

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République algérienne démocratique et populaire
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Mohamed Khider- Biskra
Faculté des sciences et technologies
Département : Génie Mécanique
Référence:



جامعة محمد خيضر بسكرة
كلية العلوم والتكنولوجيا
قسم: الهندسة الميكانيكية
المرجع :

Thèse

Présentée en vue de l'obtention du diplôme de
Doctorat en Sciences
Spécialité : **Génie Mécanique**
Option : **Sciences des matériaux**

Effet des traitements thermomécaniques sur les propriétés mécaniques et électriques du câble électrique (Cuivre et AlSiMg)

Présentée par :

BADI RIDHA

Soutenue publiquement le **11 Février 2025**

Devant le jury composé de :

| | | | |
|------------------------------|-------------------------|------------|---|
| Mr.Belhi greura | Professeur | Président | Université de Biskra |
| Mr.Bensaada said | Professeur | Rapporteur | Université de Biskra |
| Mr.Salhi hicham | Maître de conférences A | Examineur | Université de Batna |
| Mr.Bouzaher mohamed taher | Directeur de recherche | Examineur | Centre de Recherche Scientifique et Technique sur les Régions Arides CRSTRA |

Dédicace

À la mémoire de ma chère mère, qui m'a soutenu sans relâche et qui m'a appris les premières lettres de l'alphabet ainsi que la lecture. Ce fut le début d'un beau voyage, et je lui dois les fondations de mon savoir. Que son âme repose en paix.

À mon père, mon pilier et mon guide, dont le soutien inébranlable et l'amour ont été ma force tout au long de mon parcours académique.

À ma femme, qui a été un refuge dans les moments de fatigue et une source de motivation constante. Son soutien indéfectible m'a permis d'aller de l'avant avec confiance.

À mes frères et sœurs, qui ont toujours cru en moi et m'ont encouragé à persévérer.

Que ce travail soit un humble témoignage de ma reconnaissance et de mon amour envers vous tous.

Remerciements

Avant tout, je rends grâce à Dieu pour Son soutien et Sa bienveillance tout au long de cette aventure.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à M. **Bensaada Said**, Professeur à l'Université de Biskra, pour m'avoir confié ce sujet de recherche et mis à disposition les échantillons nécessaires à mon travail. Son appui lors des premières étapes a constitué un point de départ essentiel à la réalisation de ce mémoire.

Mes sincères remerciements vont également à mes co-encadreurs, M. Nadhir Lebaal et M. **Nacer Tala Ighil**, Chef de division des Métallurgies et Matériaux, pour leur précieux soutien scientifique et leurs conseils tout au long de cette recherche. J'exprime une reconnaissance particulière à M. **Nadhir Lebaal** pour son accueil au sein du Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne (ICB – UMR CNRS 6303) de l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard (UTBM) en France, ainsi que pour son encadrement scientifique durant ces douze mois de recherche. Son expertise, ses recommandations avisées et son engagement ont été déterminants dans l'évolution et la qualité de ce travail.

Je remercie M. **Belhi Greura**, Professeur et Chef du Département de Génie Mécanique à l'Université de Biskra, pour l'honneur qu'il m'a fait en acceptant la présidence du jury.

Je tiens également à exprimer toute ma gratitude aux membres du jury, M. **Bouzaher Mohamed Taher**, Directeur de Recherche au Centre de Recherche Scientifique et Technique sur les Régions Arides, et M. **Salhi Hicham**, Maître de Conférences à l'Université de Batna, pour l'honneur qu'ils me font en évaluant mon travail, ainsi que pour le temps et l'attention qu'ils lui ont consacrés.

Un grand merci à M. **Djemoui Mohamdi**, Chef de Département-Adjoint chargé de la post-graduation, pour sa précieuse collaboration et la coordination avec la plateforme Progres, facilitant ainsi le dépôt de mon dossier de soutenance.

Je remercie chaleureusement mes collègues du Centre de Recherche en Technologie Industrielle, qui m'ont apporté leur aide et leur soutien tout au long de cette expérience. Une reconnaissance particulière à M. **Noureddine Hamoude** et M. **Sami Khahla**, tous deux Directeurs de Recherche, dont les conseils, la bienveillance et la disponibilité ont constitué un apport scientifique majeur dans l'élaboration de ce mémoire.

Un merci spécial à mon ami **Reddah Takieddine**, avec qui j'ai partagé mon bureau durant cette période, pour son soutien moral indéfectible. Son amitié et ses encouragements m'ont été d'un grand réconfort tout au long de cette aventure.

Enfin, j'exprime toute ma gratitude à mes chers amis **Samri, Riad et Kamal**, pour leur soutien constant et leur présence bienveillante.

À toutes celles et ceux qui, de près ou de loin, ont contribué à la réalisation de ce mémoire, je vous adresse mes plus sincères remerciements.

Sommaire

| | |
|----------------------------|----|
| Liste des Figures | i |
| Liste des Tableaux | ii |
| Introduction général | 1 |

Chapitre I : État de l'art et objectifs de l'étude

| | |
|---|----|
| I. Introduction | 5 |
| I.2. Etat de l'art et historique du procédé de tréfilage | 5 |
| I.3. Revue de littérature | 7 |
| I.3.1. Influence des paramètres du procédé | 8 |
| I.3.2. Influence des paramètres géométriques des filières | 11 |
| I.3.3. Impact sur la microstructure et les propriétés mécaniques | 11 |
| I.4. Approches de modélisation du procédé de tréfilage | 12 |
| I.5. Mécanismes de déformation plastique dans les matériaux polycristallins | 14 |
| I.5.1. Déformation par Glissement | 15 |
| I.5.2. Déformation par Maillage | 16 |
| I.5.3. Évolution de la microstructure lors de la déformation | 17 |
| I.5.4. Énergie stockée | 19 |
| I.5.5. Texture de Tréfilage | 20 |
| I.6. Traitements thermiques des alliages d'aluminium | 20 |
| I.6.1. Processus d'homogénéisation | 21 |
| I.6.2. Traitement de solution | 23 |
| I.6.3. Traitement de vieillissement | 23 |
| I.7. Processus de précipitation dans l'alliage AlMgSi | 25 |
| I.7.1. Amas de soluté autrement appelés clusters et les zones GP | 26 |
| I.7.2. La phase β' | 26 |
| I.7.3. Phase β' | 27 |
| I.7.4. Phase d'équilibre β -Mg ₂ Si | 27 |
| I.8. Effet des impuretés dans les alliages d'aluminium | 28 |
| I.10. Conclusion | 31 |

Chapitre II : Approches de modélisation du procédé de tréfilage

| | |
|--|----|
| II.1. Introduction | 32 |
| II.2. Principaux paramètres | 32 |
| II.2.1. Efforts appliqués sur le fil pendant la mise en forme | 33 |
| II.2.2. Effet de la zone de réduction (RA) et de l'angle de filière (α) sur les contraintes Axiales | 34 |
| II.3. Modélisation de la microstructure | 35 |
| II.4. Modèles analytiques | 37 |
| II.4.1. Méthode des tranches | 38 |
| II.4.2. Méthode des tranches modifiée | 39 |
| II.4.3. Analyse de Siebel | 39 |
| II.4.4. Analyse de Wistreich | 40 |
| II.4.5. Analyse d'Avitzur | 41 |
| II.5. Modèles Numérique | 42 |
| II.5.1. Formulation d'écoulement par éléments finis | 42 |
| II.5.2. Formulation solide par éléments finis | 43 |
| II.6. Classification du formage des métaux | 48 |
| II.7. Formation, prédiction et évitement des défauts | 50 |
| II.7.1. Fractographie et la rupture | 50 |
| II.7.2. Principe numérique | 51 |
| II.7.3. Différents critères d'endommagement | 52 |

| | |
|--|-----------|
| A. Critères non couplés | 52 |
| B. Critères couplés | 54 |
| II.7.4. Environnement des éléments finis..... | 55 |
| A. Erreurs dans l'analyse par éléments finis..... | 55 |
| B. Validation des procédures par éléments finis..... | 56 |
| C. Comportement Rhéologique..... | 57 |
| D. Comportement Élastique Linéaire..... | 58 |
| E. Comportement Plastique..... | 58 |
| F. Comportement Viscoplastique..... | 58 |
| G. Comportement Élasto-viscoplastique..... | 59 |
| H. Comportement Anisotrope..... | 59 |
| II.7.5. Autres Lois..... | 59 |
| A. Loi de Zener-Hollomon | 59 |
| B. Loi de Puissance | 60 |
| C. Loi Exponentielle Beta-T..... | 60 |
| D. Loi Linéaire | 60 |
| E. Loi Linéaire Puissance | 60 |
| II.8. Effets du Frottement dans le Formage des Métaux..... | 61 |
| II.8.1. Modèles de Frottement..... | 61 |
| A. Modèle de Frottement de Coulomb..... | 62 |
| B. Modèle de Frottement de Tresca..... | 62 |
| C. Modèle de Frottement de Wanheim et Bay..... | 63 |
| D. Mécanismes de Lubrification..... | 63 |
| II.8.2. Frottement à Sec dans la mise en forme de matériaux | 64 |
| A. Lubrification Hydrodynamique..... | 64 |
| B. Lubrification par Film Limite..... | 65 |
| II.9. Conclusion..... | 66 |

Chapitre III : Matériaux et méthodes expérimentales : étude de cas de l'alliage AA6005

| | |
|---|-----------|
| III.1. Introduction..... | 67 |
| III.2. Matériaux | 68 |
| III.2.1. Alliages étudiés..... | 68 |
| III.2.2. Analyse chimique Al1370..... | 69 |
| III.2.3. Analyse chimique AA6005 | 70 |
| III.2.4. Méthodes de préparation des spécimens..... | 71 |
| III.3 Méthodes de caractérisation | 71 |
| III.3.1. Analyse calorimétrique différentielle (DSC)..... | 71 |
| III.3.2. Traitements thermiques..... | 72 |
| III.3.3. Mesures électrochimiques..... | 73 |
| III.3.4. Dureté Vickers (HV) | 73 |
| III.3.5. Microscope optique (MO) | 74 |
| III.3.6. Microscope Électronique à Balayage (MEB) | 75 |
| III.3.7. Spectromètres à émission optique | 76 |
| III.3.8. Analyse par diffraction des rayons X | 77 |
| III.4. Discussion..... | 78 |
| III.4.1. Dureté Vickers HV..... | 78 |
| III.4.2. Analyse calorimétrique différentielle..... | 79 |
| III.4.3. Essais de corrosion..... | 80 |
| III.4.4. Essai de traction..... | 82 |
| III.4.5. Préparation et observation des échantillons : | 84 |
| III.4.6. Caractérisation multi-échelle de la microstructure par MO, MEB et EDS | 85 |
| III.4.7. Identification des phases | 91 |
| III.5. Conclusion..... | 92 |

Chapitre IV : Modélisation numérique et optimisation du procédé de tréfilage

| | |
|--|------------|
| IV.1. Introduction | 94 |
| IV.2. Étude de l'influence du maillage sur la précision des résultats en simulation numérique : étude de cas du tréfilage | 97 |
| IV.2.1. Méthodologie | 97 |
| IV.2.2. Résultats et discussion | 100 |
| IV.2.3. Maillage sélectionné | 100 |
| IV.3. Simulation numérique du processus de tréfilage | 101 |
| IV.3.1. Configurations géométriques | 102 |
| IV.3.2. Matériau et méthode d'optimisation | 104 |
| IV.3.3. Modèle constitutif | 106 |
| IV.3.4. Modèles de fracture | 107 |
| IV.4. Résultats et discussion | 108 |
| IV.4.1. Comparaison des contraintes principales | 108 |
| IV.4.2. Pression hydrostatique | 111 |
| IV.4.3. Prédiction de la géométrie des défauts de rupture centrale | 113 |
| IV.5. Conclusion | 119 |
| Conclusion générale | 120 |

