avec en a) les éprouvettes issues du plat en T4 et en b) celles en T6. Ces graphes permettent de visualiser la variation de coefficient d'écrouissage au cours de la déformation, « autour » d'une quasi-droite dont la pente donne le coefficient d'écrouissage global. Pour les échantillons en T4, le logarithme de la déformation vraie va de -2 à -0,6, sauf pour l'orientation 45° qui varie de -2,6 à -0,6. En contrainte vraie, l'amplitude va de 1,96 (orientation 45°) à 2,36 (orientation 45° aussi), en étant très proche pour toutes les orientations T4. En T6, la contrainte vraie varie par contre uniquement d'environ 2,31 à environ 2,44, avec une faible dispersion d'une orientation à une autre, ce qui traduit des coefficients d'écrouissage bien plus faibles et bien plus proches en T6 qu'en T4.

Les coefficients d'écrouissage calculés pour chaque orientation sont donnés au Tableau 2.8, dans la colonne « n », et dans les autres colonnes les pentes des tangentes aux extrémités ont aussi été calculées, au voisinage du coude élastique/plastique à gauche et au voisinage de la striction à droite. Ce tableau montre que les pentes des tangentes relevées aux extrémités sont plus faibles que celles calculées pour l'ensemble des pentes moyennes de chaque orientation quel que soit l'état thermique. En T4, les pentes des tangentes à gauche vont de 0,044 pour 45° à 0,163 pour 67,5°, tandis que celles à droite vont de 0,075 pour 45° à 0,218 pour 67,5°, ce qui est nettement inférieur aux coefficients d'écrouissage relevés pour l'ensemble de la zone plastique avec des valeurs proches de 0,300. Cela traduit un comportement en « S » de la courbe avec des pentes locales faibles aux extrémités et une pente plus forte au centre, ce qui est observable sur les graphes en Figure 2.38a). De plus, les pentes au voisinage de la striction sont très élevées, ce qui indique qu'il existe une rapide décroissance de la pente à cet endroit considérant qu'elle est nulle au niveau même de la striction. En T6, les pentes aux extrémités sont aussi plus faibles que la pente globale, allant à gauche de 0,031 pour 0° à 0,051 pour 22,5°,

et à droite de 0,011 pour 90° à 0,099 pour 45°. Ces variations de coefficient directeur traduisent aussi le même comportement en « S » qu'observé en T4. Cela met aussi en évidence l'allure plate des courbes en Figure 2.38b).

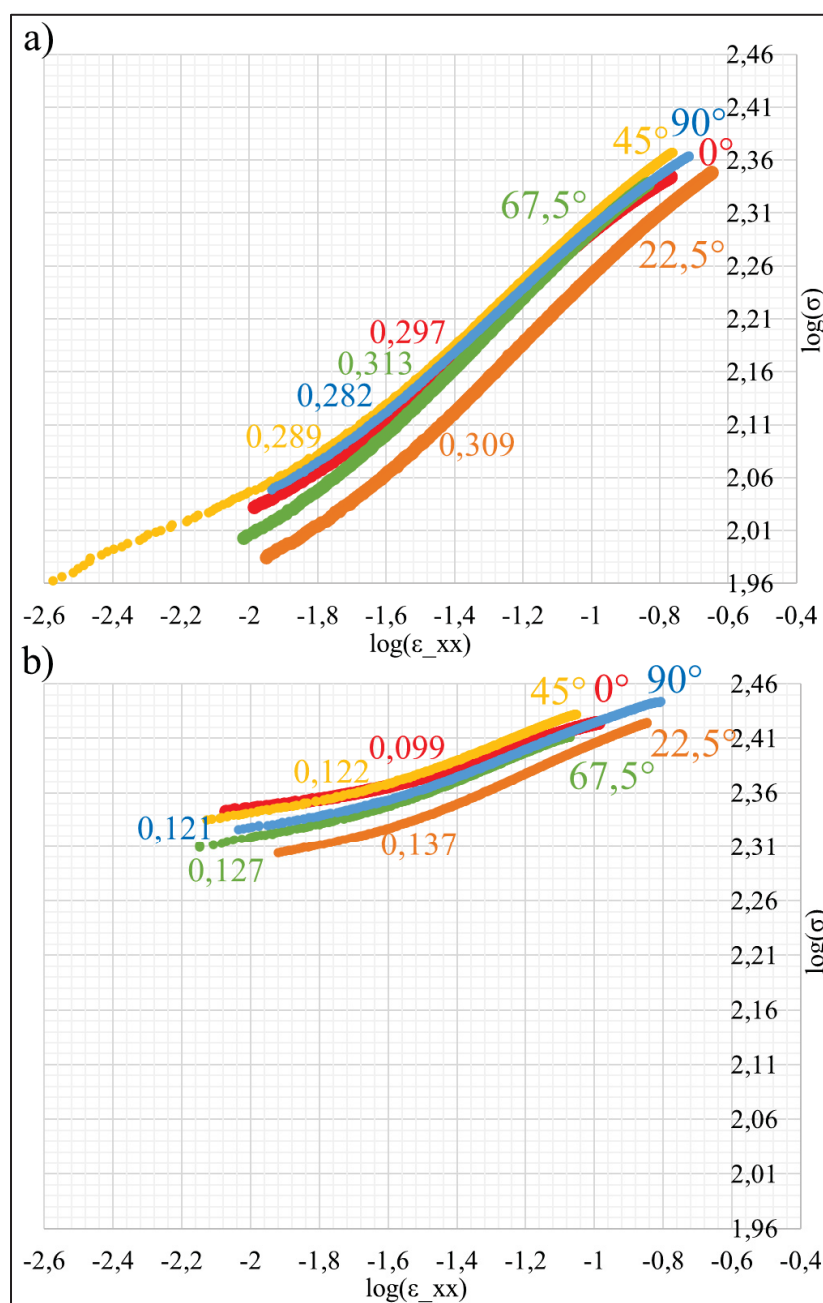


Figure 2.38 Courbes de variation du coefficient d'écroutissage du profilé plat en log/log a) état T4 et b) état T6

Tableau 2.8 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'érouissage pour les marches du profilé plat, donnant le coefficient d'érouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction

	Orientation	n	Début de plasticité	Striction
T4	0°	0,297	0,155	0,127
	22,5°	0,309	0,154	0,190
	45°	0,289	0,044	0,075
	67,5°	0,313	0,163	0,218
	90°	0,282	0,157	0,177
T6	0°	0,099	0,031	0,064
	22,5°	0,137	0,051	0,058
	45°	0,122	0,035	0,099
	67,5°	0,127	0,037	0,098
	90°	0,121	0,037	0,011

Les courbes de variation du coefficient d'érouissage des marches du profilé 3 sont données en Figure 2.39, avec la marche la plus fine en a), celle du centre en b) et la plus épaisse en c). Ces graphes montrent que sur la petite marche la variation du coefficient d'érouissage est très similaire d'une orientation à l'autre, avec des pentes moyennes allant de 0,226 à 0° à 0,267 à 22,5°. Les courbes sont très proches les unes des autres ce qui laisse à penser que l'érouissage survient d'une façon identique pour chaque orientation. Sur la marche centrale, la plupart des orientations ont aussi des coefficients d'érouissages très proches, de 0,244 à 67,5° à 0,265 pour 45°, excepté l'orientation 90° qui présente un comportement atypique avec une pente moyenne de 0,184. Ce comportement traduit un « rayon de courbure » plus serré que les autres courbes dans la zone plastique sur les courbes de traction de l'orientation 90° données en Figure 2.31b). Pour la marche la plus épaisse, les variations du coefficient d'érouissage sont très proches d'une orientation à l'autre, allant de 0,208 pour 67,5° à 0,245 pour 22,5°, ce qui correspond à des comportements très homogènes sur la courbe de traction.

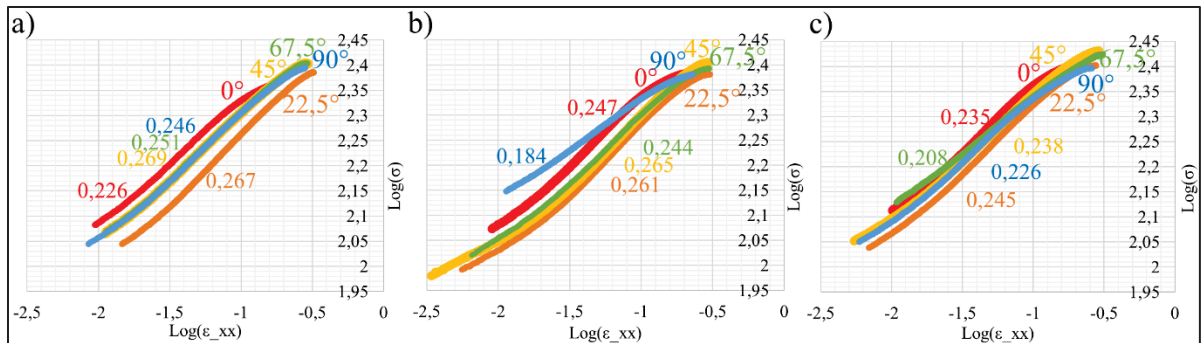


Figure 2.39 Courbes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé 3 en log/log pour la marche la plus fine 3 en a), la marche centrale 2 en b), et la marche la plus épaisse 1 en c)

Le Tableau 2.9 reprend l'ensemble des pentes calculées pour les différentes courbes log/log, avec le coefficient d'écrouissage global indiqué avec la colonne « n », la pente de la tangente à gauche, au voisinage du coude de transition élastique/plastique, et la pente de la tangente à droite, au voisinage de la striction. Les valeurs de pente de la tangente gauche sont proches de 0,130 pour la petite marche, allant de 0,118 à 90° jusqu'à 0,149 à $22,5^\circ$. À droite, les pentes sont plus variables, dépendamment de la proximité du calcul de la pente avec le point de striction. Les pentes des deux tangentes sont nettement plus faibles que celles donnant les coefficients d'écrouissages globaux calculés pour l'ensemble des données, qui vont de 0,226 à 0,269, ce qui traduit un comportement en « S » observable sur les courbes. Pour les deux autres marches, les mêmes observations peuvent être formulées, avec des pentes de tangentes nettement plus faibles que celles calculées pour l'ensemble de la pente, correspondant au comportement en « S » observable pour chacune des courbes. Il est notamment important d'observer que le coefficient directeur des tangentes de droite est proche de 0, du fait de leur proximité avec la striction.

Tableau 2.9 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour les marches du profilé 3, donnant le coefficient d'écrouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction

	Orientation	n	Début de plasticité	Striction
Marche 3	0°	0,226	0,138	0,074
	22,5°	0,267	0,149	0,104
	45°	0,269	0,134	0,178
	67,5°	0,251	0,141	0,067
	90°	0,246	0,118	0,063
Marche 2	0°	0,247	0,135	-0,035
	22,5°	0,261	0,078	0,006
	45°	0,265	0,051	0,039
	67,5°	0,244	0,086	-0,006
	90°	0,184	0,116	0,007
Marche 1	0°	0,235	0,142	-0,007
	22,5°	0,245	0,114	-0,029
	45°	0,238	0,087	0,011
	67,5°	0,208	0,123	0,060
	90°	0,226	0,102	0,019

Comme pour le profilé 3, les graphes de variation du coefficient d'écrouissage ont été tracés pour chaque marche du profilé 6 et ils sont données en Figure 2.40 avec l'ordre de a) à c) qui suit l'épaisseur croissante des marches. Sur la marche la plus fine, les coefficients d'écrouissage vont de 0,228 pour 0° à 0,274 pour 22,5°. Le graphe laisse clairement apparaître une anisotropie puisque chaque orientation présente un comportement bien distinct. Sur la marche centrale, le coefficient d'écrouissage semble nettement plus homogène d'une orientation à l'autre, avec 0,221 pour 0° jusqu'à 0,265 à 45°, sachant que les valeurs intermédiaires sont très concentrées avec 0,243 pour 22,5° et 90°, et 0,248° pour 67,5°. Cela

met en valeur un comportement moins anisotrope que sur la marche la plus fine. Enfin, sur la marche la plus épaisse, le coefficient d'écroutissage global présente une dispersion très faible, allant de 0,212 pour 90° à 0,244 pour 45° . Cela correspond aux faibles variations de comportement et au caractère proche de l'isotropie qui a été observé sur les courbes de traction de cette marche en Figure 2.32.

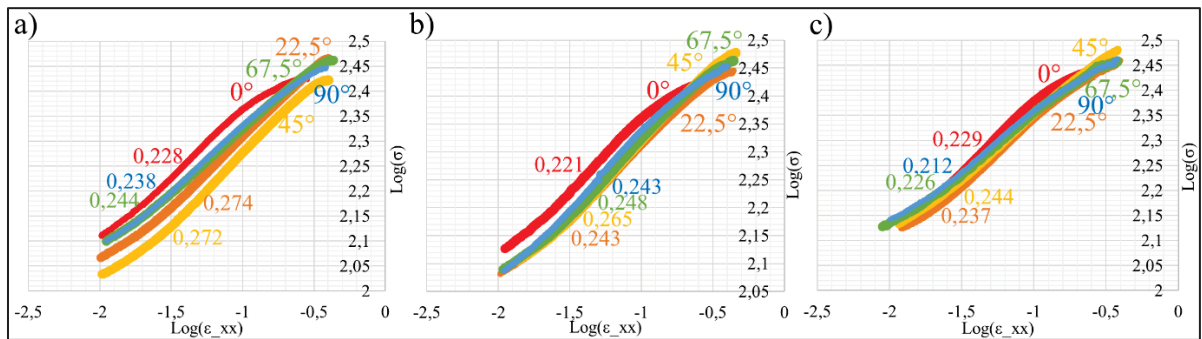


Figure 2.40 Courbes de variation du coefficient d'écroutissage du profilé 6 en log/log pour la marche la plus fine 3 en a), la marche centrale 2 en b), et la marche la plus épaisse 1 en c)

Le Tableau 2.10 reprend pour le profilé 6 les mêmes données que celles explicitées précédemment, avec la pente globale pour chaque marche et chaque orientation dans la colonne « n », la pente de la tangente de gauche et celle de la tangente de droite. Ce tableau permet de formuler les mêmes observations que vu précédemment sur les autres profilés : les pentes des tangentes aux extrémités sont nettement plus faibles que celles calculées sur l'ensemble des données, traduisant encore un comportement en « S » dans le diagramme log/log de la Figure 2.40. En effet, les pentes globales sont toujours comprises entre 0,20 et 0,30, tandis que les pentes des tangentes à gauche sont toujours comprises entre 0,10 et 0,15, et celles à droite entre 0,00 et 0,05 pour la majorité d'entre elles, excepté l'orientation 45° des marches 3 et 1, ce qui correspond en fait à une décroissance rapide vers 0 de la tangente au voisinage de la striction.

Tableau 2.10 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écroutissage pour les marches du profilé 6, donnant le coefficient d'écroutissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction

	Orientation	n	Début de plasticité	Striction
Marche 3	0°	0,228	0,140	0,001
	22,5°	0,274	0,118	0,030
	45°	0,272	0,116	0,162
	67,5°	0,244	0,116	0,039
	90°	0,238	0,135	0,038
Marche 2	0°	0,221	0,141	0,000
	22,5°	0,243	0,108	0,014
	45°	0,265	0,134	0,047
	67,5°	0,248	0,118	0,000
	90°	0,243	0,136	0,061
Marche 1	0°	0,229	0,150	0,006
	22,5°	0,237	0,127	0,048
	45°	0,244	0,115	0,111
	67,5°	0,226	0,106	0,001
	90°	0,212	0,117	0,030

2.2.3 Discussions sur les résultats de l'alliage AA6063

L'analyse des profilés en alliages AA6063 a fait permis d'obtenir des résultats variables sur les propriétés mécaniques et l'anisotropie d'un échantillon à l'autre, ce qui permet de se pencher un peu plus sur l'influence que peuvent avoir les paramètres d'extrusion sur les caractéristiques microstructurales.

2.2.3.1 Effets des paramètres d'extrusion sur la microstructure

Les paramètres d'extrusion ont affecté la microstructure des profilés extrudés en alliage AA6063 de façon variable, que ce soit la morphologie des grains (taille et forme), la texture ou les joints de grains. La morphologie des grains a peu varié d'un échantillon à l'autre, avec à chaque fois un aspect totalement recristallisé sur la totalité de l'épaisseur, avec de gros grains équiaxes. Les tailles moyennes de grain des microstructures analysées varient entre 59 microns (grand côté du profilé tube) et 90 microns (profilé plat). Les paramètres d'extrusion, c'est-à-dire la vitesse d'avance (allant de 5 à 25 mm/s), la température de préchauffage du lopin (440°C ou 500°C) ou encore la géométrie de la filière, n'ont pas modifié substantiellement la morphologie des microstructures étudiées, puisque les mêmes caractéristiques de taille de grains peuvent être retrouvées d'un profilé à l'autre. Sur les bords, il pouvait à chaque fois être retrouvé une couche de grains grossiers colonnaires, qui proviennent de la recristallisation lors d'une sollicitation en cisaillement, d'après les observations rapportées dans la littérature. Ce mécanisme a en effet couramment été évoqué dans la littérature pour les bords d'éléments extrudés, qui est connue pour être la zone la plus sollicitée en cisaillement lors de l'écoulement dans la filière à cause du frottement à son interface avec la matière.

Les textures mesurées comportent généralement des composantes présentes dans des proportions similaires entre les profilés. Pour l'ensemble de l'épaisseur des profilés, le cube est toujours l'orientation la plus présente dans les échantillons, avec 9% à 18% pour le tube rectangulaire, 18% pour le profilé plat, et entre 12% et 40% pour les profilés escaliers. La composante goss vient généralement en deuxième position, avec des fractions allant de 4% à 6% pour le tube, 6% pour le plat, et entre 6% et 11% pour les profilés escaliers. La composante

S suit avec des fractions allant de 3% à 9% pour le tube, 2% pour le plat, et de 3% à 9% pour les escaliers. Les autres composantes de texture sont présentes avec de très faibles proportions, ce qui a pour effet de présenter de hauts pourcentages de grains orientés aléatoirement, allant de 41% à 73% dans les zones analysées, la plupart étant compris entre 45% et 64% (tous les profilés escaliers et le profilé plat).

Dans chaque échantillon, le centre est riche en cube, ce qui a été observé sur toutes les cartes d'orientation avec une grande proportion de grains rouges, donc orientés en [001]. Les bords sont riches en grains verts, donc orientés en [101], ce qui pourrait se rapporter à des grains possédant l'orientation goss d'après la littérature. En effet, cette orientation est connue pour être présente sur les bords des profilés extrudés, et est rapportée dans la littérature comme étant issue de la recristallisation de zones sollicitées en cisaillement, les bords des profilés extrudés étant les plus prônes au cisaillement à cause du frottement entre la filière et la matière lors de l'écoulement. De plus, la géométrie du profilé et la température de préchauffage semblent influencer les proportions des composantes de texture. Dans le profilé tube, le cube est retrouvé à 9% dans le coin, mais à 16% et 18% sur le grand côté et le petit côté, respectivement, ce qui est comparable à ce qui a été mesuré dans le profilé plat alors que la vitesse d'extrusion et la géométrie de l'écoulement sont totalement différents. Dans les marches des profilés escaliers n°3 à 6, qui ont été extrudés à seulement 440°C, les proportions de cube sont bien plus élevées, allant de 17% à 40%, ce qui pourrait être lié autant à la géométrie de l'écoulement qu'à la température de préchauffage. De plus, dans ce type de profilé, les variations de composantes de texture s'observent surtout d'une marche à l'autre plutôt que d'un profilé à l'autre, ce qui sous-entend que la variation de vitesse d'extrusion n'influence pas la texture de façon notable par rapport au chemin de déformation suivi dans la filière.

La température de préchauffage peut avoir influencé la texture des profilés plus que la vitesse d'extrusion. En effet, ceux extrudés à 500°C (tube et plat) adoptent des proportions de texture cube différentes de ceux extrudés à 440°C (escaliers), et ce alors que les composantes laiton, cuivre, goss et S sont présentes dans des proportions équivalentes pour tous les profilés en AA6063. Les profilés tube et plat ont en effet une proportion de cube environ deux fois moins

élevée que les escaliers. Cette composante est présente avec « seulement » 15% à 20% dans les profilés tube et plat, contre 15% à 40% dans les escaliers, dépendamment de la marche considérée. La petite marche est toujours la plus riche en cube avec 35% à 40%, la marche centrale environ 30% et la grande marche avec 15% à 20%. Cela pourrait aussi bien suggérer que l'apparition de la composante cube est autant influencée par le chemin de déformation que par la température d'extrusion, ce qui n'est pas le cas du laiton et du goss, puisque leurs proportions sont conservées malgré des paramètres radicalement différents. Les proportions des composantes cuivre et S semblent légèrement augmenter avec l'épaisseur de la marche mais cette augmentation semble si minime qu'il serait presque permis de la considérer comme négligeable (de 2-3% à 6-7%).

Entre eux, les profilés en escaliers 3 et 6, tout comme les profilés 4 et 5 présentés à l'ANNEXE II, possèdent des microstructures très similaires sur différents points. Ils présentent tous des distributions de tailles de grains très voisines, et les tailles maximales varient entre 269 microns et 283 microns (amplitude relative de 5%). Leurs textures sont analogues voire identiques en analysant la même région de chaque profilé, et les répartitions de joints de grains sont semblables d'un profilé à l'autre. Aussi, tous partagent des gradients de texture similaires d'une marche à l'autre, avec une nette augmentation des grains orientés aléatoirement, et une augmentation très modeste des proportions de cuivre et de S. En revanche, les fractions des composantes laiton et goss varient peu d'une marche à l'autre, et seule la composante cube diminue notablement des marches les plus fines aux plus épaisses. Ainsi, plusieurs hypothèses découlent de ces observations : tout d'abord, la texture de l'alliage AA6063 ne semble pas significativement influencée par la vitesse d'extrusion. Aussi, ce sont surtout la composante cube et les grains orientés aléatoirement qui sont impactés par le chemin de déformation, via l'épaisseur de chaque marche, alors que ce paramètre semble peu impacter les composantes cuivre et S, et pas du tout les composantes laiton et goss.

Enfin, les échantillons analysés ont aussi présenté peu de différences au niveau des répartitions des joints de grains, avec généralement au moins 50% d'entre eux qui sont des joints de grains à grande désorientation (15° à $63,5^\circ$), quel que soit le profilé. Les sous-joints de grains se

répartissent dans des proportions telles qu'entre 10% et 20% ont des faibles désorientations (2° - 5°) et entre 15 et 25% ont 5° à 15° de désorientation. Dans chacun des profilés, aucune région ne semblait plus ou moins dense qu'une autre pour n'importe quel type de joints de grains, qui semblent tous équirépartis au sein de chacun des profilés. Il semble cependant important de noter une différence des profilés escaliers par rapport au tube et plat : les premiers présentent des désorientations supérieures à 15° dans des proportions bien plus grandes que celles qui ont pu être mesurés sur les différents types de profilés : c'est plus de 70% pour le profilé 3 et plus de 60% pour le profilé 6. Cela implique alors une diminution substantielle des joints de grains avec 2° à 5° de désorientation, présents dans des proportions autour de 5% à 15% dans le profilé 3 et de 10% à 20% dans le profilé 6. Cette caractéristique pourrait être liée à la différence de température d'extrusion entre les profilés escaliers et les tube et plat, bien qu'il ne puisse pas être possible de conclure pleinement sur cette hypothèse sans effectuer l'analyse des profilés escalier en AA6063 extrudés à 500°C .

2.2.3.2 Impact des paramètres d'extrusion et des caractéristiques microstructurales sur les propriétés mécaniques

La variation des paramètres d'extrusion, que ce soit la vitesse d'avance, la température de préchauffage du lopin, ou la géométrie de la filière et du profilé final, ont eu des effets notables sur la microstructure, et ceci a engendré des fluctuations des courbes de traction et du coefficient de Lankford qu'il convient de rappeler ici. L'influence de l'état thermique va aussi être abordé.

Malgré leurs similarités microstructurales et leur extrusion à 500°C , le grand côté du tube rectangulaire et le profilé plat divergent en termes d'anisotropie sur les courbes contrainte/déformation. En effet, le grand côté du tube rectangulaire est isotrope puisque les courbes de traction de chaque orientation sont voisines et leurs propriétés mécaniques sont très proches, tandis que le profilé plat est clairement anisotrope, chaque orientation possédant des résistances mécaniques voisines, mais des allongements à la striction et des coefficients d'écrouissage hétérogènes. De plus, les éprouvettes en état thermique T4 issues du profilé tube

présentent toutes une résistance mécanique proche de 250 MPa, soit environ 20 MPa de plus que la plupart des orientations du profilé plat dans le même état thermique. Ces divergences de comportement, malgré des microstructures et textures très similaires, permettent d'imaginer que la différence de vitesse d'extrusion et de chemin de déformation dans la filière soient à l'origine d'un changement de cinétique de précipitation. Cela aurait conduit à obtenir le comportement mécanique anisotrope des échantillons plats, conséquence de la différence d'énergie apportée aux précipités mise en jeu au cours de l'extrusion, et liée à la différence de chemin de déformation. Cette hypothèse provient du fait que l'état de précipitation est le seul paramètre microstructural connu pour avoir une grande influence sur les propriétés mécaniques dans alliages d'aluminium mais il n'a malheureusement pas pu être étudié en profondeur ici.

De même, le grand côté du tube rectangulaire et le profilé plat partagent des coefficients de Lankford analogues, malgré leurs paramètres d'extrusion différents. Des différences relatives assez faibles peuvent être remarquées, avec -13% à 0° (0,43 contre 0,38, pour le grand côté du tube et le plat, respectivement), -24% à -22,5° (0,41 et 0,33), -4% à 45° (0,49 et 0,47), +19% à 67,5° (0,58 et 0,69) et enfin +16% à 90° (0,70 et 0,81). Cette similitude est d'autant plus intéressante qu'elle est à mettre en vis-à-vis de leurs caractéristiques microstructurales similaires, voire identiques, cela renforce l'hypothèse que le coefficient de Lankford est majoritairement contrôlé par les orientations cristallographiques (Chen et al., 2018 ; Khadyko et al., 2017).

Les comportements mécaniques en traction démontrent qu'il existe une certaine similitude entre le tube et le plat avec le profilé escaliers 3 seulement, mais cela n'est pas valide avec les autres profilés escaliers. Bien que le lopin ait été préchauffé à 440°C avant extrusion, l'ordre de grandeur des limites élastiques et résistances mécaniques du profilé n°3 sont proches de celles relevées sur le tube et le plat, ceci n'est plus valide pour les autres profilés escaliers qui possèdent des propriétés mécaniques plus élevées. Par exemple, des résistances de l'ordre de 220-230 MPa ont été relevées pour le profilé plat, de l'ordre de 240-250 MPa pour le tube, et de 250 MPa pour le profilé 3, alors qu'elles sont de 280-300 MPa pour le 6, soit 14% de variation relative. À noter que les résistances du profilé 6 sont les plus élevées qui ont été

mesurées sur les profilés en AA6063, toute orientation confondue. Cette observation semble indiquer que les propriétés mécaniques des profilés extrudés en AA6063 sont plus sensibles à la vitesse d'extrusion qu'au chemin de déformation ou à la température d'extrusion, puisque c'est le seul paramètre variable entre le profilé 3 et le profilé 6.

En revanche, les profilés escaliers présentent entre eux des différences notables visibles sur les courbes de traction : une augmentation progressive des limites élastiques et des résistances mécaniques est nettement discernable avec la vitesse d'extrusion. Les limites élastiques subissent une augmentation comprise entre 4% (comparaison entre le profilé 3 et le 6 pour l'orientation 0° de la marche 3) et 69% (profilés 3 vs. 6, orientation 67,5° de la marche 1), et les deuxièmes une élévation entre 9% et 19% (profilés 3 vs. 6, orientations 0° de la marche 2 et 67,5° de la marche 3, respectivement). Cette augmentation est observable en regardant successivement les courbes de traction des profilés 3 à 6. Compte-tenu du fait que les caractéristiques microstructurales de ces profilés sont quasiment identiques et que les propriétés mécaniques sont différentes, cela va dans le sens de l'hypothèse de l'état de précipitation de ces échantillons est suffisamment différent pour justifier ces divergences. En effet, l'augmentation de la vitesse d'extrusion pourrait avoir mené à un apport d'énergie suffisant pour influencer la morphologie des précipités, les faisant croître, au cours de l'extrusion.

Les variations de microstructure d'un profilé escaliers à l'autre ne semblent pas avoir affecté le coefficient de Lankford de façon remarquable puisque les écarts relatifs calculés pour chaque marche entre le profilé 3 et le profilé 6 est faible. Pour la marche la plus fine, la différence de coefficient de Lankford moyen entre ces deux profilés est comprise entre 16% et 24% (orientations 67,5° et 0° respectivement). Pour la marche centrale, la même différence va de 13% à 24% (orientations 90° et 0°), et pour la plus épaisse, elle est comprise entre 6% (orientations 67,5° et 90°) et 48% (orientation 45°). Ainsi, il ne semble pas possible de conclure pleinement que les variations du coefficient de Lankford sont liées à des différences de microstructure, et il est possible que ces différences proviennent de l'erreur sur les mesures tout comme des légères variations de texture qui ont pu être mesurées.

Le traitement thermique a bien augmenté la limite élastique et la résistance mécanique, tout en diminuant l'allongement à la striction. Dans le cas du AA6063, la limite élastique est généralement doublée, en augmentant de 85% à 137% (profilé tube pour 45° et profilé plat pour 45° respectivement), mais l'augmentation de résistance mécanique est généralement plus modeste, comprise entre +11% à +20% (profilé tube pour 67,5° et profilés tube et plat pour 0°, respectivement). L'allongement à la striction a en revanche toujours diminué suite au traitement thermique, en étant quasiment divisé par deux suivant les orientations. Le doublement des limites élastiques combiné à une augmentation plutôt modeste des résistances mécaniques a eu un effet direct sur l'allure des courbes de traction, en leur donnant notamment une allure plus « plate », qui tend à correspondre au modèle de la plasticité parfaite. Cette observation est du même ordre de grandeur que dans la littérature (Khadyko et al., 2017). De plus, cela se traduit par une réduction du coefficient d'écrouissage, qui a ainsi été presque divisé par deux suivant les orientations, que ce soit le coefficient global ou les tangentes aux extrémités. Le passage à l'état T6 a mis en valeur un effet surprenant sur les éprouvettes issues du profil plat : elles ont une limite élastique plus grande que celles issues du grand côté du tube, alors que c'est l'inverse pour les résistances mécaniques : celles du profilé plat en T6 sont plus faibles que celles du tube dans le même état. Cela pourrait signifier que l'action du durcissement aurait été différent entre le tube et le plat, hypothèse qui viendrait conforter l'hypothèse de la différence de cinétique de précipitation due à la variation de la vitesse d'extrusion entre ces deux profilés (Negozio et al., 2024).

En revanche, l'état thermique n'a pas semblé affecter notablement le coefficient de Lankford des échantillons en AA6063. En effet, pour le profilé tube rectangulaire, il varie au maximum de 7% entre les états T4 et T6, ce qui correspond à l'orientation 90°, en passant de 0,70 à 0,75 (respectivement), et pour le profilé plat il varie au plus de 16%, de 0,38 à 0,44 pour l'orientation 0°. Ces différences minimales vont dans le sens du fait que les précipités n'influencent pas les variations du coefficient de Lankford et la façon dont les échantillons se déforment pour une contrainte donnée (Engler & Aegerter, 2014 ; Khadyko et al., 2017).

2.2.3.3 Influence de la cristallographie sur l'anisotropie

La cristallographie a influencé l'anisotropie des profilés extrudés à travers deux dimensions : l'anisotropie des courbes contrainte/déformation d'une part, et l'anisotropie de déformations via le coefficient de Lankford d'autre part. La première a été analysée notamment avec le polissage des éprouvettes de traction, pour en retirer la couche affectée par le cisaillement et étudier leur comportement en traction, mais aussi leur coefficient de Lankford. Cela doit permettre de mesurer l'impact du gradient de texture dans le sens de l'épaisseur sur les comportements mécaniques. La seconde a été déterminée par le biais de la méthode CMTP pour juger de l'influence de la cristallographie sur l'anisotropie en déformations, et pour comparer les résultats de cette méthode aux mesures du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions d'extrusion et de traction, et ce, en se basant uniquement sur l'orientation cristallographique, tel que détaillé en 1.3.2.

La mesure du comportement du « cœur » de certaines éprouvettes, via le polissage d'éprouvettes de traction, a affecté les comportements mécaniques de façon variable : aucune variation notable des limites élastiques et résistances mécaniques n'est observée quelle que soit l'orientation. L'allongement à la striction est diminué d'au plus 0,03 mm/mm (soit environ 20%), hormis l'orientation 0° où l'allongement est réduit de 0,1 mm/mm en passant de 0,25 mm/mm à 0,15 mm/mm, soit une diminution relative de 66%. Le coefficient de Lankford a en revanche été largement affecté par le polissage : à 0°, il passe de 0,38 avant polissage à 0,59 après polissage (augmentation relative de 55%). En reprenant le même ordre, à 22,5°, il passe de 0,33 à 0,28 (diminution de 18%), à 45°, de 0,47 à 0,16 (-194%), à 67,5°, de 0,69 à 0,65 (-6%) et à 90° il passe de 0,81 à 2,09 (+158%). Ce changement radical de coefficient de Lankford montre que les couches de grains en surface, qui adoptent une texture différente de la couche du cœur, contribuent à l'anisotropie de l'ensemble de l'échantillon de la même façon que la zone centrale et que chaque couche exerce une influence sur l'autre au cours d'une déformation.

Le calcul de l'anisotropie des échantillons par la méthode CMTP a fourni des résultats avec une correspondance dont la qualité dépend des profilés, et ceux obtenus pour le tube rectangulaire sont fournis à la Figure 2.41, avec un calcul basé sur la texture présentée en Figure 2.15, en Figure 2.16 et au Tableau 2.4. Sur la Figure 2.41, les résultats de la mesure du coefficient de Lankford à 5% de déformation pour des échantillons en états thermiques T4 et T6 sont superposés à la courbe du calcul par la méthode CMTP. Il peut être remarqué que cette méthode fournit d'excellents résultats avec une divergence maximale de 8%, entre la valeur moyenne à 45° pour l'état T6 et le calcul basé sur les orientations cristallographiques. Le Tableau 2.11 reprend l'ensemble des moyennes des mesures en les comparant aux calculs de la méthode CMTP avec les écarts relatifs en pourcents. Ces écarts très faibles et inférieurs à 10% laissent à penser que dans le cas du profilé tubulaire, la cristallographie possède une influence prépondérante sur la façon dont l'échantillon se déforme, indépendamment de la contrainte appliquée, et la méthode CMTP semble être un excellent moyen d'approcher son coefficient de Lankford.

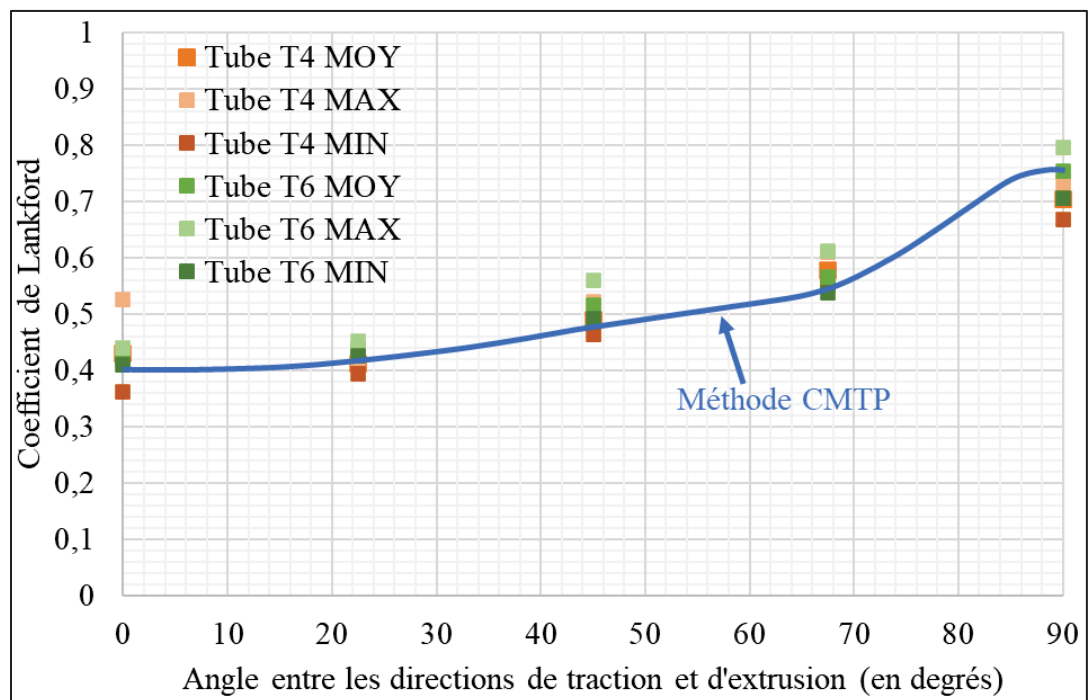


Figure 2.41 Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du grand côté du profilé tubulaire en états thermiques T4 et T6 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture

Tableau 2.11 Valeurs moyennes des mesures du coefficient de Lankford pour le profilé tube en états T4 et T6 comparés aux calculs de la méthode CMTP

Angle	Calcul CMTP	Moyenne mesure T4	Écart relatif (%)	Moyenne mesure T6	Écart relatif (%)
0°	0,403	0,429	6%	0,420	4%
22,5°	0,418	0,411	-2%	0,438	5%
45°	0,480	0,490	2%	0,516	8%
67,5°	0,549	0,577	5%	0,566	3%
90°	0,761	0,704	-7%	0,753	-1%

Le même type de graphe, cette fois pour le profilé plat en états T4 et T6, est fourni à la Figure 2.42, où la moyenne des coefficients de Lankford expérimentaux pour chaque orientation et chaque traitement thermique est tracée en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion, ainsi que la méthode CMTP en utilisant la texture décrite en Figure 2.19. Le graphe montre que les valeurs sont sous-estimées mais il existe une bonne correspondance entre les mesures expérimentales et la méthode CMTP. Le Tableau 2.12 reprend les écarts calculés entre les résultats expérimentaux et la courbe de la méthode CMTP, allant de 15% à 63% par rapport aux échantillons en T4 et de 23% à 78% pour ceux en T6. Le maximum de divergence est trouvé pour les orientations 45° et 67,5° en T4 et 45° en T6. Malgré des écarts parfois importants, les calculs de la méthode CMTP fournissent quand même des résultats cohérents, qui reprennent les tendances rencontrées expérimentalement.

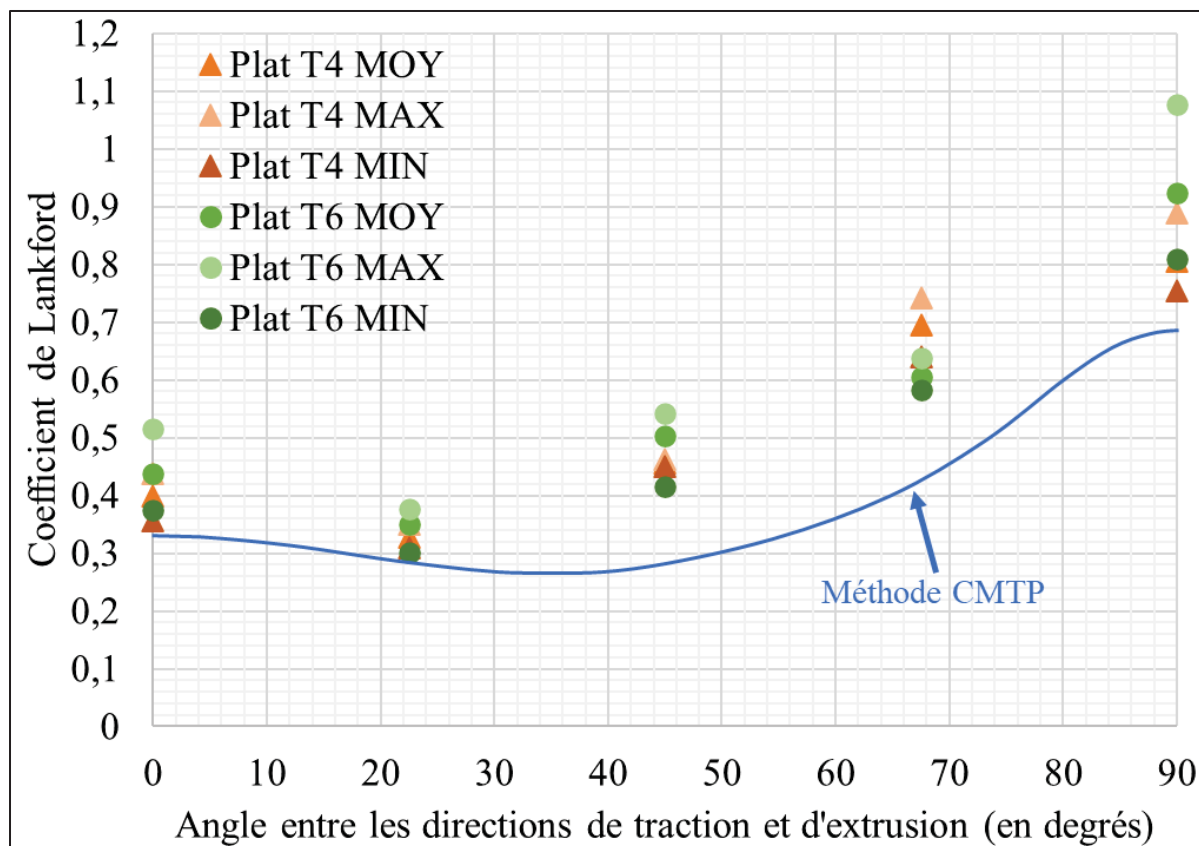


Figure 2.42 Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du profilé plat en états thermiques T4 et T6 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture

Tableau 2.12 Valeurs moyennes des mesures du coefficient de Lankford pour le profilé plat en états T4 et T6 comparés aux calculs de la méthode CMTP

Angle	Calcul CMTP	Moyenne mesure T4	Écart relatif (%)	Moyenne mesure T6	Écart relatif (%)
0°	0,331	0,400	21%	0,437	32%
22,5°	0,285	0,327	15%	0,351	23%
45°	0,283	0,457	61%	0,504	78%
67,5°	0,425	0,694	63%	0,606	43%
90°	0,684	0,805	18%	0,923	35%

Les résultats pour les profilés escaliers 3 et 6 sont montrés Figure 2.43 et Figure 2.44, respectivement. Ces deux graphes mettent en évidence une bonne adéquation entre les mesures expérimentales et les calculs de la méthode CMTP pour la petite marche ainsi que pour la marche centrale, avec de meilleurs résultats pour cette dernière. En revanche, pour la marche la plus épaisse, la méthode CMTP ne permet même pas de capter tendances expérimentales. Celles-ci augmentent à partir de 0° pour connaître leur maximum à $67,5^\circ$ ou 90° pour le profilé 3, et à 45° pour le profilé 6, avec une décroissance par la suite, mais le calcul de la méthode CMTP fournit une courbe en très légère croissance jusqu'à 50° voire 60° puis une croissance subite jusqu'à 90° . Ainsi, les valeurs calculées semblent toujours diverger au maximum pour l'orientation 45° , particulièrement pour le profilé 6, alors que les orientations 0° et 90° présentent peu d'écarts avec les valeurs expérimentales. Pour le profilé 3, la méthode CMTP sous-estime les valeurs à $22,5^\circ$, 45° et $67,5^\circ$ de 22%, 87% et 56% respectivement, tandis que pour le profilé 6, les calculs pour ces orientations sont sous-estimés de 60%, 149% et 62%, respectivement. Ainsi, il semble que cette méthode ne permette pas de calculer efficacement le coefficient de Lankford pour les orientations $22,5^\circ$, 45° et $67,5^\circ$. Ces divergences pourraient être expliquées par le fait que les éprouvettes usinées dans cette marche possèdent une épaisseur de 4,5 mm pour une largeur de 2 mm. De ce fait, elles n'obéissent pas aux normes de la traction uniaxiale et sont plutôt à rapprocher de l'hypothèse des déformations planes. Le calcul par la méthode CMTP ne suit donc pas les hypothèses qui devraient être utilisées pour représenter le plus fidèlement possible les essais menés, dont la mesure a été faite directement sur la peau, qui se déforme différemment du reste de l'échantillon.