Liste des figures

| | | |
|-----------------------|--|----|
| Figure I.1. | Influence de l'angle de la filière sur l'évolution des contraintes lors du tréfilage..... | 9 |
| Figure I.2. | Effort de tréfilage en fonction de la vitesse d'un fil..... | 10 |
| Figure I.3. | Schéma d'un système glissement $\{111\}$, $\langle 110 \rangle$ dans une maille élémentaire C.F.C.. | 16 |
| Figure I.4. | Déformation par maclage dans un cristal..... | 17 |
| Figure I.5. | Schéma des microstructures de déformation dans les métaux et alliages à structure cristalline cubique à faces centrées (CFC)..... | 18 |
| Figure I.6. | Microstructure de l'alliage 6066 à l'état brut de coulée et après homogénéisation..... | 22 |
| Figure I.7. | Solubilité à l'équilibre en fonction de la température pour Mg_2Si dans Al | 25 |
| Figure I.8. | Diagrammes de phases ternaires, | 30 |
| Figure I.9. | Diagramme d'équilibre (a) aluminium- magnésium,(b)Al-Si,(c)Al-Cu, (d) Al-Fe ... | 31 |
| Figure II.1. | Les principaux paramètres géométriques du procédé de tréfilage..... | 33 |
| Figure II.2. | Représentation de la déformation plastique et frottement..... | 33 |
| Figure II.3. | Distribution des contraintes résiduelles axiales..... | 35 |
| Figure II.4. | Approches modernes par éléments finis pour la simulation réaliste du formage des métaux | 37 |
| Figure II.5. | Schématisation de la surface de contact entre le fil et la filière..... | 38 |
| Figure II.6. | Efforts internes..... | 40 |
| Figure II.7. | Modèle d'éléments finis du fil dans la matrice d'étirage..... | 46 |
| Figure II.8. | Déformation plastique importante et profil de contrainte correspondant..... | 47 |
| Figure II.9. | Contrainte longitudinale le long de la direction radiale..... | 47 |
| Figure II.10. | Comparaison entre la méthode des tranches, la méthode (FEM) et la méthode de la limite supérieure par rapport aux valeurs expérimentales de contrainte de tréfilage... .. | 48 |
| Figure II.11. | Les trois modes d'ouverture de fissure : Mode I - contraintes de traction, Mode II - contraintes de cisaillement en plan et Mode III - contraintes de cisaillement hors plan | 51 |
| Figure II.12. | Principe de la méthode de kill element..... | 52 |
| Figure II.13. | Discrétisation d'un lopin cylindrique au moyen de 1800 éléments hexaédriques et tétraédriques..... | 56 |
| Figure II.14. | Modèles de frottement courants dans le formage des métaux..... | 63 |
| Figure III.1. | Analyseur thermique simultané (ATD/ATG/DSC)..... | 72 |
| Figure III.2. | Four tubulaire sous vide et sous atmosphère contrôlée..... | 72 |
| Figure III.3. | Montage de la cellule des tests de polarisation..... | 73 |
| Figure III.4. | Microduromètre automatique..... | 74 |
| Figure III.5. | Microscope stéréoscopique (a), (b) Microscope optique | 74 |
| Figure III.6. | Microscope Électronique à Balayage (MEB) Marque Zeiss GEMINI SEM 300..... | 75 |
| Figure III.7. | Spectromètre à émission optique FOUNDRY-MASTER..... | 76 |
| Figure III.8. | Diffractomètre de type Brücker D2 PHASER..... | 77 |
| Figure III.9. | Profil de dureté Vickers à travers la section transversale de l'éprouvette en cuivre ... | 78 |
| Figure III.10. | Courbe de DSC de l'alliages Al 6061..... | 79 |
| Figure III.11. | Courbe de polarisation logarithmique d'Alliage Al6101..... | 81 |
| Figure III.12. | Courbe de polarisation logarithmique d'Al1370 de $I \log$ (mA/cm ²) en fonction de E (Mv)... | 81 |
| Figure III.13. | Influence de la température d'homogénéisation sur les propriétés mécaniques de | 83 |

| | | |
|---------------------------|--|-----|
| | l'alliage AA6005..... | 84 |
| Figure III.14. | Influence de la température d'homogénéisation sur les propriétés mécaniques de A1350 | 84 |
| Figure III.15. | Station de polissage pour l'analyse métallographique..... | 85 |
| Figure III.16. | Microstructures des fils de AA6005T6 de diamètre 3 mm et 8 mm, avec et sans attaque chimique, à différents grossissements..... | 86 |
| Figure III.17. | Évolution de la microstructure d'un fil d'alliage A6005 après différents cycles de T6..... | 87 |
| Figure III.18. | Microstructures des fils de cuivre de diamètre 8 mm, à différents grossissements..... | 88 |
| Figure III.19. | Images au M.E.B des fils de cuivre | 88 |
| Figure III.20. | Images au M.E.B après vieillissement artificiel T6 Al 6005T6-320-24h..... | 88 |
| Figure III.21. | cartographie de la distribution des éléments Cu,Mg,Si dans l'alliage 6005T6-320-24h.. | 89 |
| Figure III.22. | Spectres EDS dans différents régions pour AA6005T6..... | 90 |
| Figure III.23. | Spectres EDS de cuivre..... | 91 |
| Figure III.24. | Diffractogramme des rayons X de l'alliage Al 6005 T6..... | 92 |
| Figure IV.1. | Évolution du critère d'endommagement de Latham-Cockcroft en fonction de la densité du maillage..... | 98 |
| Figure IV.2. | Sensibilité du critère d'endommagement à la densité du maillage..... | 99 |
| Figure IV.3. | Temps de calcul en fonction de la densité du maillage..... | 99 |
| Figure IV.4. | Étude de l'erreur de discrétisation en fonction de la densité du maillage..... | 100 |
| Figure IV.5. | Géométrie de la filière et paramètres d'optimisation correspondants..... | 103 |
| Figure IV.6. | Modèle EF..... | 104 |
| Figure IV.7. | Distribution des composants de contrainte σ_1 , σ_3 lors du processus de tréfilage..... | 110 |
| Figure IV.8. | Distribution de l'endommagement C&L et pression hydrostatique résiduelle pour le processus de tréfilage..... | 112 |
| Figure IV.9. | Apparition des ruptures centrales (chevron) : (a) Expérience de Remmers [12], (b) Notre résultat numérique..... | 113 |
| Figure IV.10. | Distribution du dommage à l'intérieur de l'échantillon pour trois gammes différentes..... | 116 |
| Figure IV.11. | Comparaison du critère d'endommagement Cockcroft-Latham à différents taux de réduction calculés au cœur du fil..... | 116 |
| Figure IV.12. | Évolution des puissances de tréfilage pour cinq passages dans des filières successives... | 118 |
| Liste des tableaux | | |
| Tableau I.1. | Système de glissement pour les structures cubique..... | 16 |
| Tableau I.2. | Synthèse des traitements thermiques de mise en solution et de précipitation pour les alliages d'aluminium Al.MgSi..... | 24 |
| Tableau II.1. | Classification des procédés de formage..... | 49 |
| Tableau II.2. | Classification des procédés et outils de formage..... | 50 |
| Tableau II.3. | Critères de dommage ductile non couplés pour le formage des métaux..... | 53 |
| Tableau III.1. | Caractéristiques du cuivre et de l'aluminium produit par l'ENICAB Biskra..... | 68 |
| Tableau III.2. | Analyse chimique Al1370..... | 69 |
| Tableau III.3. | Analyse chimique Al6005..... | 70 |
| Tableau III.4. | Taux d'écroutissage $\epsilon(\%)$ | 71 |
| Tableau III.5. | Paramètres de traitement thermique de l'alliage AA6005..... | 83 |
| Tableau IV.1. | Les résultats des différents maillages..... | 101 |
| Tableau IV.2. | Composition chimique de l'alliage AA6005 étudié (fraction massique, %)...... | 104 |
| Tableau IV.3. | Paramètres calculés pour la réalisation de cette étude..... | 106 |
| Tableau IV.4. | Paramètres de la loi de Hansel-Spittel obtenus à partir des constantes de modèle préliminaires utilisées pour l'AA6005..... | 107 |
| Tableau IV.5. | Les valeurs d'endommagements calculées pour chaque étape des trois gammes de tréfilage étudiées..... | 111 |

Introduction générale

Les câbles électriques en cuivre et aluminium destiné pour le transport de l'énergie électrique nécessitent un compromis de caractéristiques mécaniques – résistivité électrique. Les caractéristiques électriques, mécaniques et cristallographiques du cuivre et de l'aluminium sont proches les unes des autres et le choix entre les deux fait intervenir des facteurs économiques, techniques et même politiques.

Le cuivre et l'aluminium occupent une place importante dans le transport de l'énergie électrique, à cause de leur bonne conductibilité électrique et thermique.

Le tréfilage est accompagné par la formation de défauts cristallins, tels que lacunes et dislocations, conduisant à l'élévation de la dureté, donc à l'augmentation de la résistivité, une caractéristique très importante pour la conductibilité et le rendement du câble. Aujourd'hui maîtriser les microstructures en vue d'optimiser telle ou telle propriété est réalisable par des traitements thermiques ou thermomécaniques appropriées. Donc des traitements thermomécaniques appropriés peuvent améliorer les caractéristiques mécaniques, électriques et cristallographiques du câble (l'affinement du grain est aussi d'une importance capitale pour ces caractéristiques).

Le sujet reste d'actualité à cause de son importance industrielle et son but est d'une part, mettre en évidence l'analyse du comportement mécanique du fil pendant le tréfilage doit tenir compte de divers phénomènes complexes qui se manifestent, même dans le cas d'une seule passe. Parmi ces phénomènes, on trouve des distributions radiales non uniformes de contraintes et de déformations, l'évolution du durcissement du matériau, ainsi que l'interaction thermo mécanique entre le fil et la filière.

Notre travail s'intéresse aussi à développer un modèle numérique, afin de réduire le nombre d'essais expérimentaux nécessaire à l'optimisation du procédé. La simulation numérique permet de mettre en évidence les différents facteurs ayant des effets sur les caractéristiques thermomécanique et électrique du câble (vitesse de tréfilage, la géométrie interne de la filière tel que l'angle du cône de travail (α) et longueur de la portée(P)). Ce modèle permet aussi de prédire les profils de filières les plus efficaces en fonction du produit à tréfiler et de l'environnement (machine, lubrifiant,... etc.)

L'analyse numérique a connu un essor considérable ces dernières années, grâce aux progrès rapides de la technologie informatique. La puissance de calcul des processeurs, toujours croissante, a permis de développer des outils de simulation numérique de plus en plus

performants. Parmi ceux-ci, la méthode des éléments finis s'est imposée comme un outil incontournable pour la conception et l'optimisation des procédés de formage industriels tels que le tréfilage. Les chercheurs ont ainsi pu mettre au point des critères d'endommagement spécifiques à ces procédés, permettant d'améliorer la prédiction de la durée de vie des pièces.

Ko et Kim [1] ont employé le critère de Cockcroft et Latham pour évaluer le risque de rupture centrale. Choi et al. [2] ont également étudié ce phénomène lors d'extrusions sans friction, en combinant la méthode des éléments finis avec le critère de fracture ductile d'Oh, basé sur la ténacité à la rupture en traction. Panteghini [3] a démontré qu'un modèle analytique intégrant le durcissement par déformation et la friction de Coulomb peut offrir des résultats comparables aux simulations par éléments finis, et constitue ainsi une alternative viable pour optimiser les processus de tréfilage de plaques 3D.