Pour explorer la divergence des résultats de la méthode CMTP pour la grande marche de chaque profilé, et notamment pour les orientations $22,5^\circ$, 45° et $67,5^\circ$, il a été proposé d'effectuer le calcul CMTP en utilisant uniquement la texture correspondant à la « peau microstructurale » des grandes marches. Ainsi, l'utilisation de la couche supérieure de grains pour effectuer ce calcul apporte de bien meilleurs résultats et ceux-ci sont présentés en Figure 2.45 et en Figure 2.46, pour les profilés 3 et 6 respectivement. Chaque figure donne en a) la carte d'orientation de la peau, en b) la figure de pôles associée et en c) le graphe permettant de visualiser le résultat du calcul CMTP avec les données mesurées sur le profilé. Dans tous ces

cas d'application, les résultats rapportés semblent plus cohérents avec les mesures expérimentales qu'en considérant l'épaisseur totale. Cependant, le calcul pour le profilé 3 fournit une meilleure correspondance avec les données avec des divergences relatives de 46% à 0°, 38% à 22,5°, 22% à 45°, 2% à 67,5° et 27% à 90°. Dans le cas du profilé 6, les variations sont captées mais avec des écarts plus importants, de 38% à 22,5°, 76% à 45° et 49% à 67,5°, alors qu'ils sont inférieurs à 5% pour 0° et 90°. De ce fait, la méthode CMTP semble fournir de meilleurs résultats en utilisant simplement la « peau » des échantillons sur les marches les plus épaisses, mais cela ne permet pas de compléter approcher les mesures expérimentales.

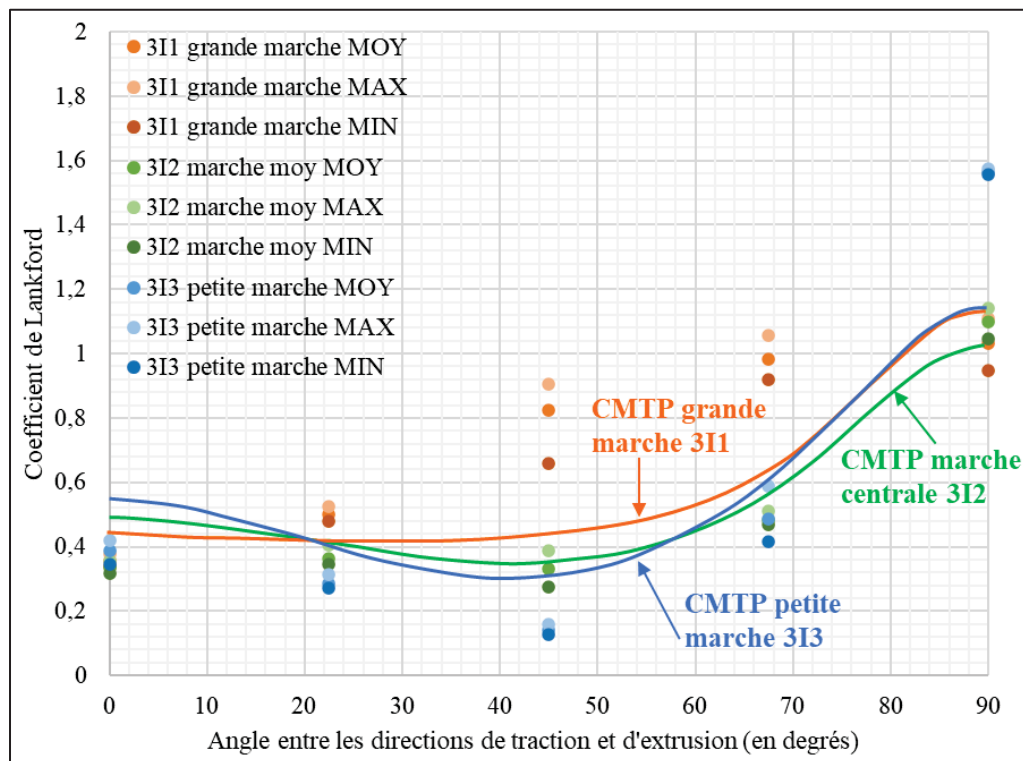


Figure 2.43 Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du profilé 3 en état T4 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture

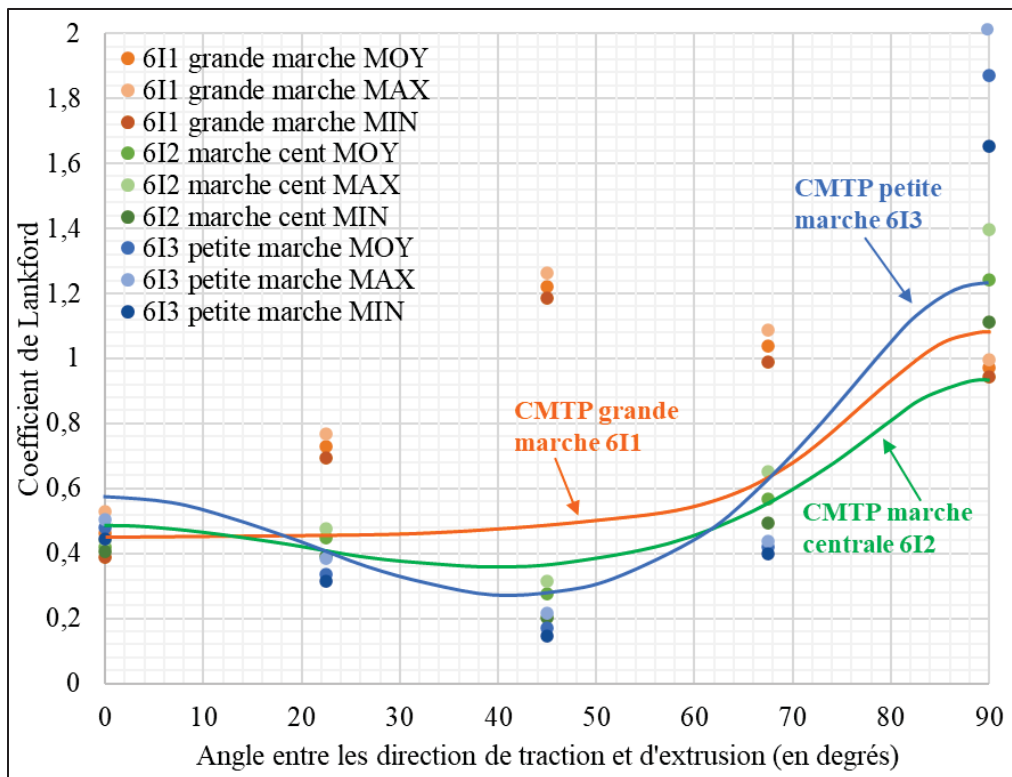


Figure 2.44 Graphe du coefficient de Lankford en fonction de l'angle entre les directions de traction et d'extrusion du profilé 6 superposé au calcul de la méthode CMTP à partir de la texture

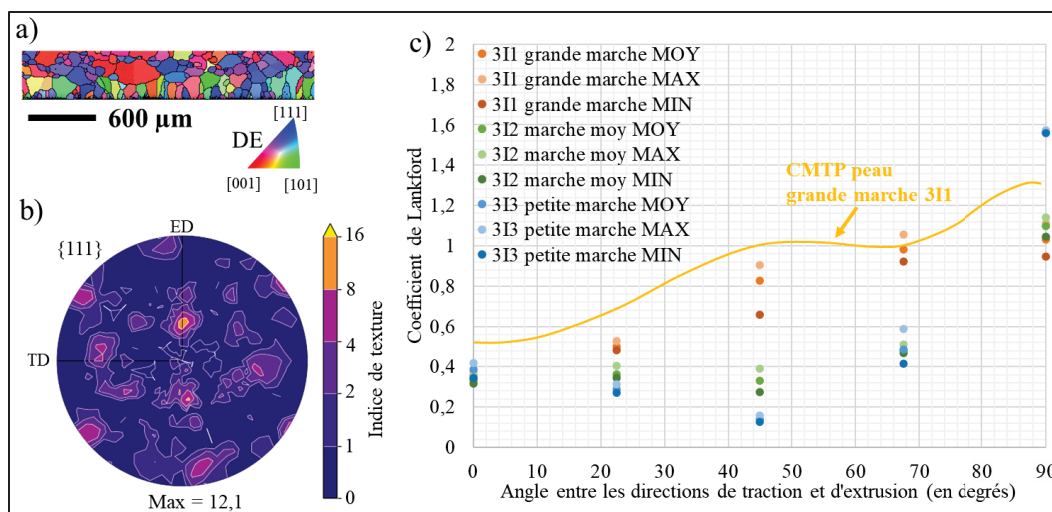


Figure 2.45 Données d'application de la méthode CMTP sur la « peau » de la grande marche du profilé 3 : a) extrait de la carte EBSD de la peau, b) figure de pôles associée et c) graphe donnant la courbe CMTP

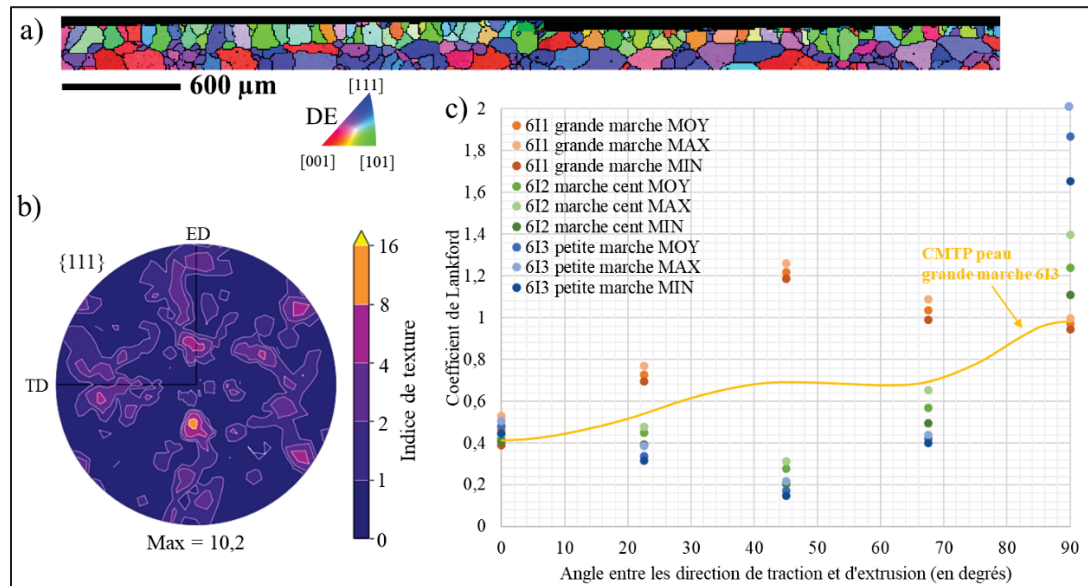


Figure 2.46 Données d'application de la méthode CMTP sur la « peau » de la grande marche du profilé 6 : a) extrait de la carte EBSD de la peau, b) figure de pôles associée et c) graphe donnant la courbe CMTP

Pour conclure sur l'utilisation de la méthode CMTP avec les textures mesurées dans les profilés extrudés en alliage AA6063, elle fournit des résultats plutôt fidèles pour les échantillons respectant les conditions des essais de traction uniaxiale, en fournissant de meilleurs résultats pour le profilé tube rectangulaire. Cette méthode a aussi présenté des résultats de bonne qualité pour le calcul du coefficient de Lankford des marches 2 et 3 des profilés escaliers avec généralement des erreurs relatives de l'ordre de 40%. Cependant, elle ne donne pas des résultats satisfaisants pour des échantillons qui ne respectent pas les conditions d'application des essais de traction, ce qui a nécessité de l'appliquer à la « peau » de la marche 1 de chaque profilé. Dans cette configuration, la méthode CMTP fournit des résultats variables et qui ne font que reprendre les variations des mesures expérimentales, mais elle ne permet pas vraiment d'approcher les résultats aussi bien que c'était le cas sur le profilé tube, par exemple.

2.3 Résultats pour l'alliage AA6082

Les résultats expérimentaux liés aux profilés en alliage AA6082 vont être restitués dans l'ordre du Tableau 2.2 : la microstructure de chaque profilé sera analysée, avec d'abord le profilé plat, puis les escaliers n°23 et 24. Ensuite, les courbes de traction seront présentées, puis les courbes du coefficient de Lankford, les variations du coefficient d'écrouissage et enfin tous ces résultats seront discutés.

2.3.1 Microstructures observées et textures mesurées

La microstructure du profilé plat en alliage AA6082 a été observée pour étudier la taille des grains et les détails sont donnés à la Figure 2.47. Sur cette figure, la demi-épaisseur est donnée en a), la surface est donnée en b), la distribution cumulée est donnée en c) et le centre en d). Cette figure montre que la majeure partie de l'épaisseur de l'échantillon est constituée de grains très fins, où en a) les grains proches de la surface semblent plutôt équiaxes tandis que ceux au centre en d) ont une forme de pancake. Ils sont donc allongés sur DE et DT et écrasés sur DN. La figure b) montre que les plus gros grains se trouvent au niveau de la surface de l'échantillon, tandis qu'en dessous se trouvent des petits grains équiaxes, et la distribution en c) montre que plus de 95% des grains ont une taille inférieure ou égale à 20 microns. Les grains les plus gros ont une taille comprise entre 40 et 50 microns.

La texture cristalline a aussi été investiguée et les données sont fournies en Figure 2.48, avec la carte d'orientations et la figure de pôles associée pour : toute la demi-épaisseur en a), la surface en b) et le cœur en c). La carte d'orientations globale semble montrer des couleurs variées, avec une dominance de vert, donc d'orientations [101], sur une grande partie de l'épaisseur, et avec une forte proportion de vert proche de la surface. La figure de pôles présente un motif marqué semblant laisser apparaître les composantes cube, laiton et S. La figure b) montre que les gros grains en surface ne semblent pas adopter d'orientation particulière, tandis qu'en dessous, il existe une couche où les grains semblent être majoritairement orientés en [101]. Au centre, visible en c), il semble que les grains ne présentent pas de morphologie spécifiquement en lien avec une orientation.

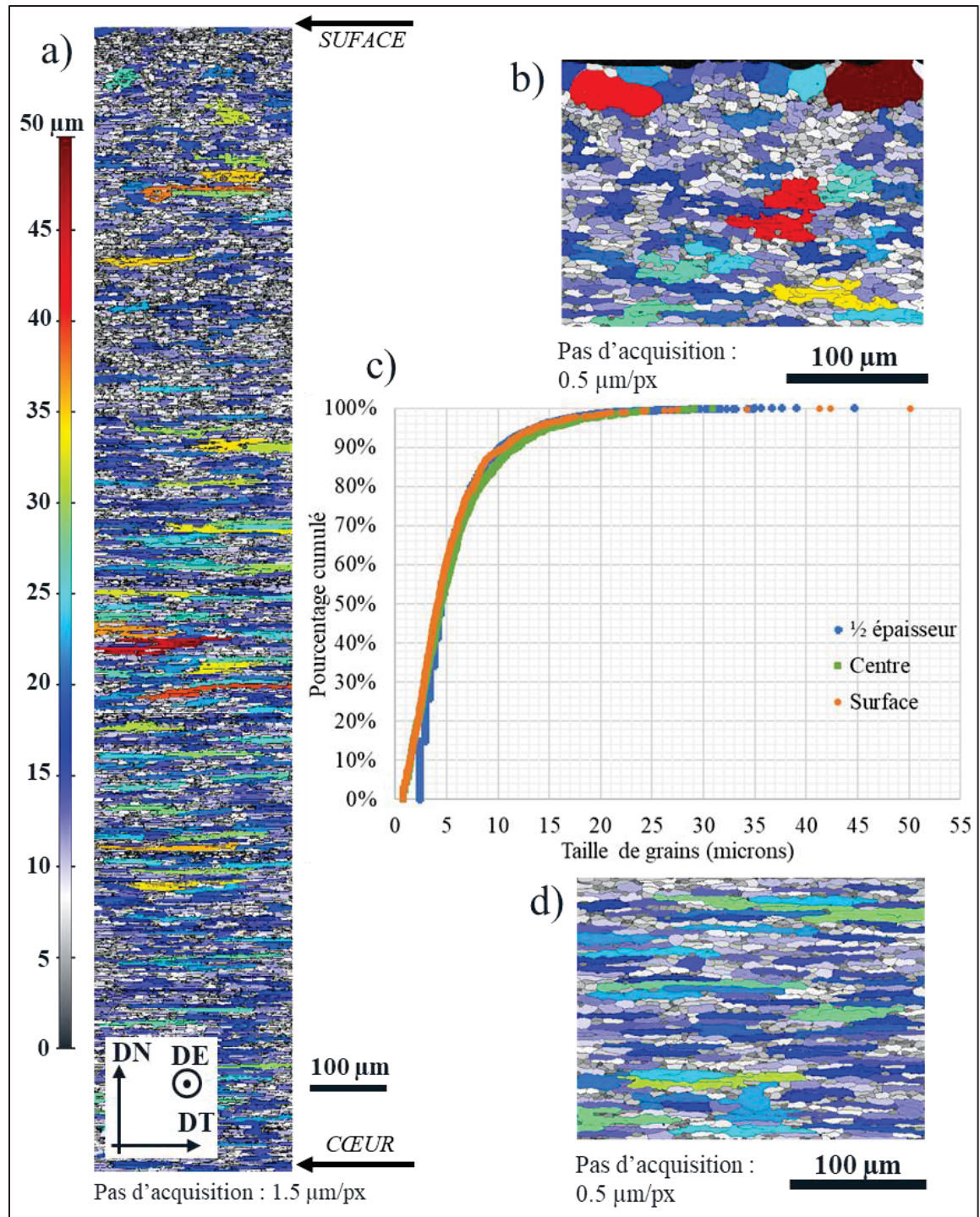


Figure 2.47 Taille de grains du profilé plat en AA6082-T4 avec a) la carte pour la demie épaisseur, en b) une vue rapprochée de la surface, c) la distribution cumulée pour chaque zone et en d) une vue rapprochée sur le centre

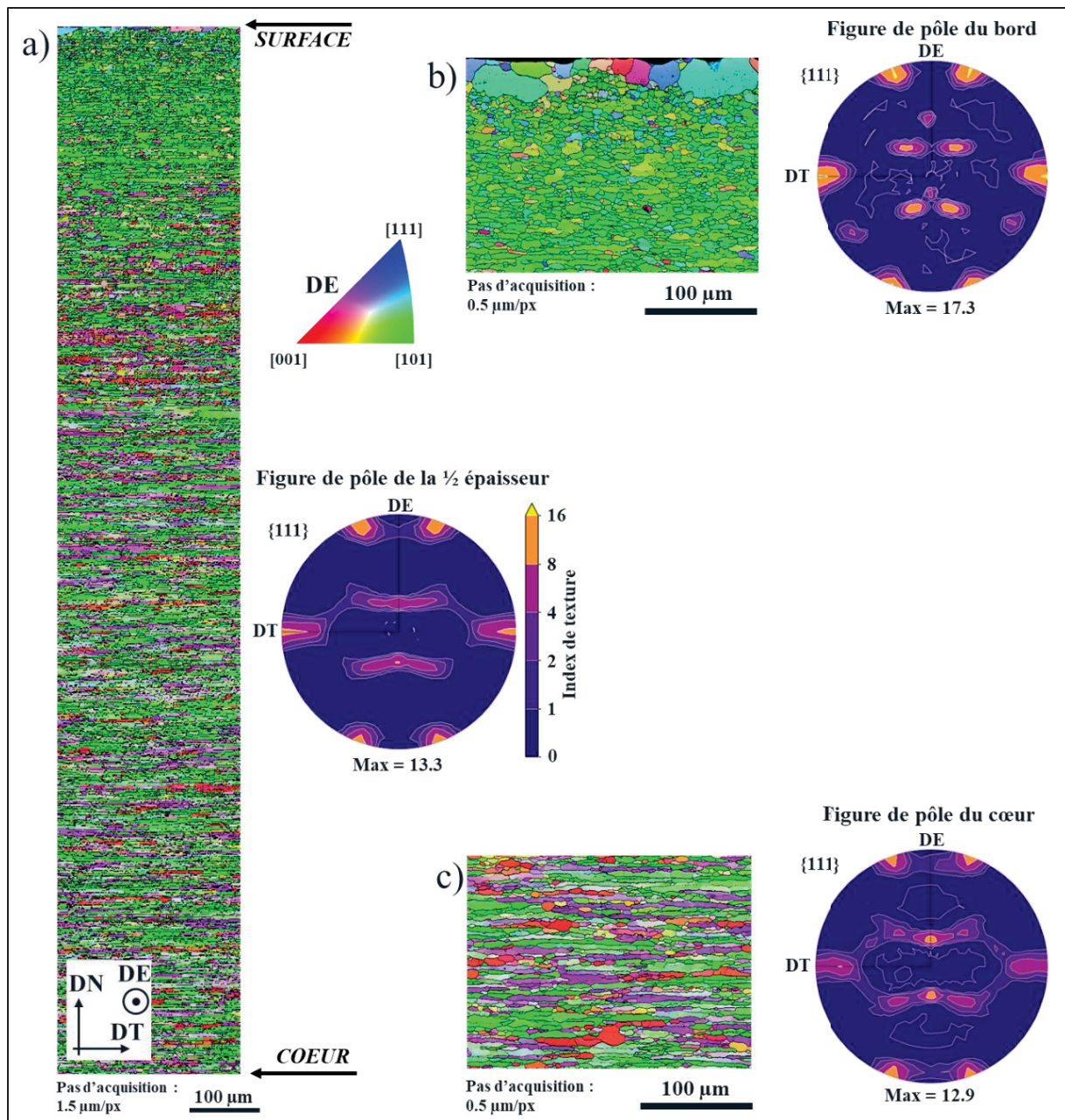


Figure 2.48 Cartes EBSD et figures de pôles du profilé plat en AA6082-T4 avec en a) la demie-épaisseur, en b) la surface, et en c) le centre

Les composantes de texture répertoriées dans les différentes zones analysées de ce profilé sont présentées au Tableau 2.13 confirmant une forte proportion de laiton, avec 66% en surface (ce qui correspondrait aux grains verts orientés en [101]), 39% en surface et 27,5% à cœur, tout comme pour le S, avec 43%, 27% et 47% respectivement dans les mêmes zones. Une mince fraction de cuivre et de cube sont trouvées, avec, dans l'ordre des zones citées précédemment, 6%, 0% et 11%, puis 3%, 0% et 6% respectivement. Les grains orientés aléatoirement comptent pour 8%, 11% et 7%, et une très petite fraction de goss est détectée, avec 0% dans chaque zone.

Tableau 2.13 Composantes de texture relevées dans différentes zones du profilé plat en AA6082-T4

	Demie- épaisseur	Surface	Centre
Cube (0,0,0)	3,5%	0,0%	5,9%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	38,8%	65,8%	27,5%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	6,3%	0,1%	11,5%
Goss (0,45,0)	0,6%	0,4%	0,4%
S	42,8%	22,6%	47,4%
Autres	8,0%	11,1%	7,2%

Comme pour le profilé précédent, la microstructure des profilés escalier n°23 et 24 a d'abord été investiguée avec la taille de grains, et la carte des tailles de grains du premier est donnée en Figure 2.49. Elle met en évidence le fait que ce profilé possède une microstructure déformée et partiellement recristallisée, avec une majorité de l'épaisseur formée par des petits grains. Leur taille est comprise entre quelques microns et 90 microns. Les plus gros grains se trouvent principalement en surface et au niveau des changements d'épaisseur de marche. Leur présence s'étend parfois jusqu'au cœur de l'échantillon sur une portion de la marche la plus petite. La taille maximale de grains mesurée est de 716 microns. Il est intéressant de noter que sur chaque marche, les grains grossiers de surface ne sont pas aussi gros qu'un niveau des changements d'épaisseur, soit environ entre 90 microns et 300.

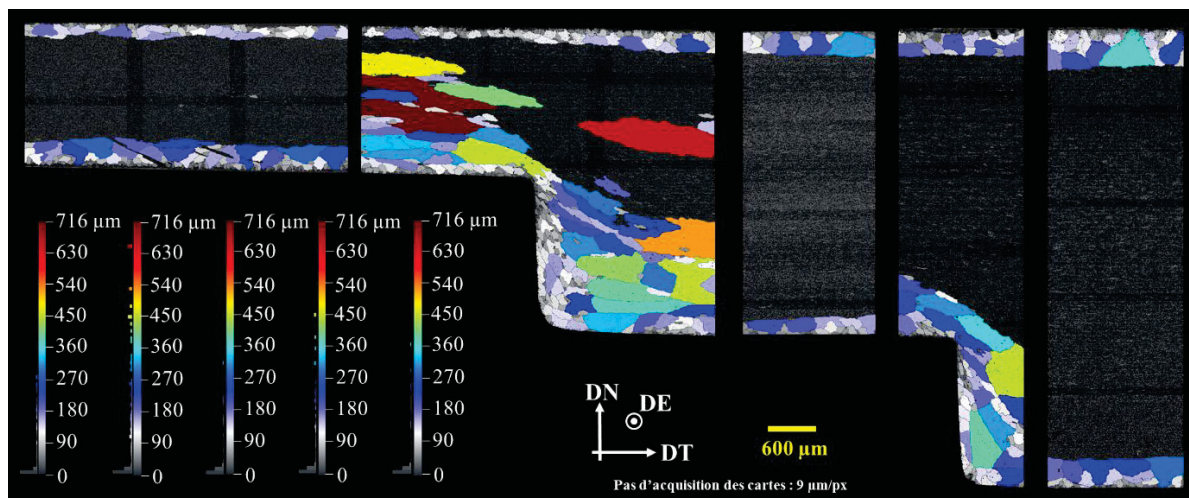


Figure 2.49 Cartes des tailles de grains du profilé escalier 23

Les distributions de tailles de grains issues des cartes précédentes sont données en Figure 2.50. Cette figure est tracée avec une échelle logarithmique en abscisses pour en faciliter la lecture. En effet, la taille de grains suit deux tendances extrêmes : près de 96% des grains ont une taille inférieure à 20 microns, tandis que la taille maximale de grain est de 716 microns, soit plus de 35 fois plus grand. Cela montre bien que le cœur et les surfaces de ce profilé ont des tailles de grains radicalement différentes, le premier concentrant 96% du nombre de grains.

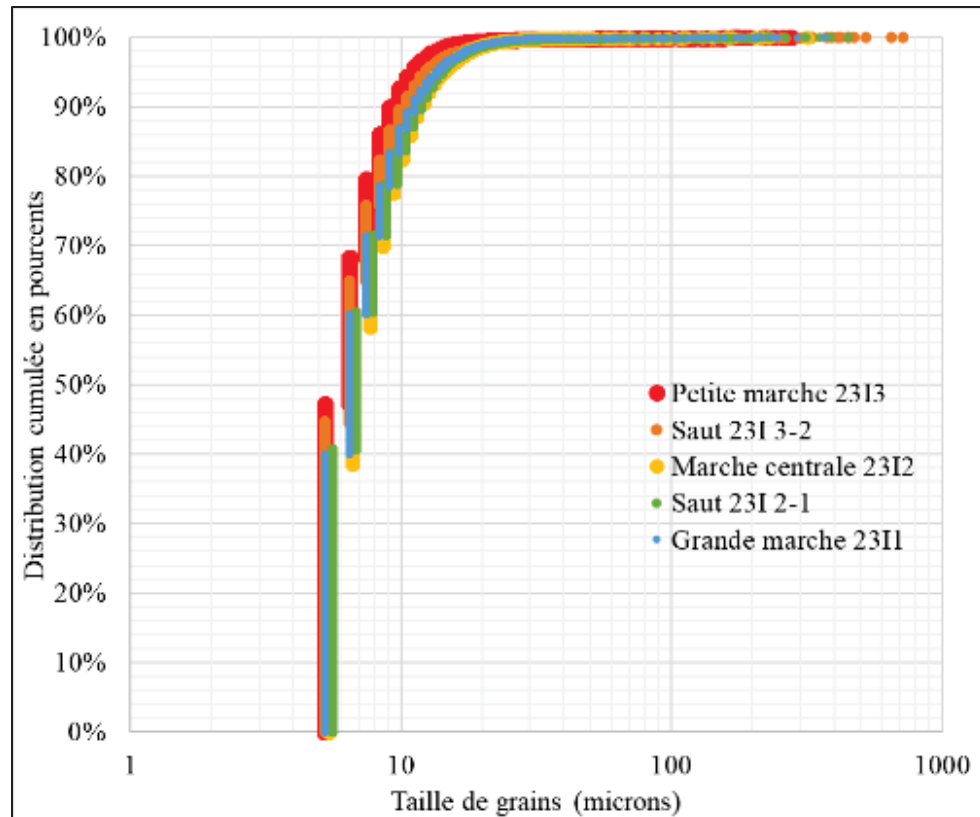


Figure 2.50 Distribution de la taille des grains du profilé 23

Des détails sur la grande marche sont donnés en Figure 2.51, avec en a) la zone de sous-surface, sous les grains grossiers et représentant 940 grains, en b) le centre, représentant 945 grains, et en c) les distributions cumulées de taille de grains. Les cartes montrent que les grains dans la zone de sous-surface sont plus petits qu'au centre, puisqu'en se rapportant à l'échelle de couleurs, ils y sont principalement d'une taille comprise entre 0 et 15 microns, alors que les couleurs sont plus variées au centre. Cette suggestion est confirmée par la distribution cumulée donnée en c), qui montre que 90% des grains ont une taille inférieure à 8 microns, et presque 100% ont une taille inférieure à 12 microns, tandis que pour le centre, c'est, respectivement, les tailles de 11 microns et pour 30 microns qui permettent d'atteindre les mêmes fractions. De plus, la carte de la zone de sous-surface semble montrer que les grains ont une forme plus régulière et équiaxe dans cette zone, tandis qu'ils semblent fortement déformés avec une forme proche du pancake au centre.

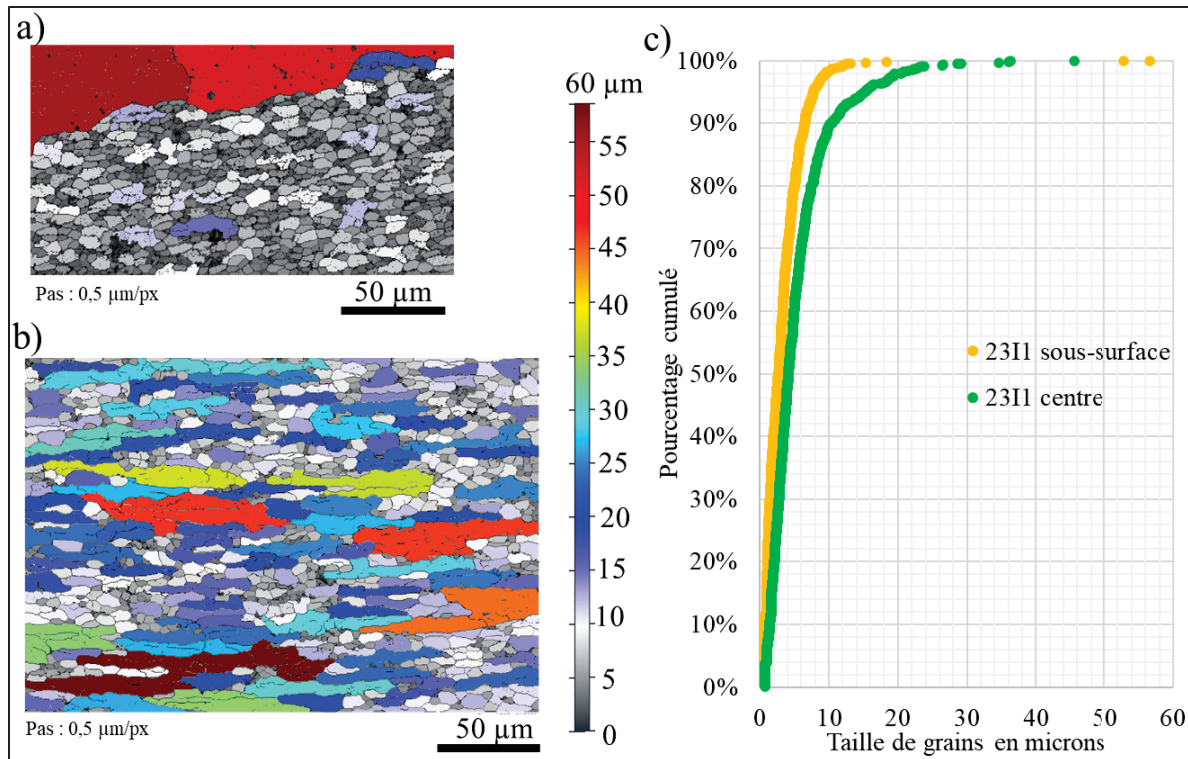


Figure 2.51 Détails des tailles de grains de la grande marche du profilé 23, avec en a) la carte dans la zone de sous-surface, en b) la carte au centre et en c) les distributions cumulées

Les cartes d'orientations pour ce profilé sont données en Figure 2.52 et les figures de pôles associées sont en Figure 2.53. Les cartes montrent une grande proportion de petits grains orientés en [101] (verts) et en nuances de rose. Les grains grossiers ne semblent pas adopter d'orientations particulières malgré une présence marquée de grains orientés en [111] (bleus) et en [001] (rouges). Les cartes d'orientation semblent montrer que l'orientation cristalline du cœur de chaque marche concerne la majorité de leur épaisseur et n'a pas d'orientation spécifique, tandis qu'une couche de grains orientés en [101] (verts) semble être présente en dessous de la couche de grains grossiers au niveau. Les figures de pôles présentent des motifs caractéristiques pour celles des marches en a), c) et e), avec un pôle au niveau de DT, un proche de DE, et un dernier proche du centre. Ces motifs sont familiers au profilé plat, semblant faire apparaître les empreintes des composantes S et cube. En revanche, les figures de chaque changement d'épaisseur, en b) et d) ne semblent pas présenter de motif caractéristique.

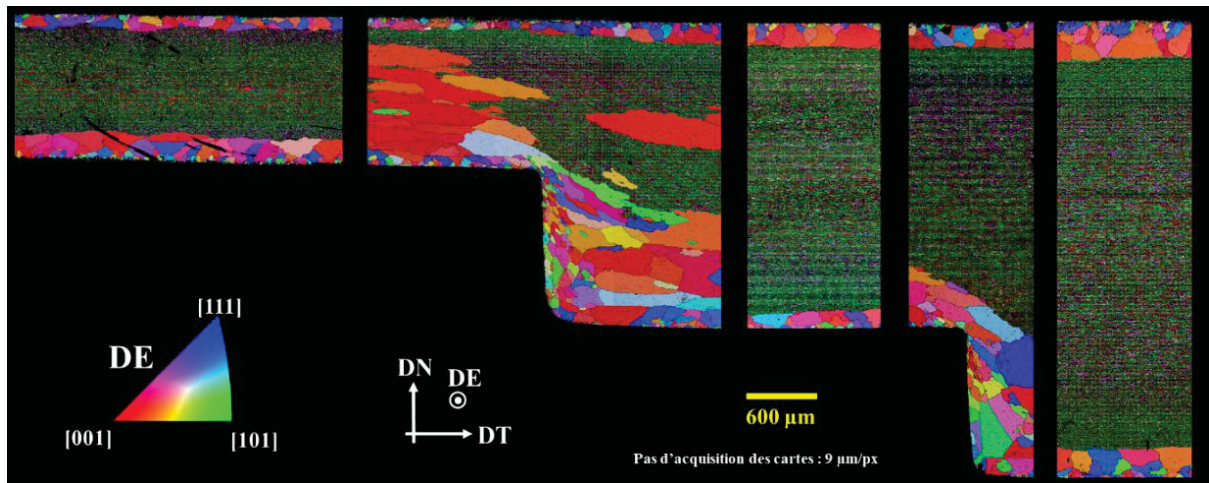


Figure 2.52 Cartes EBSD du profilé escalier 23

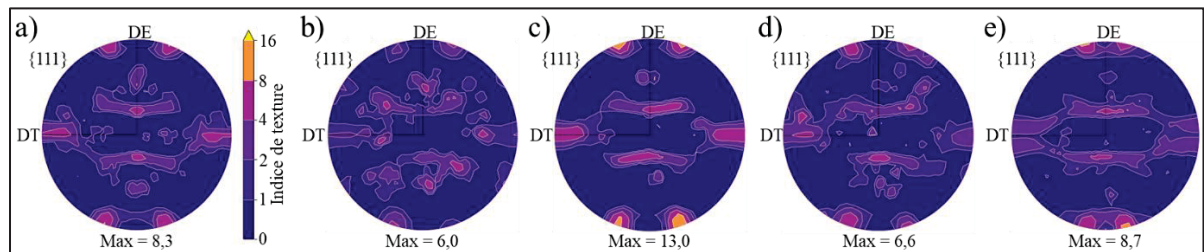


Figure 2.53 Figures de pôles du profilé 23 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche

Le Tableau 2.14 recense les composantes de textures mesurées dans chaque zone du profilé et fait ressortir une grande proportion de S dans les marches, avec entre 30 et 40%, secondé dans ces mêmes zones par le laiton, le cuivre, le cube et le cube tourné, chacun allant de 20% à 30%, de 5 à 11%, de 2% à 6%, et de 3% à 4%. Dans les changements d'épaisseur, le S et le laiton représentent environ 15% à 25% et 11% à 18%. Les grains orientés aléatoirement représentent entre 12% et 47%, avec de plus grandes fractions au niveau des changements d'épaisseur (47% pour le saut 1-2 et 46% pour le saut 2-3), ce qui pourrait correspondre aux grains grossiers particulièrement visibles dans ces zones. Au niveau des sauts de changement d'épaisseur, la composante cube semble plus présente que dans les marches 1 et 2, avec presque 11%, au détriment des composantes laiton et cuivre, dont les fractions sont réduites entre 11% et 18%, et entre 1% et 3%.

Tableau 2.14 Composantes de texture du profilé 23 en fonction des différentes zones

	Petite marche	Marche 3-2	Marche centrale	Marche 2-1	Grande marche
Cube (0,0,0)	4,5%	11,4%	2,5%	2,7%	5,7%
Cube tourné (0,0,45)	3,0%	8,3%	3,7%	2,6%	3,4%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	20,3%	11,2%	31,7%	17,6%	21,8%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	5,4%	1,8%	4,7%	2,9%	11,2%
Goss (0,45,0)	0,9%	2,5%	0,5%	1,2%	1,5%
S	31,7%	15,0%	39,8%	25,5%	34,1%
Autres	31,4%	46,7%	11,6%	45,7%	17,7%

Des détails concernant la grande marche sont aussi fournis en Figure 2.54, avec un détail sur la zone de sous-surface en a) et un détail sur le centre en b). La première zone présente une majorité de grains orientés en [101] (nuances de vert), ce qui pourrait correspondre aux 40,9% de laiton mesurés. De plus, quelques grains ont une orientation [001], notamment les deux grains grossiers en haut de la carte, ce qui pourrait correspondre aux 1,6% de cube recensés dans cette zone. Quelques grains semblent différentes orientations spécifiques, ce qui se traduit par 37,8% de S, 9,9% d'aléatoire, 5,9% de cuivre et 1,8% de goss. Au centre, la carte d'orientation ne met pas en évidence d'orientation prédominante, avec quand même de grandes proportions de grains orientés en [101], ce qui pourrait correspondre 24% de laiton trouvés dans cette région, et de grains orientés en [001], ce qui pourrait correspondre aux 8% de cube. À noter que le centre est surtout riche en S avec 43% et en cuivre, avec 19%.

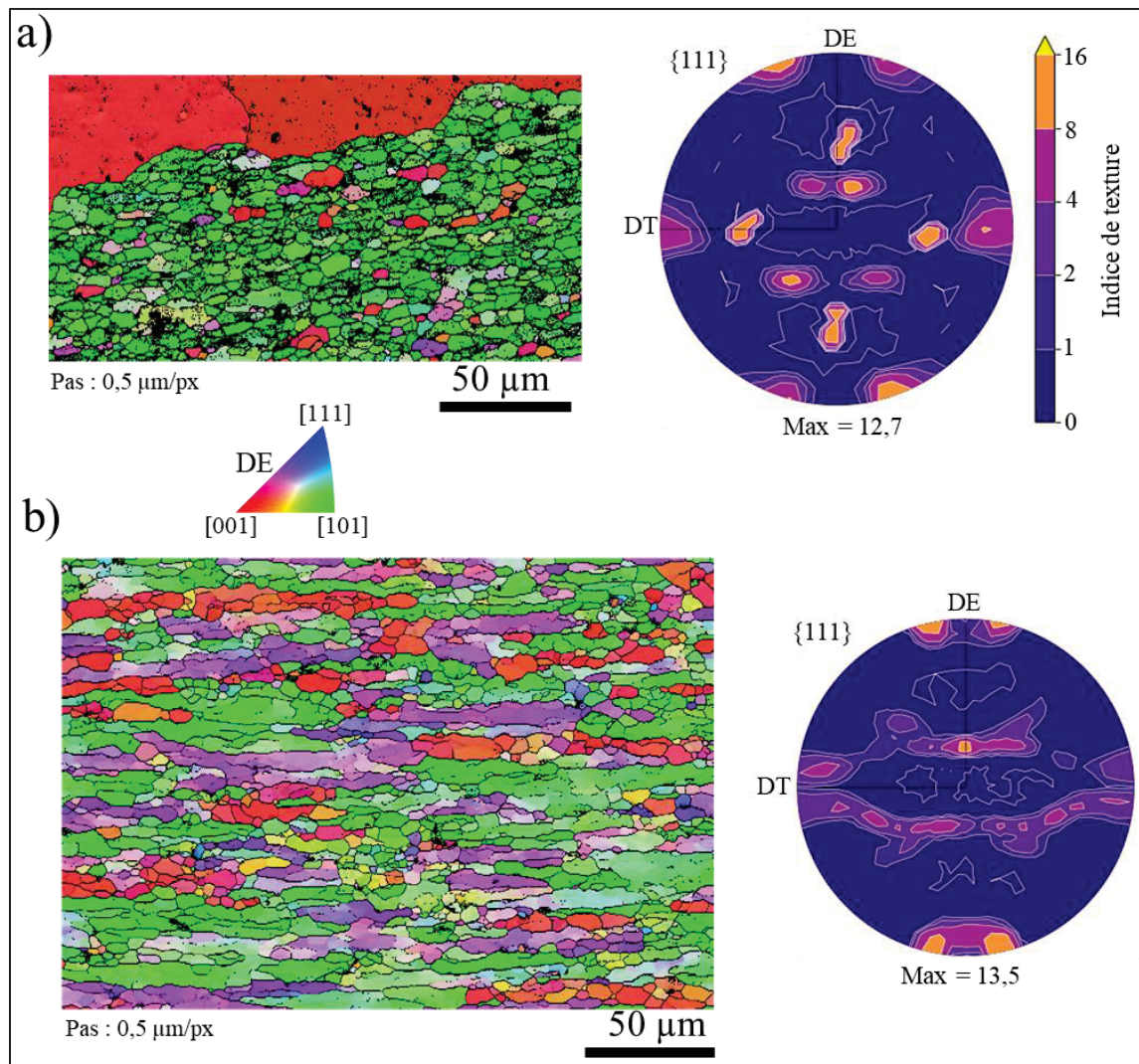


Figure 2.54 Cartes EBSD et figures de pôles de différentes zones du profilé 23 avec en a) la zone de sous-surface et en b) le centre

Pour le profilé 24, les cartes des tailles de grains, données en Figure 2.55, font ressortir les mêmes caractéristiques que pour le profilé 23, avec une microstructure largement dominée par des grains très fins, à cœur, et encadrés par des grains grossiers sur les bords, très présents au niveau des changements d'épaisseur. La taille maximale de grains est de 820 microns, et les grains grossiers en surface semblent avoir une taille comprise entre 100 microns et 400 microns, en se rapportant aux cartes de couleurs. Les distributions cumulées sont données en Figure 2.56, faisant ressortir le fait que 90% des grains ont une taille inférieure à 30 microns,

ce qui peut monter à 96% en excluant la carte du saut entre les marches 3 et 2 (respectivement la plus fine et celle du centre).

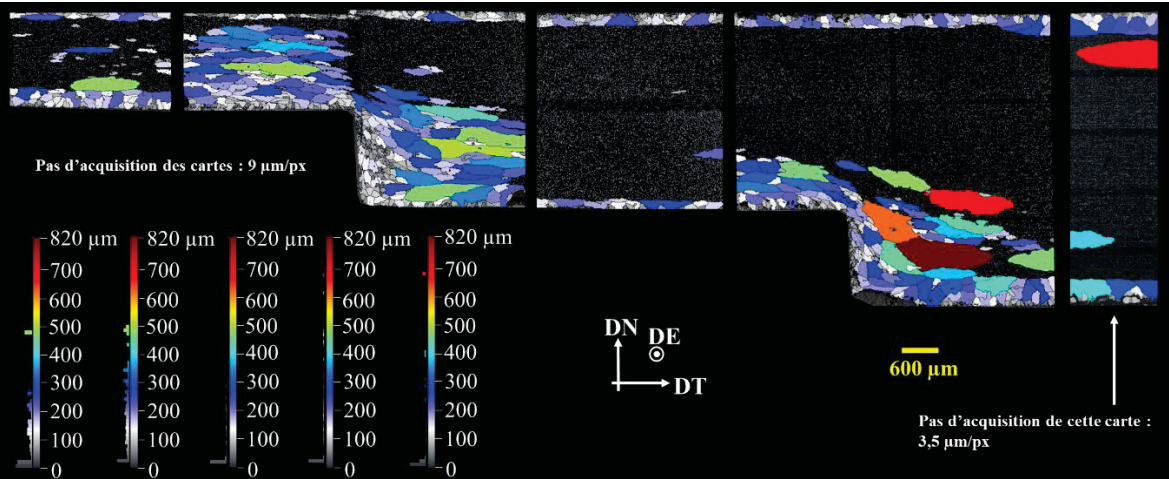


Figure 2.55 Cartes des tailles de grains du profilé escalier 24

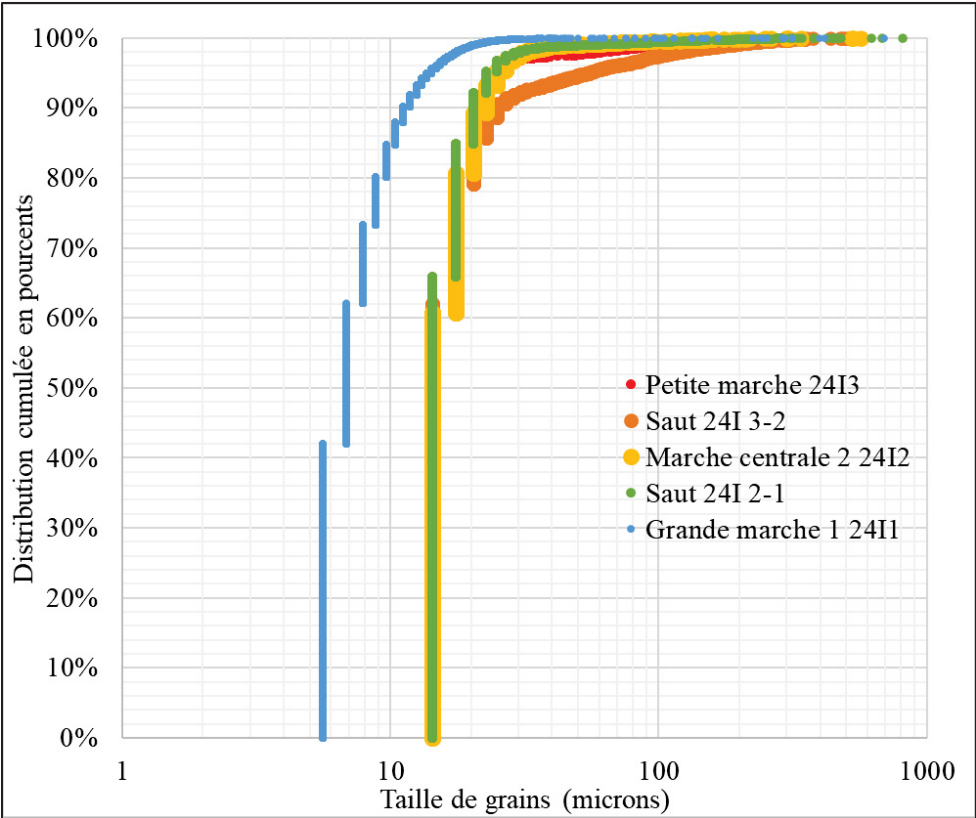


Figure 2.56 Distribution de la taille des grains du profilé 24

Des détails concernant la marche la plus épaisse sont donnés en Figure 2.57, avec un zoom sur 1936 grains pris dans la zone située juste en-dessous des grains grossiers de surface en a), un autre zoom sur 933 grains, pris au centre, et la distribution cumulée de la taille des grains pour ces deux zones. La première montre que la taille de grain semble principalement être inférieure à 20 microns, compte-tenu des nuances de blanc-gris et de bleu. Au centre, les grains en nuance de blanc-gris semblent être moins nombreux par rapport aux nuances plus chaudes, allant du bleu clair au rouge-marron et correspondant à des tailles de grains allant de 16 à 33 microns. Ces caractéristiques sont confirmées par les distributions cumulées, qui montrent que 95% des grains ont une taille inférieure à 10 microns dans la zone de sous-surface, alors qu'au centre il faut considérer une taille d'environ 18 microns pour avoir 95% des grains.

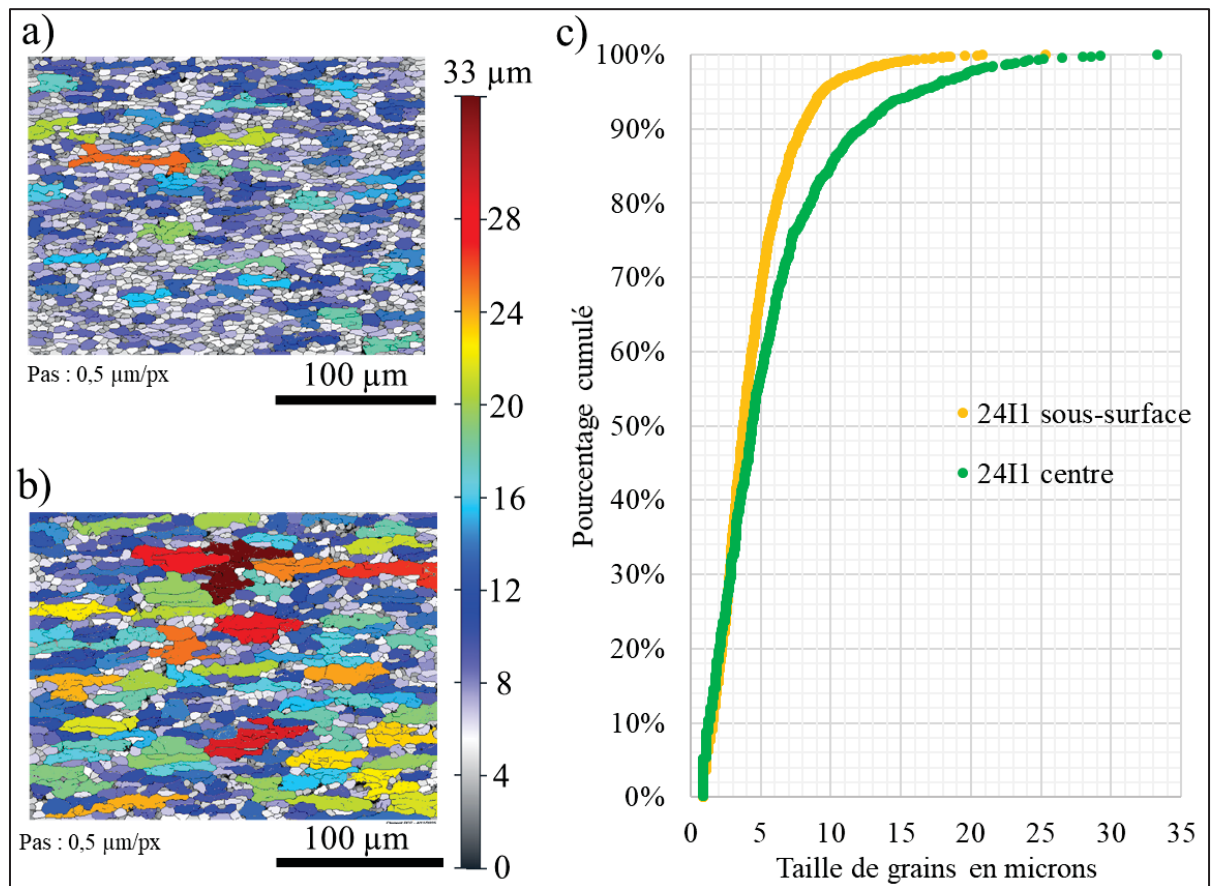


Figure 2.57 Détails des tailles de grains de la grande marche du profilé 24, avec en a) la carte dans la zone de sous-surface, en b) la carte au centre et en c) les distributions cumulées

Les cartes d'orientations du profilé 24 sont données en Figure 2.58, et les figures de pôles associées en Figure 2.59. Ces cartes montrent une grande proportion de petits grains orientés en $[101]$ et dans une direction intermédiaire entre $[001]$ et $[111]$ (nuances de rose), entourés par des grains grossiers aux bords et aux changements d'épaisseur qui ne semblent pas adopter d'orientations spécifiques. Comme pour le profilé 23, il semble qu'une couche de grains est présente en dessous de la couche de grains grossiers, avec une orientation en $[101]$. Les figures de pôles présentent des motifs équivalents à celles du profilé 23, où il est possible de distinguer l'empreinte caractéristique des composantes cube, laiton et S sur les marches sur les figures a), c) et e), tandis que celles des changements d'épaisseur en b) et d) présentent des pôles au centre de chaque quart DT/DE qui pourraient être assimilés au cube.

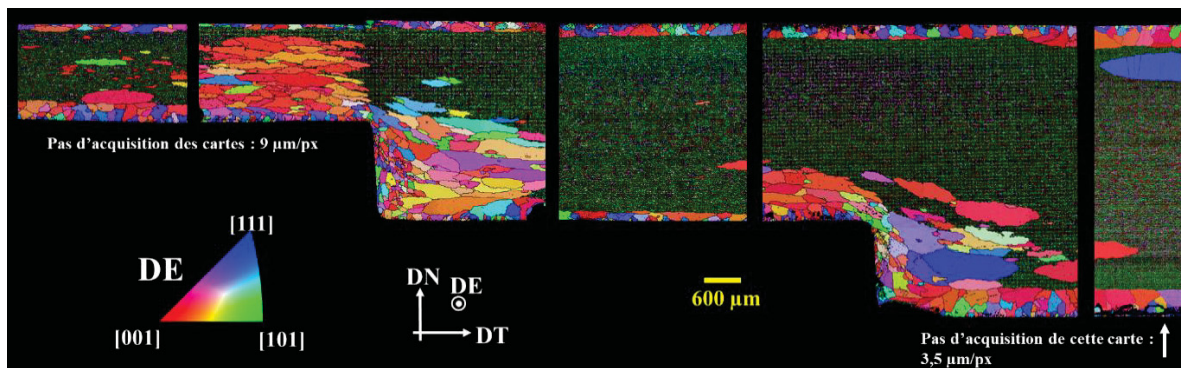


Figure 2.58 Cartes EBSD du profilé escalier 24

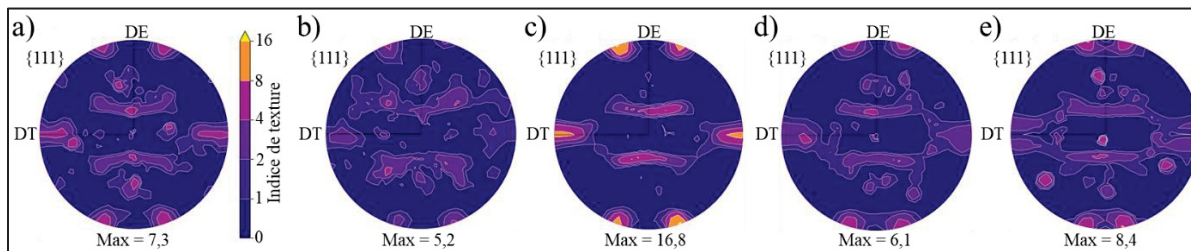


Figure 2.59 Figures de pôles du profilé 24 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche

Les composantes de textures ont été analysées et sont répertoriées au Tableau 2.15, et confirment les hypothèses formulées lors de l'analyse des cartes d'orientations et des figures de pôles : les composantes S et laiton sont très présentes dans chaque marche, entre 25% et

40% et entre 18% et 40% respectivement. Viennent aussi entre 9 et 30% de grains orientés aléatoirement, entre 4 et 10% de cuivre, entre 3 et 6% de cube, entre 2 et 7% de cube tourné, et entre 1 et 3% de goss. Les grains orientés aléatoirement représentent entre 9 et 30% des grains des marches. À noter que les composantes S et laiton sont moins présentes sur le « saut » entre la marche 3, la plus petite, et la marche centrale, n°2, ce qui pourrait être lié à la présence des nombreux gros grains recristallisés qui y sont présent. Dans ce saut, il est intéressant de noter qu'il y a surtout des grains orientés aléatoirement (55%), des grains orientés en S (15%), des grains orientés en laiton (11%) et une grande fraction de grains orientés en cube (12%). Aussi, compte-tenu des textures mesurées et des couleurs sur la carte d'orientation du changement d'épaisseur 2-1, il serait possible de suggérer que les grains grossiers observés sur cette carte possèdent une orientation cube et aléatoire. Cette zone présente 32% de grains orientés aléatoirement, suivis par environ 27% de grains orientés en S et environ 21% orientés en laiton. 5% des grains sont orientés en cuivre et moins de 5% adoptent la texture cube ou cube tourné, avec 4,4% et 3,5% respectivement, et 1,2% sont orientés en goss.

Tableau 2.15 Composantes de texture du profilé 24 en fonction des différentes zones

	Petite marche	Marche 3-2	Marche centrale	Marche 2-1	Grande marche
Cube (0,0,0)	6,3%	12,5%	2,7%	4,4%	5,7%
Cube tourné (0,0,45)	3,5%	2,5%	1,9%	3,5%	7,4%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	19,9%	10,6%	39,6%	20,6%	18,6%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	3,9%	1,7%	5,0%	5,0%	10,3%
Goss (0,45,0)	2,8%	1,8%	0,9%	1,2%	1,4%
S	26,8%	14,8%	40,5%	26,6%	29,3%
Autres	30,4%	55,3%	8,8%	32,4%	16,9%

Des cartes d'orientations à fort grossissement de la grande marche sont fournies en Figure 2.60, avec en a) un zoom dans la zone de sous-surface avec la figure de pôles associée et en b) un

zoom sur le centre. Dans la première zone, la forte proportion de grains orientés en $[101]$ correspond probablement à 33% de grains orientés en laiton, ce qui vient après la fraction de grains orientés en S de 35%, mais avant les 20% de grains orientés aléatoirement. Il y a cependant peu de cuivre, goss et cube avec respectivement 6%, 2% et moins de 2%. Au centre, la composante de texture la plus présente est le S avec une proportion de 44%, suivie par le laiton avec 26%, et 18% de cuivre. Il y a quand même une partie des grains qui sont orientés en cube avec 7,5%, les autres composantes comptant pour moins de 1% ce qui les rend négligeable dans le décompte des orientations, ce qui est notamment le cas des grains orientés aléatoirement. Les deux figures de pôles présentent une forte dissymétrie avec des pôles au niveau de DT et DE ainsi que proche du centre. Le motif caractéristique du cube apparaît sur la figure de pôle de la zone de sous-surface avec quatre points au centre de chaque quart DE,DT.

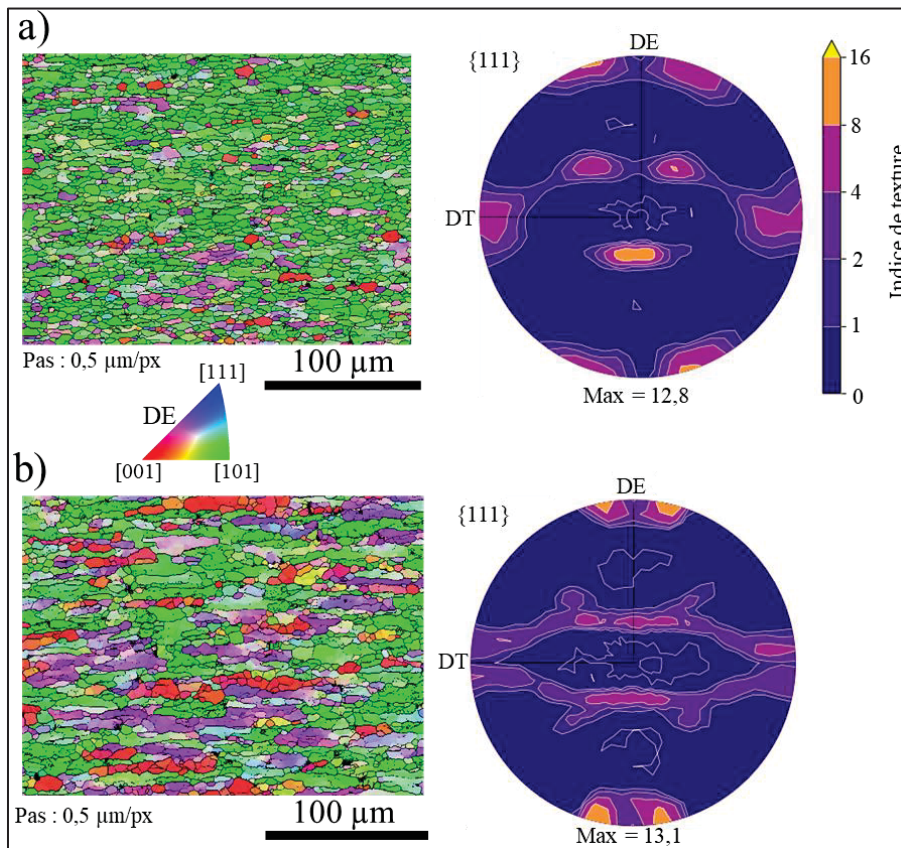


Figure 2.60 Cartes EBSD et figures de pôles de différentes zones du profilé 24 avec en a) la zone de sous-surface et en b) le centre

Les cartes relatives aux joints de grains pour le profilé plat en AA6082 sont données en ANNEXE VI et font apparaître la forte proportion de joints de grains avec une grande désorientation, c'est-à-dire entre 5° et 15° pour la demi-épaisseur, avec 59%, ce qui décroît à 41% pour la surface et 42% pour le centre. Dans ces trois régions, les joints de grains avec faible désorientation, c'est-à-dire entre 2° et 5° , représentent 19%, 30% et 33% des joints de grains respectivement, tandis que ceux avec une désorientation de 5° à 15° sont présents avec 22%, 29% et 25% respectivement.

Les cartes de répartition des joints de grains superposés au contraste de bandes des profilés escaliers n°23 et 24 sont présentés en ANNEXE VI. Ces cartes mettent en évidence une grande proportion de joints avec une grande désorientation (15° à $63,5^\circ$) dans toutes les régions étudiées du profilé, allant de 55% dans la marche centrale et la grande marche, à 70% dans la petite marche, avec une tendance décroissante inverse à l'épaisseur des marches. Les joints de grains avec une faible désorientation (2° à 5°) représentent entre 10% à 20%, en allant crescendo avec l'épaisseur des marches, et ceux avec 5° à 15° de désorientation ont des proportions allant de 20% à 25%. Dans les deux profilés, les différents types de joints de grains semblent dans la majorité de l'épaisseur, et les grains grossiers de surface semblent par contre être entourés principalement de joints de grains de grande désorientation, avec de très modestes fractions de joints de grains de faible désorientation (2° à 5° et 5° et 15°).

Des détails sont aussi fournis avec le centre et la zone de sous-surface de la grande marche pour ces deux profilés en ANNEXE VI. Ces cartes montrent des répartitions de joints de grains similaires d'un profilé à l'autre, avec en sous-surface des joints de grains quasiment équirépartis, avec quasiment 1/3 des proportions pour chaque type de joint de grains. À cœur, les joints de grains à faible désorientation dominant avec 40% à 45%, tandis que ceux avec 5° à 15° de désorientation représentent 30% à 35%, et ceux à grande désorientation représentent 20% à 25%. Il ne semble pas y avoir de répartition particulière des joints de grains dans ces zones et ils apparaissent donc équirépartis sur l'ensemble des zones étudiées.

2.3.2 Propriétés mécaniques

Après avoir analysé les microstructures des profilés plat et escaliers n°23 et 24 en AA6082, des essais de tractions ont été réalisés pour mesurer leurs propriétés mécaniques. Celles-ci pourront alors être mises en parallèle des caractéristiques microstructurales, et les effets notables que la morphologie de la microstructure, la texture ou encore les joints de grains peuvent induire sur le comportement anisotrope des échantillons pourra être discuté. Les courbes de traction de chaque profilé seront présentées en premier, puis viendront les courbes du coefficient de Lankford, et finalement les analyses du coefficient d'écrouissage.

2.3.2.1 Courbes de traction

Les courbes de traction des profilés plats en AA6082-T4 et AA6082-T6 sont données en Figure 2.61, en a) et b) respectivement, et démontrent un comportement clairement anisotrope. À l'état T4, les échantillons présentent des limites élastiques allant de 139 MPa à 170 MPa, respectivement pour 67,5° et 90°, en passant, dans un ordre croissant, par 22,5°, 45° et 0°. Les résistances mécaniques s'échelonnent de 344 MPa à 440 MPa, pour 67,5° et 0°, via 45°, 90° et 22,5°. L'allongement à la striction est compris dans un intervalle entre 0,14 mm/mm et 0,26 mm/mm, respectivement pour 90° et 0°, et en allant suivant les allongements croissants, les orientations intermédiaires sont 67,5°, 22,5° puis 45°. À l'état T6, les limites élastiques sont bien plus élevées qu'en état T4, allant de 252 MPa à 302 MPa, pour 45° et 90°, en passant par 67,5°, 0°, 22,5°, tandis que les résistances mécaniques vont de 370 MPa à 45° et 430 MPa à 0°, via 67,5°, 22,5° et 90° dans l'ordre croissant. En plus de l'augmentation de limite élastique, ces courbes mettent en valeur le fait que, suite au traitement T6, l'allongement à la striction a quasiment été divisé par deux, passant d'environ 0,15 mm/mm à 0,1 mm/mm pour 90°, qui présente toujours l'allongement minimum, et de 0,25 mm/mm à 0,14 mm/mm pour 0° qui a toujours l'allongement maximum.

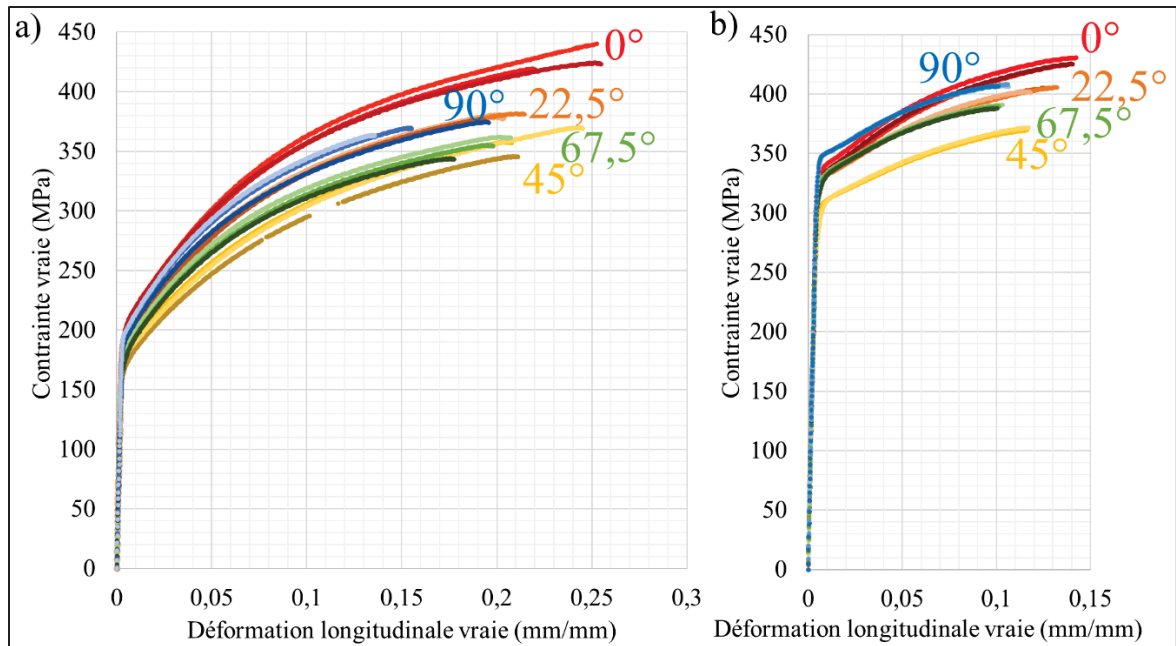


Figure 2.61 Courbes de traction du profilé plat en AA6082 en états thermiques a) T4 et en b) T6

Des éprouvettes du profilé plats en AA6082-T4 ont été polies pour éliminer 290 microns sur chaque surface, dans le but de mesurer les propriétés mécaniques de la couche centrale seule et de s'affranchir de l'effet de la couche de grains adoptant une texture particulière en sous-surface. Ces échantillons présentent aussi un comportement anisotrope qui est exposé en Figure 2.62. Les limites élastiques sont du même ordre de grandeur que pour les échantillons non polis, allant de 147 MPa pour 45° à 182 MPa pour 90°, en passant par 22,5°, 0°, 67,5°, dans l'ordre croissant. Les résistances mécaniques ne sont pas non plus différentes de celles mesurées pour les échantillons avec l'épaisseur totale, allant de 332 MPa à 45° jusqu'à 413 MPa à 90°, via 22,5° 67,5° et 0°. Par rapport aux échantillons non-polis, l'allongement est réduit de façon variable pour chaque orientation, passant de 0,14 mm/mm à 0,25 pour 0°, de 0,21 mm/mm à 0,14 mm/mm pour 22,5°, d'environ 0,23 mm/mm à 0,15 mm/mm pour 45°, de 0,19 mm/mm à 0,14 mm/mm pour 67,5° et sans changement notable pour 90°.

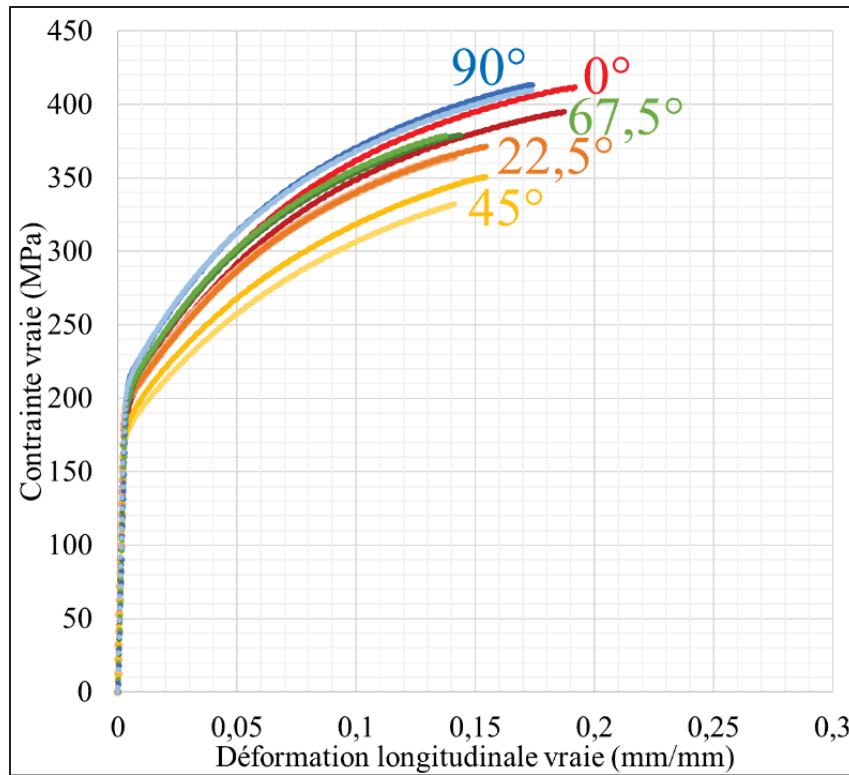


Figure 2.62 Courbes de traction du profilé plat en AA6082-T4 pour les échantillons polis

Les courbes de traction pour le profilé escalier n°23 en état T4 sont données en Figure 2.63 et présentent des allures anisotropes similaires à ce qui a été observé avec le profilé précédent, et ce, pour chaque marche. Pour la marche la plus petite, donnée en a), les limites élastiques s'échelonnent entre 123 MPa et 157 MPa, respectivement pour 45° et 22,5°. Il semblerait que l'augmentation de l'épaisseur de chaque marche coïncide avec une légère augmentation de la limite élastique, puisqu'elles vont de 127 MPa à 156 MPa (pour 22,5° et 90°) pour la marche centrale en b), et 142 MPa à 166 MPa (pour 45° et 0°) pour la marche la plus épaisse en c). La résistance mécanique suit la même tendance, allant, en suivant l'augmentation de l'épaisseur des marches, de 359 MPa à 404 MPa (45° et 22,5° respectivement), de 365 MPa à 416 MPa (22,5° et 90°), et de 374 MPa à 426 MPa (22,5° et 90°). L'allongement à la striction est aussi augmenté avec l'accroissement de l'épaisseur des marches, passant d'un intervalle de 0,22 mm/mm à 0,32 mm/mm (90° et 45°) pour la marche la plus fine, à 0,32 mm/mm à 0,40 mm/mm (90° et 45°) pour la marche la plus épaisse.

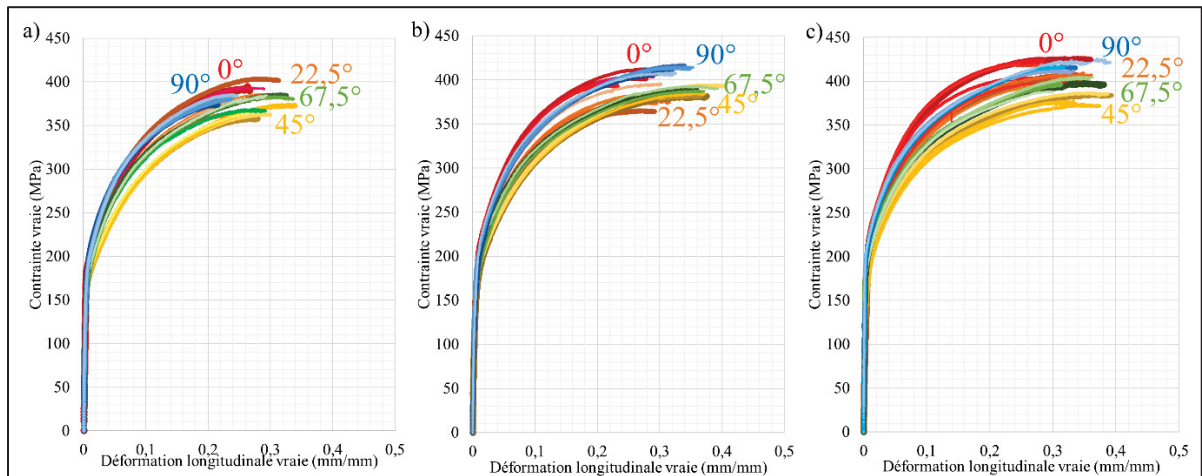


Figure 2.63 Courbes de traction du profilé 23, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

Les courbes du profilé 24 sont données en Figure 2.64 et présentent aussi une anisotropie. Sur la marche la plus petite, les limites élastiques vont d'environ 145 MPa pour 67,5° à 163 MPa pour 90°. Pour les résistances mécaniques, les orientations 22,5°, 45° et 67,5° présentent des valeurs toutes proches de 375 MPa, tandis que l'orientation 0° est à 395 MPa et 90° à 415 MPa. L'allongement est proche de ce qui est observé avec le profilé précédent, proche de 0,3 mm/mm. Sur la marche centrale, l'allure générale des courbes est proche de ce qui a été observé sur le profilé précédent, avec des limites élastiques allant de 100 MPa pour 0° à 156 MPa pour 45°, et des résistances mécaniques allant de 394 MPa pour 45° à 422 MPa pour 0°. Pour la marche la plus épaisse, l'allure semble aussi être la même que ce qui a été observé avec le profilé précédent, avec des limites élastiques comprises dans un intervalle allant de 131 MPa pour 45° à 162 MPa pour 90°, et des résistances mécaniques allant de 402 MPa pour 45° à 425 MPa pour 0°. Une augmentation de la limite élastique et de la résistance mécanique est aussi discernable en augmentant l'épaisseur des marches.

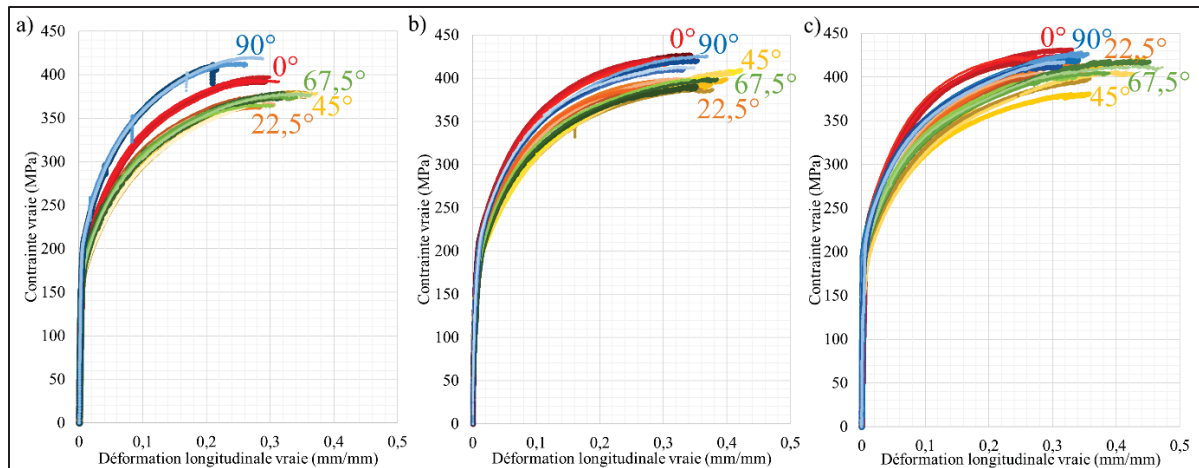


Figure 2.64 Courbes de traction du profilé 24, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

2.3.2.2 Coefficient de Lankford

Les champs de déformation ont été calculés au cours des essais de traction ce qui a permis de calculer le coefficient de Lankford pour chaque profilé et chaque orientation. Les graphes de ce coefficient en fonction de la déformation pour le profilé plat sont donnés à la Figure 2.65, en a) pour ceux en état T4 et en b) pour ceux en état T6. Sur cette figure, il peut être remarqué que le coefficient de Lankford est très similaire d'un état thermique à l'autre, avec un comportement croissant à 0° , allant de 0,20 à 0,40 en T4 et de 0,22 à 0,38 en T6. À $22,5^\circ$, le coefficient semble constant tout au long de la déformation en T4, autour 0,58, et allant de 0,50 à 0,58 en T6. À 45° , les valeurs sont décroissantes dans le domaine plastique, allant de 1,80 à 1,58 en T4, comparativement à 1,80 jusqu'à 1,72 en T6, et à $67,5^\circ$ le comportement est constant à 1,10 en T4 et 1,20 en T6. La seule grande divergence entre ces deux graphes concerne les échantillons à 90° , avec un comportement légèrement décroissant, entre 1,10 et 1,00 en T4, alors qu'il est plutôt constant à 0,90 en T6.

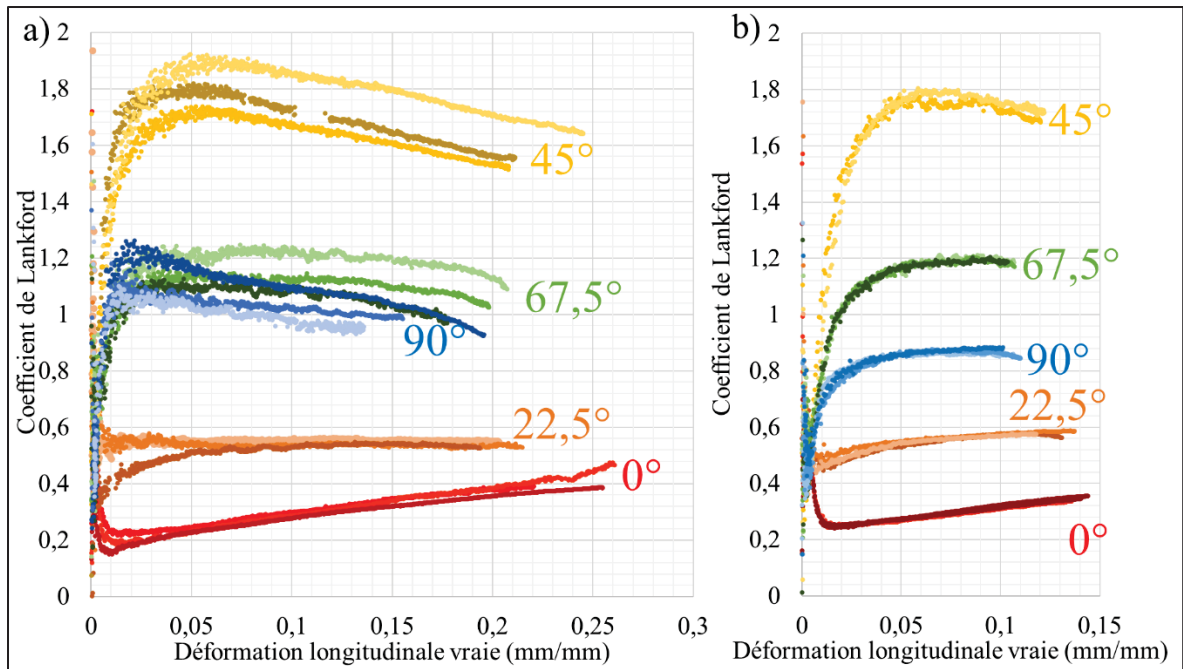


Figure 2.65 Courbes du coefficient de Lankford des échantillons usinés dans un profilé plat en AA6082 à l'état a) T4 et b) T6

Le calcul du coefficient de Lankford au cours des essais de traction a aussi été conduit pour les échantillons polis issus d'un profilé plat en AA6082-T4 et le graphe est donné en Figure 2.66. Il présente des résultats proches de ce qui a été mesuré du les échantillons non polis en AA6082-T4 exposés en Figure 2.65a). En effet, les comportements sont très similaires avec l'orientation 0° qui donne un coefficient de Lankford croissant, de 0,21 à 0,44 à une déformation de 20% et un comportement constant à 0,55 pour 22,5°. L'orientation 45° donne une courbe décroissante, de 1,57 à 1,40, contre 1,80 à 1,60 pour les échantillons non-polis, et les orientations 67,5° et 90° présentent des comportements similaires aux éprouvettes non polies en étant constants autour de 1,10 environ.