Vega et al. [4] ont combiné des approches expérimentales et numériques pour étudier l'influence de divers paramètres de processus, tels que l'angle de la filière, taux de réduction et le coefficient de friction, sur la force de tréfilage lors de la mise en forme de fils de cuivre. Leurs résultats montrent que l'augmentation de l'angle de la filière et de la réduction de section entraîne une hausse de la force de tréfilage. De plus, le coefficient de friction joue un rôle significatif sur cette force. Les fortes déformations induites, particulièrement au niveau du contact fil-filière, favorisent une déformation hétérogène de la section et peuvent conduire à la rupture du fil.

Park et al. [5] ont étudié la technique de recuit séquentiel. En utilisant la méthode des éléments finis, ils ont évalué les distributions des déformations à chaque étape du tréfilage pour trois conditions distinctes, caractérisés par des réductions de section et des angles de filière différents. Remmers [6]a, dès 1930, mis en évidence la présence de fissures en chevron dans les fils de cuivre et d'aluminium tréfilés, révélant ainsi que des composants apparemment parfaits pouvaient contenir des défauts internes. Des études plus récentes [7], [8], [9], [10] ont approfondi le phénomène de rupture centrale, attribuant ce type de défaillance à la formation et à la croissance de micro-vides sous l'effet du travail à froid. Orbegozo [11]a confirmé expérimentalement ces observations en utilisant la radiographie pour détecter des fissures internes dans des fils d'aluminium soumis à des cycles de tréfilage successifs.

Les travaux précédents sur le tréfilage ont peu étudié l'impact de l'accumulation des déformations plastiques au cours du processus de fabrication. Cette lacune a motivé notre étude. En effet, la complexité des champs de contraintes et la localisation des défauts de éclatement

centrale en forme de chevrons, fréquemment rencontrés dans les fils tréfilés, rendent difficile l'obtention de données expérimentales précises sur l'évolution de ces défauts.

Pour surmonter ces limitations, nous avons choisi d'utiliser la méthode des éléments finis, en nous appuyant sur le logiciel FORGE®, afin de simuler numériquement le processus de tréfilage. Les fonctionnalités avancées de FORGE®, telles que le suivi de points et les techniques de marquage, nous permettront d'analyser l'évolution des contraintes résiduelles et de corrélérer les conditions de déformation avec l'initiation et la propagation des chevrons. Les résultats de ces simulations seront confrontés à des observations expérimentales de remmer's afin de valider le modèle numérique et de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement liés à contraintes résiduelles introduites par l'érouissage incrémental du fil tout long de linges de production.

Parallèlement, nous avons mené une série d'essais de traction sur des échantillons soumis à divers traitements thermiques (homogénéisation, vieillissement, etc.). Ces échantillons ont ensuite été caractérisés par diffraction des rayons X (DRX), calorimétrie différentielle à balayage (DSC), analyse chimique, micro dureté et observations micrographiques. Notre objectif était d'étudier l'influence de la température sur les mécanismes de recristallisation, ainsi que sur l'évolution des propriétés mécaniques et électriques des matériaux.

Compte tenu des limitations expérimentales liées à l'absence d'un banc d'essai spécifique pour simuler les vitesses élevées rencontrées dans les processus industriels, nous nous sommes concentrés sur l'étude de l'impact des traitements thermomécanique. Les résultats obtenus constituent une première étape importante dans la compréhension de ces phénomènes.

Nous espérons qu'à l'avenir, quand cet équipement sera disponible dans le laboratoire, nous pourrons mener des recherches plus approfondies et plus précises, ce qui nous permettra de faire des progrès significatifs dans notre compréhension du domaine et de mettre au point de nouvelles applications. Un banc d'essai spécifique nous permettra d'explorer plus en profondeur l'impact de tous les paramètres du processus.

Cette thèse est organisée de manière à présenter une revue exhaustive de la littérature, une méthodologie de recherche rigoureuse, des résultats expérimentaux détaillés, une modélisation numérique sophistiquée et des conclusions pertinentes. Voici un aperçu détaillé de chaque chapitre de la thèse.

Chapitre 1 : Ce chapitre présente une revue exhaustive des travaux antérieurs portant sur le procédé de tréfilage. Dans un premier temps, nous reviendrons sur l'historique du tréfilage et les matériaux couramment utilisés, en particulier le cuivre et l'aluminium. Nous nous intéresserons ensuite aux mécanismes fondamentaux de la déformation plastique dans les matériaux polycristallins, ainsi qu'aux techniques de traitement et de modélisation existantes. Ensuite, la section sur les Processus de précipitation dans l'alliage AlMgSi qui discute les principes fondamentaux de la recristallisation et son importance dans le traitement des métaux. Ensuite l'Effet des impuretés dans les alliages d'aluminium. Cette revue bibliographique nous permettra de situer notre travail par rapport aux connaissances actuelles et d'identifier les lacunes à combler.

Chapitre 2 : Ce chapitre est consacré à l'étude numérique du procédé de tréfilage. L'objectif est de développer des modèles précis permettant de simuler et d'optimiser ce procédé de mise en forme. Après avoir identifié les principaux paramètres influents (efforts, réduction de section, angle de filière), nous présentons les différentes approches de modélisation : analytiques et numériques. Les modèles numériques, basés sur la méthode des éléments finis, offrent une description détaillée des phénomènes physiques complexes tels que la déformation plastique, le frottement et l'endommagement. Nous nous intéressons particulièrement à la formulation d'écoulement et à la formulation solide. Enfin, nous discutons des critères d'endommagement utilisés pour prédire la rupture du matériau et des méthodes de validation des modèles numériques. Ce chapitre pose les bases pour les analyses numériques qui seront menées dans les chapitres suivants.

Chapitre 3 : Ce chapitre présente les matériaux utilisés et les méthodes expérimentales mises en œuvre pour mener cette étude. Nous décrivons les caractéristiques des matériaux (cuivre, aluminium, alliages), les échantillons préparés et les différents essais réalisés. Les techniques de caractérisation structurale, telles que la dureté Vickers, les essais de traction et la diffraction des rayons X, sont détaillées.

Chapitre 4 : Ce dernier chapitre synthétise les principaux résultats de cette thèse. Le modèle numérique développé ont permis de mieux comprendre les mécanismes de déformation lors du tréfilage et d'optimiser les paramètres du procédé. En utilisant des logiciels de simulation comme Forge3, nous avons étudié l'influence des paramètres géométriques et opératoires sur la déformation du matériau et la formation des contraintes résiduelles. Les résultats de ces simulations ont permis de valider les modèles de comportement du matériau et d'identifier les paramètres clés influant sur la qualité du produit fini. De plus, nous avons mis en place des plans d'expériences pour optimiser le procédé et réduire les risques de rupture centrale, un défaut courant dans le tréfilage. Les limites de cette étude, liées notamment à la complexité des phénomènes physiques mis en jeu, sont discutées. Enfin, des perspectives sont proposées pour de futurs travaux, tels que l'étude de nouveaux matériaux, l'amélioration des modèles numériques et l'intégration de critères de durabilité.

Chapitre I : État de l'art et objectifs de l'étude

I.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous avons tout d'abord réalisé un état de l'art approfondi sur le processus de tréfilage, en examinant ses impacts physiques, mécaniques et chimiques. Nous avons également discuté du rôle crucial du processus de précipitation dans l'alliage AlMgSi ainsi que de l'influence des impuretés sur ses propriétés physiques et mécaniques. Ensuite, notre étude s'est concentrée sur la recherche d'une solution de traitement thermique optimale, à la fois économique et plus rapide que la méthode traditionnelle basée sur des essais et erreurs. Pour ce faire, plusieurs conditions de traitement thermique distinctes ont été sélectionnées afin d'analyser l'apparition de précipités dans l'alliage Al 6005 en fonction de la durée du vieillissement à différentes températures.

La modélisation de la cinétique de précipitation de la phase β a également été effectuée à l'aide du modèle implémenté dans le logiciel MatCalc. Cela nous a permis de déterminer les paramètres thermiques optimaux appliqués expérimentalement dans un four de traitement thermique.

Par ailleurs, nous avons acquis une maîtrise approfondie du processus de durcissement par vieillissement dans les alliages Al-Mg-Si et avons mieux compris les phénomènes de précipitation dans l'alliage AA6005.

I.2. Etat de l'art et historique du procédé de tréfilage

Depuis l'incorporation des fils d'or par les anciens Égyptiens dans les souvenirs des pharaons autour de 3000 av. J.-C., le tréfilage est resté un procédé central pour les industries manufacturières, sur lequel reposent de nombreuses industries. Cette continuité témoigne de l'importance et de l'actualité constante de ce procédé. Les anciens découpaient probablement des bandes de feuilles métalliques martelées, puis les passaient à travers des matrices de pierre comme première étape de la fabrication des fils. Comme l'indique Wright [12], la constance des sections transversales des fils trouvés dans les artefacts égyptiens suggère que

des matrices de tréfilage rudimentaires étaient déjà en usage, utilisant des trous percés dans la pierre naturelle avec des outils primitifs.

Il existe des références intéressantes aux fils dans la littérature ancienne, notamment dans l'Odyssée d'Homère (les chansons du harpiste) et dans le Livre de l'Exode (28:14 et 39:3). Vers le Ve siècle avant. J.-C, les Perses tiraient des fils de bronze de 55 mm à travers des plaques de tréfilage en fer, ce qui suggère qu'ils comprenaient probablement les concepts de passages multiples et de recuits intermédiaires, essentiels pour la réduction homogène de la section et la maintenance des propriétés mécaniques.

Des références à la technique de tréfilage sont également faites par le tribun romain Claudius Claudianus à la fin de l'Empire romain en 400 ap. J.-C. Wright [12] explique que les avancées romaines incluaient l'utilisation de matrices de fer et de méthodes de recuit avancées pour améliorer la ductilité des métaux.

Au Moyen Âge, le moine Théophile Præceptorius a écrit sur la technique de tréfilage vers 1125. Il est clair que des pratiques commerciales étaient en train d'émerger. Un document rédigé à Paris vers 1270 stipule que « le fabricant de fils doit comprendre son métier et disposer d'un capital suffisant sous son commandement. » Wright [12] ajoute que ces documents médiévaux révèlent l'existence d'une organisation structurée des métiers, avec des maîtres-artisans supervisant des apprentis et des serviteurs, et l'utilisation de systèmes de production avancés pour l'époque.

Vers la fin du 18^{ème} siècle et au début du 19^{ème} siècle, la révolution industrielle a entraîné des améliorations rapides de la technologie du fil, particulièrement en termes de productivité. En 1783, Henry Cort a mis en œuvre des cylindres rainurés à Portsmouth, en Angleterre. Par la suite, les laminoirs à boucles belges et le laminoir à fil continu de George Bedson ont permis de traiter de grandes longueurs de fil et de tige. Les premières machines de tréfilage en continu sont apparues en Allemagne et en Angleterre vers 1871.[13]

Avant le 19^{ème} siècle, la production de fil était principalement motivée par les arts décoratifs, l'armée et l'industrie textile. Le 19^{ème} siècle a marqué l'émergence de nouveaux marchés de produits comme le câble métallique, le fil télégraphique et le fil téléphonique. Le développement de filières en fonte et en acier à outils a accompagné cette augmentation de productivité, avec l'utilisation de diamants naturels pour les petites tailles.

Au 20^{ème} siècle, les avancées dans le traitement des fils ont inclus le recuit en ligne, le traitement thermique, et des systèmes sophistiqués de manutention des fils. Les matériaux de

filière ont également beaucoup évolué avec le développement du carbure cimenté et des diamants synthétiques, améliorant grandement les performances et les coûts. L'ingénierie des systèmes de tréfilage a été grandement facilitée par un certain nombre de résultats pratiques issus de la recherche et de l'analyse théorique.