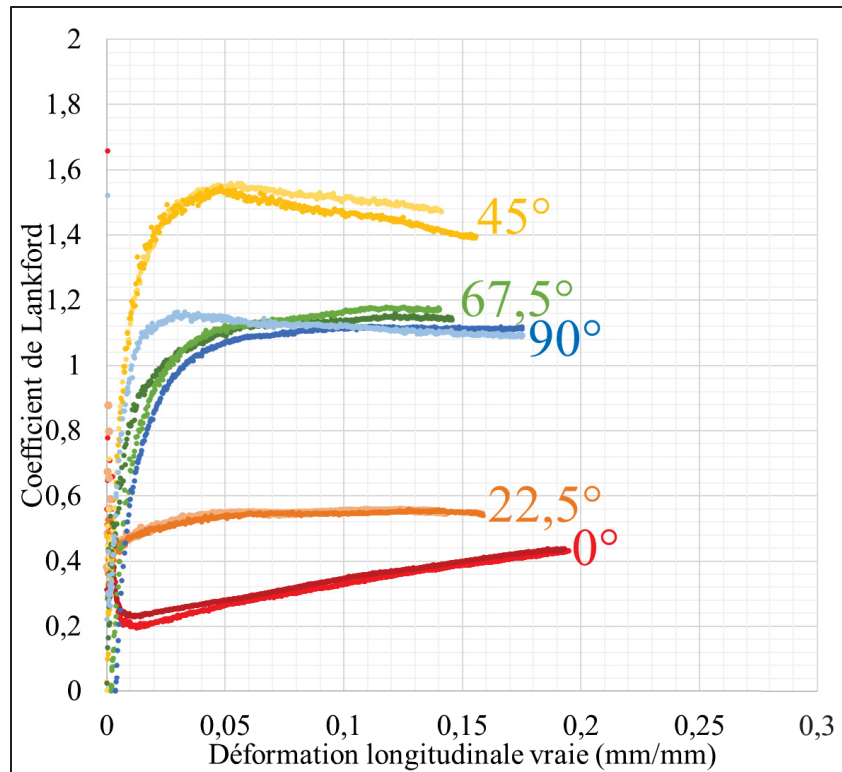


Figure 2.66 Courbes du coefficient de Lankford des échantillons en AA6082-T4 polis

Les graphes du coefficient de Lankford des profilés 23 et 24 sont donnés en Figure 2.67 et en Figure 2.68 respectivement, avec la petite marche en a), celle du centre en b) et la plus épaisse en c) pour chaque graphe. Ces graphes montrent des comportements assez proches pour chaque marche d'un profilé à l'autre, malgré un bruit important sur chacun d'entre eux. Sur la petite marche de chaque profilé, le coefficient de Lankford des orientations 0°, 22,5°, 67,5° et 90° semblent constants, à 0,3, 0,4, 0,7 et 0,5 respectivement, tandis que l'orientation 45° semble toujours décroissante après avoir franchi un maximum, d'environ 1,5 voire 1,7, au début du domaine plastique. Sur la marche centrale, l'orientation 0° semble croissante dans le domaine plastique pour les deux profilés, de 0,2 à 0,4, puis les orientations 22,5°, 67,5° et 90° sont constantes à 0,5, 0,6 et 0,4 respectivement. Les échantillons à 45° présentent aussi un coefficient de Lankford décroissant à partir d'un maximum à 1,7 franchi au début du domaine plastique. Enfin, sur la marche la plus épaisse, les échantillons orientés à 0° et 90° présentent des coefficients de Lankford croissants, de 0,2 à 0,4 et de 0,4 à 0,6 environ. Les orientations

22,5° et 67,5° semblent constantes à 0,7 et 0,8, malgré du bruit sur cette dernière orientation pour le profilé 24. Enfin, le coefficient de Lankford des échantillons orientés à 45° semble adopter un comportement constant à 1,9 environ, malgré un fort bruit et une grande dispersion sur ces mesures.

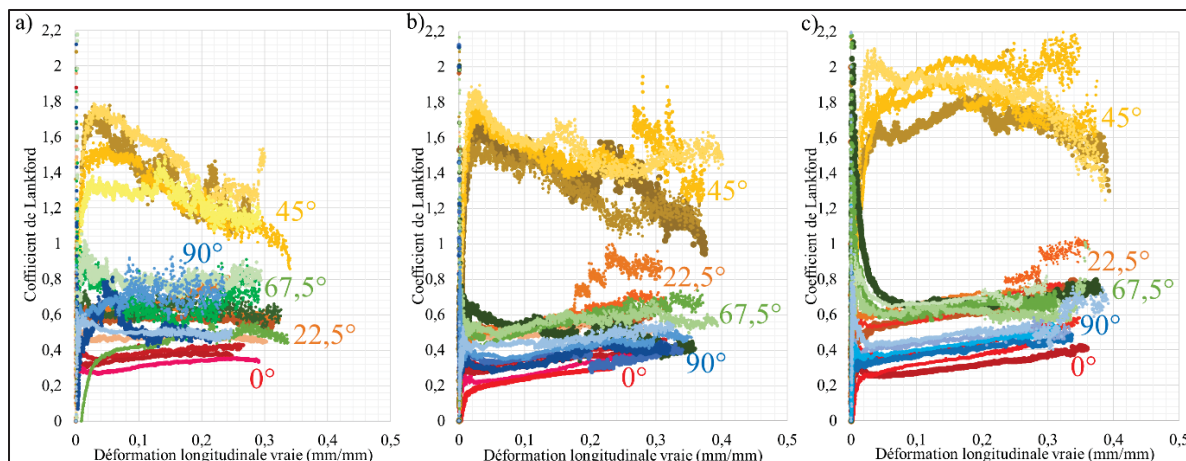


Figure 2.67 Courbes du coefficient de Lankford du profilé 23, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

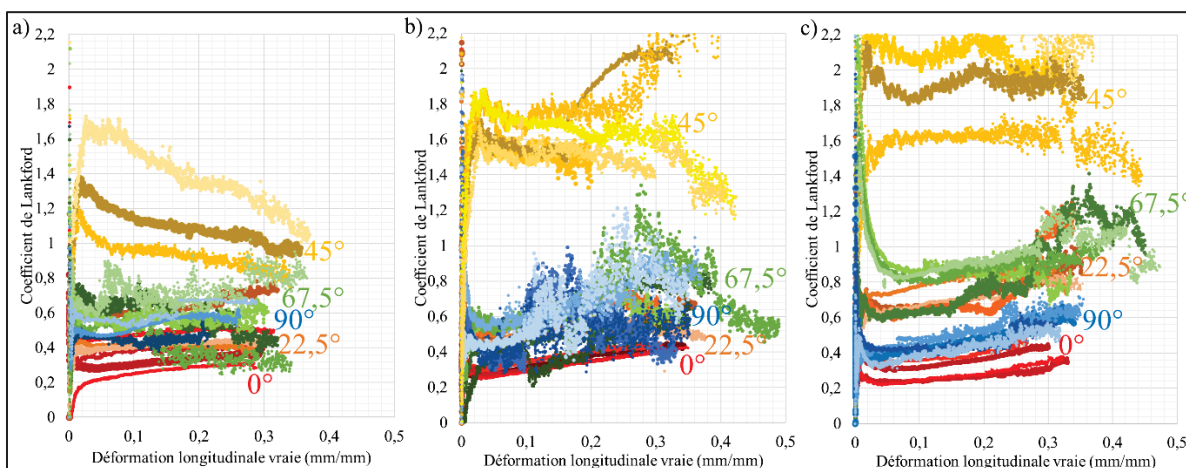


Figure 2.68 Courbes du coefficient de Lankford du profilé 24, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

2.3.2.3 Étude de la variation du coefficient d'écrouissage

Les variations coefficient d'écrouissage ont été analysées pour étudier sa variation au cours de la déformation, et les résultats pour le profilé plat sont donnés en Figure 2.69, avec les graphes du logarithme de la déformation vraie en fonction de celui de la contrainte vraie, pour les échantillons à l'état T4 en a) et ceux à l'état T6 en b). Ces graphes présentent des courbes avec des pentes proches d'une orientation à l'autre pour chaque état, allant de 0,217 à 0,248 (orientations 90° et 0° respectivement) pour les T4 et 0,074 à 0,108 (orientations 90° et 0° respectivement) pour l'état T6. Ces graphes montrent que le coefficient d'écrouissage semble adopter un comportement qui n'est pas linéaire à proprement parler, puisque les courbes ont une forme en « S », comme ce qui a été observé sur les profilés précédents en AA6063. De plus, ces deux graphes mettent valeur la réduction du coefficient d'écrouissage du passage de l'état T4 à l'état T6, quasiment divisé par 3 selon les orientations. Ces graphes montrent aussi que l'ordre croissant des coefficients d'écrouissage est conservé entre l'état T4 et l'état T6, c'est-à-dire avec 90°, 45°, 67,5°, 22,5° et 0°, bien que dans le cas de l'état T4, les orientations 45° et 67,5° aient des coefficients d'écrouissages similaires à 0,222.

Les coefficients d'écrouissages sont aussi repris au Tableau 2.16, avec le coefficient d'écrouissage pour l'ensemble de chaque courbe indiqué dans la colonne « n », la pente de la tangente au voisinage du coude élastique/plastique et celle de la tangente au voisinage de la striction. Ce tableau confirme l'allure en « S » des courbes avec des pentes des tangentes aux extrémités qui sont nettement plus faibles que chaque pente globale, allant en T4, à gauche, de 0,063 à 0,120 (90° et 0° respectivement), et à droite, de 0,106 à 0,161 (90° et 45° respectivement), et en T6, à gauche, de 0,020 à 0,036 (45° et 22,5° respectivement), et à droite de 0,040 à 0,078 (67,5° et 45° respectivement). Les pentes au voisinage du coude élastique/plastique sont toujours inférieures à celles au voisinage de la striction en raison du fait que les points dans cette dernière région sont bien plus rapprochés que dans la première, ce qui implique un changement de pente très rapide vers 0.

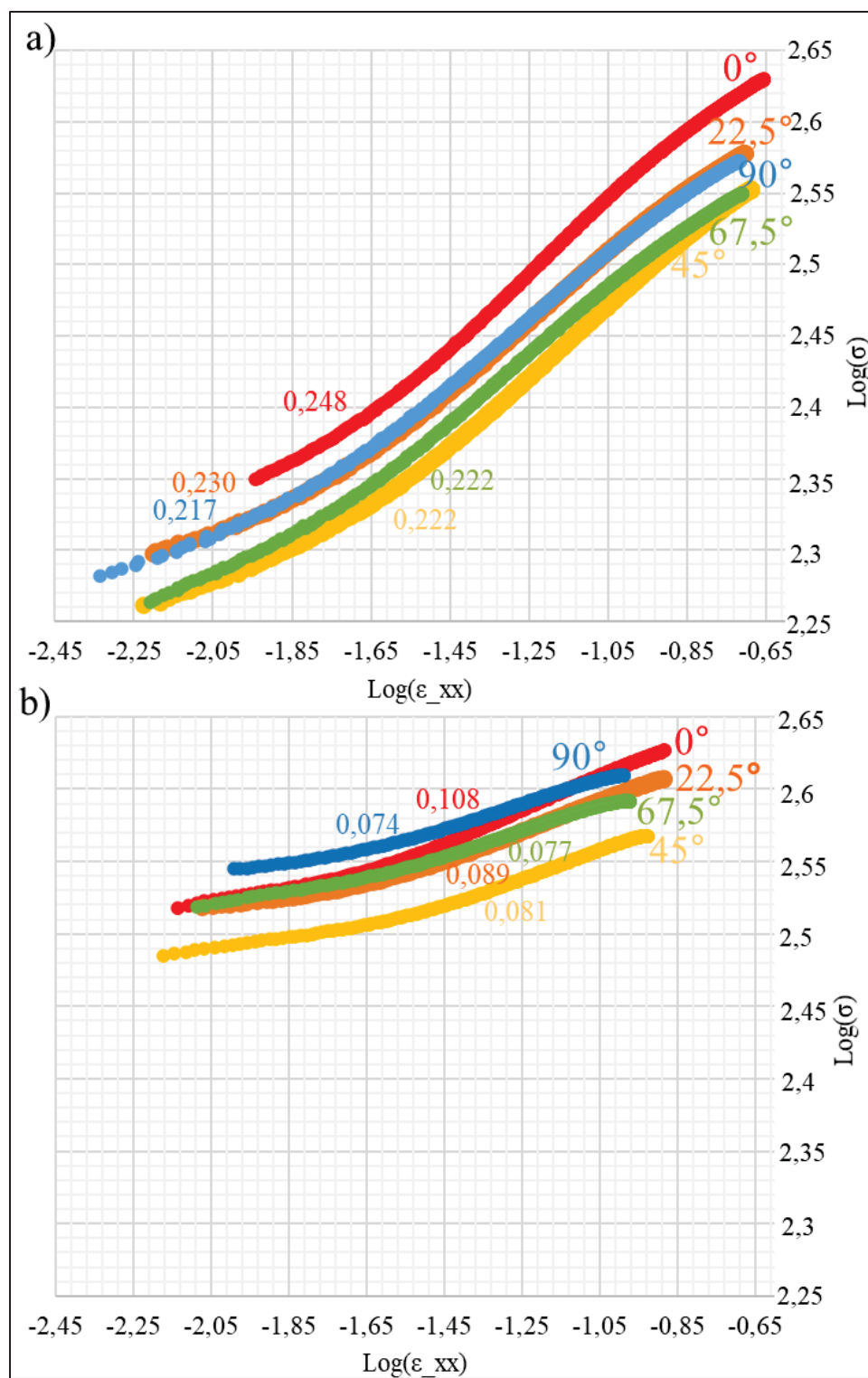


Figure 2.69 Courbes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé plat en log/log a) état T4 et b) état T6

Tableau 2.16 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écrouissage pour profilé plat en états thermiques T4 et T6, donnant le coefficient d'écrouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction

	Orientation	n	Début de plasticité	Striction
T4	0°	0,248	0,120	0,131
	22,5°	0,230	0,072	0,116
	45°	0,222	0,065	0,161
	67,5°	0,222	0,079	0,111
	90°	0,217	0,063	0,106
T6	0°	0,108	0,030	0,048
	22,5°	0,089	0,036	0,056
	45°	0,081	0,020	0,078
	67,5°	0,077	0,028	0,040
	90°	0,074	0,032	0,047

Pour le profilé 23, les courbes de variation du coefficient d'écrouissage sont données en Figure 2.70, avec les marches d'épaisseur croissante suivant l'ordre de a) à c). Cette figure montre que chaque marche présente des variations anisotropes du coefficient d'écrouissage, avec des résultats dépendants de l'angle entre la direction d'extrusion et celle de traction. Ces graphes semblent montrer que chaque orientation voit son coefficient d'écrouissage global diminuer avec l'augmentation de l'épaisseur de la marche. En effet, dans l'ordre des orientations allant de 0° à 90°, sur la figure a), les coefficients d'écrouissage sont 0,229, 0,214, 0,238, 0,205 et 0,209. Sur la figure b), en passant à la marche centrale d'épaisseur 3 mm, ces coefficients deviennent, respectivement, 0,223, 0,210, 0,228, 0,224 et 0,209. Sur la troisième marche, présentée en figure c) et en respectant toujours le même ordre des orientations, ces coefficients sont 0,205, 0,205, 0,199, 0,187 et 0,184. Pour 0° et 90°, le passage de 0,229 à 0,205 et 0,209 à 0,184 se traduit par des diminutions de 12% et 13%, respectivement.

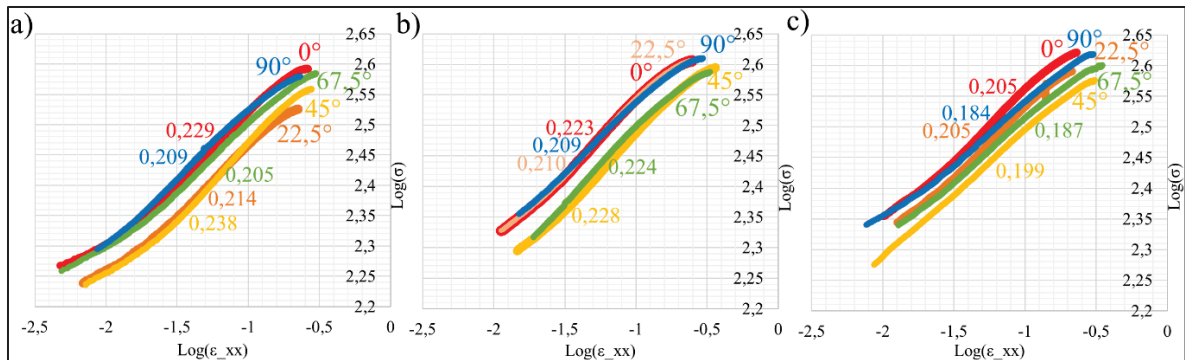


Figure 2.70 Courbes de variation du coefficient d'écroutissage dans le domaine plastique pour les différentes marches du profilé 23, a) petite marche 3, b) marche centrale 2 et c) grande marche 1

Les différentes pentes liées aux coefficients d'écroutissage du profilé 23 sont donnés au sein du profilé Tableau 2.17. Ce tableau permet de remarquer que les pentes des tangentes sont plus faibles que la pente globale, donnée dans la colonne « n ». De plus, il est aussi possible de remarquer la grande variabilité des pentes des tangentes, encore une fois en raison de la forte dépendance au nombre de points présents sur chaque courbe. Comme pour les profilés précédents, les pentes des tangentes sont nettement plus faibles que celle de la régression, ce qui traduit un comportement en « S » de la courbe du coefficient d'écroutissage au cours de la déformation.

Tableau 2.17 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'écroutissage pour les marches du profilé 23, donnant le coefficient d'écroutissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction

	Orientation	n	Début de plasticité	Striction
Marche 3	0°	0,229	0,063	0,013
	22,5°	0,214	0,079	0,045
	45°	0,238	0,075	0,054
	67,5°	0,205	0,062	0,056
	90°	0,209	0,120	0,065

Marche 2	0°	0,223	0,125	0,019
	22,5°	0,210	0,124	0,009
	45°	0,228	0,127	0,031
	67,5°	0,224	0,172	0,042
	90°	0,209	0,141	0,007
Marche 1	0°	0,205	0,107	0,053
	22,5°	0,205	0,115	0,007
	45°	0,199	0,089	0,079
	67,5°	0,187	0,111	0,030
	90°	0,184	0,074	0,066

Les graphes de variation du coefficient d'écrouissage du profilé 24 sont données en Figure 2.71. Comme pour les profilés précédents, ces courbes mettent en valeur des variations propres à chaque orientation et à chaque marche. Il semble y avoir peu de différences entre les valeurs de coefficient d'écrouissage relevés pour ce profilé et le précédent. De même, cette figure semble aussi montrer que l'augmentation de l'épaisseur des marches conduit à une diminution du coefficient d'écrouissage, passant, pour l'orientation 0° par exemple, de 0,225 à 0,217 puis 0,197, ou, pour l'orientation 90°, de 0,208 à 0,207 puis 0,182.

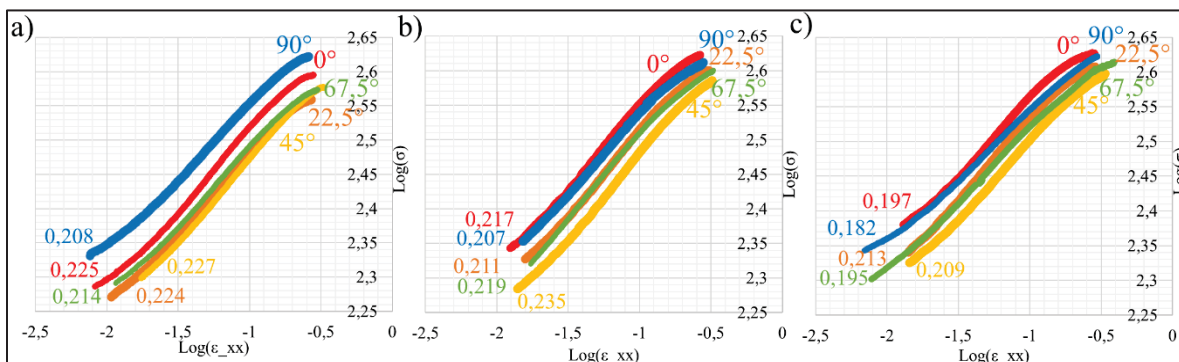


Figure 2.71 Courbes de variation du coefficient d'écrouissage dans le domaine plastique pour les différentes marches du profilé 24, a) petite marche 3, b) marche centrale 2 et c) grande marche 1

Le Tableau 2.18 reprend l'ensemble des données des pentes liées aux coefficients d'érouissage du profilé 24, avec la pente globale dans la colonne « n », la pente au voisinage du coude élastique/plastique et celle au voisinage de la striction. Ces données mettent en évidence la diminution du coefficient d'érouissage global entre la marche 3 et la marche 1. Elles permettent aussi de voir que la pente de la tangente à droite est plus faible que celle de la tangente à gauche, elle-même plus faible que la pente globale, ce qui traduit d'une part le fait que la pente proche de la striction est proche de 0, et d'autre part un comportement en « S » qui est observable sur les courbes de la Figure 2.71.

Tableau 2.18 Données liées à l'étude des variations du coefficient d'érouissage pour les marches du profilé 24, donnant le coefficient d'érouissage global " n " ainsi que les pentes au début du domaine plastique et au voisinage de la striction

	Orientation	n	Début de plasticité	Striction
Marche 3	0°	0,225	0,098	0,013
	22,5°	0,224	0,113	0,021
	45°	0,227	0,142	0,057
	67,5°	0,214	0,115	0,028
	90°	0,208	0,089	0,035
Marche 2	0°	0,217	0,136	0,036
	22,5°	0,221	0,138	0,060
	45°	0,235	0,124	0,089
	67,5°	0,219	0,181	0,045
	90°	0,207	0,146	0,027
Marche 1	0°	0,197	0,117	0,001
	22,5°	0,213	0,140	0,022
	45°	0,209	0,117	0,069
	67,5°	0,195	0,092	0,003
	90°	0,182	0,071	0,080

2.3.3 Discussions sur la microstructure et sur l'anisotropie de l'alliage AA6082

Les nombreux résultats rapportés par l'analyse des profilés en AA6082 ont permis de relever différents points singuliers au niveau des microstructures et des comportements mécaniques de cet alliage. Les paramètres d'extrusion ont en effet fortement impacté la microstructure, ce qui a ensuite aussi eu des répercussions sur les propriétés mécaniques et l'anisotropie des poutres étudiées. Enfin, l'anisotropie peut être mise en relation avec la microstructure de la même façon que pour l'AA6063, en étudiant d'abord la variation des propriétés mécaniques avec le polissage, puis ensuite avec l'application de la méthode CMTP.

Il est intéressant de remarquer que les microstructures analysées de l'alliage AA6082 ont présenté des différences radicales avec l'alliage AA6063, puisque le premier présente une microstructure et une texture typiques des alliages déformés, et avec peu de grains recristallisés en surface.

2.3.3.1 Effets des paramètres d'extrusion sur la microstructure

La morphologie de la microstructure a été la même sur les profilés plat et escaliers, avec majoritairement des grains de petite taille adoptant une forme de pancake, c'est-à-dire allongés sur les directions d'extrusion et transversale et écrasés sur la direction normale. Des grains grossiers recristallisés ont été observés juste au niveau des surfaces, avec une couche de petits grains équiaxes situés juste en-dessous. Ces derniers font partie des observations courantes dans la littérature et correspondent à des grains recristallisés dû au cisaillement en surface.

Les profilés escaliers n°23 et 24 présentent des grains grossiers aussi au niveau des changements d'épaisseur, grains qui semblent d'ailleurs être les plus gros trouvés dans ces profilés. Ils sont notablement plus volumineux que les grains grossiers observés dans le profilé plat, avec un ordre de grandeur d'environ 200 à 800 microns contre 50 à 60 microns. Il semble complexe de statuer sur les causes de cette différence de taille de grain entre le profilé plat et les deux escaliers, puisque de multiples facteurs pourraient l'avoir influencé, à savoir les

différences de chemin de déformation lors de l'écoulement dans la filière, de température de préchauffage ou encore de vitesse d'extrusion.

Les vues rapprochées du centre et de la sous-surface ont mis en évidence des distributions de tailles de grains similaires avec des grains d'au plus 35 à 50 microns, dont 90% mesurant 12 microns et moins. La grande marche des escaliers présente une distribution de taille de grains en sous-surface où au moins 95% des grains possèdent une taille inférieure ou égale à 10 microns. Cela signifie les conditions d'extrusion, par le biais de taux de déformation plus élevés, affectent différemment la morphologie des grains dans chaque région d'intérêt ce qui fournit des distributions distinctes pour chaque région. Ce résultat diverge de celui trouvé profilé plat, celui-ci a des distributions de taille de grains en sous-surface, au centre et sur l'ensemble de la demi-épaisseur sont très similaires voire identiques. De plus, les zones de sous-surface mettent généralement en évidence une majorité de grains équiaxes, en dessous des grains grossiers, tandis qu'au centre deux morphologies co-existent : une large majorité de grains déformés en forme de pancake ou plus complexe, et une minorité de petits grains équiaxes. Ces observations peuvent être faites dans tous les profilés ce qui suggère que les modifications de la microstructure ne sont pas sensibles aux conditions d'extrusion. Cela permet aussi de formuler l'hypothèse que toute l'épaisseur ne subit pas les mêmes transformations étant donné que la morphologie des grains n'est pas homogène sur l'ensemble des épaisseurs analysées.

Aussi, les textures des profilés en AA6082 analysés présentent des similitudes d'un profilé à l'autre et celles-ci méritent d'être soulignées. Tous les profilés sont caractérisés par une forte proportion de composante S, allant de 30% à 40% dans les marches des escaliers et dans le plat, en excluant les zones de changement de marche qui adoptent une texture particulière. La composante laiton suit généralement, avec 20% à 30% dans les marches des escaliers et 40% dans le profilé plat. En revanche, les fractions de cube, cuivre et goss sont souvent faibles, avec, respectivement, environ 2% à 6%, 3% à 10% et 1% à 3%, sans comptabiliser les changements d'épaisseur puisque ces zones ont des textures plus exotiques. Fait intéressant à remarquer, les composantes cuivre et goss sont présentes dans les mêmes proportions dans tous

les profilés en AA6082. De ce fait, plusieurs observations peuvent être formulées à propos de la texture dans l'ensemble de l'épaisseur des profilés en AA6082 : ce sont surtout les composantes laiton, cube et cube tourné qui sont influencées par les conditions d'extrusion, puisque leurs pourcentages varient d'un profilé à l'autre. Aussi, les composantes S, cuivre et goss semblent peu influencées par les paramètres d'extrusion. Par ailleurs, il semble important de noter que les composantes de texture relevées dans les profilés escaliers sont présentes dans des proportions identiques, ce qui semble indiquer que la vitesse d'extrusion a peu d'influence sur les composantes de texture, mais cette conclusion pourrait être biaisée par la faible plage de vitesses des échantillons escaliers testés (8 et 10 mm/s). Aussi, les composantes cuivre et goss ont des fractions qui varient peu pour tous les profilés analysés, ce qui pourrait suggérer que l'historique thermomécanique ne les influence pas, alors que l'historique thermomécanique est directement induit par les paramètres d'extrusion qui sont ici radicalement différents entre les profilés.

En analysant la zone de petits grains équiaxes en sous-surface sur chaque profilé les orientations cristallines plus attentivement, une texture différente du reste du cœur des échantillons est observée. Cette couche va jusqu'à une profondeur d'environ 290 microns sur le profilé plat et d'environ 770 microns sur les grandes marches des escaliers. Elle présente des petits grains équiaxes dont une grande proportion est verte, donc orientés dans la direction [101]. L'analyse des textures révèle qu'une majorité de grains y est orientés en laiton dans des proportions allant jusqu'à 66%, le profilé plat contenant plus de laiton que les escaliers. La composante S est présente en seconde position avec entre 23% à 38%, les plus grandes fractions étant retrouvées dans les profilés escaliers et les plus petites dans le profilé plat. Enfin, les proportions de cuivre et de goss sont équivalentes sur la surface de tous les échantillons analysés, avec moins de 6% et moins de 1% respectivement. Cette couche de grains semble résulter du cisaillement lors de l'écoulement à travers la filière. Elle a été formée à la suite de la recristallisation partielle observée sur les pièces en alliage AA6082, du fait de la densité d'énergie plus importante en surface qu'à cœur (Birol et al., 2016 ; Mahmoodkhani et al., 2019). Étant donné que cette couche est plus importante sur les profilés escaliers que sur le profilé plat, il pourrait être suggéré que soit le chemin de déformation, soit l'extrusion à 440°C

favorisent la recristallisation et fournit un plus grand apport d'énergie à la surface des échantillons. Une analyse plus poussée sur des escaliers extrudés à 500°C permettrait de conclure pleinement.

La vue rapprochée du centre du profilé plat ou de la plus grande marche de chaque profilé escalier a permis d'analyser leur texture. Celle-ci est marquée par une forte présence de S, représentant environ 45%, et 25% de laiton, quel que soit le profilé étudié. Cette zone comprend aussi du cuivre, du cube et des grains aléatoirement, avec, respectivement, entre 10% et 20%, environ 7%, et 2% à 7%. Il semble qu'en jugeant sur les cartes d'orientations, il existe une plus grande fraction de grains déformés, i.e. qui adoptent une variation de nuances de couleurs, au centre des profilés escaliers par rapport au profilé plat, ce qui indiquerait que la fraction recristallisée au centre des escaliers soit plus grandes que sur le plat. De plus, il est intéressant de remarquer qu'hormis pour les grains orientés en cuivre et aléatoirement, les proportions de chaque composante de texture sont voisines entre le profilé plat et les escaliers. Cela pourrait laisser penser que l'historique thermomécanique de chaque profilé influence surtout la recristallisation sans affecter notablement les composantes de texture S, laiton, cube et goss au centre.

Les échantillons en AA6082 n'ont pas présenté de réelles différences au niveau des répartitions des joints de grains dans l'ensemble des épaisseurs analysées. Tous les échantillons présentaient des proportions plutôt identiques de joints de grains à faible désorientation (2° - 5° et 5° - 15°), soit environ 20% pour chaque type, et ceux de grande désorientation représentaient généralement environ 60% de l'ensemble. Cela semble indiquer que les paramètres d'extrusion n'influencent pas radicalement la répartition des joints de grains au sein des profilés extrudés en AA6082. Les détails dans la zone de cisaillement en sous-surface et au centre présentaient des résultats plus variables : au niveau des surfaces, les proportions semblent proches d'un échantillon à l'autre pour chaque type de joints de grains, tandis qu'au centre les profilés escaliers présentent une plus grande fraction de joints de grains 2° - 5° (environ 40%), et une fraction plus basse de joints de grains 15° - $63,5^{\circ}$ (environ 20%). Ceci pourrait être expliquer par la différence de chemin d'extrusion, de vitesse d'avance ou de température de

préchauffage. Cela nécessiterait des analyses plus approfondies des autres profilés escaliers pour pouvoir conclure pleinement sur ce point.

Les deux profilés escalier n°23 et 24 méritent un paragraphe à part pour étudier le cas des grains les plus gros. Ils y sont présents en grande quantité. Ces grains mesurent entre 50 et 150 microns en surface et les plus gros sont toujours trouvés en sous-surface avec une taille supérieure à 250 microns. Ces grains ne semblent pas adopter une texture particulière. Il faut tout de même souligner que les cartes d'orientation des régions présentant des changements d'épaisseur possèdent plus de cube dans le saut entre la marche la plus petite et celle du centre que n'importe où ailleurs dans les profilés escaliers. Cette zone présente aussi des fractions plus élevées en goss, cube tourné, et aléatoire, et plus faibles en laiton, cuivre et S, que dans les marches. Le changement d'épaisseur entre la marche centrale et la marche la plus épaisse présente un pourcentage de cube et de cube tournée proche de ce qui a été mesuré dans les marches. En revanche, cette zone présente plus d'aléatoire que dans les marches, et moins de cuivre, de S et de laiton. Enfin, il ne semble pas y avoir de répartition particulière des joints de grains dans les changements d'épaisseur puisque tous les types peuvent y être retrouvés autour des gros grains recristallisés comme des petits grains. De ce fait, pour conclure sur les changements d'épaisseur, la dynamique de recristallisation semble largement impactée par les déformations imposées et les frottements dans la filière dans cette région du profilé. La forme locale de changement de marche implique nécessairement des grands taux de déformation, issus du cisaillement lors de l'extrusion pour donner lieu à l'apparition de grains gros grossiers recristallisés dans ces zones, ce qui est corroboré par la littérature (Eivani et al., 2020).

2.3.3.2 Impact des paramètres d'extrusion et des caractéristiques microstructurales sur les propriétés mécaniques

Les paramètres d'extrusion ont impacté la microstructure des profilés extrudés en AA6082 ce qui a eu des répercussions sur leurs propriétés mécaniques. Les fluctuations des courbes de traction et du coefficient d'écroutissage vont être mis en vis-à-vis des points abordés plus hauts par rapport à la microstructure, et ceci en étudiant aussi l'impact de l'état de précipitation.

L'analyse des propriétés mécaniques du profilé plat et des profilés escaliers a montré bon nombre de points communs qu'il semble important de souligner, malgré leurs paramètres d'extrusions largement différents. En effet, le profilé plat a présenté des comportements voisins de la plus petite marche du profilé 23, avec un écart maximum compris entre 2% et 30% sur les limites élastiques et d'au plus 15% sur les résistances mécaniques. Cependant, ces profilés possèdent aussi des différences sur leurs courbes de traction, puisque l'ordonnancement des orientations sur les courbes de traction varie d'une marche à l'autre sur les escaliers. L'ordre des orientations classées par résistance mécanique croissante pour le profilé plat est similaire à ce qui peut être trouvé sur la grande marche des deux profilés escaliers, avec des résistances mécaniques toutefois moins élevées, allant de 350 MPa à 415 MPa, sur le profilé plat, contre 360 MPa (petite marche) voire 370 MPa (grande marche) à 420 MPa sur les escaliers. De plus, il peut aussi être noté que les allongements à la striction relevés sur le profilé plat sont environ 0,1 mm/mm plus faibles que ce qui a été mesuré sur les profilés escaliers. Les marches de ces deux profilés escaliers présentent de nombreuses similitudes avec des limites élastiques et résistances mécaniques proches, ce qui se traduit par un écart relatif pour chaque grandeur d'au plus 10%, en considérant une même orientation d'une même marche d'un profilé à l'autre. En revanche, il peut être noté que l'augmentation de l'épaisseur de chaque marche a eu pour effet d'accroître la limite élastique, la résistance mécanique et l'allongement à la striction de chaque orientation pour les deux profilés escaliers 23 et 24. Cela pourrait suggérer que le chemin de déformation a affecté les propriétés mécaniques, soit via les différences de texture d'une marche à l'autre, soit via les précipités, puisqu'ils n'ont pas pu être directement observés au cours de cette étude.

Contrairement aux courbes de traction, celles du coefficient de Lankford ont été radicalement modifiées par les conditions d'extrusion. En effet, en comparant le profilé plat avec les deux profilés escaliers et en procédant orientation par orientation et marche par marche, il est possible de voir que seules les orientations 0° et $22,5^\circ$ possèdent des comportements similaires d'un profilé à l'autre. La première est croissante à partir d'environ 0,2 et la seconde plutôt constante à 0,6, tout au long de la déformation. En revanche, les courbes de l'orientation 45° sont bien plus variables d'un profilé à l'autre, avec une croissance dans le domaine élastique, jusqu'à 1,8 pour le profilé plat, 1,4 pour la petite marche des profilés 23 et 24, 1,6 pour les marches centrales et 1,8 voire 2 pour les marches les plus épaisses, puis la courbe est ensuite décroissante de 0,2 à 0,4 jusqu'à la striction. Pour l'orientation $67,5^\circ$, elle est constante à environ 1,1 pour le profilé plat, mais croissante sur les escaliers, depuis 0,5 à 0,8 quelle que soit la marche du profilé 23, mais est très bruitée sur le profilé 24 ce qui limite la possibilité d'en extraire des valeurs caractéristiques. Pour l'orientation 90° , le coefficient de Lankford est constant tout au long de la déformation plastique à environ 1 pour le profilé plat, mais croissante d'environ 0,35 à 0,5 pour toutes les marches des deux profilés escaliers. Ces observations montrent plusieurs choses : la variation de texture entre les deux types de profilés impacte nettement le coefficient de Lankford, principalement les orientations 45° , $67,5^\circ$ et 45° . Aussi, la variation de texture d'une marche à l'autre des profilés escaliers semble avoir principalement impacté le coefficient de Lankford à 45° , puisque les autres courbes ne présentant pas de réelle variation d'un profilé à l'autre et d'une marche à l'autre.

Dans le cas du AA6082, le traitement thermique de vieillissement artificiel s'est aussi traduit par une modification des propriétés mécaniques. L'augmentation de la limite élastique était d'au moins 42 % (pour 45°) et d'au plus 51 % (pour $67,5^\circ$), la résistance mécanique n'a subi que des changements quasiment négligeables, avec 9 % d'augmentation au maximum, pour les orientations $67,5^\circ$ et 90° , et l'allongement à la striction est généralement divisé par deux. De ce fait, l'augmentation significative des limites élastiques, sans changement notable de résistance mécanique et avec la diminution de l'allongement à la striction, a « aplati » l'allure des courbes de traction, en réduisant drastiquement les coefficients d'écrouissages associés. Ceux-ci chutent d'au moins 130%, de 0,248 à 0,108 pour l'orientation 0° , et d'au plus 188%,

de 0,222 à 0,077 pour l'orientation $67,5^\circ$. Fait à noter, ces mesures d'augmentation des propriétés mécaniques a été cohérent avec ce qui a été mesuré dans la littérature sur des échantillons en AA6082-T6 (Chang et al., 2017), avec des limites élastiques comprises entre 390 et 410 MPa, et des résistances mécaniques entre 415 et 440 MPa. Enfin, comme pour les résistances mécaniques, le coefficient de Lankford a été peu affecté par le traitement T6, puisque la seule évolution notable est visible pour l'orientation 90° , qui subit une diminution de 20% de 1,084 en T4 à 0,857 en T6. Cependant, un tel changement ne semble pas cohérent avec ce qui a généralement été mesuré sur les échantillons, notamment ceux en AA6063, et pourrait provenir d'erreurs lors des mesures sur ces échantillons.

2.3.3.3 Influence de la cristallographie sur l'anisotropie

L'influence de la cristallographie sur les comportements mécaniques des profilés en AA6082 a été analysé au travers de trois méthodes : les mesures sur des éprouvettes polies et sollicitées en traction pour tracer les courbes contrainte/déformation et du coefficient de Lankford, mais aussi par l'application de la méthode CMTP.

Dans un premier temps, le polissage des éprouvettes issues du profilé plat a affecté les comportements mécaniques, que cela soit les courbes de traction ou celles du coefficient de Lankford. Pour les premières, le comportement général a été modifié par rapport aux échantillons non polis, et la limite élastique de chaque orientation a été légèrement augmentée, avec un maximum de 9%, qui est pour l'orientation 90° . Certaines résistances mécaniques ont diminué, de 7% pour 0° , de 3% pour $22,5^\circ$ et de 6% pour 45° , tandis que pour les orientations $67,5^\circ$ et 90° , elle a augmenté de 7% et 11%, respectivement. Enfin, chaque orientation a connu une réduction de l'allongement à la striction de 0,05 mm/mm, excepté 90° pour laquelle l'allongement n'a pas changé. Ainsi, il semble que la couche de grains recristallisés et de ceux affectés par le cisaillement ne joue pas un rôle significatif pour les propriétés mécaniques et que ce soit surtout la couche centrale qui dicte le comportement en traction, ce qui pourrait s'expliquer par la faible épaisseur polie pour cet alliage. Le polissage a aussi très peu affecté

le coefficient de Lankford, avec simplement une diminution de sa valeur pour l'orientation 45° de 1,80 à 1,58, soit 18%. Le polissage de 290 microns sur chaque côté des échantillons plat en AA6082-T4 a donc impliqué de modestes modifications de ses comportements mécaniques, ce qui est à mettre en vis-à-vis des seulement 20% que les deux couches représentent (580 microns) de l'épaisseur totale de 2900 microns.

La méthode CMTP a été appliquée sur les profilés en AA6082 en utilisant les textures mesurées, sur le profilé plat et sur les marches des profilés escaliers. Les résultats obtenus pour le profilé plat sont donnés en Figure 2.72, avec les courbes du calcul CMTP pour les textures fournies en Figure 2.48 superposées aux mesures expérimentales des échantillons initiaux (losanges) et pour ceux polis (carrés). Sur ce graphe, des mesures supplémentaires à 33° , $37,5^\circ$, $41,5^\circ$, $47,5^\circ$, $52,5^\circ$ et 55° ont été faites pour explorer le maximum expérimental du coefficient de Lankford suggéré par la méthode CMTP. Ce graphe semble montrer une bonne adéquation entre les valeurs expérimentales et les calculs CMTP, avec des variations bien reproduites, malgré un maximum mesuré à 45° alors qu'il est à 52° pour la méthode CMTP. L'écart maximum entre les valeurs calculées et mesurées est à 0° de 189% pour l'état initial et de 173% pour ceux qui ont été polis. Il est seulement autour de 100%, 30%, 45% et -30%, respectivement pour les angles $22,5^\circ$, 45° , $67,5^\circ$ et 90° pour les deux types échantillons sollicités.

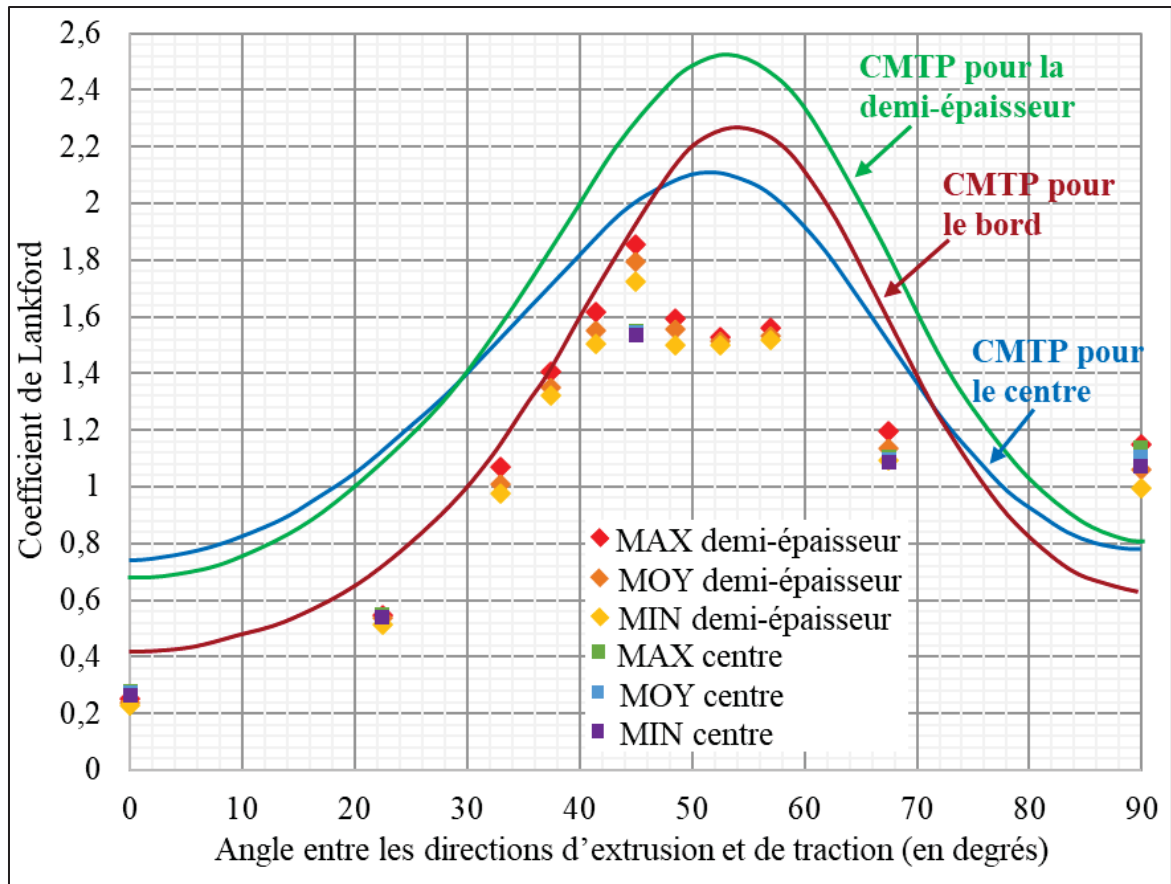


Figure 2.72 Courbes de la méthode CMTP comparées aux mesures prises sur les échantillons issus du profilé plat en AA6082, polis et non polis (centre)

Pour les trois marches des profilés escaliers 23 et 24, les courbes calculées par la méthode CMTP sont comparées aux valeurs expérimentales à la Figure 2.73 et Figure 2.74, respectivement. La méthode CMTP appliquée à ces échantillons a présenté des allures de coefficient de Lankford proches pour chacun avec une courbe qui croît d'abord jusqu'à un maximum à 52° puis décroît ensuite, tandis que les données ont présenté un maximum à 45°. Cette méthode fournit cependant des écarts variables, allant de 7% (orientation 45° pour la marche 3 du profilé 23) à 316% (orientation 67,5° pour la marche 2 du profilé 24), et qui ne semblent ni corrélés à une orientation, ou une marche d'un profilé en particulier. Ces divergences pourraient provenir de la méthode de catégorisation des orientations utilisée pour gagner du temps de calcul lors de l'application de la méthode CMTP.

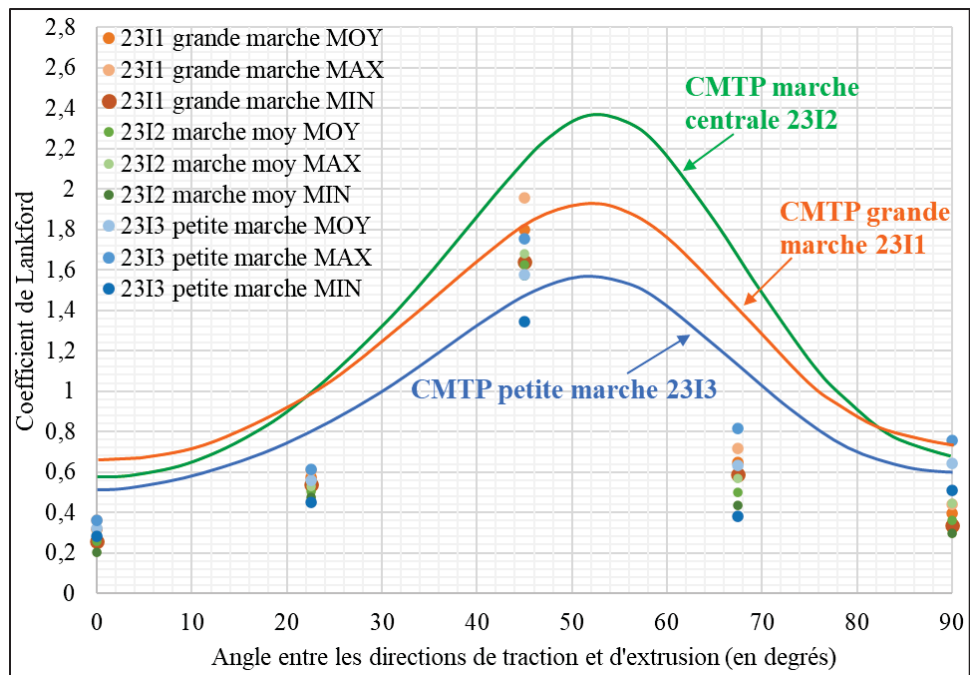


Figure 2.73 Courbes de la méthode CMT appliquée aux trois marches du profilé 23 et superposées aux données expérimentales

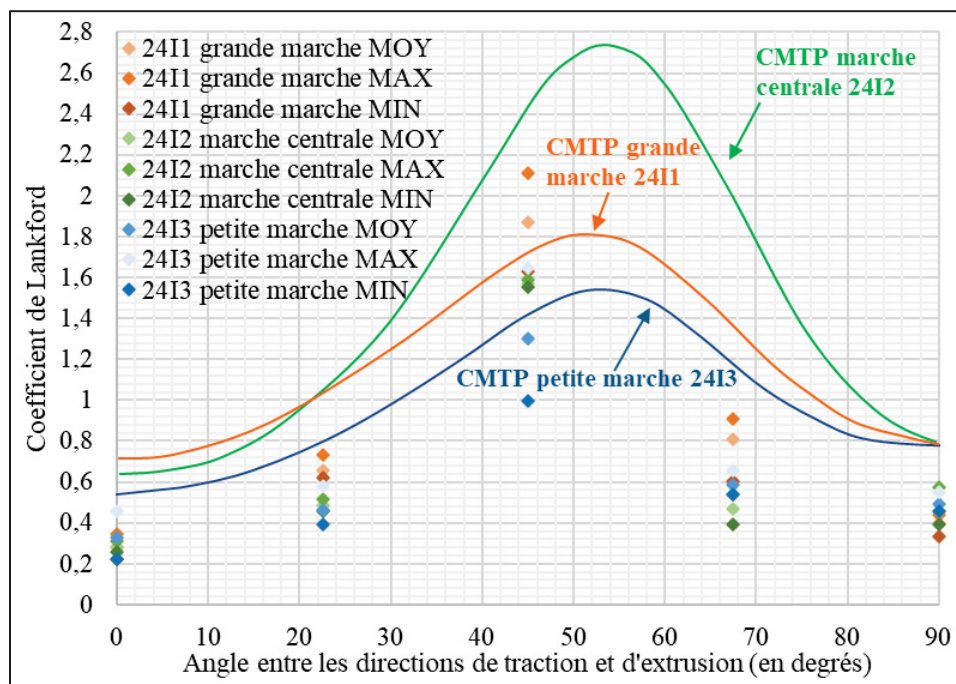


Figure 2.74 Courbes de la méthode CMT appliquée aux trois marches du profilé 24 et superposées aux données expérimentales

Pour l'alliage AA6082, la méthode CMTP fournit des résultats acceptables, qui reprennent les variations observées expérimentalement, mais en surestimant toutefois les valeurs calculées. Cependant, les écarts entre les mesures et les calculs sont assez grands et très variables, en étant compris entre 7% et 316%. Il est cependant important de noter que cette méthode ne connaît aucun problème tel que ceux qui avaient pu être rencontrés au niveau de la grande marche des profilés escaliers. Cela pourrait être lié au fait que la proportion de texture aléatoire dans les profilés en AA6082 est nettement plus faible que dans ceux en AA6063, ce qui permettrait de mieux prédire le coefficient de Lankford à partir d'orientations de référence clairement définies.

2.4 Synthèse sur les résultats expérimentaux

De façon générale, pour tous les profilés étudiés, il a été clair que les distributions de taille de grains et de joints de grains sont très analogues pour tous les échantillons d'un même alliage. Chaque alliage a présenté une couche de grains affectés par le cisaillement de la matière lors de l'écoulement à travers la filière, puisque cette zone est la plus prône à la recristallisation dû aux grands taux d'énergie qui y sont stockés. De plus, les différents types de joints de grains sont équirépartis dans toute l'épaisseur pour tous ces profilés. Cela montre que la morphologie des grains et la distribution des joints de grains ne sont pas affectés par les paramètres d'extrusion, étant donné qu'ils sont similaires pour tous ces profilés dont la mise en forme est radicalement différente. Des grains recristallisés équiaxes distribués sur toute l'épaisseur avec des grains colonnaires en surface sont trouvés dans ceux en AA6063, tandis que pour ceux en alliage AA6082, les grains adoptent une forme de pancakes, écrasés sur DN et allongés sur DT et DE, tout en présentant aussi des petits grains équiaxes, notamment près de bords en sous-surface, et des grains grossiers en surface.

Les deux alliages ont aussi présenté des différences notables au niveau de leurs textures cristallines. Plus spécifiquement sur les profilés en AA6063, leurs textures ont semblé plus

variables d'un profilé à l'autre, avec surtout du cube et des grains orientés aléatoirement, la présence des composantes S, goss, cuivre et laiton étant très marginale et constantes d'un profilé à l'autre. Il a été relevé que les textures ont été surtout influencées par la température d'extrusion et au chemin de déformation, bien plus qu'à la vitesse d'extrusion.

Les profilés en alliage AA6082 ont présenté une forte proportion de textures S et laiton, et des proportions bien plus faibles de cuivre, goss, cube et aléatoire. Certaines de ces composantes, comme le laiton, le cube et le cube tourné se sont révélées être sensibles aux conditions d'extrusion, avec des fractions variables en fonction des profilés, ce qui n'a pas été observé avec les composantes S, cuivre et goss. Cependant, cette conclusion met en valeur la faible plage de conditions testées pour cet alliage et des investigations plus poussées seraient nécessaires pour conclure pleinement sur la sensibilité de chaque composante aux paramètres du procédé. Plus localement, les échantillons en AA6082 ont mis en évidence le fait que le cisaillement lors du passage dans la filière induit une recristallisation suivie d'une croissance de grain d'une couche extérieure, avec des grains grossiers au niveau des surface, et d'une recristallisation seulement en profondeur avec un ensemble de grains équiaxes adoptant une texture laiton. En revanche, au centre, la texture est majoritairement composée de grains orientés en S et laiton, secondés par de faibles pourcentages de grains orientés en cube, goss, cuivre et aléatoirement.

Les propriétés mécaniques de tous les profilés en AA6063 ont généralement été du même ordre de grandeur en T4, tout comme en T6 et elles ont montré une certaine récurrence dans les valeurs d'un profilé à l'autre. Le traitement thermique de vieillissement artificiel a modifié les propriétés mécaniques de la même façon pour tous les échantillons testés, sans pour autant modifier l'anisotropie des courbes contrainte/déformation. Les limites élastiques et les résistances mécaniques sont ainsi améliorées mais c'est au détriment de l'allongement à la striction et du coefficient d'écrouissage. Généralement les limites élastiques sont comprises entre 60 MPa et 80 MPa pour ceux à l'état T4 et entre 150 MPa et 170 MPa pour ceux en T6, et avec des résistances mécaniques allant de 220 MPa à 260 MPa en T4, contre 260 MPa à 290 MPa en T6. Les propriétés mécaniques ont principalement semblé sensibles à la vitesse

d'extrusion, ce qui semble provenir d'un changement de cinétique de précipitation lors de l'extrusion.

Les profilés en AA6082 présentent, quant à eux, des limites élastiques bien plus élevées que ceux en AA6063, allant de 140 MPa à 160 MPa en T4, et de 260 MPa à 300 MPa en T6, et des résistances mécaniques allant de 350 MPa à 430 MPa en T4, et de 370 MPa à 410 MPa en T6. Le traitement thermique a affecté l'allure des courbes sans pour autant modifier l'anisotropie de ces profilés, et les profilés en AA6082 ont tous présenté des courbes contrainte/déformation de même allure, ce qui tend à démontrer que ces courbes ne sont pas pleinement sensibles aux paramètres d'extrusion.

Les mesures du coefficient de Lankford, qui est caractéristique de la façon dont les profilés se déforment, ont montré qu'il était bien plus dépendant de la texture que de la morphologie des microstructures, des joints de grains et de l'état thermique. Cela apporte de solides arguments en faveur du fait qu'il est principalement régi par la texture cristalline et les orientations cristallographiques. Enfin, son calcul par la méthode CMTP a apporté des résultats mitigés pour les échantillons analysés. Dans certains cas, elle apporte d'excellents résultats, tandis que dans d'autres, bien que les variations générales soient généralement captées (hormis pour les marches les plus épaisses des profilés escaliers en AA6063), les valeurs dévient souvent des mesures expérimentales, en étant sous-estimées dans le cas du AA6063, de parfois 150%, ou surestimées de 100% voire 300% dans le cas de certains profilés en AA6082.

2.5 Recommandations liées aux mesures expérimentales

À la lumière des résultats présentés et des différentes analyses qui ont été effectuées, il apparaît que différentes recommandations peuvent être formulées pour continuer ce projet et répondre à certaines questions qui restent en suspens.

Tout d'abord, l'étude des profilés escaliers en AA6063 extrudés à 500°C pourrait être effectuée pour comparer les résultats de leurs caractéristiques microstructurales et leurs propriétés mécaniques à celles des profilés du même type et extrudés à 440°C. Cette comparaison devrait permettre d'explorer différents points :

- Tout d'abord, il serait important de juger la variation de texture pour deux profilés réalisés avec seulement des températures d'extrusion différentes. Cela permettrait de juger de l'effet de la température sur la recristallisation du AA6063 et notamment sur l'apparition de la composante cube en répondant à la question suivante : possèdent-ils plutôt 20 à 40% de cube dans chaque marche (comme dans les escaliers n°3 à 6), ou plutôt 16-17% comme dans les profilés tube et plat, extrudés à 500°C ?
- Cette analyse de texture pourrait aussi être confrontée aux profilés tube et plat, avec lesquels la seule réelle différence sera une variation de chemin de déformation, puisque la température et la vitesse d'extrusion sont similaires au tube et au plat, dépendamment de l'échantillon considéré.
- L'étude des propriétés mécaniques des profilés escaliers extrudés à 500°C permettrait aussi d'analyser deux points : le premier serait de quantifier la variation des propriétés mécaniques pour deux profilés réalisés suivant la même géométrie et la même vitesse d'extrusion mais avec une température de préchauffage différente (440°C contre 500°C). Cela permettrait de suggérer des paramètres d'extrusion optima en fonction de la grille d'essai qui a été proposée à l'ANNEXE I. Le second point serait de juger l'existence d'une augmentation des propriétés mécaniques et voir si elles connaissent une amélioration substantielle par rapport aux profilés 3 à 6.
- L'analyse de la texture de ces escaliers extrudés à 500°C devrait aussi s'accompagner de mesures du coefficient de Lankford afin de juger de son effet sur l'anisotropie, notamment en regard des calculs fournis par la méthode CMTP. Plusieurs cas de figure pourraient se présenter, avec soit une texture et des coefficients de Lankford proches de ce qui a été observé sur les profilés 3 à 6, soit une texture différente et des coefficients de Lankford proches, soit une texture proche et des coefficients de Lankford différents, ou soit une texture et des coefficients de Lankford différents. Dans tous les cas de figure, l'analyse des variations devra s'accompagner d'un regard sur la

cinétique de formation des précipités lors de l'extrusion à 500°C, afin d'en tenir compte pour pondérer éventuellement l'effet de la cristallographie sur l'anisotropie.

Ensuite, cette étude pourrait être complétée avec plus d'échantillons en AA6082, notamment par le biais d'observations microstructurales et mécaniques sur les profilés 15 à 18 ainsi que sur le profilé 21. Ceci permettrait de :

- Juger de l'influence de la vitesse d'extrusion sur les profilés en AA6082 en comparant l'escalier n°21 au 24, pour visualiser notamment l'effet de l'augmentation de la vitesse d'avance sur la texture cristalline et sur les comportements mécaniques (courbes de traction et coefficient de Lankford). Il serait notamment intéressant de pouvoir apporter plus d'éléments à l'hypothèse de la croissance des précipités affectée par la vitesse d'extrusion qui a été développée sur l'alliage AA6063 et qui n'a pu être testée pleinement ici en raison de la plage de différence de seulement 2 mm/s entre le profilé n°23 et le 24.
- Confronter des profilés en alliage AA6082 extrudés à des températures différentes mais à des vitesses identiques, avec les escaliers n°15, 16 et 17 à mettre en vis-à-vis des 21, 22 et 23. Cette analyse est la même que celle qui a été conseillée pour le AA6063 et vise à étudier l'effet de la température seulement sur les caractéristiques microstructurales autant que sur les propriétés mécaniques, ce qui n'a pu être mis en pratique jusqu'à présent étant donné qu'il y avait plus d'un paramètre différent entre le plat et les escaliers en AA6082.
- Pouvoir comparer le profilé plat à des profilés escaliers à 500°C pour pouvoir fournir une étude plus approfondie de l'effet du chemin de déformation sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques du AA6082.

CHAPITRE 3

ALGORITHMES D'INTELLIGENCE ARTIFICIELLE APPLIQUÉS À LA PRÉDICTION DE PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES

Ce chapitre reprend les principes, les résultats et les faits saillants liés à l'utilisation des données de micro-traction, abordées dans le chapitre précédent, pour prédire les propriétés mécaniques par le biais d'un perceptron multicouches et d'une régression à vecteurs-soutiens. Après avoir analysé les données obtenues pour déterminer leur séparabilité, des architectures des réseaux de neurones sont proposées et un choix d'architecture optimale a été proposé. Les scores sont analysés puis finalement discutés en fonction de chaque sortie.

3.1 Travaux préliminaires sur les données mécaniques

Avant de procéder à l'application sur les algorithmes d'IA en tant que telle, il est nécessaire de parcourir les données obtenues afin de les rassembler en une base de données qui servira à l'entraînement et à la validation des performances des réseaux de neurones. La revue de littérature a mis en évidence l'absence de données permettant de caractériser des propriétés mécaniques de poutres extrudées en alliages AA6063 et AA6082, notamment en raison du manque de précisions sur les paramètres de fabrication utilisés. Il a donc semblé nécessaire de construire ladite base de données à partir de 0.

C'est donc à partir de 461 essais de traction valides menés qu'une base de données rassemblant les propriétés mécaniques mesurées a été construite. Elle reprend notamment les limites élastiques, les résistances mécaniques, les coefficients de Lankford à 5% de déformation et les coefficients d'écrouissage des échantillons testés. Pour chaque alliage, chaque condition et chaque angle, c'est la moyenne des trois ou quatre essais qui a été utilisée afin de caractériser chacune des quatre grandeurs mesurées, ce qui permet d'obtenir 132 échantillons, c'est-à-dire 132 n-uplets d'entrées et de sorties servant pour l'entraînement et la validation des réseaux de neurones. Les grandeurs définies comme entrées ont été choisies de sorte à caractériser du mieux possible l'extrusion, en l'état des connaissances actuelles. Ces grandeurs sont les

suivantes : l'alliage, la température de préchauffage du lopin, la vitesse d'extrusion, l'état thermique désiré après extrusion, l'angle entre la direction d'extrusion et de chargement, ainsi que trois rapports d'extrusion caractérisant la filière.

Pour un fonctionnement optimal des réseaux de neurones, il a été nécessaire que chacune des grandeurs moyennes soit normalisée en utilisant les extrema associés à chaque grandeur, en posant l'équation (3.1) suivante :

$$\bar{X} = \frac{X - X_{min}}{X_{max} - X_{min}} \quad (3.1)$$

où $\bar{X}$ est la grandeur normalisée, appartenant donc à l'intervalle [0,1], X est la grandeur considérée, X_{min} est la grandeur minimale et X_{max} est la grandeur maximale. Par exemple, si X est la limite élastique, X_{min} et X_{max} sont, respectivement, les plus petite et plus grande limites élastiques moyennes calculées parmi toutes celles obtenues pour chaque n-uplet de paramètres spécifiques (alliage, vitesse, température, ratios d'extrusion, état thermique et angle). De ce fait, pour reprendre pour exemple des limites élastiques, elles ont été normalisées de sorte à donner une valeur comprise entre 0 et 1, avec 0 correspondant à 49,9 MPa et 1 correspondant à 300,6 MPa. Le Tableau 3.1 liste l'ensemble des valeurs extrêmes associées à chaque grandeur, et l'ensemble des 132 n-uplets contenant les données normalisées est fourni en ANNEXE VII.

Tableau 3.1 Valeurs extrêmes associées à chaque grandeur d'entrée et de sortie

	Grandeur	Valeur minimale	Valeur maximale
Entrées	Alliage	6000	7000
	Température	400°C	600°C
	Vitesse d'extrusion	1 mm/s	25 mm/s
	États thermiques	O, T4 et T6 (codés en 0, 0,1 et 0,2 respectivement)	
	Angle	0°	90°
	Rapports d'extrusion 1	0,283	3,816
	Rapports d'extrusion 2	0,044	0,514
	Rapports d'extrusion 3	0,050	12,479

Sorties	Limite élastique	49,9 MPa	300,6 MPa
	Résistance mécanique	223,4 MPa	428,0 MPa
	Coefficient de Lankford	0,125	2,050
	Coefficient d'écrouissage	0,074	0,308

Avant de proposer des architectures possibles pour les deux réseaux qui seront étudiés par la suite, il est nécessaire d'étudier la séparabilité des variables de la base de données. Ceci doit permettre d'éventuellement simplifier les réseaux en éliminant certaines entrées et/ou sorties, dans le cas où deux variables seraient uniquement liées entre elles, ou une ne serait liée à aucune autre. Une matrice de corrélation permet de répondre à ce besoin en explicitant les liens qui existent entre les variables et leurs intensités, sans pour autant fournir d'équation mathématique. Deux variables fortement corrélées vont obtenir un score proche de 1 en valeur absolue, tandis que deux variables peu corrélées auront un score proche de 0. Une couleur et un signe sont aussi apposés aux scores pour faciliter la lecture des liens : si la corrélation est décroissante (les deux grandeurs varient de façon opposée, avec une qui croît quand l'autre décroît, et inversement), alors le score est négatif avec une couleur chaude, si la corrélation est croissante, (les deux grandeurs suivent les mêmes variations), alors le score est positif et associé d'une couleur froide. Bien qu'il n'existe pas formellement de seuil pour parler de corrélation entre deux variables, il pourrait être proposé, dans le présent projet, que 0,8 soit la limite (en valeur absolue) pour dire que deux variables ont un effet notable l'une sur l'autre.

En appliquant ce principe aux données obtenues dans le cadre du présent projet, la matrice des corrélations a été tracée en Figure 3.1 à partir des n -uplets fournis à l'ANNEXE VII. Elle montre qu'il existe des liens d'une intensité assez moyenne entre la limite élastique et le rapport d'extrusion $R2$ (0,46), la température de préchauffage (0,47), la vitesse d'extrusion (-0,49), l'alliage (0,62) et l'état thermique (TT, 0,68). Il n'y a par contre pas de lien tangible entre la limite élastique et les rapports d'extrusion $R1$ (0,07) et $R3$ (0,19) ainsi que l'angle entre les directions et de traction (0,0). De même, la résistance mécanique est fortement corrélée avec l'alliage (0,94), et le coefficient d'écrouissage est grandement lié avec l'état thermique (-0,88), et il est moyennement lié avec la température de préchauffage (-0,46) et le deuxième rapport

d’extrusion (-0,45). Enfin, le coefficient de Lankford semble peu corrélé avec chacune des grandeurs proposées en entrées, le maximum étant de 0,46 avec l’angle entre les directions d’extrusion et de traction. La matrice sur cette figure indique que pour prédire la limite élastique, il n’est pas indispensable de tenir compte de l’angle entre les directions d’extrusion et de traction et des rapports d’extrusion $R1$ et $R3$. De même, pour calculer la résistance mécanique, il pourrait suffire de ne tenir compte que de l’alliage et de négliger les autres grandeurs. Cependant, il a été fait le choix de toutes les conserver pour le calcul de chaque sortie afin d’essayer de minimiser les biais dus à l’absence de certaines grandeurs.

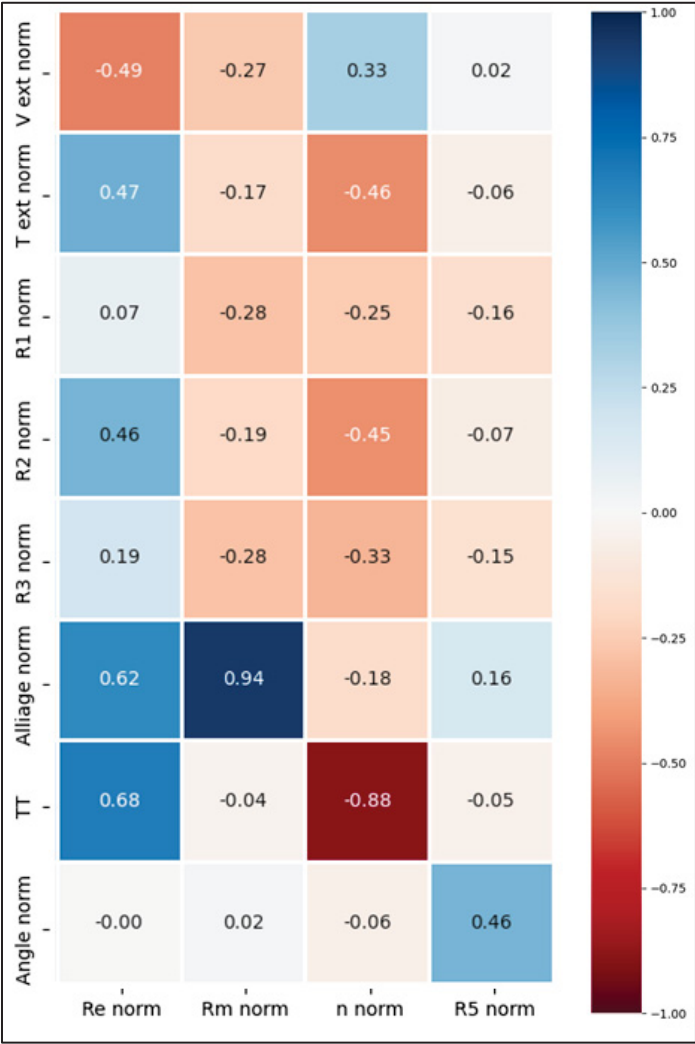


Figure 3.1 Matrice des corrélations entre les entrées et les sorties des réseaux de neurones

3.2 Architectures des perceptions multicouches et des régressions à vecteurs-supports

La définition de l'architecture des réseaux de neurones a été basée sur les architectures relevées dans la littérature pour des problèmes similaires, c'est-à-dire ayant comme spécificité le fait de comporter peu de données. Un point notable qui mérite d'être relevé ici est l'étude de (Ostad Shabani & Mazahery, 2011), sur les propriétés mécaniques de l'alliage Aluminium-Silicium de fonderie A356, qui a montré qu'utiliser différents réseaux de neurones pour prédire chacun une sortie, plutôt qu'un seul proposant quatre sorties, améliore grandement la précision des résultats calculés. C'est donc ce type d'architecture qui a été retenue ici et chaque MLP sera optimisé pour chaque sortie unique, c'est-à-dire pour la limite élastique, pour la résistance mécanique, pour le coefficient d'écrouissage et pour le coefficient de Lankford. Cela permettra notamment de comparer les performances de chaque MLP dédié avec les SVR associés à chaque sortie, puisqu'un SVR ne peut de facto en prédire qu'une.

La revue de littérature a aussi mis en valeur des architectures de MLP qui seront reprises comme base pour le présent projet, et qui sont rappelées brièvement ci-dessous :

- Pour (Ostad Shabani & Mazahery, 2011), quatre MLP sont utilisés avec deux entrées pour une seule sortie. Tous ont une seule couche cachée comportant quatre, six ou huit neurones. L'erreur quadratique moyenne est utilisée comme critère de sélection
- Pour (Sharma & Ahmad Khan, 2023), deux MLP sont employés, avec cinq entrées, une couche cachée de douze neurones et une sortie. L'ajustement des paramètres du réseau est fait à partir de l'algorithme de Levenberg–Marquardt.
- L'architecture retenue du MLP chez (Ali et al., 2019) comprend quatre entrées, suivies d'une couche cachée de cinq neurones, et quatre sorties. La fonction sigmoïde est utilisée comme fonction d'activation. L'algorithme de rétropropagation du gradient est employé pour ajuster les poids et les biais du réseau, en prenant comme fonction de coût l'erreur quadratique moyenne entre la sortie du réseau et les valeurs cibles.
- Le MLP utilisé par (Maitra & Shi, 2023) comporte sept entrées, une couche cachée de 299 neurones et une seule sortie. Cette architecture a été choisie en effectuant une recherche en grille sur une à trois couches cachées, avec un à 300 neurones sur chacune,

testant différentes fonctions d'activation : aucune, sigmoïde, tangente hyperbolique et ReLU, qui fournit, dans cette étude, les meilleurs résultats par rapport aux trois autres. L'algorithme L-BFGS est utilisé pour minimiser la fonction de coût. Les biais ont été initialisés à 0 et les poids à chaque époque ont été déterminés en utilisant la technique d'initialisation de Glorot.

De même, les SVR rencontrés à travers la littérature ont apporté les architectures suivantes :

- Trois SVR avec trois entrées sont testés avec différentes fonctions noyaux par (Shuangsheng et al., 2012), c'est-à-dire la fonction sigmoïde, la fonction linéaire, le calcul polynomial et la fonction RBF, qui fournit, dans cette étude, les meilleurs résultats.
- Pour (Kanumuri et al., 2015), quatre SVR sont utilisés avec deux entrées, et les paramètres d'entraînement ont été initialisés avec une fonction de coût constante égale à 10, un seuil $\varepsilon = 0,01$, la fonction RBF comme fonction noyau et son paramètre $\sigma = 30$, son paramètre de régularisation n'est cependant pas précisé.
- Pour (Maitra & Shi, 2023), les SVR ont été utilisés en prenant une fonction de coût constante et variant entre 0,001 et 1000, et un seuil ε variant de 0,0059 à 594,5145. Différentes fonctions noyaux sont testées : linéaire, quadratique, cubique et gaussienne. La fonction polynomiale d'ordre 3, avec un coût $c = 0,3305$ et $\varepsilon = 0,0211$ est retenue.

Ces architectures ont été sélectionnées pour faire une recherche en grille (*grid search* en anglais) et choisir les paramètres fournissant les erreurs les plus faibles pour chaque grandeur de sortie. Une recherche en grille est un algorithme de recherche d'un fonctionnement optimal mis en œuvre en testant une à une toutes les combinaisons d'un ensemble possible de paramètres, en répertoriant l'erreur à chaque itération de sorte à récupérer le n-uplet de paramètres qui permet d'obtenir l'erreur la plus faible. La recherche en grille a donc été articulée autour des architectures relevées dans la littérature, tout en étoffant les possibilités, et elle a été effectuée sur 80% des données (les 20% restant servant à la validation, après choix des hyperparamètres), avec les hyperparamètres présentés dans le Tableau 3.2 pour les MLP

et dans le Tableau 3.3 pour les SVR. Cette recherche en grille a été réalisée à partir de la fonction `GridSearchCV` de la bibliothèque Scikit-Learn (SKlearn). À chaque fois, le coefficient de détermination linéaire de Pearson dit R^2 a été utilisé comme score, c'est-à-dire comme mesure des écarts entre les valeurs calculées et désirées. Un découpage en 5 blocs des 80% des données a été utilisé avec cette fonction pour faire une validation croisée. Les autres paramètres étaient ceux proposés par défaut. Au cours de ces recherches en grille, la fonction `GridSearchCV` procède à une validation croisée pour ajuster les hyperparamètres des réseaux. La validation croisée consiste à diviser un ensemble de données en k -blocs (d'où le nom en anglais, *k-fold cross validation*) et à utiliser $k - 1$ blocs pour l'entraînement et le dernier bloc restant pour la validation. Cette technique permet d'assurer un entraînement sur une grande variété de données par rapport à un entraînement classique, et de limiter les risques de sur ou sous-apprentissage.

Le Tableau 3.2 rassemble les différents hyperparamètres retenus à optimiser pour les MLP. La première ligne donne le nombre de neurones par couches cachées à tester, de la forme (x, y, z) où x , y et z représentent le nombre de neurones sur la première couche cachée, la deuxième couche cachée et la troisième couche cachée, respectivement. La deuxième ligne présente les fonctions d'activation sur chaque neurone, où « logistique » renvoie à la fonction sigmoïde logistique, Tanh à la fonction tangente hyperbolique, et ReLU à la rampe unitaire. La troisième ligne donne le choix entre deux solveurs, qui correspondent aux algorithmes utilisés pour l'optimisation des poids, le solveur SGD faisant référence à l'algorithme du gradient stochastique, et l'algorithme LBFGS correspond à l'algorithme de Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno à mémoire limitée. Le taux d'apprentissage, à la quatrième ligne, peut être constant, « invscaling » ou adaptatif : dans le premier cas, il est constant et la valeur par défaut (utilisée dans ce projet) est de 0,001. Dans le deuxième cas, il diminue progressivement en fonction d'une loi puissance dépendant de l'incrément de temps t , comme décrit à l'équation (3.2)

$$\eta_n = \frac{\eta_0}{t^{0,25}} \quad (3.2)$$

Dans le troisième cas, un taux d'apprentissage adaptatif est maintenu constant à une valeur initiale (par défaut égale à 0,001) tant que l'erreur d'entraînement diminue, sinon, le taux est

divisé par 5. À la cinquième ligne, alpha correspond au paramètre de régularisation, dit régularisation $L2$, qui impacte les poids attribués à chaque neurone, de sorte qu'un alpha élevé réduit lesdits poids et réduit la complexité globale du modèle. Enfin, le nombre maximal d'itérations de calcul pour obtenir des solutions à chaque tentative d'optimisation vient à la dernière ligne.

Tableau 3.2 Hyperparamètres testés pour l'optimisation des MLP

Nombre de neurones par couches cachées	(4), (6), (8), (10), (100), (4,100), (6,100), (8,100), (10,100), (100,100), (50,75,100)
Activation	Logistique, Tanh, ReLU
Solveur	SGD, LBFGS
Taux d'apprentissage	Constant, Invscaling, Adaptatif
Alpha	0,01, 0,05, 0,001, 0,005, 0,0001
Nombre maximal d'itérations	1000000000

Le Tableau 3.3 liste les hyperparamètres pour les SVR, avec d'abord, sur la première ligne, le paramètre epsilon qui précise le diamètre du tube autour de la régression, tube dans lequel un maximum de données doit être trouvé. Ensuite, vient la tolérance qui règle la tolérance du critère d'arrêt, elle sert à valider la convergence de l'algorithme. Ensuite, à la troisième ligne sont proposées différentes fonctions noyaux, dont les degrés pour la fonction polynomiale sont à choisir à la quatrième ligne. Gamma correspond au coefficient des fonctions noyaux Polynomial, Sigmoid et RBF. Enfin, C correspond au paramètre de régularisation, dont l'intensité est inversement proportionnelle à C .

Tableau 3.3 Hyperparamètres testés pour l'optimisation des SVR

Epsilon	0,1, 0,01, 0,001, 0,0001
Tolérance	0,1, 0,01, 0,001, 0,0001
Noyaux	Linéaire, Polynomial, Sigmoid, RBF

Degrés de la fonction polynomiale	2, 3 et 4
Gamma	De 5 en 5 de 0 à 35
C	De 10^{-10} à 10 par puissance de 10

Les architectures retenues pour chaque grandeur analysée sont fournies au Tableau 3.4 pour le MLP et au Tableau 3.5 pour le SVR. Ces architectures sont différentes d'une grandeur à l'autre et ce pour chaque type de réseau. Par exemple, pour les MLP, deux couches cachées de 4 et 100 neurones fournissent les meilleurs résultats pour la limite élastique, deux couches de 8 et 100 neurones sont proposées pour la résistance mécanique, tandis qu'une seule couche de 100 neurones et une seule de 8 neurones sont proposées pour le coefficient d'écrouissage et le coefficient de Lankford, respectivement. Les fonctions d'activations retenues sont ReLU pour la limite élastique, et tangente hyperbolique pour les autres grandeurs. Le solveur est toujours LBFGS. Le taux d'apprentissage est adaptatif pour la limite élastique, la résistance mécanique et le coefficient d'écrouissage, tandis qu'il est « invscaling » pour le coefficient de Lankford. Alpha est de 0,0001 pour la limite élastique, 0,01 pour la résistance mécanique, et de 0,001 pour les coefficients d'écrouissage et de Lankford.

Tableau 3.4 Hyperparamètres retenus pour le MLP de chaque grandeur testée

	Limite élastique	Résistance mécanique	Coefficient d'écrouissage	Coefficient de Lankford
Nombre de neurones par couches cachées	(4, 100)	(8, 100)	(100)	(8)
Activation	ReLU	Tanh	Tanh	Tanh
Solveur	LBFGS	LBFGS	LBFGS	LBFGS
Taux d'apprentissage	Adaptatif	Adaptatif	Adaptatif	Invscaling
Alpha	0,0001	0,01	0,001	0,001

Nombre maximal d'itérations	1000000000	1000000000	1000000000	1000000000
Score	R^2	R^2	R^2	R^2

Tableau 3.5 Hyperparamètres retenus pour le SVR de chaque grandeur testée

	Limite élastique	Résistance mécanique	Coefficient d'écrouissage	Coefficient de Lankford
Epsilon	0,01	0,001	0,01	0,01
Tolérance	0,01	0,1	0,1	0,0001
Noyau	Polynomial	Polynomial	Polynomial	Polynomial
Degrés de la fonction polynomiale	2	3	2	2
Gamma	30	25	15	20
C	0.1	1	10	1

3.3 Résultats fournis par les réseaux de neurones et discussions

3.3.1 Entraînement et validation

Au cours de la validation croisée en utilisant 80% des données, les réseaux de neurones ont tous fournis un score d'entraînement, calculé avec le coefficient R^2 , et ceux-ci sont répertoriés au Tableau 3.6. Ce tableau montre que les scores d'entraînement sont les plus hauts pour la résistance mécanique, avec 96% pour le SVR et près de 95%, et les plus bas pour le coefficient de Lankford avec 61% pour le MLP et 27% pour le SVR. Cela laisse à penser que les performances en mode validation seront les plus élevées pour la résistance mécanique et les plus basses pour le coefficient de Lankford.

Il semble important de signaler ici que l'optimisation des hyperparamètres a été largement plus courte pour les MLP que pour les SVR, avec à chaque fois un temps requis de quelques minutes pour les premiers, alors qu'il variait entre 55 et 60 heures pour les seconds. Ceci peut s'expliquer par la complexité des opérations à effectuer lors du calcul des fonctions noyaux sur les données présentées pour la validation. Compte-tenu des scores du même ordre de grandeur pour les trois premières grandeurs du tableau, cette différence de temps de calcul donne donc un avantage aux MLP.

Tableau 3.6 Scores d'entrainement des différents algorithmes pour chaque grandeur

	Limite élastique	Résistance mécanique	Coefficient d'écrouissage	Coefficient de Lankford
MLP	93,7 %	94,6 %	88,1 %	61,4 %
SVR	92,5 %	96,0 %	91,3 %	26,7 %

Un tirage de validation avec les réseaux a été réalisé sur 26 échantillons (correspondant aux 20% de validation des 132 échantillons), avec un mélange aléatoire des données de chaque grandeur pour ce calcul. Des erreurs variables sont apparues entre les sorties calculées et désirées, et ces résultats sont donnés en ANNEXE VIII, avec le Tableau-A VIII-1 donnant les valeurs utilisées pour le tirage pour chaque grandeur, et le Tableau-A VIII-2 donne l'erreur relative en pourcents entre la valeur désirée du Tableau-A VIII-1 et la valeur calculée par le réseau de neurones. Le Tableau 3.7 synthétise ces résultats en donnant la moyenne et l'écart-type des 26 erreurs de prédictions du Tableau-A VIII-2, et le Tableau 3.7 montre que les prédictions fournies par les MLP présentent des erreurs plus faibles que les SVR, avec des valeurs moyennes et des écart-types d'erreurs plus faibles. Aussi, les erreurs entre les sorties désirées et calculées pour la résistance mécanique sont très intéressantes en dépit du faible nombre de données : par rapport aux autres grandeurs, elle est de 3,5% pour le MLP et de 5,4% pour le SVR. En revanche, pour les autres grandeurs, les résultats sont plus mauvais parce qu'ils présentent des erreurs plus élevées, et celles-ci sont très variables d'un échantillon à

l'autre. Le résultat le plus mauvais est trouvé pour le coefficient de Lankford avec des erreurs allant jusqu'à 42,1% pour le MLP et jusqu'à 147,6% pour le SVR, en valeur absolue.

Tableau 3.7 Moyennes et écarts-types de validation pour chaque grandeur et chaque réseau, pour un tirage

$\sigma \pm 2. \mu \%$	Limite élastique	Résistance mécanique	Coefficient d'écrouissage	Coefficient de Lankford
MLP	$12,3 \pm 33,7 \%$	$3,5 \pm 9,2 \%$	$6,8 \pm 21,9 \%$	$17,4 \pm 45,2 \%$
SVR	$17,5 \pm 48,5 \%$	$5,4 \pm 15,6 \%$	$7,2 \pm 25,1 \%$	$20,4 \pm 68,7 \%$

Une analyse des valeurs répertoriées dans le Tableau-A VIII-2, qui donne l'erreur relative en pourcents entre les valeurs désirées et calculées par le réseau de neurones et montre que pour chaque grandeur, montre qu'il ne semble pas y avoir de corrélation particulière entre les valeurs prédites et les caractéristiques d'entrée. Il n'est ainsi pas possible de dire que, par exemple, les propriétés mécaniques des échantillons plats en AA6082-T6 présentent plus d'erreurs que celles des échantillons escaliers en AA6063-T4, ce qui trahit le manque général de données et non pas un manque ciblé sur un certain type d'échantillons en particulier.

3.3.2 Discussions sur les performances

Les performances plutôt mauvaises des MLP et des SVR permettent de questionner la qualité des données utilisées pour l'entraînement et la validation. En traçant leur distribution, il est possible d'observer des répartitions de données qui sont différentes suivant les grandeurs considérées, généralement en deux voire trois ensembles distincts. Pour les résistances mécaniques, qui est la grandeur avec le plus haut score d'entraînement et de validation, la Figure 3.2 montre que le nombre d'occurrences, regroupées par intervalles de 10 MPa en abscisses, et est divisé en deux groupes : un premier ensemble de données entre 220 MPa et 320 MPa, identifiables comme étant celles des échantillons en AA6063, et un second ensemble

de données entre 350 MPa et 430 MPa, correspondant aux profilés en AA6082. Cette distribution met en évidence une nette distinction entre les profilés en alliage AA6063, avec les résistances mécaniques les plus basses, par rapport à ceux en AA6082, avec les résistances mécaniques les plus hautes. Cela permet d'expliquer en partie la forte corrélation (0,94) qui avait pu être observée sur la matrice des corrélations en Figure 3.1 entre la résistance mécanique et l'alliage. La Figure 3.2 montre aussi qu'outre les échantillons escaliers, il existe aussi un étagement des valeurs des profilés en état T4 (résistances mécaniques inférieures) et de deux en état T6 (résistances supérieures). Le fait de pouvoir distinctement différencier les résistances mécaniques explique l'obtention de hauts scores sur la prédiction de résistance mécanique.