Les efforts publiés de Korber et Eichinger, Siebel, Sachs, Pomp, Wistreich et Avitzur [14] sont particulièrement remarquables. Le développement du carbure cimenté par Baumhauer et Schroeter en 1923 [15] a marqué une transformation majeure dans le secteur des matériaux de filière. En effet, ces chercheurs ont en effet développé une méthode de frittage utilisant des poudres fines de carbure de tungstène et de cobalt. Le produit obtenu, fabriqué dans des fours à haute température et sous atmosphère de gaz inerte, présente deux caractéristiques essentielles : une dureté exceptionnelle et de remarquables propriétés mécaniques.

L'amélioration de ces propriétés, en réponse aux exigences croissantes et variées des industries, a stimulé le développement de procédés de fabrication de métaux durs toujours plus avancés, en particulier au cours des dernières décennies. Les filières en diamant synthétique, introduites par General Electric en 1974, ont encore amélioré les options disponibles. Les lubrifiants aussi connu des avancées significatives, incluant des produits synthétiques et naturels, avec une attention particulière à leur élimination et à leur impact environnemental. Pour des informations plus détaillées, des publications et revues spécialisées sont recommandées.

I.3. Revue de littérature

Le tréfilage est l'un des procédés de mise en forme essentiel pour la production de barres et de câbles métalliques, destinés à des applications mécaniques telles que le rivetage, l'assemblage, le soudage, ainsi qu'à des applications électriques, notamment les câbles électriques et les fils de bobinage des moteurs électriques [16-22]

D'un point de vue mécanique, tirer un fil provoque une déformation plastique qui modifie ses caractéristiques globales. Ce durcissement par déformation permet de produire des fils dotés de propriétés avantageuses comme une élasticité contrôlée, une résistance élevée à la traction et à la rupture. Plusieurs paramètres influencent la qualité et les propriétés du fil produit, notamment la réduction de la zone, L'angle de la filière, la lubrification, la vitesse de filage et la température. La compréhension de l'effet de ces paramètres est cruciale pour optimiser le processus de filage et obtenir les propriétés souhaitées. L'optimisation de ce

procédé nécessite une compréhension approfondie de l'influence des paramètres du processus sur les caractéristiques mécaniques et microstructurales du fil obtenu.

- **La réduction de la zone (RA)** est l'un des paramètres les plus importants dans le filage. Elle est définie comme la diminution de la section transversale du fil en pourcentage de la section transversale initiale. Une réduction plus importante entraîne une plus grande déformation plastique, ce qui peut améliorer la résistance et la dureté du fil. Cependant, une RA trop élevée peut entraîner des défauts tels que des fissures et une inhomogénéité de la déformation.
- **L'angle de la filière (α)** est un autre paramètre clé qui influence le processus de filage. Un angle plus petit réduit la force de filage nécessaire, mais augmente la friction entre le fil et la filière, ce qui peut entraîner une usure excessive de la filière et une augmentation de la température. Un angle plus grand réduit la friction, mais nécessite une force de filage plus élevée.
- **La lubrification** est essentielle pour réduire la friction et la température pendant le filage. Une lubrification adéquate améliore la qualité de la surface du fil, réduit l'usure de la filière et permet un filage plus rapide et plus efficace. Une large gamme de lubrifiants, les huiles, les graisses et les revêtements solides, peut être employée en fonction des matériaux et des conditions de filage.
- **La vitesse de tréfilage** influence également la qualité du fil. Une vitesse plus élevée réduit la durée de l'interaction entre le fil et la filière, ce qui peut réduire la friction et la température. Cependant, une vitesse trop élevée peut entraîner des vibrations et des défauts de surface. La température de filage est un autre facteur important, car une température plus élevée réduit la résistance à la déformation du matériau, facilitant ainsi le filage. Cependant, une température trop élevée peut provoquer une recristallisation et une perte de propriétés mécaniques.

I.3.1. Influence des paramètres du procédé

Le processus de tréfilage doit être optimisé pour réduire l'intensité énergétique tout en respectant une qualité optimale du fil produit. Cela inclut une machine de tréfilage équipée de plusieurs filières en tandem, d'un mécanisme d'alimentation précis et de systèmes de contrôle avancés. L'objectif est d'obtenir un fil avec un excellent état de surface et de réduire au

maximum les contraintes résiduelles. Zimmerman et Avitzur [23] a mené des études pour optimiser l'angle de réduction lors d'expériences d'étirage à travers une filière conique. Une gamme d'angles de cône a été analysée dans son étude et il a été conclu que des angles de filière plus faibles consomment moins d'énergie et produisent des fils de haute qualité. La contrainte de tréfilage en fonction de l'effet de l'angle de la filière est illustrée dans la Figure I.1. Il est donc important de comprendre l'effet des paramètres du procédé.

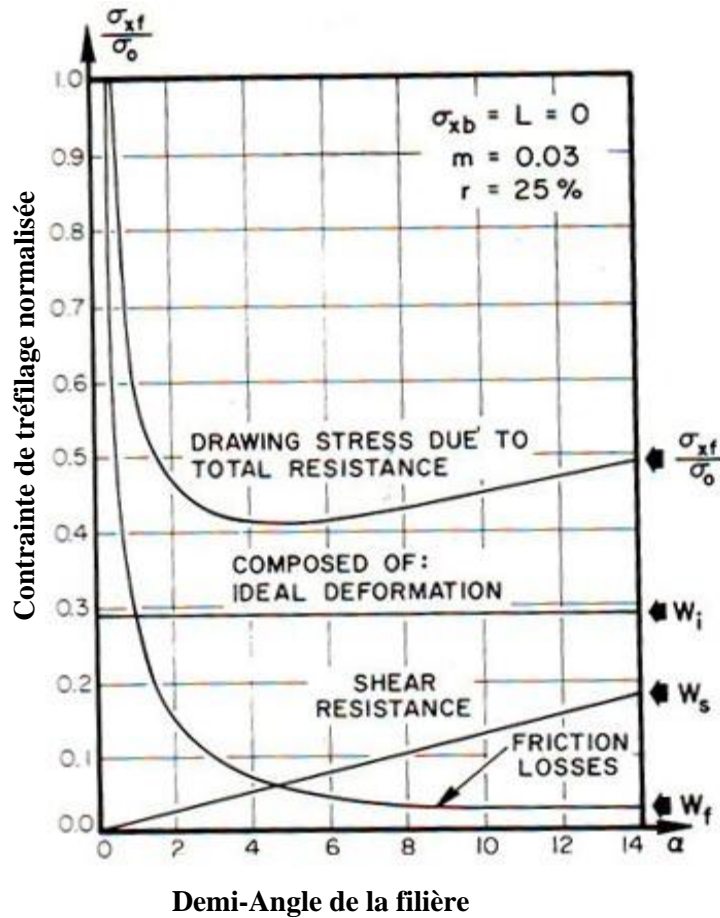


Figure I.1. Influence de l'angle de la filière sur l'évolution des contraintes lors du tréfilage (d'après Zimmerman et Avitzur [23])

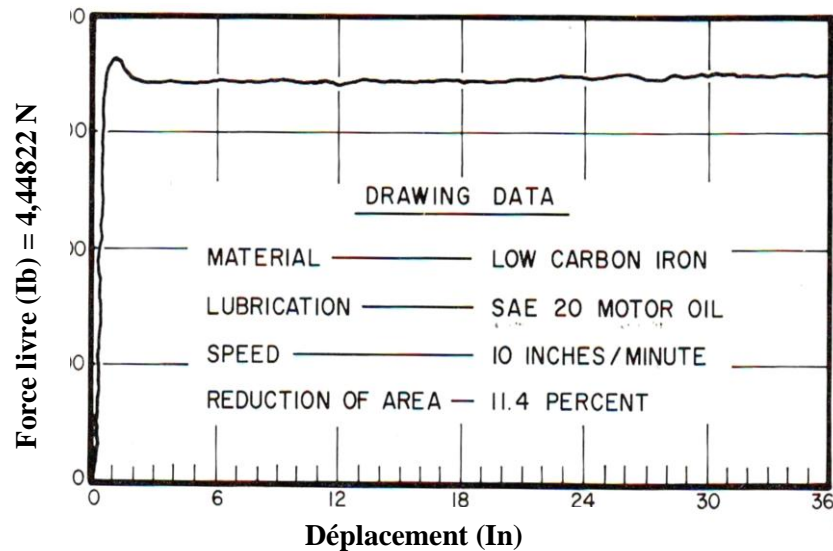


Figure I.2. Effort de tréfilage en fonction de la vitesse d'un fil de fer à faible teneur en carbone, avec une vitesse de 4,23 mm/s et une lubrification à l'huile moteur SAE 20 [14].

Les études expérimentales menées par Wistreich (1955) [24], haddi et al [21], [25], [26], et plus récemment par Vega et al.[4] ont analysé l'influence de paramètres de procédé tels que le taux de réduction, l'angle de travail et le frottement sur la déformation du fil et l'élévation de la température pendant le processus de tréfilage, en développant un modèle d'Avitzur modifié pour intégrer ces paramètres et optimiser le processus. Les résultats montrent que la température maximale est atteinte à proximité de l'interface, juste au-delà de la zone de contact. Le modèle modifié permet de réduire l'effort de tréfilage en ajustant les paramètres pour répondre aux spécifications industrielles couramment appliquées au tréfilage du cuivre.

L'étude menée par Shrivastava et al [27] examine l'effet de la température, de la pression de contact et de la vitesse d'étirage sur les coefficients de frottement lors du formage à chaud de l'alliage AA5182, ce qui améliore la précision des simulations d'emboutissage profond à chaud. L'étude démontre que la température, la pression de contact et la vitesse d'étirage influencent significativement le coefficient de frottement lors du formage à chaud de l'alliage AA 5182, ce qui affecte la formabilité. L'utilisation d'un coefficient de frottement variable dans les simulations, plutôt qu'un coefficient constant, améliore la précision des prédictions. Les résultats expérimentaux valident ces simulations en montrant une meilleure correspondance avec les courbes de charge-déplacement réelles. L'intégration de ces variables optimise ainsi la simulation du formage à chaud.

I.3.2. Influence des paramètres géométriques des filières

Des études expérimentales et numériques offrent des perspectives riches sur l'influence des paramètres géométriques, en particulier la géométrie des filières, sur les propriétés des matériaux métalliques lors du processus de tréfilage. Bandar et al. [28] ont exploré l'impact de la géométrie de la filière sur la microdureté et la taille des grains dans les fils d'acier étirés à froid. Ils ont démontré que les variations de la géométrie des filières influencent directement ces deux propriétés microstructurales. Une filière bien optimisée peut ainsi améliorer la dureté du matériau, en réduisant la taille des grains, ce qui est essentiel pour augmenter la résistance et la durabilité des fils d'acier. Coser et al. [29] ont mené une évaluation numérique de l'impact de la géométrie de filière sur la génération de contraintes résiduelles lors du tréfilage des barres d'acier. Leurs résultats indiquent que certaines configurations géométriques peuvent minimiser les contraintes résiduelles, réduisant ainsi le risque de fissures ou de défaillances prématurées dans le matériau final.

Kabayama et al. [30] ont étudié, l'influence de la géométrie de la filière sur la distribution des contraintes pendant le tréfilage d'un fil de cuivre électrolytique, à la fois expérimentalement et au moyen d'une simulation par éléments finis (FEM). Ils ont constaté que la géométrie de la filière affecte de manière significative la répartition des contraintes, ce qui peut être crucial pour optimiser les procédés et éviter les défauts dans le fil tréfilé.