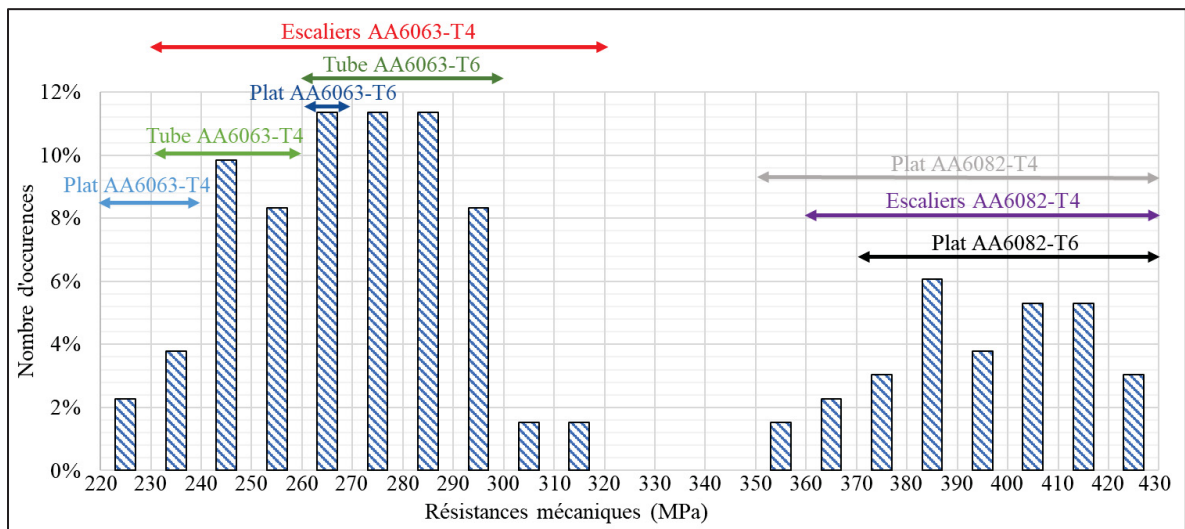


Figure 3.2 Répartition des résistances mécaniques des 132 échantillons

Cependant, les scores sont mauvais sur les prédictions des limites élastiques, des coefficients d'érouissage et des coefficients de Lankford, et leurs distributions sont données en Figure 3.3, Figure 3.4 et en Figure 3.5 respectivement.

La Figure 3.3 montre qu'il existe un certain chevauchement des limites élastiques avec les valeurs pour les profilés tube et plat en AA6063-T4 qui sont sur la même plage que celles pour les escaliers en AA6063-T4, c'est-à-dire entre 70 MPa et 80 MPa. De même, entre 160 MPa

et 170 MPa, trois types de profilés possèdent des limites élastiques dans cet intervalle : les tubes en AA6063-T6, les plats en AA6082-T4 et les plats en AA6063-T6. En choisissant donc certaines valeurs particulières, les limites élastiques des profilés ne peuvent pas être aussi facilement distinguées que les résistances mécaniques., et de ce fait, l'identification claire d'une valeur au sein d'un intervalle de regroupement n'est pas possible non plus. Cette absence d'identification claire se traduit notamment sur la matrice de corrélations par un coefficient de corrélation à 0,68 pour le lien entre l'état thermique et la limite élastique.

La Figure 3.4 montre que les coefficients d'écrouissage sont répartis entre 0,075 et 0,350, avec deux groupes principaux : une petite partie entre 0,075 et 0,175, et une grande partie entre 0,200 et 0,350. L'analyse des données dans le CHAPITRE 2 permet de voir que ces deux groupes correspondent en fait respectivement aux échantillons en états T6 et T4. Or, il n'est pas possible de distinguer clairement les autres caractéristiques d'entrée, ce qui ne permet pas de classer aisément les données et donc d'obtenir des prédictions fiables.

Différents points permettent de comprendre pourquoi les performances sont médiocres pour la prédiction du coefficient de Lankford. Tout d'abord, la matrice des corrélations donnée en Figure 3.1 montre que la plus forte corrélation du coefficient de Lankford est avec l'angle entre les directions d'extrusion et de traction, avec 0,46, ce qui est très faible et ne permet donc pas d'avoir réellement une corrélation suffisante pour produire une régression de bonne qualité. Ensuite, cette observation est appuyée par les scores médiocres à l'entraînement, avec 61% pour le MLP et 27% pour le SVR, ce qui indique que les données fournies en entrée et en sortie pour le coefficient de Lankford ne permettent pas d'optimiser pleinement les paramètres des réseaux de neurones. Enfin, ceci pourrait être expliqué par la distribution des données, qui est présentée en Figure 3.5. Celle-ci montre qu'environ 75% des coefficients de Lankford mesurés sont compris entre 0,2 et 0,8, mais environ 25% sont aussi compris entre 0,8 et 2,2. Ce type de répartition est largement problématique puisqu'elle ne permet pas de séparer distinctement les données en fonction de l'alliage ou de la vitesse d'extrusion par exemple. D'autre part, tous les profilés testés ont présenté des valeurs comprises entre 0,2 et 0,8, mais seulement une partie d'entre eux ont présenté des valeurs entre 0,8 et 2,2, à savoir les profilés escaliers en AA6063

pour l'orientation 90° , mais les profilés plat en AA6082 pour les orientations 45° , $67,5^\circ$ et 90° , et pour les escaliers du même alliage avec l'orientation 45° . De ce fait, ce genre de répartition des données, combiné à leur nombre assez faible, nuit certainement à la précision des deux réseaux chargés d'effectuer les prédictions.

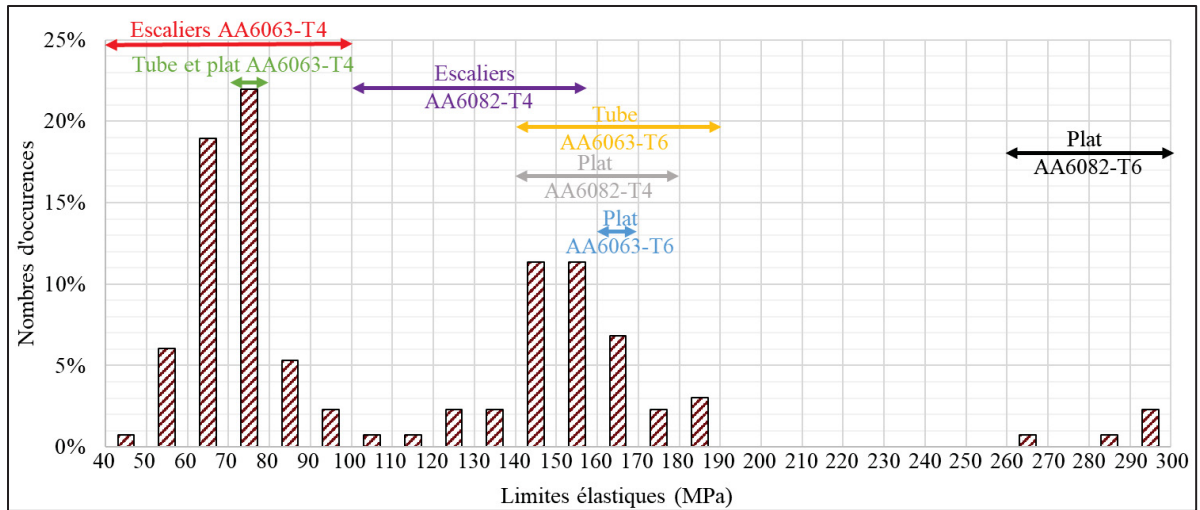


Figure 3.3 Répartition des limites élastiques des 132 échantillons

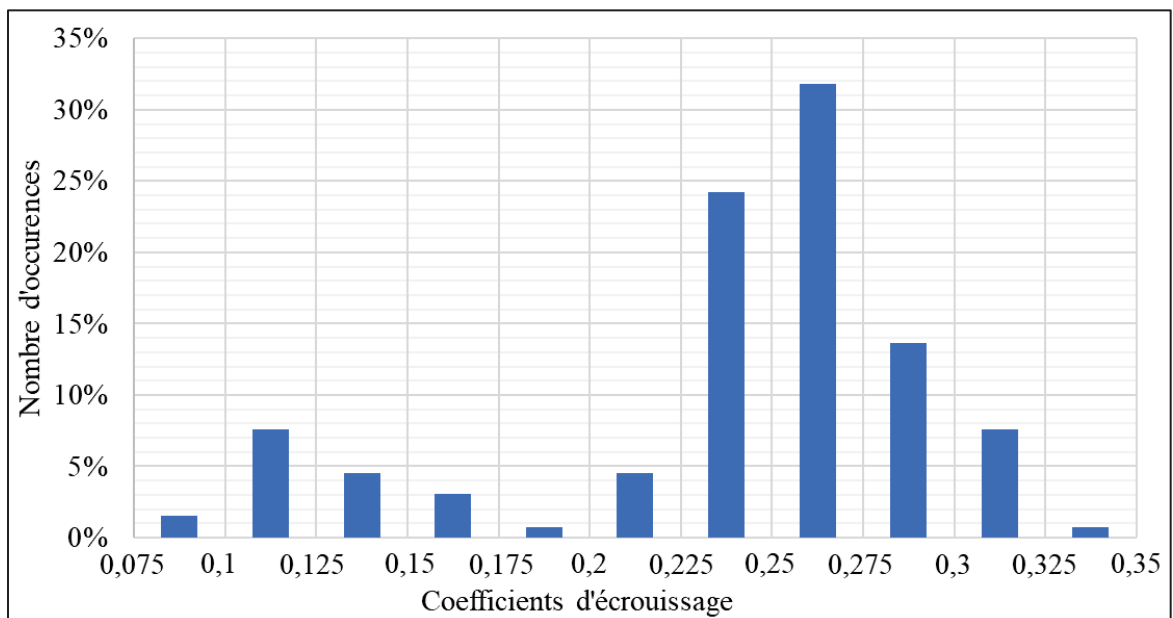


Figure 3.4 Répartition des coefficients d'écrouissage des 132 échantillons

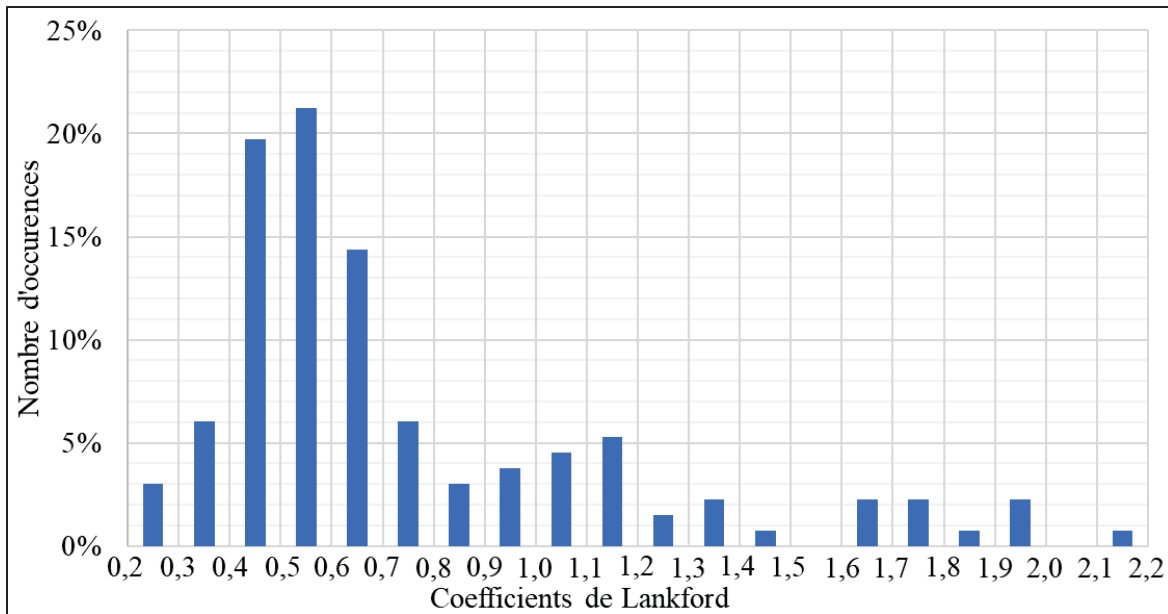


Figure 3.5 Répartition des coefficients de Lankford des 132 échantillons

3.4 Conclusions et recommandations liées aux réseaux de neurones

Les résultats fournis par les MLP et les SVR sont satisfaisants uniquement pour la prédiction de la résistance mécanique, mais ils restent bien en deçà des attentes pour fournir une application fiable pour les autres grandeurs. Les erreurs sur les résultats fournis par les deux types d'algorithmes étaient du même ordre de grandeur, avec un léger avantage pour les MLP cependant. De plus, l'optimisation des hyperparamètres lors de la recherche en grille des réseaux a toujours été effectuée en quelques minutes pour les MLP contre entre 50 à 60 heures pour les SVR. Cela permettrait de conclure que les MLP peuvent fournir des outils plus performants pour le calcul des propriétés mécaniques de profilés extrudés par IA.

L'analyse des données montre que leur faible spectre mériterait d'être élargi pour espérer fiabiliser les performances des réseaux. En effet, les 132 échantillons ne permettent pas d'assurer une bonne stabilité pour chacun des algorithmes utilisés, en témoignent notamment les erreurs d'entraînement et de validation pour la limite élastique, le coefficient d'écrouissage et le coefficient de Lankford. De ce fait, il semble important d'agrandir le nombre de données

utilisées, notamment en utilisant les échantillons escaliers non testés mais reçus dans le cadre du projet.

L'utilisation des échantillons disponibles pourrait permettre de rééquilibrer les données en testant les échantillons qui n'ont pas pu l'être faute de temps. Cela impliquerait notamment de tester ceux en AA6082 qui sont largement minoritaires par rapport à ceux en AA6063. De même, il est important de noter que les échantillons en état thermique T4 sont largement surnuméraires par rapport à ceux en état T6, et rééquilibrer les données devrait être fait en tentant d'élargir le spectre de ceux traités thermiquement, même si cela ne permet pas d'obtenir des résultats scientifiques significatifs et supplémentaires sur l'anisotropie.

CONCLUSIONS

Dans l'espoir de prédire les propriétés mécaniques de poutres extrudées, ce projet de recherche a tenté d'explorer l'anisotropie de profilés extrudés en alliages AA6063 et AA6082, d'utiliser la méthode CMTP pour calculer leur coefficient de Lankford, et de mettre en place des algorithmes d'intelligence artificielle pour prédire leurs propriétés mécaniques.

Les données et les protocoles mis en œuvre dans cette thèse ont permis d'aboutir à différentes conclusions à propos des observations expérimentales, sur la microstructure, la texture cristalline et de l'anisotropie, et grâce à une étude systématique d'un grand nombre de conditions d'élaboration, :

- Les neuf profilés extrudés qui ont été analysés au cours de ce projet ont présenté des distributions de taille de grains et de joints de grains très analogues pour un même alliage, et ce, quelle que soit la forme du profilé final. Des grains recristallisés équiaxes sont distribués sur la majeure partie de l'épaisseur des profilés en AA6063, avec des grains colonnaires en surface. Dans les profilés en AA6082, les grains sont petits sur la majorité de l'épaisseur, avec une forme de pancakes à cœur et devenant équiaxes en se rapprochant des bords, avec à la surface des grains grossiers recristallisés.
- Chaque alliage a présenté une couche de grains différents en surface. Le cisaillement de la matière lors de l'écoulement à travers la filière, change la morphologie de ces grains et l'énergie stockée ainsi que les températures locales peuvent justifier la texture de déformation et la recristallisation de ces régions.
- Les différents types de joints de grains sont équirépartis dans toute l'épaisseur pour tous ces profilés. Cela montre que la morphologie des grains et la distribution des joints de grains ne sont pas affectés par les paramètres d'extrusion, étant donné qu'ils sont similaires pour tous ces profilés dont la mise en forme est radicalement différente.

- La texture cristalline des profilés en alliage AA6063 s'est révélée être différente d'un profilé à l'autre, en présentant principalement du cube et des grains orientés aléatoirement. Les composantes S, goss, cuivre et laiton sont présentes dans des faibles proportions mais constantes d'un profilé à l'autre. Il a aussi été observé que les composantes de texture ont surtout été influencées par la température d'extrusion et le chemin de déformation.
- Pour l'alliage AA6082, la texture a toujours présenté une forte proportion de textures S et laiton, et une proportion plus faible en cuivre, goss, cube et aléatoire. Le laiton, le cube et le cube tourné présentent des fractions variables en fonction des profilés. Au centre et dans la majorité de l'épaisseur, les grains sont orientés en S et laiton, secondés par de faibles pourcentages de cube, goss, cuivre et aléatoires, alors que les grains équiaxes dans la couche proche de la surface affectée par le cisaillement adoptent principalement une texture laiton, dans tous les profilés en AA6082.
- Les profilés en AA6063 ont généralement présenté des propriétés mécaniques du même ordre de grandeur, que ce soit en T4 ou en T6. Le traitement thermique de vieillissement artificiel a augmenté les limites élastiques et les résistances mécaniques au détriment de l'allongement à la striction et du coefficient d'écrouissage, et modifié l'anisotropie des courbes contrainte/déformation. Les propriétés mécaniques ont principalement semblé sensibles à la vitesse d'extrusion, ce qui semble provenir d'une différence de cinétique de précipitation lors de l'extrusion, lié à l'énergie stockée dans la matière en sortie de filière et directement reliée à la vitesse d'avance.
- Les profilés en AA6082 ont tous présenté des courbes contrainte/déformation de même allure et le traitement thermique T6 de l'alliage AA6082 a affecté l'allure des courbes de traction sans pour autant modifier leur anisotropie. Comme pour l'alliage AA6063, les limites élastiques et les résistances mécaniques ont été augmentées, au détriment de l'allongement à la striction et du coefficient d'écrouissage. Cela tend à démontrer que ces courbes ne sont pas significativement sensibles aux paramètres d'extrusion, mais

la faible gamme de paramètres testés ne permet pas de conclure pleinement sur cette hypothèse.

- Le coefficient de Lankford a varié entre 0,2 et 2,2, en présentant des résultats différents suivants les alliages et les profilés. Il était compris en 0,2 et 1,0 pour les profilés tube et plat en AA6063, entre 0,2 et 2,0 pour les profilés escaliers en AA6063, et entre 0,2 et 2,0 pour les profilés en AA6082. Ce coefficient a semblé dépendre bien plus de la texture que de la morphologie des microstructures, des joints de grains et du traitement thermique reçu. L'application de la méthode CMTP pour son calcul a montré des tendances mais a fourni des excellents résultats pour les profilés tube et plats en alliage AA6063. Pour les autres profilés, seules des tendances générales ont été prédites, sous-estimées dans le cas du AA6063, de parfois 150%, ou surestimées de 100% voire 300% dans le cas de certains profilés en AA6082.

Les résultats expérimentaux obtenus ont permis de bâtir une base de données pour l'entraînement de quatre perceptrons multicouches (MLP) et quatre régressions à vecteurs-supports (SVR), chacun d'eux prédisant soit la limite élastique, la résistance mécanique, le coefficient d'écrouissage ou le coefficient de Lankford des échantillons testés. Ces algorithmes ont fourni des résultats équivalents en termes de précisions, avec de bons résultats pour les prédictions de la résistance mécanique, mais mauvais pour les prédictions de la limite élastique, du coefficient d'écrouissage et du coefficient de Lankford. De plus, les MLP présentaient un temps d'entraînement bien plus faible ce qui leur donne un avantage de choix pour proposer un algorithme de détermination de propriétés mécaniques. Malheureusement, l'analyse des données a montré que ces algorithmes ne peuvent être performants en l'état, à cause de leur faible nombre et de leur distribution qui ne permettent pas des performances optimales.

RECOMMANDATIONS

Cette étude a exploré l'anisotropie de profilés extrudés en AA6063 et AA6082 en faisant varier différents paramètres d'extrusion.

Une partie seulement des profilés extrudés a pu être testée pour réaliser des essais de traction, et obtenir les propriétés mécaniques de ceux qui n'ont pas encore pu être traités serait un grand apport de connaissances. Les escaliers en AA6063 extrudés à 500°C pourraient être comparés à ceux extrudés à 440°C, tandis que pour ceux en AA6082 la plage de vitesses d'extrusion et de température testée pourrait être élargie sans nécessiter d'autres extrusions.

À noter qu'il existe d'autres filières donnant la même géométrie de profilés escaliers, et il pourrait être intéressant d'observer l'effet du chemin de déformation sur la texture et les propriétés mécaniques en testant d'autres profilés réalisés avec ces filières, mais en conservant une vitesse d'extrusion et une température similaires à ce qui a été testé avec la filière « shaped ».

Enfin, l'utilisation de ces données devrait permettre d'élargir la base de données qui a été utilisée pour travailler sur les réseaux de neurones, et ainsi de déterminer s'il est possible d'obtenir de meilleures prédictions de propriétés avec une base de données résolument plus grande, pouvant éventuellement atteindre 1000 échantillons, ce qui assurerait une certaine stabilité par rapport au travail présenté ici avec seulement 132 échantillons.

ANNEXE I

LISTE COMPLÈTE DES PARAMÈTRES D'EXTRUSION DES PROFILÉS

Tableau-A I-1 Liste des paramètres d'extrusion pour l'ensemble des profilés en AA6063 fournis dans le cadre du projet

Numéro CNRC	Alliage	Type de profilé	Température de préchauffage du lopin °C	Vitesse d'extrusion mm/s	Remarques
Aucun	AA6063	Tube rectangulaire	500	8	
4	AA6063	Plat	500	12	
1	AA6063	Escalier	440	7,5	Extrusion avortée
2			440	7,5	Extrusion avortée
3			440	7,5	
4			440	13	
5			440	18,5	
6			440	25	
7			500	7,5	Extrusion avortée
8			500	7,5	Extrusion avortée
9			500	13	
10			500	7,5	
11			500	18,5	
12			500	25	

Tableau-A I-2 Liste des paramètres d'extrusion pour l'ensemble des profilés en AA6082
fournis dans le cadre du projet

Numéro CNRC	Alliage	Type de profilé	Température de préchauffage du lopin	Vitesse d'extrusion	Remarques
			°C	mm/s	
6	AA6082	Plat	500	5	
13			500	2	Extrusion avortée
14			500	2	Extrusion avortée
15			500	2	
16			500	5	
17			500	8	
18			500	7	
19	AA6082	Escalier	440	2	Extrusion avortée
20			440	2	Extrusion avortée
21			440	2	
22			440	5	
23			440	8	
24			440	10	
25			440	5	Insert en AA6061

ANNEXE II

DONNÉES MICROSTRUCTURALES DES PROFILÉS 4 ET 5

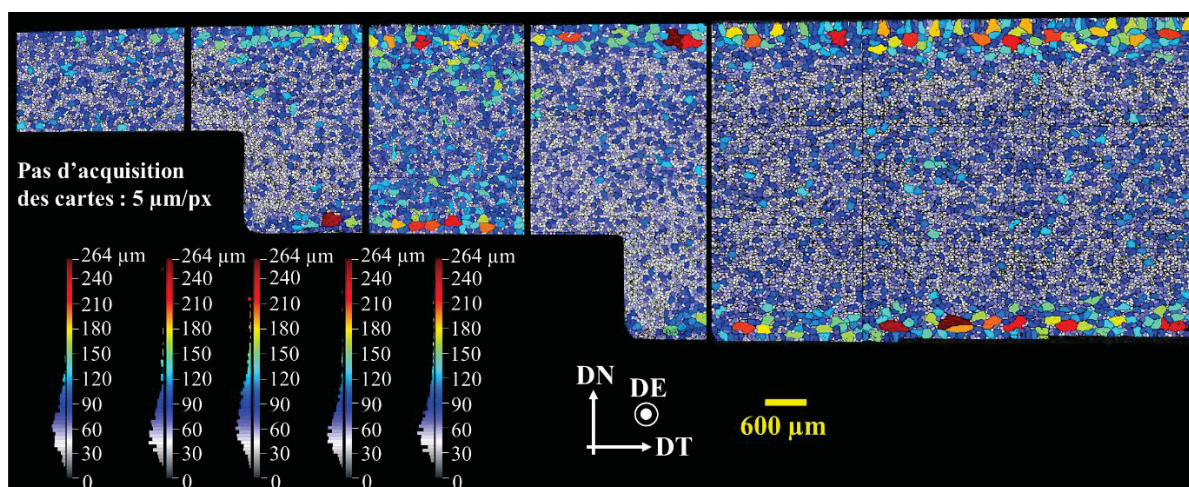


Figure-A II-1 Cartes des tailles de grain du profilé 4.

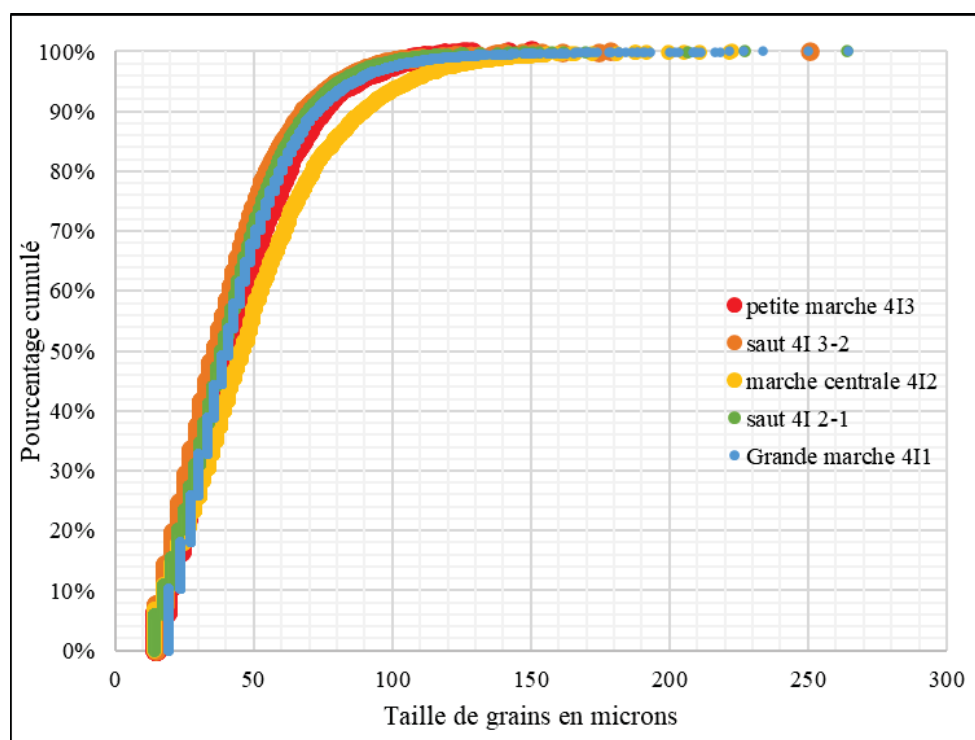


Figure-A II-2 Distribution cumulative des tailles de grains des différentes zones du profilé 4.

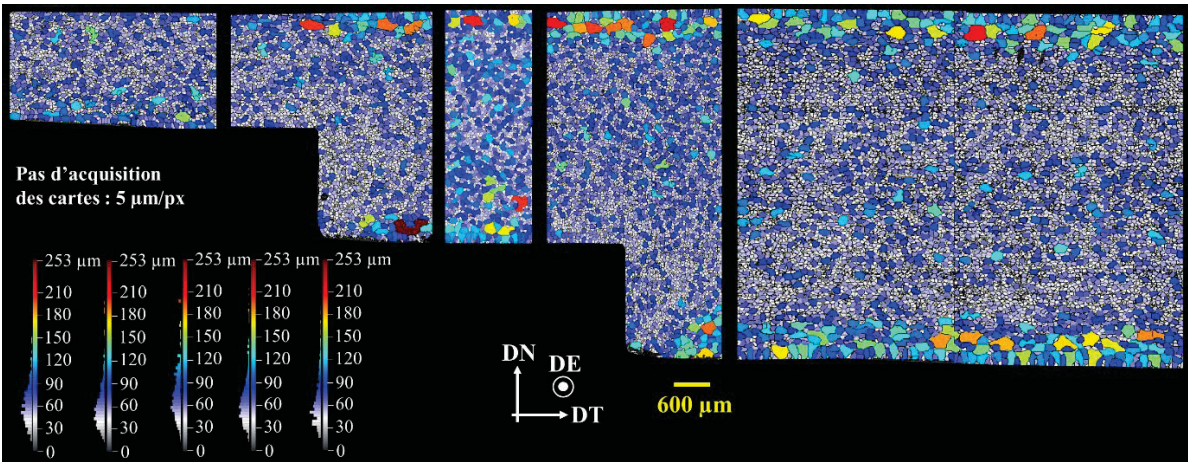


Figure-A II-3 Cartes des tailles de grain du profilé 5.

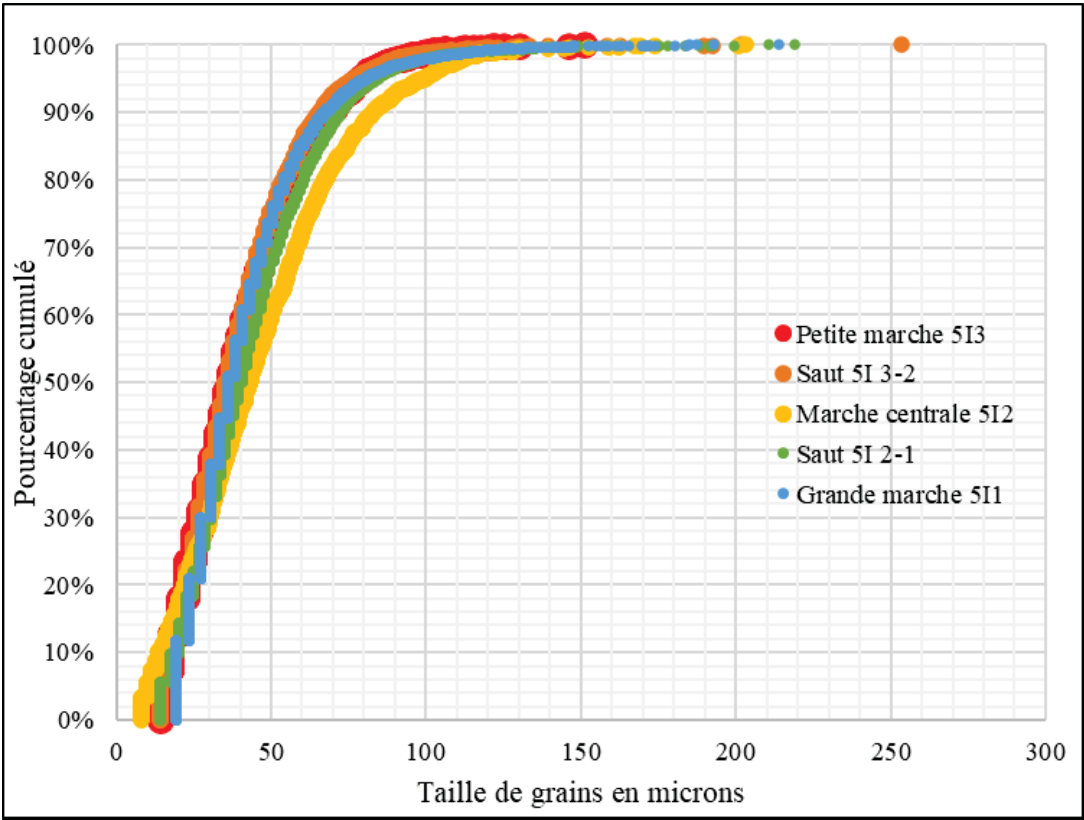


Figure-A II-4 Distribution cumulative des tailles de grains des différentes zones du profilé 5.

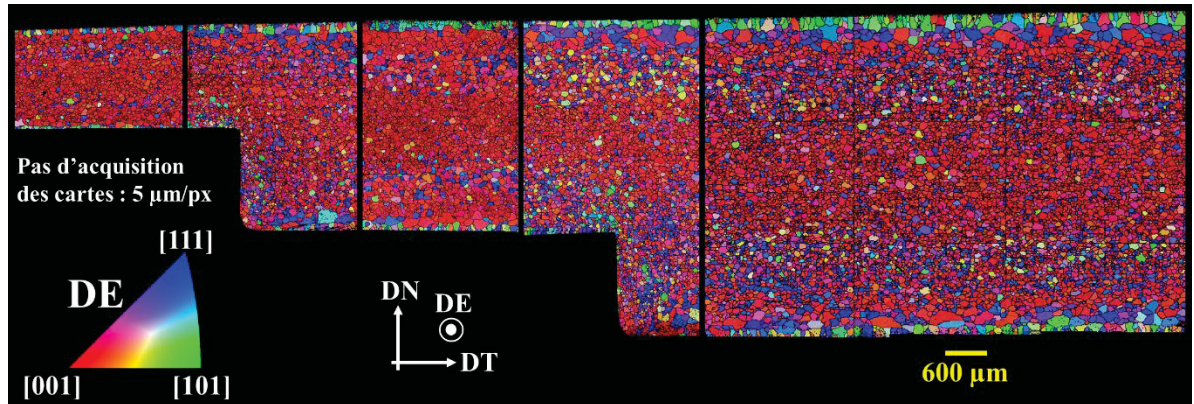


Figure-A II-5 Cartes EBSD du profilé 4.

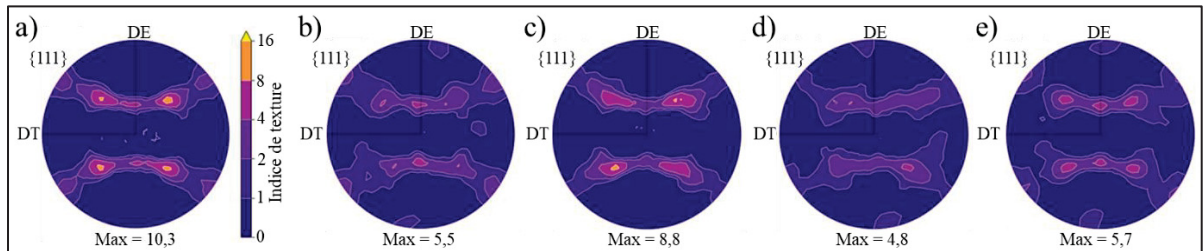


Figure-A II-6 Figures de pôles du profilé 4 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche.

Tableau-A II-1 Composantes de texture du profilé 4 en fonction des différentes zones.

	Petite marche	Marche 3-2	Marche centrale	Marche 2-1	Grande marche
Cube (0,0,0)	31,0%	13,0%	25,8%	11,6%	17,3%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	1,7%	1,6%	0,8%	2,3%	2,0%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	1,8%	3,3%	3,0%	3,2%	4,6%
Goss (0,45,0)	12,8%	11,7%	7,4%	5,7%	10,0%
S	4,3%	7,7%	5,5%	8,6%	8,3%
Autres	47,4%	60,7%	56,3%	65,6%	54,8%

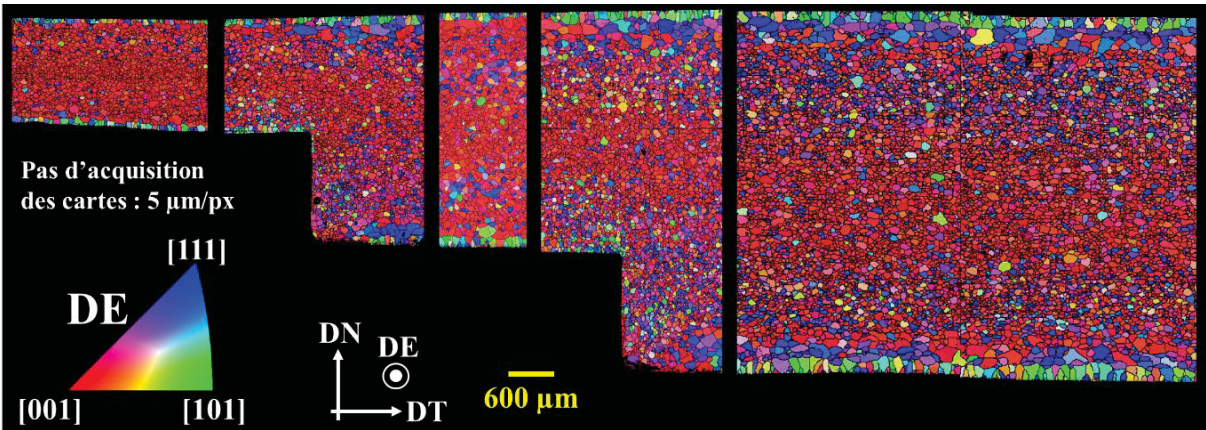


Figure-A II-7 Cartes EBSD du profilé 5.

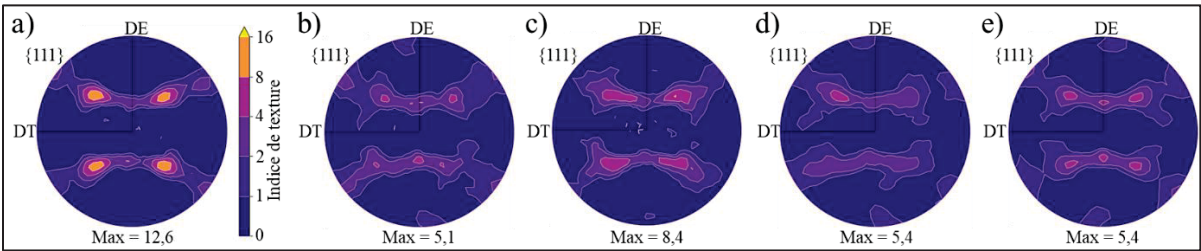


Figure-A II-8 Figures de pôles du profilé 5 reprenant l'ordre des cartes EBSD, avec l'augmentation d'épaisseur dans l'ordre des lettres : a) petite marche à e) grande marche.

Tableau-A II-2 Composantes de texture du profilé 5 en fonction des différentes zones.

	Petite marche	Marche 3-2	Marche centrale	Marche 2-1	Grande marche
Cube (0,0,0)	39,5%	12,4%	24,0%	11,6%	16,4%
Laiton (35,45,0)/(145,45,0)	0,8%	1,7%	0,9%	2,2%	1,7%
Cuivre (90,35,45)/(270,35,45)	5,4%	4,1%	4,4%	3,4%	5,1%
Goss (0,45,0)	0,9%	9,5%	5,4%	5,6%	9,1%
S	3,5%	7,1%	5,2%	7,6%	9,2%
Autres	44,4%	62,5%	57,4%	66,2%	55,9%

ANNEXE III

CARTES DE RÉPARTITION DES JOINTS DE GRAINS DANS LES PROFILÉS EN AA6063

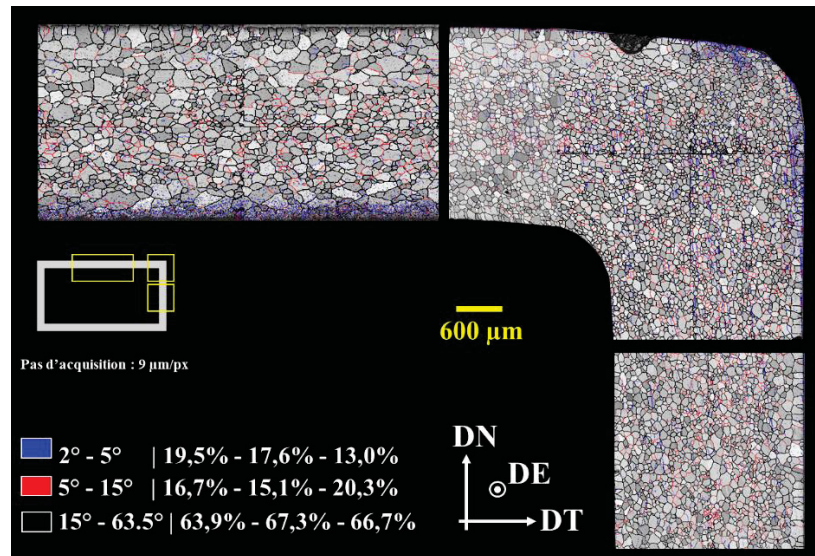


Figure-A III-1 Répartition des joints de grains du profilé tube superposé au contraste de bandes.

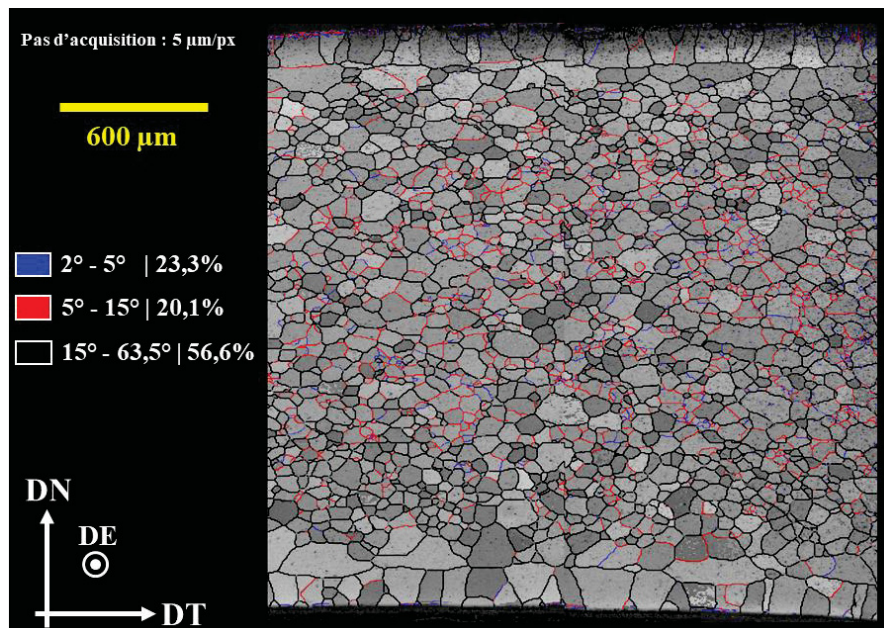


Figure-A III-2 Carte des joints de grains superposé au contraste de bande du milieu du profilé plat en AA6063.

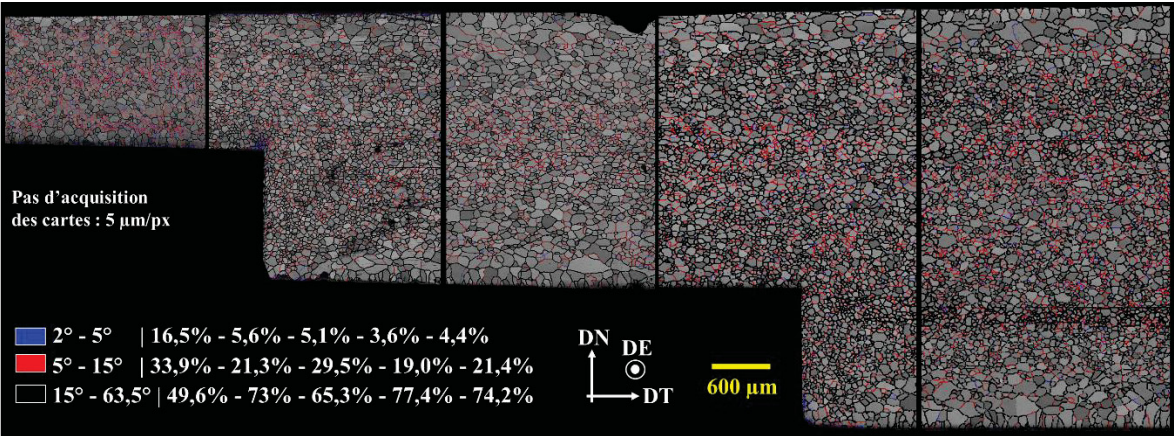


Figure-A III-3 Cartes des joints de grains superposé au contraste de bande du profilé 3.

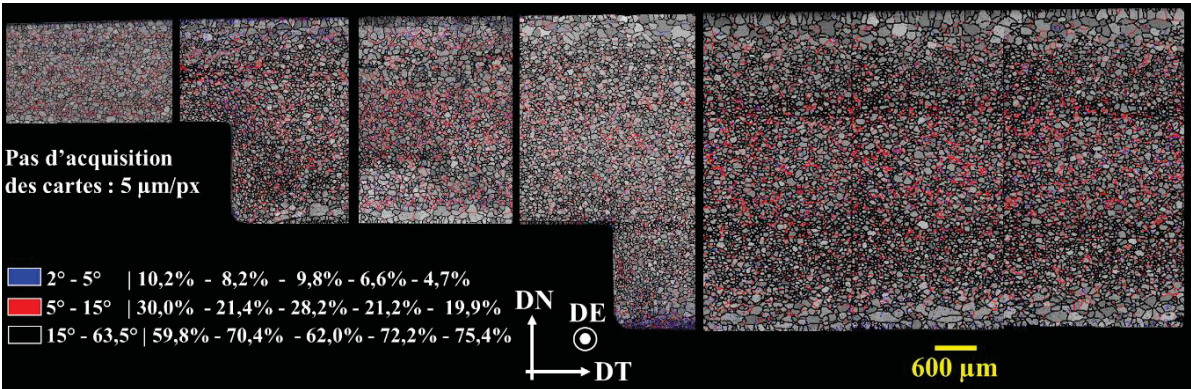


Figure-A III-4 Cartes des joints de grains superposé au contraste de bande du profilé 4.

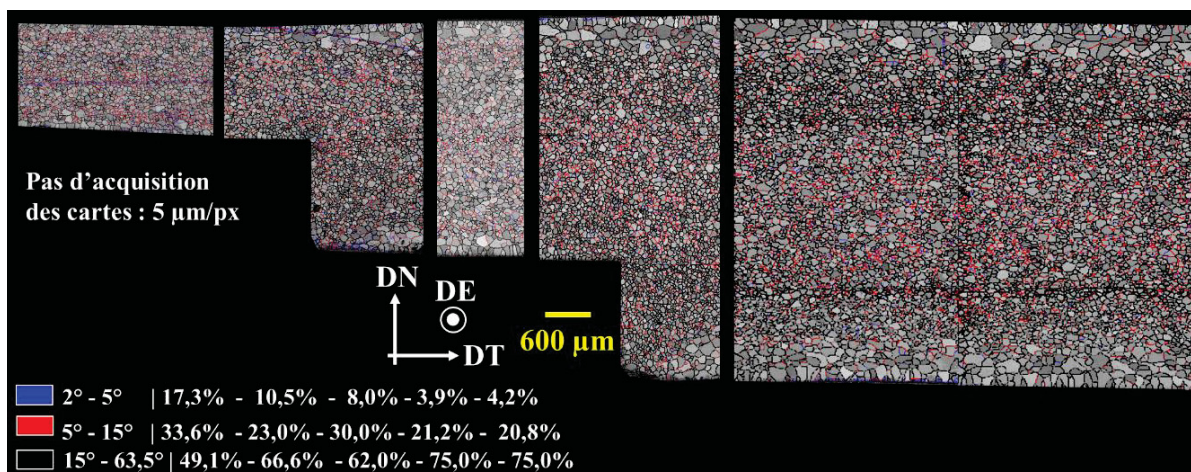


Figure-A III-5 Cartes des joints de grains et contraste de bande du milieu du profilé 5.

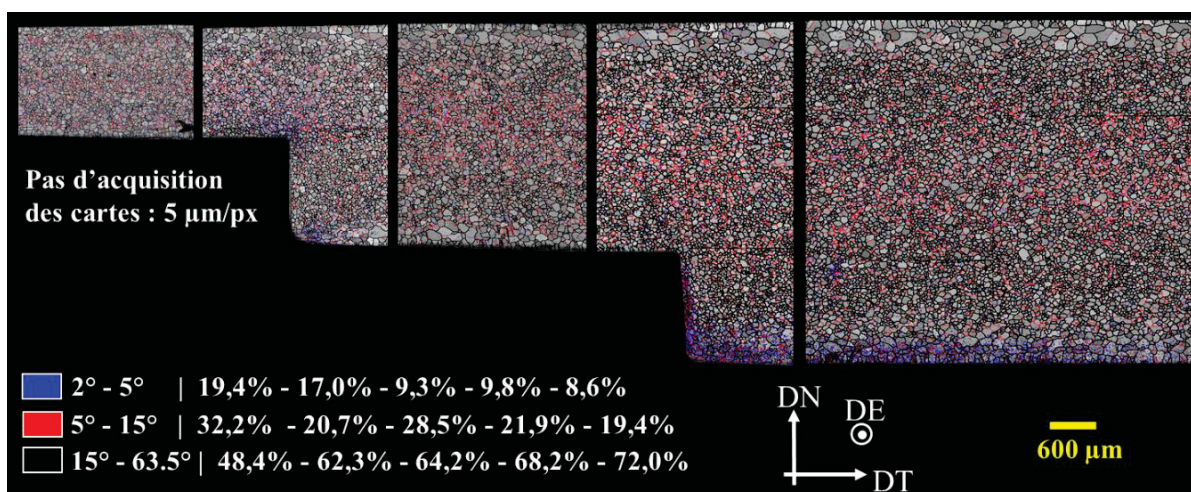


Figure-A III-6 Cartes des joints de grains et contraste de bande du milieu du profilé 6.

ANNEXE IV

COURBES DE TRACTION DES PROFILS 4 ET 5

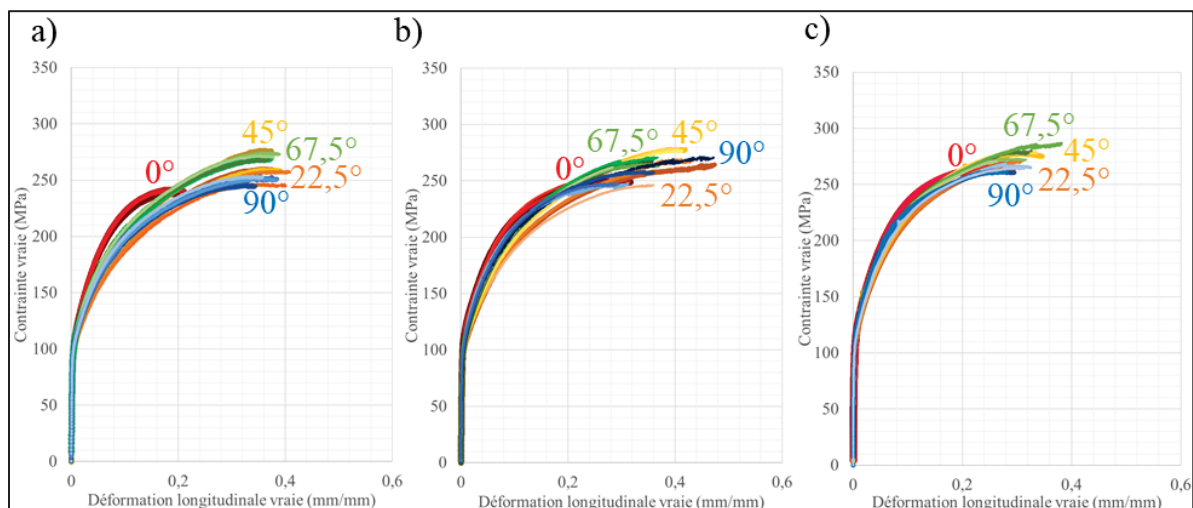


Figure-A IV-1 Courbes de traction du profilé 4, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

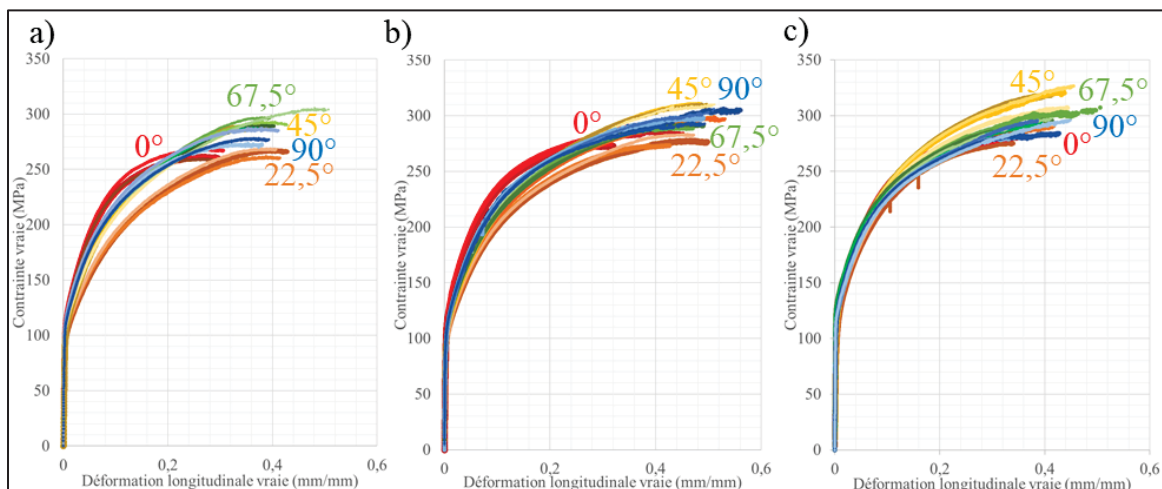


Figure-A IV-2 Courbes de traction du profilé 5, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

ANNEXE V

COURBES DU COEFFICIENT DE LANKFORD DES PROFILÉS 4 ET 5

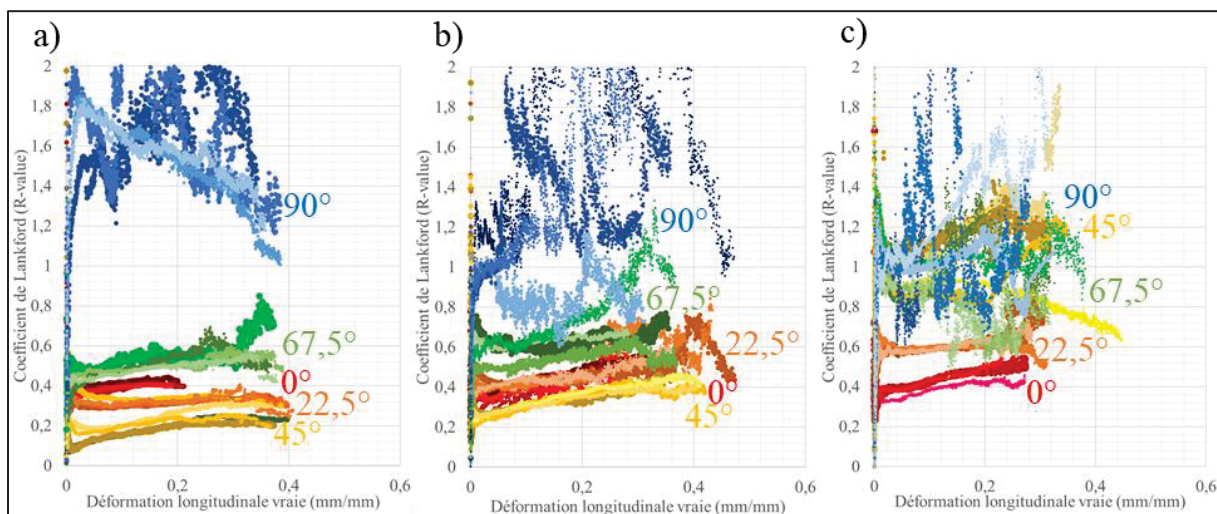


Figure-A V-1 Courbes du coefficient de Lankford du profilé 4, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

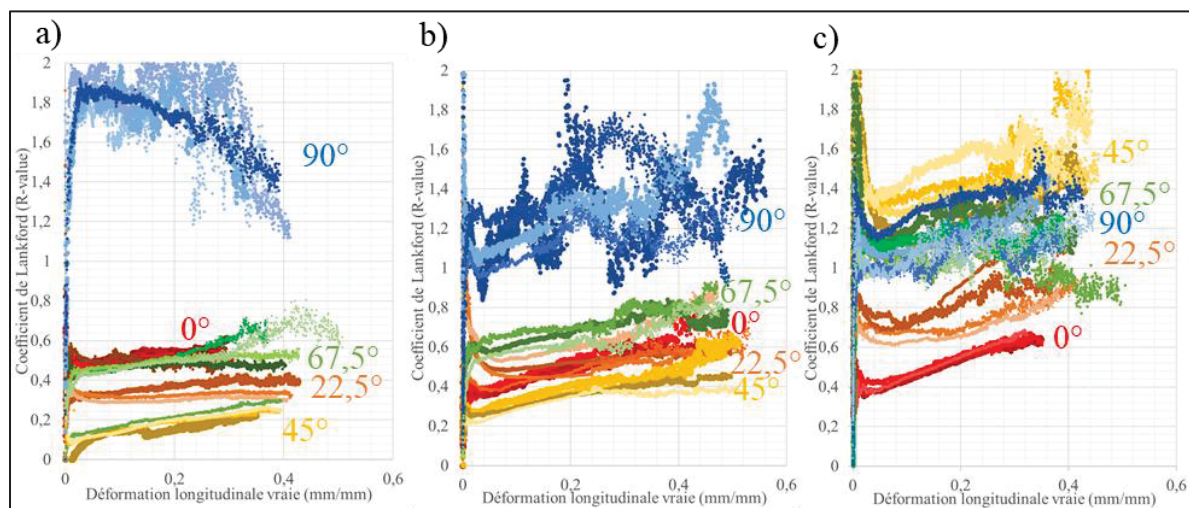


Figure-A V-2 Courbes du coefficient de Lankford du profilé 5, avec a) la petite marche n°3, b) la marche centrale n°2 et en c) la marche la plus épaisse n°1

ANNEXE VI

CARTES DE RÉPARTITION DES JOINTS DE GRAINS DANS LES PROFILÉS EN AA6082

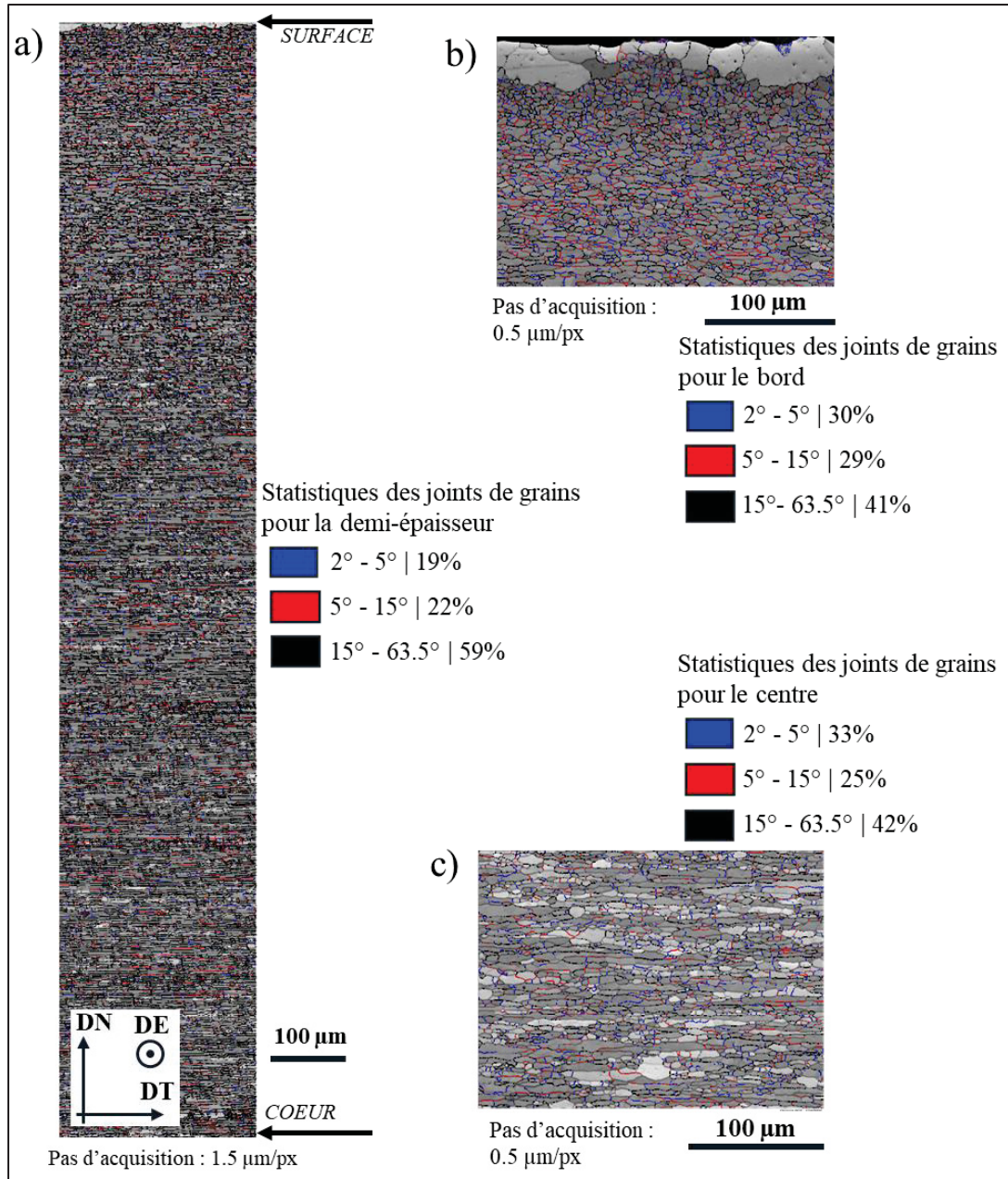


Figure-A VI-1 Carte des angles des joints de grains superposée avec le contraste de bande pour le profilé plat en AA6082-T4 avec en a) la demi-épaisseur, en b) une vue rapprochée de la surface et en c) une vue rapprochée du centre

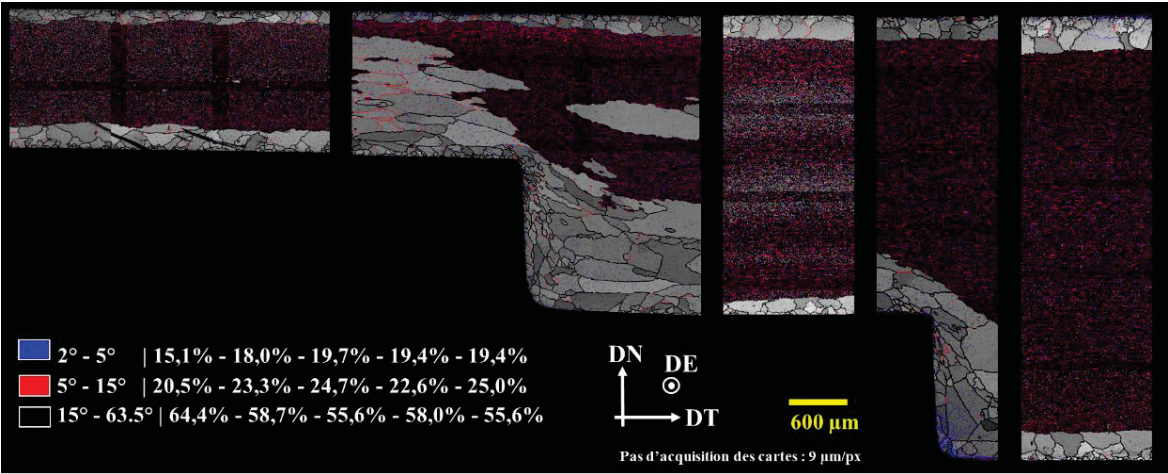


Figure-A VI-2 Cartes des joints de grains du profilé escalier 23

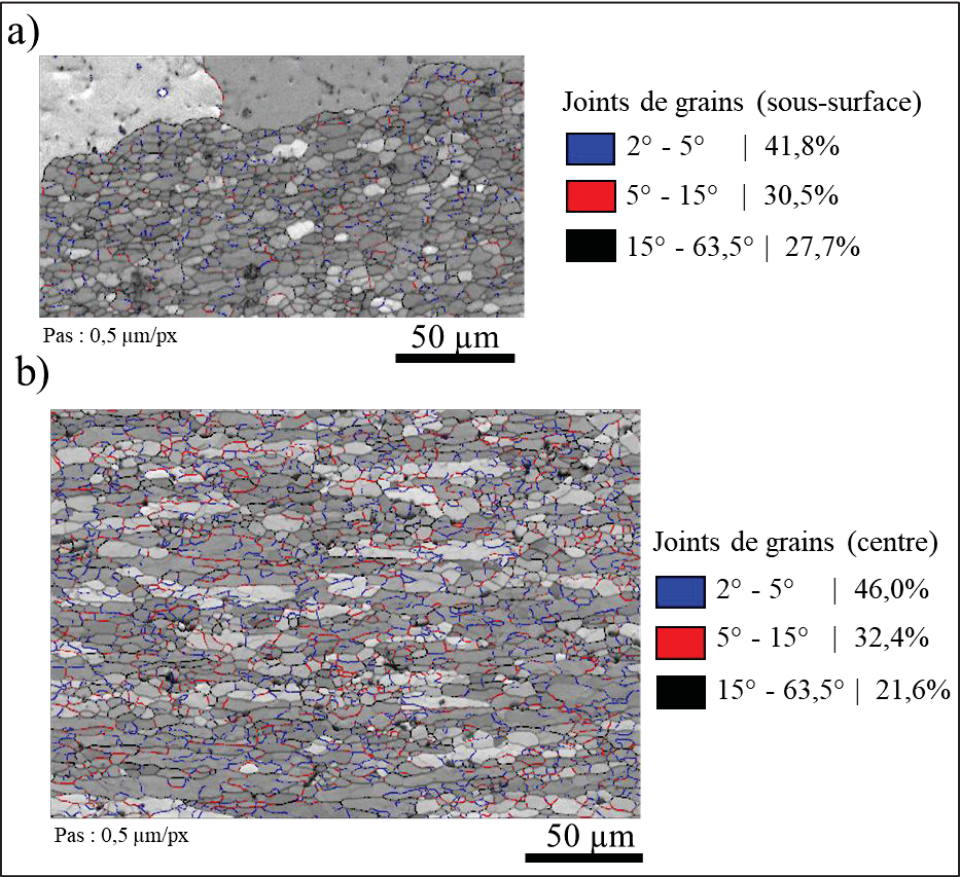


Figure-A VI-3 Détails de la répartition des joints de grains du profilé 23, avec en a) dans la zone de sous-surface et en b) au centre

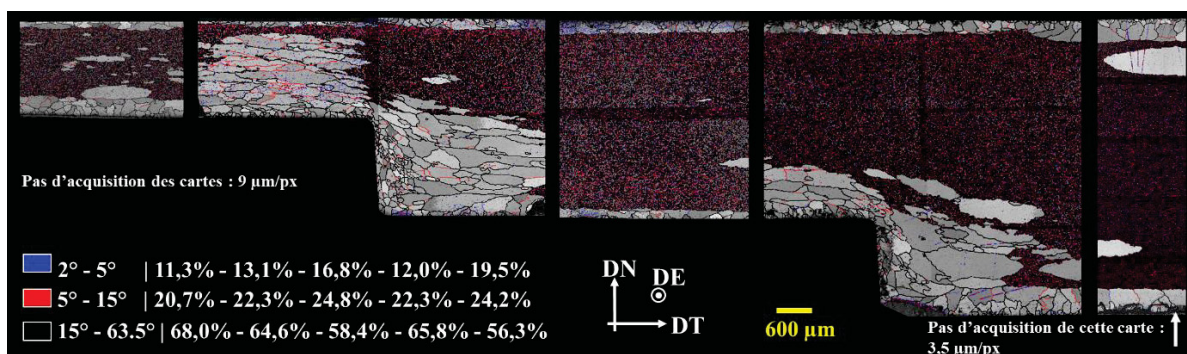


Figure-A VI-4 Cartes des joints de grains du profilé escalier 24

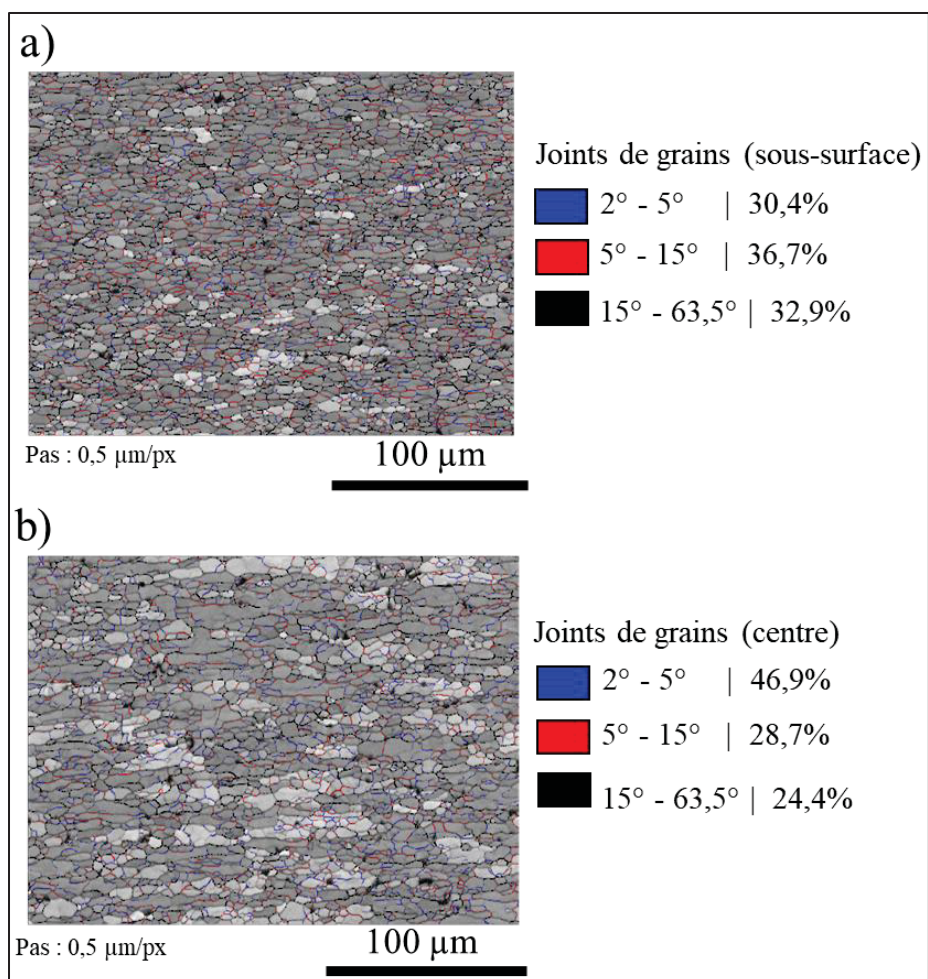


Figure-A VI-5 Détails de la répartition des joints de grains du profilé 24, avec en a) la zone de sous-surface et en b) le centre

ANNEXE VII

LISTE DE ÉCHANTILLONS UTILISÉES EN INTELLIGENCE ARTIFICIELLE

Tableau-A VII-1 Données normalisées utilisées pour l'entraînement et la validation des réseaux de neurones

<i>V_{ext}</i> <i>norm</i>	<i>T_{ext}</i> <i>norm</i>	<i>R1</i> <i>norm</i>	<i>R2</i> <i>norm</i>	<i>R3</i> <i>norm</i>	<i>Alliage</i> <i>norm</i>	<i>Trait.</i> <i>therm</i>	<i>Angle</i> <i>norm</i>		<i>E</i> <i>norm</i>	<i>Re</i> <i>norm</i>	<i>Rm</i> <i>norm</i>	<i>n</i> <i>norm</i>	<i>R5</i> <i>norm</i>
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	0		0,726	0,132	0,092	0,909	0,16
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	0		0,091	0,13	0,042	0,917	0,1
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	0,25		0,672	0,096	0,121	0,936	0,15
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	0,5		0,649	0,117	0,145	0,878	0,19
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	0,5		0,901	0,108	0,088	0,925	0,2
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	0,75		0,505	0,111	0,155	0,88	0,23
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	1		0,528	0,106	0,111	0,853	0,3
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,1	1		0,556	0,102	0,125	0,801	0,27
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0		0,793	0,481	0,334	0,278	0,15
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0		0,541	0,509	0,303	0,132	0,17
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0		0,823	0,538	0,272	0,048	0,13
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,25		0,68	0,37	0,31	0,507	0,16
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,25		0,683	0,517	0,202	0,029	0,13
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,25		0,509	0,524	0,232	0,068	0,13
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,5		0,722	0,387	0,296	0,4	0,2
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,5		0,693	0,541	0,267	0	0,18
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,75		0,689	0,42	0,29	0,293	0,23
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,75		0,538	0,472	0,244	0,052	0,23
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	0,75		0,649	0,446	0,234	0,022	0,2
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	1		0,612	0,434	0,283	0,33	0,33
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	1		0,814	0,532	0,287	0,014	0,33
0,292	0,5	1	1	1	0,063	0,2	1		0,981	0,36	0,27	0,045	0,3
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,1	0		0,707	0,099	0	0,875	0,13
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,1	0,25		0,62	0,077	0,029	1	0,1
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,1	0,5		0,648	0,082	0,031	0,886	0,18
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,1	0,75		0,549	0,084	0,038	0,927	0,3
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,1	1		0,931	0,074	0,036	0,876	0,35
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,2	0		0,53	0,432	0,221	0,129	0,16
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,2	0,25		1	0,445	0,182	0,266	0,12
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,2	0,5		0,759	0,468	0,224	0,203	0,2
0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,2	0,75		0,563	0,436	0,17	0,216	0,25

0,458	0,5	0	0,865	0,017	0,063	0,2	1	0,647	0,439	0,233	0,208	0,41
0,271	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0	0,463	0,065	0,042	0,703	0,137
0,271	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,25	0,623	0,057	0,092	0,808	0,085
0,271	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,5	0,277	0,067	0,189	0,823	0,009
0,271	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,75	0,647	0,041	0,099	0,732	0,188
0,271	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	1	0	0,039	0,118	0,743	0,748
0,271	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0	0,519	0,06	0,116	0,707	0,108
0,271	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,25	0,611	0,06	0,078	0,737	0,124
0,271	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,5	0,542	0,082	0,042	0,836	0,107
0,271	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,75	0,667	0	0,121	0,734	0,185
0,271	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	1	0,736	0,081	0,105	0,59	0,506
0,271	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0	0,674	0,002	0,155	0,688	0,12
0,271	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,25	0,622	0,042	0,141	0,69	0,195
0,271	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,5	0,685	0,001	0,239	0,714	0,364
0,271	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,75	0,795	0,022	0,211	0,579	0,449
0,271	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	1	0,671	0,099	0,129	0,621	0,471
0,5	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0	0,568	0,131	0,081	0,752	0,132
0,5	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,25	0,604	0,079	0,159	0,782	0,097
0,5	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,5	0,77	0,064	0,273	0,795	0,012
0,5	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,75	0,646	0,064	0,233	0,738	0,174
0,5	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	1	0,685	0,061	0,135	0,701	0,792
0,5	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0	0,72	0,12	0,132	0,624	0,118
0,5	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,25	0,68	0,03	0,177	0,767	0,149
0,5	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,5	0,621	0,044	0,203	0,791	0,098
0,5	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,75	0,695	0,091	0,211	0,758	0,236
0,5	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	1	0,549	0,06	0,161	0,706	0,453
0,5	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0	0,696	0,045	0,202	0,666	0,132
0,5	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,25	0,65	0,045	0,227	0,717	0,237
0,5	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,5	0,638	0,096	0,268	0,682	0,474
0,5	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,75	0,736	0,087	0,266	0,647	0,397
0,5	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	1	0,691	0,088	0,2	0,637	0,436
0,729	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0	0,658	0,127	0,192	0,69	0,182
0,729	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,25	0,615	0,067	0,208	0,831	0,098
0,729	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,5	0,351	0,115	0,332	0,819	0
0,729	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,75	0,654	0,042	0,346	0,742	0,168
0,729	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	1	0,731	0,11	0,275	0,718	0,891
0,729	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0	0,635	0,044	0,29	0,675	0,133
0,729	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,25	0,525	0,033	0,282	0,779	0,184
0,729	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,5	0,698	0,1	0,424	0,836	0,07
0,729	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,75	0,589	0,089	0,343	0,753	0,24

0,729	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	1		0,429	0,089	0,345	0,734	0,482
0,729	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0		0,534	0,036	0,287	0,609	0,138
0,729	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,25		0,411	0,106	0,311	0,705	0,294
0,729	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,5		0,694	0,08	0,47	0,705	0,616
0,729	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,75		0,562	0,187	0,368	0,588	0,488
0,729	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	1		0,513	0,151	0,322	0,626	0,446
1	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0		0,722	0,075	0,212	0,667	0,184
1	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,25		0,631	0,082	0,213	0,843	0,11
1	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,5		0,632	0,104	0,332	0,849	0,024
1	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	0,75		0,521	0,121	0,33	0,765	0,153
1	0,2	0,203	0,066	0	0,063	0,1	1		0,585	0,101	0,296	0,707	0,906
1	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0		0,528	0,116	0,23	0,619	0,154
1	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,25		0,516	0,126	0,265	0,716	0,169
1	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,5		0,511	0,059	0,379	0,815	0,079
1	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	0,75		0,567	0,088	0,338	0,729	0,23
1	0,2	0,203	0	0,01	0,063	0,1	1		0,626	0,073	0,294	0,72	0,579
1	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0		0,648	0,043	0,285	0,663	0,176
1	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,25		0,317	0,028	0,323	0,721	0,313
1	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,5		0,731	0,118	0,412	0,715	0,568
1	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	0,75		0,673	0,173	0,34	0,64	0,474
1	0,2	0,203	0,002	0,016	0,063	0,1	1		0,335	0,16	0,326	0,668	0,439
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,1	0		0,64	0,416	1	0,73	0,058
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,1	0,25		0,51	0,397	0,761	0,669	0,214
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,1	0,5		0,853	0,402	0,658	0,705	0,872
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,1	0,75		0,707	0,361	0,637	0,626	0,533
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,1	1		0,641	0,46	0,713	0,634	0,498
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,2	0		0,784	0,963	0,994	0,148	0,076
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,2	0,25		0,416	0,975	0,884	0,073	0,216
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,2	0,5		0,194	0,84	0,72	0,036	0,852
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,2	0,75		0,821	0,944	0,812	0,009	0,54
0,167	0,5	0	0,865	0,017	0,082	0,2	1		0,772	1	0,898	0,004	0,38
0,292	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0		0,347	0,379	0,811	0,654	0,103
0,292	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0,25		0,633	0,41	0,782	0,61	0,226
0,292	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0,5		0,698	0,307	0,694	0,684	0,755
0,292	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0,75		0,538	0,382	0,767	0,623	0,263
0,292	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	1		0,784	0,295	0,767	0,576	0,219
0,292	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0		0,511	0,365	0,879	0,636	0,067
0,292	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0,25		0,608	0,356	0,768	0,611	0,197
0,292	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0,5		0,421	0,36	0,798	0,66	0,777
0,292	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0,75		0,588	0,377	0,816	0,603	0,193

0,292	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	1		0,664	0,391	0,923	0,609	0,107
0,292	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0		0,73	0,442	0,956	0,545	0,098
0,292	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0,25		0,308	0,433	0,886	0,592	0,233
0,292	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0,5		0,553	0,388	0,77	0,545	0,747
0,292	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0,75		0,67	0,429	0,85	0,509	0,271
0,292	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	1		0,685	0,445	0,951	0,473	0,138
0,375	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0		0,745	0,416	0,838	0,634	0,106
0,375	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0,25		0,636	0,43	0,709	0,628	0,175
0,375	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0,5		0,666	0,411	0,755	0,653	0,608
0,375	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	0,75		0,652	0,383	0,739	0,602	0,241
0,375	0,2	0,203	0,066	0	0,082	0,1	1		0,657	0,451	0,934	0,579	0,192
0,375	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0		0,655	0,424	0,974	0,619	0,08
0,375	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0,25		0,437	0,335	0,84	0,613	0,19
0,375	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0,5		0,371	0,204	0,833	0,683	0,795
0,375	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	0,75		0,214	0,259	0,869	0,608	0,179
0,375	0,2	0,203	0	0,01	0,082	0,1	1		0,682	0,319	0,95	0,588	0,172
0,375	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0		0,682	0,431	0,987	0,537	0,08
0,375	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0,25		0,703	0,375	0,918	0,579	0,277
0,375	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0,5		0,525	0,324	0,872	0,589	1
0,375	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	0,75		0,771	0,388	0,91	0,516	0,356
0,375	0,2	0,203	0,002	0,016	0,082	0,1	1		0,638	0,447	0,959	0,497	0,153

ANNEXE VIII

PERFORMANCES CALCULÉES LORS D'UN TIRAGE DE VALIDATION AVEC LES ERREURS POUR CHAQUE GRANDEUR

Tableau-A VIII-1 Valeurs de calcul pour chaque tirage (un par grandeur)

Limite élastique	Résistance mécanique	Coefficient d'écrouissage	Coefficient de Lankford
MPa	MPa		
141,4	291,3	0,193	0,529
75,2	285,4	0,084	0,358
60,4	255,1	0,217	0,396
49,9	240,0	0,257	0,182
154,2	255,9	0,230	0,641
114,8	249,8	0,270	0,423
58,9	293,0	0,235	0,318
93,3	251,0	0,267	0,724
170,5	282,7	0,245	0,424
74,7	393,8	0,219	0,341
80,0	281,1	0,246	0,474
70,5	409,6	0,190	0,449
81,5	386,7	0,227	0,602
66,2	253,1	0,281	1,648
179,5	286,8	0,215	0,361
157,9	284,0	0,222	0,358
147,9	426,8	0,239	0,591
167,2	278,0	0,235	0,408
50,1	353,7	0,121	0,431
60,2	369,3	0,224	0,390
55,4	266,0	0,245	1,558

80,2	262,1	0,139	0,398
133,9	300,9	0,239	1,383
291,3	401,8	0,256	0,142
65,9	260,6	0,217	0,370
101,0	242,2	0,243	0,690
64,9	269,2	0,232	0,308

Tableau-A VIII-2 Erreurs relatives en pourcents entre sorties désirées et calculées pour un tirage

	Limite élastique	Résistance mécanique	Coefficient d'écrouissage	Coefficient de Lankford
MLP	-6,97	-0,06	42,75	-34,52
	0,81	0,82	-18,37	4,93
	-20,28	-5,61	0,68	20,99
	-50,78	-0,54	0,79	-42,07
	2,00	1,92	-12,99	-11,71
	-22,82	-8,73	9,77	6,50
	-21,22	-2,96	-0,40	8,25
	21,38	-1,88	7,17	-31,38
	2,16	4,33	-7,80	9,83
	15,60	-1,36	-4,13	-5,24
	13,96	-1,96	3,21	27,93
	-5,96	-0,71	-6,99	-30,00
	9,19	0,76	0,84	-21,29
	3,78	3,25	-1,91	12,25
	7,35	5,57	-3,08	-8,49
	8,03	4,12	-12,56	-0,15
	-1,81	-9,23	-2,34	-21,13

	4,85	2,07	0,60	16,55
	-19,98	-4,86	4,32	-5,94
	-4,59	-7,66	-8,40	8,19
	-11,19	-5,04	0,50	6,30
	6,99	12,46	18,24	-3,36
	-8,84	3,47	-7,59	-34,73
	1,28	-2,21	3,74	-66,97
	-6,86	-1,05	1,15	11,70
	-41,90	1,50	-2,74	3,69
	-11,40	1,25	0,71	-16,00
	8,31	1,39	49,53	13,78
	-15,77	-1,33	13,91	-4,63
	-19,68	-0,51	-2,86	-4,35
	-43,33	-0,53	0,73	-147,56
	5,94	1,84	-1,42	-0,47
	-25,59	-1,07	5,56	-52,72
	-14,62	-1,99	-1,13	11,72
	12,99	-3,00	3,84	-10,83
	-3,44	3,24	5,98	11,73
SVR	1,94	-0,61	-12,38	9,91
	2,13	-1,40	-2,25	0,43
	-3,15	0,15	3,87	-24,40
	25,52	1,41	1,52	12,41
	-60,31	12,84	-6,30	46,53
	5,30	17,13	0,69	1,32
	18,25	18,74	6,92	-22,10
	-0,56	-12,22	3,69	-8,95
	5,92	17,01	-5,65	8,15
	-61,08	3,07	-7,48	-29,42

-20,06	7,51	-4,60	-32,64
-37,26	-4,36	-1,77	8,89
-0,14	6,17	33,25	-13,34
1,83	2,83	3,27	23,33
6,11	-0,16	1,96	12,57
-6,40	8,45	-4,22	12,39
-35,44	2,93	4,66	4,81
-31,34	13,47	-4,16	-20,37