Tintelecan et al. [31] ont analysé comment la géométrie des filières influence la force de traction nécessaire pour étirer les fils d'acier. Leurs travaux montrent que des géométries spécifiques peuvent réduire la force requise, ce qui non seulement améliore l'efficacité du processus, mais peut également prolonger la durée- de vie des équipements en réduisant l'usure des filières.

I.3.3. Impact sur la microstructure et les propriétés mécaniques

Le tréfilage induit une déformation plastique sévère qui modifie significativement la microstructure du fil. Phelippeau et al. [32] ont employé la diffraction des rayons X et des neutrons pour étudier les contraintes résiduelles induites par le tréfilage. Ces contraintes, combinées à une hétérogénéité de la déformation plastique à l'échelle microstructurale, favorisent l'apparition de fortes concentrations de contrainte, ce qui explique la formation de fissures inter granulaires longitudinales dans les fils.

L'évolution de la texture cristallographique pendant le tréfilage a fait l'objet de nombreuses études. Yang et al. [33] ont analysé l'évolution de la texture fibreuse dans les fils d'acier eutectoïde en relation avec leur comportement en fatigue et en rupture. Cho et al.[19]

ont examiné les textures complexes des fils d'or et de cuivre produits par tréfilage direct et inverse, mettant en évidence une diminution de la complexité des textures avec l'augmentation de la déformation cumulée. Park et al. [22], [34] Ont observé le développement d'une texture circulaire locale dans les matériaux CFC déformés de manière axisymétrique, attribuée à l'effet de la déformation de cisaillement transversal.

I.4. Approches de modélisation du procédé de tréfilage

La modélisation du procédé de tréfilage a évolué des méthodes analytiques simples vers des approches numériques plus sophistiquées. La méthode des éléments finis (FEM) s'est imposée comme l'outil de modélisation dominant, capable de prédire précisément les déformations et les contraintes. La combinaison de méthodes expérimentales et de modèles analytiques est fréquente dans les approches numériques, ce qui permet une meilleure compréhension des mécanismes en jeu. Cependant, les approches de plasticité continue classiques ne parviennent pas à modéliser adéquatement le comportement plastique anisotrope observé expérimentalement. Pour surmonter ces limitations, des approches de conception sensible à la microstructure (MSD) ont été développées, combinant l'analyse de texture avec la modélisation par éléments finis basée sur la plasticité cristalline.

Les modèles de plasticité cristalline, fondés sur les travaux de Schmid [35], Taylor[36], [37], [38], [38], et étendus par Pierce [39] et Asaro [40], ont permis une compréhension approfondie des mécanismes de déformation à l'échelle microscopique. Des développements récents, tels que les travaux de Wu et al [41]. sur l'écrouissage latent, et les formulations d'Anand et al[42]. et Miehe et al [43]. Ont permis d'améliorer la capture des différents stades d'écrouissage et de l'évolution de la texture. Les procédés de Tréfilage en plusieurs passes représentent des alternatives innovantes étudiées par divers chercheurs. Di-Donato et al. [44] ont analysé les contraintes et les taux de défaillance dans des conditions variées lors du dessin en plusieurs passes, permettant une meilleure compréhension des mécanismes de déformation cumulée. Mohammed et al. (2018)[45] ils ont étudié un nouveau procédé de tréfilage sans matrice, où un modèle thermomécanique combiné a été utilisé pour prédire l'effet de la température sur les profils de rayon des fils.

Celentano et al. [18] ont réalisé une analyse numérique et expérimentale sur l'amélioration des propriétés mécaniques du fil d'acier en utilisant la méthode de tréfilage en 12 passes. Il a été constaté que, bien que le module de Young du fil soit le même à chaque étape, un effet de durcissement par déformation a été induit, ce qui a provoqué le développement rapide des contraintes et déclenché une rupture précoce. Il a également été

montré que, en raison de la déformation non uniforme cumulative du fil tréfilé et de la distribution des contraintes résiduelles, un modèle à une seule passe ne pouvait pas être utilisé directement pour simuler les multipasses.

Zhang et al. [10] ont étudié l'influence de trois formes de filière (filière conique, filière elliptique simple et filière elliptique double). Leur travail montre que le champ de vitesse cinématiquement permis de la filière elliptique double est créé et qu'une filière elliptique double répondant aux exigences de la fonction de courant est conçue. Ils ont ensuite montré que les erreurs relatives entre les résultats analytiques et numériques de la force de tréfilage basés sur la filière elliptique double sont inférieures à 9,2 % par rapport aux résultats simulés de la force de tréfilage basés sur la filière elliptique double. Bien que ces modèles numériques fournissent des informations essentielles pour l'optimisation du tréfilage, il existe encore un écart significatif entre les modèles numériques et la réalité industrielle. Ces divergences soulignent la nécessité de recherches supplémentaires, notamment sur la prise en compte des phénomènes complexes, tels que les effets de la microstructure et des interactions thermomécaniques à grande échelle.

De nouvelles méthodes, comme l'intégration de modèles d'intelligence artificielle ou l'optimisation multi-critères, pourraient aider à combler ces lacunes et à offrir des solutions plus robustes pour l'industrie du tréfilage. Selon les travaux de Dos Santos et al.[46], les simulations numériques combinées à des études expérimentales sont efficaces pour évaluer l'efficacité des lubrifiants. Leur étude démontre une forte corrélation entre les simulations et les données empiriques des forces de tréfilage, mettant en évidence l'efficacité du stéarate de zinc principalement. Cela met en lumière l'importance de bien calibrer les modèles numériques avec des données expérimentales pour améliorer la précision des simulations dans le tréfilage.

Une solution semi-analytique a été suggérée par Alexandrov et al [47] qui repose sur une loi de durcissement, ce qui offre une solution efficace pour prédire les forces de tréfilage avec une précision accrue. Ce genre d'approche analytique est particulièrement bénéfique dans des cas où les méthodes purement numériques sont trop onéreuses ou complexes. Dans le même temps, Pathak et al [48] ont utilisé la méthode des éléments finis à l'aide d'ANSYS afin de représenter les contraintes dans les fils d'acier laitonnés. Ils ont validé leur modèle en le confrontant à des données expérimentales, démontrant ainsi la robustesse des simulations par éléments finis dans la prédiction des contraintes mécaniques.

I.5. Mécanismes de déformation plastique dans les matériaux polycristallins

La déformation plastique des matériaux polycristallins résulte de plusieurs mécanismes distincts, notamment le glissement des dislocations et le maclage mécanique. La sollicitation d'un matériau par une contrainte mécanique extérieure au-delà de sa limite d'élasticité induit une déformation plastique, associée à des mécanismes de glissement des dislocations. Ce phénomène est principalement dû à des mouvements de dislocations sur des plans cristallographiques spécifiques, ou, dans certains cas, au maclage mécanique. Le choix du mécanisme prédominant dépend de l'énergie de défaut d'empilement (γ_{SFE}) du matériau. Dans les matériaux à forte et moyenne énergie de défaut d'empilement γ_{SFE} , comme l'aluminium ($\gamma_{SFE} \approx 170 \text{ mJ.m}^{-2}$) et le cuivre ($\gamma_{SFE} \approx 80 \text{ mJ.m}^{-2}$), se déforment préférentiellement par glissement des dislocations parfaites sur les plans denses $\{111\}$ et dans les directions $\langle 110 \rangle$, en raison de la faible énergie requise pour ce type de mouvement [49].

Dans les matériaux à faible γ_{SFE} , comme l'argent ($\gamma_{SFE} \approx 27 \text{ mJ/m}^2$), le maclage mécanique et le glissement des dislocations partielles deviennent plus compétitifs, notamment à basse température [49]. Cette compétition entre les mécanismes dépend des conditions de sollicitation, telles que la température et le taux de déformation. Les observations ont montré que, lors de la déformation à froid, les grains se subdivisent, changent de forme et s'allongent dans la direction de la contrainte appliquée, formant des sous-structures de dislocations.

Ces mécanismes contribuent à l'évolution de la microstructure et influencent les propriétés mécaniques des métaux et alliages, en particulier dans les procédés de mise en forme comme le tréfilage ou le laminage. Les études sur les métaux de structure c.f.c et c.c, ainsi que les simulations numériques, permettent de mieux comprendre ces phénomènes et d'optimiser les procédés industriels en fonction des propriétés spécifiques des matériaux.

Joong-Ki Hwang et al [50]. Ont étudié l'effet du tréfilage sur l'évolution microstructurale et le comportement à la déformation de l'acier à plasticité induite par maclage (TWIP) Fe–Mn–Al–C. L'étude vise à clarifier les inhomogénéités de l'état de contrainte, de la texture, de la microstructure et des propriétés mécaniques sur la section transversale du fil tréfilé en utilisant des simulations numériques, l'analyse du facteur de Schmid et des techniques de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD). L'article propose également des solutions pour améliorer l'aptitude au tréfilage de l'acier TWIP en contrôlant les conditions de traitement, telles que l'angle de la filière et le taux de réduction par passe.

Liqing Wang et al.[51] ont analysé l'impact de la déformation cumulative sur l'évolution microstructurale et les propriétés mécaniques des fils en alliage Zn-0,02 % Mg au cours du processus de tréfilage à température ambiante. Ils ont observé que la microstructure évoluait progressivement avec la déformation, passant d'une structure dominée par des dislocations et des macles $\{10\bar{1}2\}$ à une structure dominée par des dislocations seules, accompagnée de la recristallisation dynamique (DRX) lorsque la réduction de la section cumulée dépassait 45 %. Ce phénomène a conduit à un raffinement significatif des grains, formant des grains équiaxes d'un diamètre de 1 μm . En termes de propriétés mécaniques, le tréfilage a augmenté la résistance à la traction de 136 MPa (pour le fil extrudé) à 388 MPa, avec une limite d'élasticité passant de 167 MPa à 455 MPa. Toutefois, l'allongement a diminué de 27 % à 5,4 %, indiquant un durcissement par écrouissage suivi d'un adoucissement attribuable à la DRX et au renforcement par les joints de grains. Ces résultats montrent que le tréfilage, en contrôlant la déformation et la DRX, permet d'ajuster les propriétés mécaniques des fils en alliage de Zn-Mg sur une large plage de résistances et d'allongements

I.5.1. Déformation par Glissement

Le glissement est le principal mécanisme de déformation plastique dans les métaux. Il se produit lorsque les dislocations, qui sont des défauts linéaires dans la structure cristalline, se déplacent sous l'effet d'une contrainte de cisaillement. Ce mouvement permet aux plans cristallographiques de glisser les uns par rapport aux autres.

- ✓ Plans de glissement : Le glissement se produit généralement sur des plans cristallographiques denses, où les atomes sont les plus rapprochés. Dans les métaux à structure cristalline cubique à face centrée (CFC), les plans de glissement les plus favorables sont les plans $\{111\}$. Pour les métaux à structure cubique centrée (CC), les plans $\{110\}$ sont les plus actifs [52].
- ✓ Systèmes de glissement : Un système de glissement est défini par un plan de glissement et une direction de glissement. Les métaux CFC, par exemple, ont 12 systèmes de glissement, ce qui les rend très ductiles [53].
- ✓ Déplacement des dislocations : Le mouvement des dislocations sur les plans de glissement est la cause principale du glissement. Ce déplacement est facilité par la contrainte de cisaillement appliquée, qui surmonte les obstacles tels que les atomes, les impuretés, ou les autres dislocations.