ANNEXE IX

CODE PYTHON DE L'ENSEMBLE DU VOLET IA

```
# -*- coding: utf-8 -*-
"""
Created on Mon Jan 20 16:14:30 2025

@author: AQ31120
"""

import pandas as pd
import numpy as np
import matplotlib.pyplot as plt
import os
from random import randint
from sklearn import svm
from sklearn.model_selection import KFold, cross_validate
import seaborn as sns
from sklearn.metrics import mean_squared_error, r2_score
from sklearn.neural_network import MLPRegressor
from sklearn.model_selection import GridSearchCV, train_test_split
import time

debut = time.time()

#donnees_pd = pd.read_csv('Donnees.csv', sep=';')
donnees_pd = pd.read_csv(r'C:\Users\AQ31120\Documents\SYS843\Donnees
8.csv', sep=';')
n_lignes = donnees_pd.shape[0]
n_colonnes = donnees_pd.shape[1]
print("tableau avec ", n_colonnes, " colonnes et ", n_lignes, " lignes")
print(donnees_pd)

"conversion des STR en FLT après changement des virgules des décimales en
points"
donnees_pd['V ext norm'] = donnees_pd['V ext
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['V ext norm'] = donnees_pd['V ext norm'].astype(float)
donnees_pd['T ext norm'] = donnees_pd['T ext
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['T ext norm'] = donnees_pd['T ext norm'].astype(float)
donnees_pd['R1 norm'] = donnees_pd['R1
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['R1 norm'] = donnees_pd['R1 norm'].astype(float)
```

```

donnees_pd['R2 norm'] = donnees_pd['R2
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['R2 norm'] = donnees_pd['R2 norm'].astype(float)
donnees_pd['R3 norm'] = donnees_pd['R3
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['R3 norm'] = donnees_pd['R3 norm'].astype(float)
donnees_pd['Alliage norm'] = donnees_pd['Alliage
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['Alliage norm'] = donnees_pd['Alliage norm'].astype(float)
donnees_pd['TT'] = donnees_pd['TT'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['TT'] = donnees_pd['TT'].astype(float)
donnees_pd['Angle norm'] = donnees_pd['Angle
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['Angle norm'] = donnees_pd['Angle norm'].astype(float)
donnees_pd['E norm'] = donnees_pd['E
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['E norm'] = donnees_pd['E norm'].astype(float)
donnees_pd['Re norm'] = donnees_pd['Re
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['Re norm'] = donnees_pd['Re norm'].astype(float)
donnees_pd['Rm norm'] = donnees_pd['Rm
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['Rm norm'] = donnees_pd['Rm norm'].astype(float)
donnees_pd['n norm'] = donnees_pd['n
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['n norm'] = donnees_pd['n norm'].astype(float)
donnees_pd['R5 norm'] = donnees_pd['R5
norm'].astype(str).str.replace(',', '.')
donnees_pd['R5 norm'] = donnees_pd['R5 norm'].astype(float)

"""Création de tableaux des entrées et des sorties"""
entrees = donnees_pd[['V ext norm', 'T ext norm', 'R1 norm', 'R2 norm', 'R3
norm', 'Alliage norm', 'TT', 'Angle norm']].copy()
sorties = donnees_pd[['E norm', 'Re norm', 'Rm norm', 'n norm', 'R5
norm']].copy()

""" MATRICE DE CORRELATION """
f = plt.figure(figsize=(19, 15))
corr = donnees_pd.corr()
sns.heatmap(corr, center=0, cmap='RdBu', linewidth=1, annot=True, fmt=".2f", vmi
n=-1, vmax=1)
plt.title("Matrice des corrélations")
plt.show()

"""
_____ * _ * RÉSISTANCE MÉCANIQUE * _ * _____
"""
print()

```

```

print(" _____ * _ * RÉSISTANCE MÉCANIQUE * _ *
      ")

"""définition ensembles"""
X = entrees
Y = sorties['Rm norm']
Rm_min = 223.4
Rm_max = 428
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True)
print()
print("ensemble test", '\n', X_test)

"""Création du SVR et optimisation des hyperparamètres
lst_eps = [0.1,0.01,0.001,0.0001]
lst_gamma = [i for i in range(0,36,5)]
lst_c=[1*10**(-i) for i in range(-1,10,1)]
#{'C': 10, 'epsilon': 0.0001, 'gamma': 0, 'kernel': 'linear', 'max_iter':
100000000, 'tol': 0.0001}
#{'C': 0.001, 'degree': 3, 'epsilon': 0.001, 'gamma': 20, 'kernel':
'poly', 'tol': 0.0001}
#kernel= 'poly', degree= 3, gamma= 20, tol= 0.0001, C= 0.001, epsilon=
0.001
#OCT 2025
#{'C': 1, 'degree': 3, 'epsilon': 0.001, 'gamma': 25, 'kernel': 'poly',
'tol': 0.1}
#FEV 2026
#{'C': 1, 'degree': 3, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 35, 'kernel': 'poly',
'tol': 0.01}
#précision entraînement SVR 0.9600515244790262

print(X_train, X_test, Y_train, Y_test)

parameters = {'kernel':('linear','poly','sigmoid', 'rbf'),
              'C':lst_c,
              'degree':[2,3,4],
              'gamma':lst_gamma,
              'tol':[0.1,0.01,0.001,0.0001],
              'epsilon':lst_eps}

svr = svm.SVR()
svr_rgs_Rm = GridSearchCV(svr, parameters,cv=5, scoring='r2')
svr_rgs_Rm.fit(X_train, Y_train)
print('\n')
print("Optimisation paramètres SVR",svr_rgs_Rm.best_params_)
print("précision entraînement
SVR",svr_rgs_Rm.cv_results_['mean_test_score'][svr_rgs_Rm.best_index_])
"""

"""Création d'un SVR, entraînement et prédiction d'une valeur"""
svr_rgs_Rm = svm.SVR(kernel= 'poly', degree= 3, gamma= 25, tol= 0.01, C=
1, epsilon= 0.01)

```

```

svr_rgs_Rm.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = svr_rgs_Rm.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS SVR"""
print()
val_vraie_Rm = Rm_min+Y_test*(Rm_max-Rm_min)
val_SVR_Rm = Rm_min+Y_pred*(Rm_max-Rm_min)
print("valeurs test", '\n', list(val_vraie_Rm))
print("test valeurs SVR Rm", val_SVR_Rm)

print()
print("Rm SVR MSE", mean_squared_error(Y_test, Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_Rm-val_SVR_Rm)/val_vraie_Rm
print(list(tab_erreurs))
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %", m, "±", 2*et)

"""
_____ PERCEPTRON _____
"""

"""
mlp_Rm = MLPRegressor()
param_grid = {'hidden_layer_sizes': [(4,), (6,), (8,), (10,), (100,),
(4,100,), (6,100,), (8,100,), (10,100,), (100,100,), (50,75,100,)],
              'activation': ['logistic', 'tanh', 'relu'],
              'solver': ['sgd', 'lbfgs'],
              'learning_rate': ['constant', 'invscaling', 'adaptive'],
              'alpha': [0.01, 0.05, 0.001, 0.005, 0.0001],
              'max_iter': [1000000000]}
GS = GridSearchCV(mlp_Rm, param_grid=param_grid, n_jobs= -1, cv=5,
scoring='r2')

GS.fit(X_train, Y_train)

print('\n')
print("MLP optima", GS.best_params_)
print("précision entraînement
MLP", GS.cv_results_['mean_test_score'][GS.best_index_])

```



```
#activation= 'tanh', alpha= 0.0001, hidden_layer_sizes= (8, 100),
learning_rate= 'adaptive', max_iter= 1000000000, solver= 'lbfgs')
#OCT 2025
#{'activation': 'tanh', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (8, 100),
'learning_rate': 'adaptive', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#FEV 2026 1
#{'activation': 'logistic', 'alpha': 0.0001, 'hidden_layer_sizes': (10,
100), 'learning_rate': 'invscaling', 'max_iter': 1000000000, 'solver':
'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9461473508654261//temps 3 minutes et 32
secondes
#FEV 2026 2
#{'activation': 'logistic', 'alpha': 0.0001, 'hidden_layer_sizes': (4,
100), 'learning_rate': 'constant', 'max_iter': 1000000000, 'solver':
'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9523894580287614
#FEV 2026 3
#{'activation': 'tanh', 'alpha': 0.0001, 'hidden_layer_sizes': (10, 100),
'learning_rate': 'constant', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9459874132182741
"""
```

```
"""Création d'un MLP, entraînement et prédiction d'une valeur"""
mlp_rgs_Rm = MLPRegressor(activation= 'tanh', alpha= 0.0001,
hidden_layer_sizes= (10, 100), learning_rate= 'constant', max_iter=
1000000000, solver= 'lbfgs')
mlp_rgs_Rm.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = mlp_rgs_Rm.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS MLP"""
print()
val_vraie_Rm = Rm_min+Y_test*(Rm_max-Rm_min)
val_MLP_Rm = Rm_min+Y_pred*(Rm_max-Rm_min)
print("valeurs test", '\n', list(val_vraie_Rm))
print("test valeurs MLP Rm", val_MLP_Rm)

print()
print("Rm MLP MSE", mean_squared_error(Y_test, Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_Rm-val_MLP_Rm)/val_vraie_Rm
print(list(tab_erreurs))
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
```

```

    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %",m,"±",2*et)

"""
_____ * _ * LIMITE ELASTIQUE * _ * _____
print()
print("_____ * _ * LIMITE ELASTIQUE * _ * _____")
"""

"""définition ensembles"""
Y = sorties['Re norm']
Re_min = 49.9
Re_max = 300.6
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True)
print()
print("ensemble test",'\n', X_test)

"""Création du SVR et optimisation des hyperparamètres
lst_eps = [0.1,0.01,0.001,0.0001]
lst_gamma = [i for i in range(0,36,5)]
lst_c=[1*10**(-i) for i in range(-1,10,1)]
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True, random_state=20)
#{'C': 10, 'epsilon': 0.0001, 'gamma': 0, 'kernel': 'linear', 'max_iter':
100000000, 'tol': 0.0001}
#{'C': 0.001, 'degree': 3, 'epsilon': 0.001, 'gamma': 20, 'kernel':
'poly', 'tol': 0.0001}
#
#OCT 2025
#{'C': 1, 'degree': 2, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 30, 'kernel': 'poly',
'tol': 0.01}
#FEV 2026
#{'C': 1, 'degree': 2, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 30, 'kernel': 'poly',
'tol': 0.01}
#précision entraînement SVR 0.9246581848547984

print(X_train, X_test, Y_train, Y_test)

parameters = {'kernel':('linear','poly','sigmoid', 'rbf'),
              'C':lst_c,
              'degree':[2,3,4],
              'gamma':lst_gamma,
              'tol':[0.1,0.01,0.001,0.0001],
              'epsilon':lst_eps}

svr = svm.SVR()
svr_rgs_Re = GridSearchCV(svr, parameters,cv=5, scoring='r2')
svr_rgs_Re.fit(X_train, Y_train)
print('\n')

```

```

print("Optimisation paramètres SVR",svr_rgs_Re.best_params_)
print("précision entraînement
SVR",svr_rgs_Re.cv_results_['mean_test_score'][svr_rgs_Re.best_index_])
"""

"""Création d'un SVR, entraînement et prédiction d'une valeur"""
svr_rgs_Re = svm.SVR(kernel= 'poly', degree= 2, gamma= 30, tol= 0.01, C=
0.1, epsilon= 0.01)
svr_rgs_Re.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = svr_rgs_Re.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS SVR"""
print()
val_vraie_Re = Re_min+Y_test*(Re_max-Re_min)
val_SVR_Re = Re_min+Y_pred*(Re_max-Re_min)
print("valeurs test",'\n',list(val_vraie_Re))
print("test valeurs SVR Re",val_SVR_Re)

print()
print("Re SVR MSE",mean_squared_error(Y_test,Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_Re-val_SVR_Re)/val_vraie_Re
print(list(tab_erreurs))
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %",m,"±",2*et)

"""
_____ PERCEPTRON _____
"""

"""
mlp_Re = MLPRegressor()
param_grid = {'hidden_layer_sizes': [(4,),(6,),(8,),(10,),(100,),
(4,100,),(6,100,),(8,100,),(10,100,),(100,100,),(50,75,100,)],
'activation': ['logistic','tanh','relu'],
'solver': ['sgd','lbfgs'],
'learning_rate': ['constant','invscaling','adaptive'],
'alpha': [0.01, 0.05,0.001,0.005,0.0001],
'max_iter': [1000000000]}

```

```

GS = GridSearchCV(mlp_Re, param_grid=param_grid,n_jobs= -1,cv=5,
scoring='r2')

GS.fit(X_train, Y_train)

print('\n')
print("MLP optima",GS.best_params_)
print("précision entraînement
MLP",GS.cv_results_['mean_test_score'][GS.best_index_])
#activation= 'logistic', alpha= 0.0001, hidden_layer_sizes= (6, 100),
learning_rate= 'invscaling', max_iter= 1000000000, solver= 'lbfgs'
#OCT 2025
#{'activation': 'relu', 'alpha': 0.0001, 'hidden_layer_sizes': (4, 100),
'learning_rate': 'adaptive', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#FEV 2026 1
#{'activation': 'relu', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (6,),
'learning_rate': 'constant', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9503508291046817//temps 3 minutes et 29
secondes
#FEV 2026 2
#{'activation': 'relu', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (4, 100),
'learning_rate': 'adaptive', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9295436816003514
#FEV 2026 3
#{'activation': 'relu', 'alpha': 0.005, 'hidden_layer_sizes': (8,),
'learning_rate': 'constant', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9370234016137768
"""

"""Création d'un MLP, entraînement et prédiction d'une valeur"""
mlp_rgs_Re = MLPRegressor(activation= 'relu', alpha= 0.001,
hidden_layer_sizes= (4, 100), learning_rate= 'adaptive', max_iter=
1000000000, solver= 'lbfgs')
mlp_rgs_Re.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = mlp_rgs_Re.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS MLP"""
print()
val_vraie_Re = Re_min+Y_test*(Re_max-Re_min)
val_MLP_Re = Re_min+Y_pred*(Re_max-Re_min)
print("valeurs test", '\n', list(val_vraie_Re))
print("test valeurs MLP Re", val_MLP_Re)

print()
print("Re MLP MSE", mean_squared_error(Y_test, Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_Re-val_MLP_Re)/(val_vraie_Re)
print(list(tab_erreurs))
print()

```

```

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %",m,"±",2*et)

"""
_____ * _ * COEFF ECROUISSAGE * _ * _____
"""
print()
print("_____ * _ * COEFF ECROUISSAGE * _ * _____")
print()

"""définition ensembles"""
Y = sorties['n norm']
n_min = 0.074
n_max = 0.308
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True)
print()
print("ensemble test", X_test)

"""Création du SVR et optimisation des hyperparamètres
lst_eps = [0.1,0.01,0.001,0.0001]
lst_gamma = [i for i in range(0,36,5)]
lst_c=[1*10**(-i) for i in range(-1,10,1)]
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True, random_state=20)
#{'C': 10, 'epsilon': 0.0001, 'gamma': 0, 'kernel': 'linear', 'max_iter':
100000000, 'tol': 0.0001}
#{'C': 0.001, 'degree': 3, 'epsilon': 0.001, 'gamma': 20, 'kernel':
'poly', 'tol': 0.0001}
#
#OCT 2025
#{'C': 10, 'degree': 2, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 15, 'kernel': 'poly',
'tol': 0.1}
#FEV 2026
#{'C': 10, 'degree': 2, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 15, 'kernel': 'poly',
'tol': 0.1}
#précision entraînement SVR 0.9131777618157007

print(X_train, X_test, Y_train, Y_test)

parameters = {'kernel':('linear','poly','sigmoid', 'rbf'),
              'C':lst_c,
              'degree':[2,3,4],

```

```

        'gamma':lst_gamma,
        'tol':[0.1,0.01,0.001,0.0001],
        'epsilon':lst_eps}

svr = svm.SVR()
svr_rgs_n = GridSearchCV(svr, parameters,cv=5, scoring='r2')
svr_rgs_n.fit(X_train, Y_train)
print('\n')
print("Optimisation paramètres SVR",svr_rgs_n.best_params_)
print("précision entraînement
SVR",svr_rgs_n.cv_results_['mean_test_score'][svr_rgs_n.best_index_])
"""

"""Création d'un SVR, entraînement et prédiction d'une valeur"""
svr_rgs_n = svm.SVR(kernel= 'poly', degree= 2, gamma= 15, tol= 0.1, C= 10,
epsilon= 0.01)
svr_rgs_n.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = svr_rgs_n.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS SVR"""
print()
val_vraie_n = n_min+Y_test*(n_max-n_min)
val_SVR_n = n_min+Y_pred*(n_max-n_min)
print("valeurs test",'\n',val_vraie_n)
print("test valeurs SVR n",val_SVR_n)

print()
print("n SVR MSE",mean_squared_error(Y_test,Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_n-val_SVR_n)/(val_vraie_n)
print(tab_erreurs)
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %",m,"±",2*et)

"""
_____ PERCEPTRON _____
"""

"""
mlp_n = MLPRegressor()

```

```

param_grid = {'hidden_layer_sizes': [(4,), (6,), (8,), (10,), (100,),
(4,100,), (6,100,), (8,100,), (10,100,), (100,100,), (50,75,100)],
              'activation': ['logistic', 'tanh', 'relu'],
              'solver': ['sgd', 'lbfgs'],
              'learning_rate': ['constant', 'invscaling', 'adaptive'],
              'alpha': [0.01, 0.05, 0.001, 0.005, 0.0001],
              'max_iter': [1000000000]}
GS = GridSearchCV(mlp_n, param_grid=param_grid, n_jobs= -1, cv=5,
scoring='r2')

GS.fit(X_train, Y_train)

print('\n')
print("MLP optima", GS.best_params_)
print("précision entraînement
MLP", GS.cv_results_['mean_test_score'][GS.best_index_])
#activation= 'relu', alpha= 0.01, hidden_layer_sizes= (10,),
learning_rate= 'invscaling', max_iter= 1000000000, solver= 'lbfgs'
#OCT 2025
#{'activation': 'tanh', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (100,),
'learning_rate': 'adaptive', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#FEV 2026 1
#{'activation': 'logistic', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (10,),
'learning_rate': 'invscaling', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9011992617247289//4 min 7 s
#FEV 2026 2
#{'activation': 'relu', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (10,),
'learning_rate': 'constant', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.9110797911241537
#FEV 2026 3
#{'activation': 'relu', 'alpha': 0.01, 'hidden_layer_sizes': (6,),
'learning_rate': 'constant', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.8813837380370346
"""

"""Création d'un MLP, entraînement et prédiction d'une valeur"""
mlp_rgs_n = MLPRegressor(activation= 'relu', alpha= 0.01,
hidden_layer_sizes= (6,), learning_rate= 'constant', max_iter= 1000000000,
solver= 'lbfgs')
mlp_rgs_n.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = mlp_rgs_n.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS MLP"""
print()
val_vraie_n = n_min+Y_test*(n_max-n_min)
val_MLP_n = n_min+Y_pred*(n_max-n_min)
print("valeurs test", '\n', val_vraie_n)
print("test valeurs MLP n", val_MLP_n)

print()

```



```

print("\n MLP MSE",mean_squared_error(Y_test,Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_n-val_MLP_n)/(val_vraie_n)
print(tab_erreurs)
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %",m,"±",2*et)

"""
_____ * _ * COEFF LANKFORD * _ * _____
print()
print("_____ * _ * COEFF LANKFORD * _ * _____")
"""

"""définition ensembles"""
Y = sorties['R5 norm']
R5_min = 0.142
R5_max = 1.804
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True)
print()
print("ensemble test", X_test)

"""Création du SVR et optimisation des hyperparamètres
lst_eps = [0.1,0.01,0.001,0.0001]
lst_gamma = [i for i in range(0,36,5)]
lst_c=[1*10**(-i) for i in range(-1,10,1)]
X_train, X_test, Y_train, Y_test = train_test_split(X, Y, test_size=0.2,
shuffle=True, random_state=20)
#{'C': 10, 'epsilon': 0.0001, 'gamma': 0, 'kernel': 'linear', 'max_iter':
100000000, 'tol': 0.0001}
#{'C': 0.001, 'degree': 3, 'epsilon': 0.001, 'gamma': 20, 'kernel':
'poly', 'tol': 0.0001}
#kernel= 'rbf', degree= 2, gamma= 10, tol= 0.1, C= 1, epsilon= 0.01
#OCT 2025
#{'C': 1, 'degree': 2, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 20, 'kernel': 'rbf',
'tol': 0.0001}
#FEV 2026
#{'C': 1, 'degree': 2, 'epsilon': 0.01, 'gamma': 20, 'kernel': 'rbf',
'tol': 0.0001}
#0.2671940516628646

```

```

print(X_train, X_test, Y_train, Y_test)

parameters = {'kernel':('linear','poly','sigmoid', 'rbf'),
              'C':lst_c,
              'degree':[2,3,4],
              'gamma':lst_gamma,
              'tol':[0.1,0.01,0.001,0.0001],
              'epsilon':lst_eps}

svr = svm.SVR()
svr_rgs_R5 = GridSearchCV(svr, parameters,cv=5, scoring='r2')
svr_rgs_R5.fit(X_train, Y_train)
print('\n')
print("Optimisation paramètres SVR",svr_rgs_R5.best_params_)
print("précision entraînement
SVR",svr_rgs_R5.cv_results_['mean_test_score'][svr_rgs_R5.best_index_])
"""

"""Création d'un SVR, entraînement et prédiction d'une valeur"""
svr_rgs_R5 = svm.SVR(kernel= 'rbf', degree= 2, gamma= 20, tol= 0.0001, C=
1, epsilon= 0.01)
svr_rgs_R5.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = svr_rgs_R5.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS SVR"""
print()
val_vraie_R5 = R5_min+Y_test*(R5_max-R5_min)
val_SVR_R5 = R5_min+Y_pred*(R5_max-R5_min)
print("valeurs test", '\n', val_vraie_R5)
print("test valeurs SVR R5", val_SVR_R5)

print()
print("R5% SVR MSE", mean_squared_error(Y_test, Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")
tab_erreurs = 100*(val_vraie_R5-val_SVR_R5)/(val_vraie_R5)
print(tab_erreurs)
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %", m, "±", 2*et)

"""
_____ PERCEPTRON _____

```

```

"""
mlp_R5 = MLPRegressor()
param_grid = {'hidden_layer_sizes': [(4,),(6,),(8,),(10,),(100,),(
(4,100,),(6,100,),(8,100,),(10,100,),(100,100,),(50,75,100,)],
              'activation': ['logistic','tanh','relu'],
              'solver': ['sgd','lbfgs'],
              'learning_rate': ['constant','invscaling','adaptive'],
              'alpha': [0.01, 0.05,0.001,0.005,0.0001],
              'max_iter': [1000000000]}
GS = GridSearchCV(mlp_R5, param_grid=param_grid,n_jobs= -1,cv=5,
scoring='r2')

GS.fit(X_train, Y_train)

print('\n')
print("MLP optima",GS.best_params_)
print("précision entraînement
MLP",GS.cv_results_['mean_test_score'][GS.best_index_])
#activation= 'relu', alpha= 0.005, hidden_layer_sizes= (4,100,),
learning_rate= 'constant', max_iter= 1000000000, solver= 'lbfgs'
#OCT 2025
#{'activation': 'tanh', 'alpha': 0.001, 'hidden_layer_sizes': (8,),
'learning_rate': 'invscaling', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#FEV 2026 1
#{'activation': 'tanh', 'alpha': 0.0001, 'hidden_layer_sizes': (8,),
'learning_rate': 'invscaling', 'max_iter': 1000000000, 'solver': 'lbfgs'}
#précision entraînement MLP 0.6144410597074288//8 min 19 s
"""

"""Création d'un MLP, entraînement et prédiction d'une valeur"""
mlp_rgs_R5 = MLPRegressor(activation= 'tanh', alpha= 0.001,
hidden_layer_sizes= (8,), learning_rate= 'invscaling', max_iter=
1000000000, solver= 'lbfgs')
mlp_rgs_R5.fit(X_train, Y_train)
Y_pred = mlp_rgs_R5.predict(X_test)

"""ESSAIS ET ERREURS MLP"""
print()
val_vraie_R5 = R5_min+Y_test*(R5_max-R5_min)
val_MLP_R5 = R5_min+Y_pred*(R5_max-R5_min)
print("valeurs test", '\n', val_vraie_R5)
print("test valeurs MLP R5", val_MLP_R5)

print()
print("R5% MLP MSE", mean_squared_error(Y_test, Y_pred))

print()
print("erreurs en % en utilisant les valeurs non normées")

```

```

tab_erreurs = 100*(val_vraie_R5-val_MLP_R5)/(val_vraie_R5)
print(tab_erreurs)
print()

s=0
sc = 0
for k in range(len(tab_erreurs)):
    s = s + abs(tab_erreurs.iloc[k])
    sc = sc + abs(tab_erreurs.iloc[k])**2
m = s/len(tab_erreurs)
et = np.sqrt((sc-m**2)/len(tab_erreurs))
print("moyenne erreur en %",m,"±",2*et)

print()
print()
fin = time.time()
ecoule=fin-debut
print(ecoule, "s")
ecoule_min = ecole%3600
ecoule_h = ecole//3600
#print(ecoule//60, "min", ecole%60, "s")
print(ecoule_h, "h", ecole_min//60, "min",ecoule_min%60, "s")

plt.show()

```


LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Ali, U., Muhammad, W., Brahme, A., Skiba, O., & Inal, K. (2019). Application of artificial neural networks in micromechanics for polycrystalline metals. *International Journal of Plasticity*, 120, 205-219. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.05.001>
- Araki, M., & Matsuda, K. (2020). Effect of Composition on Recrystallization Texture Formation of Aluminum Extrusions. *Materials Transactions*, 61(1), 104-110. <https://doi.org/https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-M2019226>
- Araki, M., Matsuda, K., Lee, S., Tsuchiya, T., & Ikeno, S. (2020). Texture formation process of 6063-type aluminium alloy during hot extrusion. *MATEC Web Conf. (ICAA17)*, 326(05005). <https://doi.org/https://doi.org/10.1051/matecconf/202032605005>
- Beausir, B., & Fundenberger, J.-J. (2017). Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction (version 4.05) [Logiciel]. Université de Lorraine - Metz. Repéré à atex-software.eu
- Béland, J.-F., D'Amours, G., & Parson, N. (2020). *A Virtual Tool to Predict Damage and Failure of Extruded Components for Crash Applications*. Orlando : ABC Aluminum, International Extrusion Technology Seminar and Exposition.
- Béland, J.-F., Pot, C., Boyadjian, Q., Parson, N. C., & Bocher, P. (2024). Predicting Texture and Mechanical Properties of Al-Mg-Si Extrusions through Crystal Plasticity and Continuum Mechanics. Dans *The Proceedings of the ET Seminar* (pp. 1-17). Orlando.
- Bhattacharyya, J. J., Agnew, S. R., Lee, M. M., Whittington, W. R., & El Kadiri, H. (2017). Measuring and modeling the anisotropic, high strain rate deformation of Al alloy, 7085, plate in T711 temper. *International Journal of Plasticity*, 93, 46-63. <https://doi.org/10.1016/J.IJPLAS.2017.03.001>
- Birol, Y., Gokcil, E., Guvenc, M. A., & Akdi, S. (2016). Processing of high strength EN AW 6082 forgings without a solution heat treatment. *Materials Science & Engineering A*, 674, 25-32. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.062>

- Birol, Y., & Ilgaz, O. (2019). Effect of cast and extruded stock on grain structure of EN AW 6082 alloy forgings. *Materials Science and Technology*, 30(7), 860-866. <https://doi.org/10.1179/1743284713Y.00000000407>
- Bocher, P. (2022, octobre). Démystifier la texture cristalline des alliages d'aluminium. Communication présentée au AluCompétences.
- Bretin, R. (2016). *Développement d'un modèle analytique pour l'analyse en élasticité linéaire de champs de déformation et contrainte au sein d'un polycristal. Comparaison avec la méthode des éléments finis.* (PhD. Thesis). École de technologie supérieure, Montréal.
- Bunge, H. (1969). *Mathematische Methoden der Texturanalyse.* (S.l.) : (s.n.).
- Bunge, H., Wagner, F., Welch, P., & van Houtte, P. (1985). A new way to include the grain shape in texture simulations with the Taylor model. *Journal de Physique Lettres*, 46(23), 1109-1113. <https://doi.org/10.1051/jphyslet:0198500460230110900>
- Cailletaud, G. (2010, 29 mars). Plasticité avec écrouissage. Communication présentée au Master Design des Matériaux et des Structures. Repéré à <https://share.google/JrTUfB0YcXJIYe2kS>
- Cazacu, O., Revil-Baudard, B., & Chandola, N. (2018). A yield criterion for cubic single crystals. *International Journal of Solids and Structures*, 151, 9-19. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2017.04.006>
- Chandola, N., Cazacu, O., & Revil-Baudard, B. (2018). Prediction of plastic anisotropy of textured polycrystalline sheets using a new single-crystal model. *Comptes Rendus - Mécanique*, 346(8), 756-769. <https://doi.org/10.1016/j.crme.2018.05.004>
- Chang, Y.-L., Hung, F.-Y., & Lui, T.-S. (2017). Enhancing the tensile yield strength of A6082 aluminum alloy with rapid heat solutionizing. *Materials Science & Engineering A*, 702, 438-445. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.021>

- Chen, J., Poole, W. J., & Parson, N. C. (2018). The effect of through thickness texture variation on the anisotropic mechanical response of an extruded Al-Mn-Fe-Si alloy. *Materials Science and Engineering A*, 730, 24-35. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.105>
- Choi, S. H., Brem, J. C., Barlat, F., & Oh, K. H. (2000). Macroscopic anisotropy in AA5019A sheets. *Acta Materialia*, 48(8), 1853-1863. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00470-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00470-X)
- Dang Ngoc Chan, C. (2002). 3.4 - Indices de Miller. *Éléments de cristallographie*. Repéré à <http://deuns.chez.com/sciences/cristallo/cristallo34.html>
- Dickson, J. M., & Sanders Jr., T. H. (2020). Crystallographic texture development in extruded AA 2195 and AA 7075. *Materials Characterization*, 160, 1-7. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110121>
- Dutta, S. (2024, 9 juin). Understanding Glorot and He Initialization: A Guide for Students. *Medium*. Repéré à https://medium.com/@sanjay_dutta/understanding-glorot-and-he-initialization-a-guide-for-college-students-00f3dfae0393
- Eivani, A. R., Jafarian, H. R., & Zhou, J. (2020). Simulation of peripheral coarse grain structure during hot extrusion of AA7020 aluminum alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 57, 881-892. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.07.011>
- Eivani, A. R., Zhou, J., & Duszczyk, J. (2016). Mechanism of the formation of peripheral coarse grain structure in hot extrusion of Al-4.5Zn-1Mg. *Philosophical Magazine*, 96(12), 1188-1196. <https://doi.org/10.1080/14786435.2016.1157637>
- Engler, O. (2014). Texture and anisotropy in the Al-Mg alloy AA 5005 - Part I: Texture evolution during rolling and recrystallization. *Materials Science and Engineering A*, 618, 654-662. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.037>
- Engler, O., & Aegerter, J. (2014). Texture and anisotropy in the Al-Mg alloy AA 5005 - Part II: Correlation of texture and anisotropic properties. *Materials Science and Engineering A*, 618, 663-671. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.040>

- Engler, O., Hirsch, J. R., & Kalz, S. (2006). Simulation of sheet anisotropy Polycrystal-plasticity simulation of earing profiles from texture data. Dans *Virtual Fabrication of Aluminum Products: Microstructural Modeling in Industrial Aluminum Production* (Vol. II-13). (S.l.) : Wiley-VCH.
- Eshelby, J. D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 241, 376-396.
- Güner, M. B., Mehmetlioğlu, C., Çelik, O. H., Konar, M., & Özçelik, G. (2020). Effect of Extrusion Parameters on Microstructural and Mechanical Properties of EN AW 6063. Dans *Minerals, Metals and Materials Series* (pp. 425-432). Springer Science and Business Media Deutschland GmbH. https://doi.org/10.1007/978-3-030-36408-3_60
- Han, F., Roters, F., & Raabe, D. (2020). Microstructure-based multiscale modeling of large strain plastic deformation by coupling a full-field crystal plasticity-spectral solver with an implicit finite element solver. *International Journal of Plasticity*, 125, 97-117. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.09.004>
- Haton, J.-P. (2021). Introduction à l'intelligence artificielle. Dans *Techniques de l'Ingénieur* (Vol. H 3 720, pp. 1-11).
- He, X., Pan, Q., Li, H., Huang, Z., Liu, S., Li, K., & Li, X. (2019). Effect of Artificial Aging, Delayed Aging, and Pre-Aging on Microstructure and Properties of 6082 Aluminum Alloy. *Metals*, 9(173). <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/met9020173>
- Heuzé, T. (2015). Plasticité des structures. Repéré à <https://hal.science/cel-02059317/>
- Hill, R. (1967). *The Mathematical Theory of Plasticity*. (S.l.) : Clarendon Press.
- Hrebec, B. A. (2019). *Development of CASTRIP dual phase steel* (Master Thesis). Missouri University of Science and Technology.

- Hu, J., Ikeda, K., & Murakami, T. (1995). Analysis on Yield Loci and R Values of Anisotropic Pure Aluminium and A5083 Alloy Sheets. *Materials Transactions*, 36(11), 1363-1371.
- Hu, J., Ikeda, K., & Murakami, T. (1998). Effect of texture components on plastic anisotropy and formability of aluminium alloy sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 73, 49-56.
- Huang, K., & Logé, R. E. (2016). A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials and Design*, 111, 548-574. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012>
- Kanumuri, L., Srishuka, M., Kumar Gupta, A., & Kumar Singh, S. (2015). Application of Support Vector Regression on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel 304 at Elevated Temperatures. *Materials Today: Proceedings*, 2(4-5), 1479-1486. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2015.07.073>
- Kestens, L. A. I., & Jonas, J. J. (1996). Modeling Texture Change during the Static Recrystallization of Interstitial Free Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A, 155-164.
- Khadyko, M., Dumoulin, S., & Hopperstad, O. S. (2016). Texture gradients and strain localisation in extruded aluminium profile. *International Journal of Solids and Structures*, 97-98, 239-255. <https://doi.org/10.1016/J.IJSOLSTR.2016.07.024>
- Khadyko, M., Marioara, C. D., Dumoulin, S., Børvik, T., & Hopperstad, O. S. (2017). Effects of heat-treatment on the plastic anisotropy of extruded aluminium alloy AA6063. *Materials Science and Engineering A*, 708, 208-221. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.133>
- Khadyko, M., Morin, D., Børvik, T., & Hopperstad, O. S. (2019). Tensile ductility of extruded aluminium alloy AA6063 in different tempers. *Materials Science & Engineering A*, 744, 500-511. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.048>

- Khadyko, M., Myhr, O. R., & Hopperstad, O. S. (2019). Work hardening and plastic anisotropy of naturally and artificially aged aluminium alloy AA6063. *Mechanics of Materials*, 139. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2019.103069>
- Lebensohn, R. A., & Tomé, C. N. (1993). A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: Application to zirconium alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(9), 2611-2624. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(93\)90130-K](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90130-K)
- Lee, T., Je Kwak, B., Yu, J., Hun Lee, J., Noh, Y., & Hoon Moon, Y. (2020). Deep-learning approach to predict a severe plastic anisotropy of caliber-rolled Mg alloy. *Materials Letters*, 269. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127652>
- Leppin, C., Kutscher, M., Feuerstein, M., & Oberhofer, G. (2008). Fracture Prediction for Crashworthiness Assessment of Aluminum Bumper Systems. Dans *Crash II - Verbindungstechnik, Versagen*. Bamberg : DYNAmore GmbH.
- Lequeu, P., Gilormini, P., Montheillet, F., Bacroix, B., & Jonas, J. J. (1987a). Yield surfaces for textured polycrystals—I. Crystallographic approach. *Acta Metallurgica*, 35(2), 439-451. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(87\)90250-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(87)90250-1)
- Lequeu, P., Gilormini, P., Montheillet, F., Bacroix, B., & Jonas, J. J. (1987b). Yield surfaces for textured polycrystals—II. Analytical approach. *Acta Metallurgica*, 35(5), 1159-1174. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(87\)90063-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(87)90063-0)
- Lequeu, P., & Jonas, J. J. (1988). Modeling of the Plastic Anisotropy of Textured Sheet. *Metallurgical Transactions*, 19A, 105-120.
- Li, H.-Y., Zeng, C.-T., Han, M.-S., Liu, J.-J., & Lu, X.-C. (2013). Time–temperature–property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(1), 38-45. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62426-7](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62426-7)

- Liu, Y. S., Kang, S. B., & Ko, H. S. (1997). Texture and plastic anisotropy of Al-Mg-0.3Cu-1.0Zn alloys. *Scripta Materialia*, 37(4), 411-417. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00102-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00102-4)
- Mahmoodkhani, Y., Chen, J., Wells, M. A., Poole, W. J., & Parson, N. C. (2019). The Effect of Die Bearing Geometry on Surface Recrystallization During Extrusion of an Al-Mg-Si-Mn Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 50(11), 5324-5335. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05437-0>
- Maitra, V., & Shi, J. (2023). Evaluating the Predictability of Surface Roughness of Ti-6Al-4V Alloy from Selective Laser Melting. *Advanced Engineering Materials*, 25(14). <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/adem.202300075>
- Manik, T., Marthinsen, K., Zhang, K., Aria, A. I., & Holmedal, B. (2021). Deformation Texture Evolution in Flat Profile AlMgSi Extrusions: Experiments, FEM, and Crystal Plasticity Modeling. *Frontiers in Materials*, 8(636379). <https://doi.org/10.3389/fmats.2021.636379>
- Merkel, S. (2019). Physique de la déformation : les polycristaux, partie 2. Orientation d'un grain : angles d'Euler, représentation matricielle, figures de pôle. Communication présentée au Cours de plasticité des polycristaux.
- Molodov, D. A. (2013). *Microstructural Design of Advanced Engineering Materials*. (S.l.) : John Wiley & Sons.
- Montheillet, F. (2017). Métallurgie en mise en forme à chaud. Dans *Techniques de l'Ingénieur* (Vol. M 3 031, pp. 1-16).
- Mrówka-Nowotnik, G., Sieniawski, J., Kotowski, S., Nowotnik, A., & Motyka, M. (2015). Hot Deformation of 6XXX series Aluminium Alloys. *Archives of Metallurgy and Materials*, 60(2a), 1079-1084. <https://doi.org/10.1515/amm-2015-0263>
- Negozio, M., Segatori, A., Pelaccia, R., Reggiani, B., & Donati, L. (2024). Experimental investigation and numerical prediction of the peripheral coarse grain (PCG) evolution

- during the extrusion of different AA6082 aluminum alloy profiles. *Materials Characterization*, 209(113723).
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.113723>
- Odoh, D., Mahmoodkhani, Y., & Wells, M. A. (2018). Effect of alloy composition on hot deformation behavior of some Al-Mg-Si alloys. *Vacuum*, 149, 248-255.
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.12.037>
- Ostad Shabani, M., & Mazahery, A. (2011). The ANN application in FEM modeling of mechanical properties of Al-Si alloy. *Applied Mathematical Modelling*, 35(12), 5707-5713. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.apm.2011.05.008>
- Park, N., Song, Y., Jung, S. H., Song, J., Lee, J., Lee, H., ... Bae, G. (2021). Numerical and experimental investigation on the surface defect generation during the hot extrusion of al6063 alloy. *Materials*, 14(22). <https://doi.org/10.3390/ma14226768>
- Parson, N., Béland, J.-F., & Fourmann, J. (2024). Quench Sensitivity of Automotive Extrusion Alloys. Dans *The Proceedings of the ET Seminar* (pp. 1-21). Orlando.
- Parson, N., Maltais, A., & Jowett, C. (2016). The Influence of Die Bearing Geometry on Surface Recrystallisation of 6xxx Extrusions. Dans *Proceedings of the 11th International Aluminum Extrusion Technology Seminar* (pp. 19-32). Miami.
- Reboul, M. (2005). Corrosion des alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingénieur*.
<https://doi.org/https://doi.org/10.51257/a-v1-cor325>
- Sachs, G. (1928). Plasticity problems in metals. *Transactions of the Faraday Society*, 24, 84-92. <https://doi.org/10.1039/TF9282400084>
- Sakai, T., Hamada, S., & Saito, Y. (2001). Improvement of the r-value in 5052 aluminum alloy sheets having through-thickness shear texture by 2-pass single-roll drive unidirectional shear rolling. *Scripta Materialia*, 44(11), 2569-2573. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)00932-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00932-0)

- Saleh, B., Ma, A., Fathi, R., Radhika, N., Yang, G., & Jiang, J. (2023). Optimized mechanical properties of magnesium matrix composites using RSM and ANN. *Materials Science and Engineering: B*, 290. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.mseb.2023.116303>
- Sharma, H., & Ahmad Khan, R. (2023). Predicting the mechanical properties of spent foundry sand concrete (SFSC) using artificial neural network (ANN). *Materials Today: Proceedings*, 93(3), 287-295. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.07.258>
- Shuangsheng, G., Xingwei, T., Shude, J., & Zhitao, Y. (2012). Prediction of Mechanical Properties of Welded Joints Based on Support Vector Regression. *Procedia Engineering*, 29, 1471-1475. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.01.157>
- Sidor, J. J., Petrov, R. H., & Kestens, L. A. I. (2011). Modeling the crystallographic texture changes in aluminum alloys during recrystallization. *Acta Materialia*, 59, 5735-5748. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.05.050>
- Taylor, G. I. (1938). Plastic Strain in Metals. *Journal of the Institute of Metals*, 62, 307-324.
- Tomé, C. N., Lebensohn, R. A., & Necker, C. T. (2002). Mechanical Anisotropy and Grain Interaction in Recrystallized Aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33A, 2635-2648.
- Vanderesse, N., Lagacé, M., Bidier, F., & Bocher, P. (2013). An Open Source Software for the Measurement of Deformation Fields by Means of Digital Image Correlation. *Microscopy and Microanalysis*, 19(S2), 820-821. <https://doi.org/10.1017/S1431927613006090>
- Varley, D. (2024, 27 septembre). The Aluminium Extrusion Process. *BWC Profiles*.
- Yoon, J.-H., Cazacu, O., Yoon, J. W., & Dick, R. E. (2010). Earing predictions for strongly textured aluminum sheets. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52, 1563-1578. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2010.07.005>

- Zhang, K., Holmedal, B., Hopperstad, O. S., Dumoulin, S., Gawad, J., Van Bael, A., & Van Houtte, P. (2015). Multi-level modelling of mechanical anisotropy of commercial pure aluminium plate: Crystal plasticity models, advanced yield functions and parameter identification. *International Journal of Plasticity*, 66, 3-30.
<https://doi.org/10.1016/J.IJPLAS.2014.02.003>
- Zhao, Z., Mao, W., Roters, F., & Raabe, D. (2004). A texture optimization study for minimum earing in aluminium by use of a texture component crystal plasticity finite element method. *Acta Materialia*, 52, 1003-1012.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.03.001>