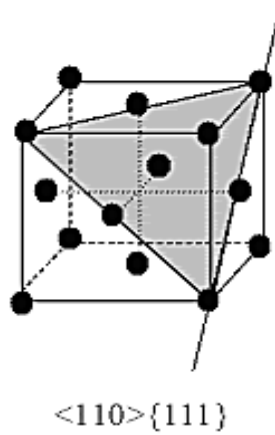


Figure I.3. Schéma d'un système glissement $\{111\}$, $\langle 110 \rangle$ dans une maille élémentaire C.F.C

| Structures | Plans | Directions |
|------------|-----------|-----------------------|
| C.F.C | $\{111\}$ | $\langle 110 \rangle$ |
| C.C | $\{110\}$ | $\langle 111 \rangle$ |
| | $\{112\}$ | $\langle 111 \rangle$ |
| | $\{123\}$ | $\langle 111 \rangle$ |

Tableau. I.1. Système de glissement pour les structures cubique [53]

I.5.2. Déformation par Maclage

Le maclage est un mécanisme de déformation plastique, complémentaire au glissement des dislocations, qui intervient particulièrement lorsque les matériaux cristallins sont soumis à des contraintes de cisaillement. Contrairement au glissement, qui concerne des mouvements sur un seul plan atomique, le maclage implique le déplacement coordonné de toute une tranche de cristal. Ce déplacement génère une nouvelle orientation cristallographique, rendant les atomes d'un côté du plan de maclage l'image spéculaire de ceux de l'autre côté.

Ce mécanisme est souvent observé dans les métaux à structure hexagonale compacte (HC) et cubique centrée (CC), où le nombre de systèmes de glissement est limité, rendant le maclage crucial pour accommoder la déformation plastique [54]. Dans ces structures, il permet l'activation de nouveaux systèmes de glissement, améliorant ainsi la capacité du matériau à se déformer sous contrainte. Le maclage est également influencé par l'énergie de défauts d'empilement, qui détermine si un matériau se déforme principalement par glissement ou par maclage.

Donc la déformation plastique dans les métaux est dominée par deux mécanismes principaux : le glissement et le maclage. Le glissement, favorisé par le mouvement des dislocations, est le mécanisme prédominant dans les métaux ductiles, tandis que le maclage joue un rôle crucial dans les métaux plus fragiles ou sous des conditions de déformation sévères. Comprendre ces mécanismes est essentiel pour manipuler les propriétés mécaniques des métaux à travers des processus tels que le tréfilage, le laminage, et l'extrusion, et pour développer des matériaux avec des performances optimisées pour des applications spécifiques.

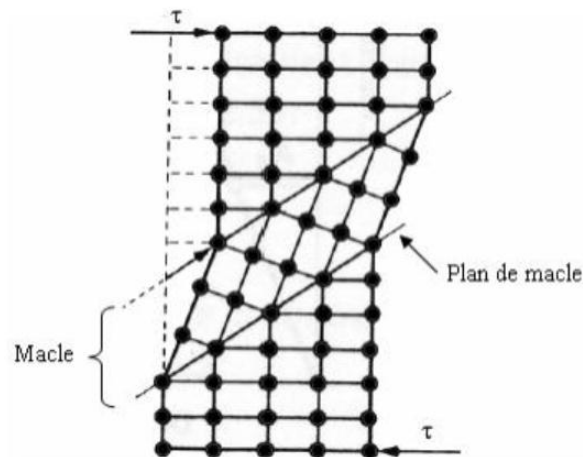


Figure I.4. déformation par maclage dans un cristal [55]

I.5.3. Évolution de la microstructure lors de la déformation

Dans les matériaux à structure cubique à face centrées (CFC), la déformation mécanique, que ce soit par laminage, tréfilage ou extrusion, entraîne une rotation des grains vers une orientation préférentielle, ce qui résulte en une texture cristallographique induite par la déformation. Des études ont montré que l'évolution de la microstructure est similaire pour divers métaux et alliages ayant une énergie de faute d'empilement moyenne à élevée (comme l'Al, le Cu, le Ni et le Ni-Co) lorsqu'ils subissent différents modes de déformation (laminage, torsion) [56], [57], [58].

Sous l'effet de la déformation à froid, la microstructure se modifie en fonction du taux de déformation. Initialement, les grains se subdivisent, se déforment et s'allongent dans la direction de la contrainte. Une sous-structure de dislocations apparaît à l'intérieur des grains, en dépendance de son orientation cristallographique [56]. Cette subdivision des grains entraîne la formation d'une structure cellulaire, composée de "parois" à forte densité de dislocations

entourant des zones à faible densité de dislocations. À mesure que le taux de déformation augmente, les parois des cellulaires forment progressivement des sous-joints Figure I.5.

Ce processus s'accompagne d'une diminution de la taille des cellules et d'une augmentation progressive de leur désorientation (de 1° à environ 5°). Les joints des blocs de cellules sont identifiés comme des murs denses de dislocations (Dense Dislocations Walls, DDW) [59].

Aux fortes déformations, d'autres formes d'hétérogénéités apparaissent :

- Des microbandes composées de cellules de dislocations plus petites que la taille moyenne des cellules dans le même matériau.
- Des bandes de cisaillement, orientées à environ 30 ou 40° par rapport à la direction de la contrainte appliquée, se forment dans le matériau. Ces bandes, caractérisées par une forte localisation de la déformation, présentent typiquement une épaisseur de l'ordre de $0,1$ à $2 \mu\text{m}$ et une longueur pouvant atteindre de 10 à $100 \mu\text{m}$ de longueur [58].
- Des bandes de transition qui séparent des zones adjacentes avec une forte désorientation au sein d'un même grain. Elles sont alignées avec la direction principale de la déformation et compensent des désorientations de plus de 20° sur des épaisseurs de 1 à $2 \mu\text{m}$.

Enfin, la déformation plastique produit aussi un grand nombre de défauts ponctuels (lacunes et interstitiels), qui sont principalement éliminés soit pendant la déformation (restauration dynamique si $T \geq 0,2 T_f$), soit lors d'un recuit ultérieur, même à basse température [60].

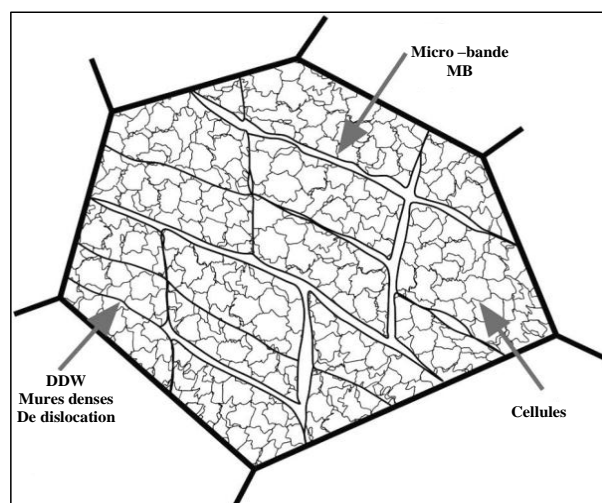


Figure I.5. Schéma des microstructures de déformation dans les métaux et alliages [61].

I.5.4. Énergie stockée

Au cours de la déformation plastique d'un matériau, une partie de l'énergie appliquée, allant de 1 % à 10 %, est emmagasinée dans la microstructure déformée, principalement sous forme de dislocations Humphreys et Al, 1995 [62]. L'énergie stockée joue un rôle crucial dans les processus de recristallisation, affectant notamment le mouvement des joints de grains lors des recuits thermiques.

L'énergie stockée peut être approximativement calculée à l'aide de l'équation suivante :

$$E = E_{\text{dislocations}} + E_{\text{sous-joints}} \quad (1)$$

Où

$$E_{\text{dislocations}} = c\rho Gb^2 \text{ et } E_{\text{sous-joints}} = \alpha\gamma_s / R .$$

Dans ces équations, ρ représente la densité de dislocations, G est le module de cisaillement, b est le vecteur de Burgers, c 'est une constante adimensionnelle d'environ 0,5, R est le rayon des sous-grains, α est un facteur géométrique, et γ_s est l'énergie des sous-joints. L'énergie des sous-joints (γ_s) est directement liée à la désorientation (θ) entre les sous-grains, selon l'équation de Read-Shockley [63] :

$$\gamma_s = \gamma_m \left(\frac{\theta}{\theta_m} \right) \left[1 - \ln \left(\frac{\theta}{\theta_m} \right) \right] \quad (2)$$

Où γ_m et θ_m représentent respectivement l'énergie de joint de grains et la désorientation maximale pour un joint à faible angle ($\theta_m \leq 15^\circ$).

Bien que l'énergie stockée soit cruciale, il existe peu de travaux expérimentaux visant à la mesurer précisément. La majorité des études se sont appuyées sur le microcalorimétrie, une technique permettant de mesurer directement cette énergie. Cependant, cette approche ne donne qu'une valeur moyenne pour l'ensemble du matériau, sans prendre en compte les variations d'orientation des grains [64]. Il est probable que l'énergie ne soit pas distribuée de manière homogène dans le matériau. En effet, pour une contrainte macroscopique donnée pendant la déformation plastique, les grains, selon leurs orientations, subiront des niveaux de déformation différents.

I.5.5. Texture de Tréfilage

Lors du tréfilage, la texture cristallographique est dominée par deux fibres principales : $\langle 001 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$, où $\langle hkl \rangle$ représente les directions cristallographiques alignées avec l'axe du fil [65], [66]. La proportion relative de ces deux composantes varie selon le matériau et est influencée, entre autres, par l'énergie de faute d'empilement (γ_{SFE}). Par exemple, dans l'aluminium, qui possède une γ_{SFE} élevée, la fibre $\langle 111 \rangle$ prédomine, tandis que dans l'argent, caractérisé par une γ_{SFE} très faible, c'est la fibre $\langle 001 \rangle$ qui est dominante.

Plusieurs études ont montré que la texture de déformation tend vers une orientation $\langle 111 \rangle$ pure en présence d'un mécanisme majoritaire de glissement [67]. Une corrélation entre la proportion de la composante $\langle 001 \rangle$ et l'énergie de faute d'empilement a également été établie pour différents métaux et alliages. Il a été observé que la fraction de la composante $\langle 001 \rangle$ augmente à mesure que l'on passe de l'aluminium à l'argent, avec une diminution concomitante du rapport γ_{SFE}/Gb . Cependant, pour les alliages ayant une γ_{SFE} plus faible que celle de l'argent, la proportion de $\langle 001 \rangle$ diminue avec la réduction du rapport γ_{SFE}/Gb .

D'autres études [68] ont examiné l'influence de différents mécanismes sur la déformation des métaux et alliages à structure CFC, tels que le glissement croisé, les glissements coplanaires, les défauts d'empilement et le maillage mécanique. Ces mécanismes influencent différemment le développement des fibres $\langle 001 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ en fonction des propriétés spécifiques du matériau, comme la valeur de γ_{SFE}/Gb . Enfin, il convient de souligner que la déformation hétérogène à travers la section d'un fil, ainsi que l'échauffement du métal lors du tréfilage, peuvent entraîner une restauration partielle de la texture. Ces effets, observés dans plusieurs études, montrent que la texture varie selon la position dans le fil, avec une combinaison de fibres $\langle 001 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ au centre du fil, et une texture plus complexe à la périphérie, influencée par le taux de réduction [66], [69]. Ainsi, la texture de déformation formée lors du tréfilage est un facteur clé influençant les propriétés finales du matériau, et une compréhension approfondie des mécanismes sous-jacents permet d'optimiser ces propriétés pour des applications spécifiques.

I.6. Traitements thermiques des alliages d'aluminium

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium visent à modifier la nature et la distribution des constituants à l'intérieur du matériau afin d'optimiser ses performances mécaniques selon l'application envisagée. Ces procédés incluent des étapes telles que l'homogénéisation, le recuit, le vieillissement et le durcissement structural, chacun jouant un

rôle particulier dans l'amélioration des propriétés mécaniques et microstructurales des alliages d'aluminium.

Parmi ces traitements, *l'homogénéisation* est utilisée pour dissoudre les phases présentes dans l'alliage à une température de 450°C à 590°C [70]. Cela permet d'obtenir une structure homogène en éliminant les ségrégations internes.

L'adoucissement, en revanche, vise à restaurer la ductilité d'un alliage durci par écrouissage ou trempe. Ce processus inclut le traitement de restauration et de recristallisation pour les matériaux écrouis, et un recuit prolongé pour les alliages trempés, afin de faciliter l'évolution des précipités qui ramollissent l'alliage.

Le recuit, quant à lui, est un traitement thermique essentiel pour restaurer les propriétés initiales d'un métal déformé, comme dans le cas du tréfilage. Ce processus comprend trois étapes : un chauffage à une température spécifique, un temps de maintien, et un refroidissement lent. Il permet la restauration de la microstructure à travers des mécanismes comme la recristallisation, la restauration et la coalescence des grains, rétablissant ainsi les propriétés mécaniques et physiques du métal.[71]

Le vieillissement est un autre traitement clé, qui intervient après la trempe. Il peut être naturel ou artificiel, et permet de renforcer les alliages par précipitation, augmentant leur dureté et leur résistance. Le vieillissement naturel peut durer plusieurs semaines à température ambiante, tandis que le vieillissement artificiel est accéléré par un chauffage contrôlé, augmentant rapidement la dureté du matériau.

I.6.1. Processus d'homogénéisation

Le processus d'homogénéisation est généralement effectué, en fonction de la composition chimique de l'alliage de la série 6xxx, dans une plage de température allant de 530°C à 600°C pendant 6 à 14 heures [71].

Il a été établi que, lors du traitement thermique à haute température (homogénéisation), les propriétés matérielles suivantes se développent :

- Distribution homogène des composants de l'alliage dans la matrice α -Al
- Dissolution du mélange eutectique faiblement allié Si + Mg₂Si
- Obtention d'une morphologie appropriée des précipités pour les phases intermétalliques formées par l'aluminium et les métaux de transition (Fe, Mn, Cr et Zr)

Lors de l'homogénéisation des alliages de la série 6xxx dans la plage de température allant de 530°C à 600°C, les atomes de Mg et de Si peuvent entièrement entrer en solution solide dans l' α -Al, déjà après 2 heures [72], [73]. La présence d'additions de Mn et de Sr entraîne une

réduction de la durée du processus et une baisse de la température d'homogénéisation [72], [73]. Le manganèse, le chrome et le zirconium sont principalement introduits afin de former, pendant l'homogénéisation et le traitement de solution, des précipités stables, incohérents et hautement dispersés des phases de renforcement. Leur présence influence également l'effet de mise en solution et la cinétique du traitement thermique à basse température, et induit l'initiation de la nucléation hétérogène [71].

De plus, après homogénéisation, les atomes de Mn et de Cr restants dans la solution solide α -Al permettent d'obtenir un effet supplémentaire de durcissement par précipitation. La concentration de ces éléments ne doit pas dépasser une valeur critique établie. Un contenu trop élevé de ces éléments entraîne une réduction de la capacité de déformation plastique [74], [75]. Les précipités lamellaires et en forme d'aiguilles de la phase β -AlFeSi ont une influence particulièrement défavorable sur la capacité de déformation plastique. Les précipités de cette phase, présents dans la microstructure des alliages de la série 6xxx, induisent une concentration locale de contraintes et diminuent ses propriétés plastiques. La présence d'atomes de manganèse a une influence décisive sur l'amélioration de la déformabilité des alliages de la série 6xxx. Pendant le traitement d'homogénéisation, une transition des précipités lamellaires de la phase β -Al₅FeSi vers des précipités sphéroïdaux de la phase α -AlFeMnSi se produit en présence d'atomes de manganèse (Fig. 5) [76], [77].

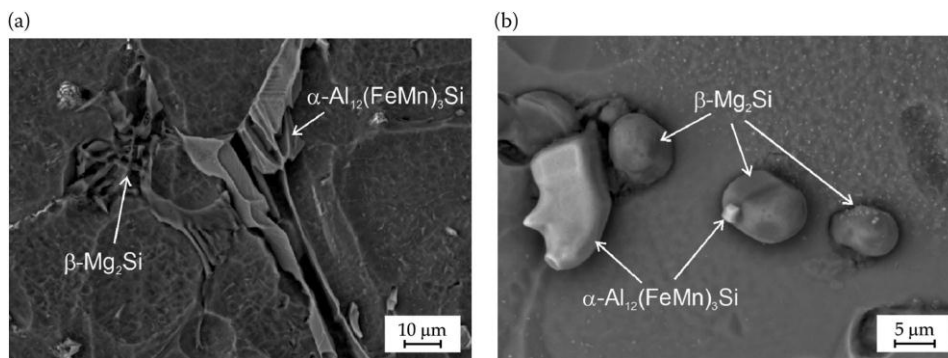


Figure I.6. Microstructure de l'alliage 6066 (a) à l'état brut de coulée et (b) après homogénéisation à une température de 565 °C pendant 48 heures. [76], [77]

Lors de l'homogénéisation des alliages de la série 6xxx contenant du Cu en solution solide α -Al, une dissolution partielle ou totale des précipités primaires des phases eutectiques avec du cuivre se produit : les phases θ -Al₂Cu et Q-Al₅Cu₂Mg₈Si (Fig. 5). De plus, les précipités de phase primaire β -Mg₂Si se dissolvent partiellement dans la solution solide α -Al. La dissolution de la phase β est particulièrement intense au cours des premières heures de l'homogénéisation, à une température de 565°C (3 à 10 heures).

I.6.2. Traitement de solution

Le traitement de solution vise à dissoudre la majorité des éléments d'alliage en préparation du vieillissement. Il doit se faire à une température sûre, sous le solidus, pour éviter la surchauffe, surtout pour les alliages riches en soluté. Ce traitement peut affecter la taille des grains des produits travaillés à chaud ou à froid, et des précautions sont nécessaires pour prévenir la croissance de grains recristallisés grossiers, notamment pour les produits inégalement travaillés.

Après ce traitement, les pièces en alliage d'aluminium doivent être rapidement trempées pour préserver la solution solide. Une trempe rapide optimise la résistance, mais peut provoquer des distorsions et introduire des contraintes résiduelles, surtout dans les pièces épaisses ou usinées. Ces contraintes, pouvant approcher la limite d'élasticité dans certains alliages, augmentent le risque de défaillance. Pour minimiser les contraintes résiduelles, des méthodes comme l'étirement ou le dressage au rouleau sont employées, et le vieillissement peut les soulager partiellement. Un refroidissement plus lent réduit ces contraintes, surtout pour les pièces forgées, mais peut entraîner une perte des propriétés mécaniques et une précipitation de particules grossières, diminuant ainsi la résistance au durcissement et augmentant la susceptibilité à la corrosion intergranulaire.

I.6.3. Traitement de vieillissement

Le traitement de vieillissement est l'étape finale dans le développement des propriétés des alliages d'aluminium traitables thermiquement. La plupart des alliages traitables montrent un comportement de durcissement par vieillissement à température ambiante (vieillissement naturel) après trempe. Cependant, ce durcissement est considérablement accentué par un chauffage à des températures élevées (vieillissement artificiel), généralement comprises entre 100 et 190°C [78]. Une Synthèse des traitements thermiques de mise en solution et de précipitation pour les alliages d'aluminium AlMgSi sont détaillés dans le tableau I.2.

| Alliage | Type de produit | Température ^(b) | T.T de mise en solution ^(a) | | T.T de précipitation | |
|---------------------|--|----------------------------|--|--------------------|--------------------------|---------------------------|
| | | | Désignation du traitement | Température | Durée ^(c) (h) | Désignation du traitement |
| 6005 | Barres, tiges et tubes extrudés | 530 ^(d) | T1 | 175 | 8 | T5 |
| 6009 ^(e) | Feuille | 555 | T4 | 205 | 1 | T6 ^(e) |
| 6010 | Feuille | 565 | T4 | 205 | 1 | T6 ^(e) |
| 6053 | Pièces forgées | 520 | T4 | 170 | 10 | T6 |
| 6061 ^(f) | Feuille | 530 | T4 | 160 | 18 | T6 |
| | Plaque | 530 | T4 ^(g) | 160 | 18 | T62 |
| | Barres, tiges et tubes extrudés | 530 ^(d) | T4 | 175 | 8 | T6 |
| | Fils, tiges et barres laminés ou finis à froid | 530 | T4 | 160 ⁽ⁱ⁾ | 18 | T6 |
| 6063 | Barres, tiges et tubes extrudés | (d) | T1 | 205 ^(m) | 1 | T5 |
| | Tube étiré | 520 | T4 | 175 | 8 | T6 |
| 6013 ^(o) | Feuille | 570 | W(p) | 190 | 4 | T6 |
| | Plaque | 570 | W(p) | 190 | 4 | T651 |
| 6066 | Barres, tiges et tubes extrudés | 530 | T4 | 175 | 8 | T6 |

(a) Le matériau doit être trempé rapidement après avoir atteint la température de traitement, idéalement en immersion dans de l'eau à température ambiante maintenue sous 38 °C. Des jets d'eau froide à haute vitesse peuvent aussi être efficaces pour certains matériaux. **(b)** Les températures nominales indiquées doivent être atteintes aussi rapidement que possible et maintenues dans une plage de ±6 °C (±10 °F) pendant la durée du traitement à température. **(c)** Le temps à température dépend du temps nécessaire pour que la charge atteigne la bonne température, avec un maintien calculé dès que celle-ci est dans une plage de 6 °C de la température cible. **(d)** Par un contrôle approprié de la température d'extrusion, le produit peut être trempé directement depuis la presse d'extrusion pour obtenir les propriétés spécifiées pour ce type de traitement. Certains produits peuvent être adéquatement trempés avec un souffle d'air à température ambiante. **(e)** Des traitements thermiques alternatifs de 4 heures à 190 °C (375 °F) ou 8 heures à 175 °C (350 °F) peuvent également être utilisés. Voir le brevet américain 4,082,578 **(g)** Applicable uniquement aux plaques antidérapantes. **(m)** Un traitement alternatif de 3 heures à 182 °C (360 °F) peut également être utilisé. **(o)** Voir le brevet américain 4,589,932. **(p)** Deux semaines de vieillissement naturel pour obtenir un état T4. **(q)** Vieilli artificiellement en laboratoire, de l'état T4 à l'état T6.

Tableau. I.2. Synthèse des traitements thermiques de mise en solution et de précipitation pour les alliages d'aluminium Al.MgSi [78]

I.7. Processus de précipitation dans l'alliage AlMgSi

La précipitation dans les alliages d'aluminium correspond à la formation de particules distinctes d'une nouvelle phase au sein de l'alliage. Ce phénomène, induit par des variations de température, de composition ou par vieillissement, résulte de la diminution de la solubilité des éléments d'alliage dans la matrice. Les précipités ainsi formés, dont la taille et la forme sont variables, confèrent à l'alliage de nouvelles propriétés. Les alliages durcissables par précipitation se caractérisent par une solubilité solide qui diminue avec la température. Cette caractéristique, illustrée par les diagrammes de phase Figure I.7 est nécessaire pour que le traitement thermique induise la formation de précipités et ainsi améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage. Il est à noter que tous les alliages d'aluminium ne répondent pas de manière significative à ce traitement. Par exemple, les alliages des systèmes aluminium-silicium et aluminium-manganèse binaires présentent des changements relativement insignifiants dans les propriétés mécaniques à la suite de traitements thermiques qui produisent une précipitation considérable.

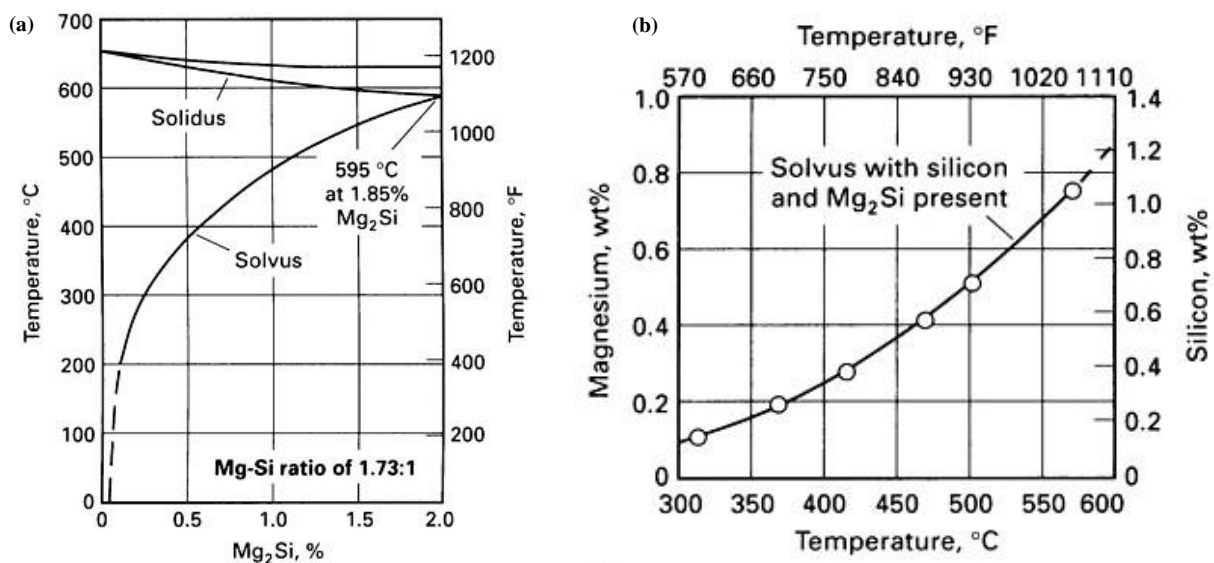


Figure I.7. Solubilité à l'équilibre en fonction de la température pour (a) Mg_2Si dans l'aluminium avec un ratio Mg-Si de 1,73:1 et (b) le magnésium et le silicium dans l'aluminium solide lorsque Mg_2Si et le silicium sont présents [78].

Pour renforcer un alliage par précipitation des solutions solides sursaturées implique la formation de précipités finement dispersés lors des traitements thermiques de vieillissement. La sursaturation des lacunes permet une diffusion, et donc la formation des zones, beaucoup plus rapide que ce que l'on pourrait attendre des coefficients de diffusion à l'équilibre. Au cours du processus de précipitation, la solution solide saturée forme d'abord des amas de

soluté, qui sont ensuite impliqués dans la formation de précipités transitionnels (non-équilibrés).

I.7.1. Amas de soluté autrement appelés clusters et les zones GP

Les amas de solutés et les zones GP (abréviation de "Guinier-Preston") sont des types spécifiques de précipités qui peuvent se former dans les alliages d'aluminium. Les amas de solutés sont de petites particules discrètes qui se forment dans l'alliage à la suite de changements de température ou de composition. Ils sont généralement composés d'un ou de quelques atomes de soluté et peuvent avoir des tailles et des morphologies différentes. Les grappes de soluté peuvent se former dans les alliages d'aluminium traités thermiquement et vieillis naturellement et sont généralement composées d'atomes de soluté telles que le cuivre, le magnésium, le zinc et le silicium.

Les zones GP, quant à elles, sont des précipités allongés en forme d'aiguille qui se forment dans les alliages d'aluminium à la suite d'un vieillissement à des températures spécifiques. Elles sont composées d'une forte concentration d'atomes solutés, généralement du cuivre ou du magnésium, et sont alignées le long de plans cristallins spécifiques. Les zones GP sont connues pour leur capacité à renforcer les alliages d'aluminium en empêchant le mouvement des dislocations.

Cependant, la formation de ces amas et zones GP peut également avoir des effets négatifs, comme la réduction de la résistance à la corrosion et de la ductilité de l'alliage. Il est donc essentiel de tenir compte de l'équilibre des propriétés lors de la conception d'un alliage.

I.7.2. La phase β''

La phase β'' a été identifiée comme une zone GP-II dans la littérature, caractérisée par des stries dans les diffractogrammes électroniques, perpendiculaires aux plans (001) de la matrice. Ces stries sont caractéristiques de la microstructure associée à la crête de renforcement mécanique des alliages industriels Al-Mg-Si. La phase bêta contribue significativement à cette amélioration des propriétés mécaniques grâce à son interface cohérente avec la matrice, ce qui génère des champs de contraintes élastiques et entrave le glissement des dislocations. La phase bêta croît préférentiellement selon la direction sous forme d'aiguilles, avec une structure monoclinique, mesurant entre 1 et 5 nm de diamètre et 10 et 50 nm de longueur. Le rapport stoechiométrique Mg : Si des précipités, qui correspond au rapport stable Mg₂Si, est inférieur à 2, avec des mesures allant de 1 à 1,7 et dépendant fortement de la composition

nominale de l'alliage (environ 1,7 pour les alliages Al-Mg₂Si et environ 1 pour les alliages à excès de Si).

I.7.3. Phase β'

La phase β' (bêta prime) de l'alliage d'aluminium est un type de précipité qui peut se former dans certains alliages d'aluminium, notamment ceux contenant du cuivre, du zinc et/ou du magnésium. La phase β' est une solution solide ordonnée, cubique à faces centrées (FCC), d'un ou plusieurs de ces éléments dans l'aluminium, et elle se forme à des températures et des temps spécifiques pendant le traitement thermique de l'alliage. La formation de la phase β' est étroitement liée au processus de durcissement par précipitation dans les alliages d'aluminium. Lorsque l'alliage est chauffé à une température spécifique, puis refroidi, les atomes solutés (cuivre, zinc et/ou magnésium) ne peuvent plus rester en solution et commencent à former la phase β'. Ce processus augmente la dureté et la résistance de l'alliage.

Les propriétés de la phase β' dépendent de la composition spécifique de l'alliage et des conditions dans lesquelles elle se forme. Par exemple, la phase β' contenant du cuivre et du zinc est connue pour avoir une résistance plus élevée que la phase β' contenant uniquement du cuivre. En outre, la taille et la distribution des particules β' peuvent également affecter les propriétés de l'alliage. La phase β' peut également avoir un effet négatif sur l'alliage, tel que la réduction de la résistance à la corrosion et de la ductilité de l'alliage. Par conséquent, la compréhension et le contrôle de la formation de la phase β' sont cruciaux pour le développement d'alliages d'aluminium à haute performance.

I.7.4. Phase d'équilibre β-Mg₂Si

La phase β-Mg₂Si est un type de précipité qui peut se former dans certains alliages d'aluminium, notamment ceux contenant du magnésium et du silicium. La phase β-Mg₂Si est une solution solide ordonnée, hexagonale et compacte (HCP) de magnésium et de silicium dans l'aluminium. Elle se forme à des températures et des moments spécifiques pendant le traitement thermique de l'alliage, ou pendant le vieillissement naturel. La formation de la phase β-Mg₂Si est étroitement liée au processus de durcissement par précipitation dans les alliages d'aluminium. Lorsque l'alliage est chauffé à une température, spécifique, puis refroidi, les atomes solutés (magnésium et silicium) ne peuvent plus rester en solution et commencent à former la phase β-Mg₂Si. Ce processus augmente la dureté et la résistance de l'alliage.

Les propriétés de la phase β -Mg₂Si dépendent de la composition spécifique de l'alliage et des conditions dans lesquelles elle se forme. Par exemple, la taille et la distribution des particules de β -Mg₂Si peuvent affecter les propriétés de l'alliage. De même, la phase β -Mg₂Si peut améliorer la résistance à la fatigue et à l'usure de l'alliage. La phase β -Mg₂Si peut également avoir un effet négatif sur l'alliage, comme la réduction de la résistance à la corrosion et de la ductilité de l'alliage. Par conséquent, comprendre et contrôler la formation de la phase β -Mg₂Si est crucial pour le développement d'alliages d'aluminium à haute performance.

I.8. Effet des impuretés dans les alliages d'aluminium

Les éléments d'addition principaux dans les alliages d'aluminium de la série 6000 : Magnésium et Silicium. *Le magnésium* (Mg) est l'un des principaux éléments ajoutés à l'aluminium pour améliorer les propriétés mécaniques par le renforcement en solution solide.

Le magnésium, très soluble dans l'aluminium, stabilise les zones de Guinier-Preston (GP) [79] et diminue la masse volumique de l'alliage. Selon Muller et Galvele, le magnésium, à l'état dissous, ne modifie pas de manière significative la sensibilité à la corrosion par piqure de l'aluminium, ce qui peut être compris sur la base des potentiels standards de l'aluminium et du magnésium [79]. De plus, le magnésium réduit le taux de la réaction cathodique lorsqu'il est présent en solution solide, augmentant ainsi la résistance à la corrosion, ce qui peut sembler contre-intuitif, mais est assez évident (le magnésium ayant une très faible densité de courant d'échange et retardant ainsi la réaction cathodique). En revanche, des quantités excessives de magnésium dans l'alliage ou une exposition prolongée à des températures élevées entraîneront la précipitation de Al₈Mg₂ ou Al₃Mg [80], [81], [82], [83]. Ces phases se forment généralement le long des frontières de grains [74,75]; et sont connues pour être anodiques par rapport à la matrice d'aluminium, donc sujettes à la corrosion localisée [86], [87], [88]. Dans les alliages des séries 2xxx, 6xxx et 7xxx, le magnésium forme des précipités avec d'autres éléments d'alliage pour renforcer l'alliage, le rôle du magnésium dépendant principalement des autres ajouts d'alliage [89], [90]

Les ajouts *de silicium* seuls peuvent abaisser le point de fusion de l'aluminium tout en augmentant simultanément la fluidité (c'est pourquoi la grande majorité des produits en aluminium moulé contiennent diverses quantités de silicium). Ces alliages gagnent en importance dans les applications automobiles pour les composants de moteur et de transmission, mais ils n'ont pas encore conquis la majorité du marché. Les alliages Al-Mg-Si traitables thermiquement sont principalement des matériaux structurels (des résistances supérieures à 300 MPa sont possibles) [1], tous ayant une résistance appréciable à la

corrosion, une immunité à la corrosion sous contrainte (SCC) et sont soudables. À ce jour, les alliages de la série 6xxx sont principalement utilisés sous forme extrudée, bien que des quantités croissantes de tôles soient produites [91]. Les ajouts de magnésium et de silicium sont faits en quantités équilibrées pour former des alliages Al-MgSi quasi-binaires, ou des ajouts de silicium en excès sont faits au-delà du niveau requis pour former Mg_2Si . Les alliages contenant du magnésium et du silicium en excès de 1,4 % développent une plus grande résistance au vieillissement.

La présence de Cuivre est considérée comme préjudiciable à la corrosion en raison de la formation de particules cathodiques capables de soutenir localement et efficacement la réaction cathodique, telles qu' Al_2Cu et $AlCu_2Mg$. Dans certains cas où une faible teneur en Cuivre est utilisée, l'impact du Cuivre est minime. Cependant, étant donné que la corrosion n'est pas le critère principal de conception des alliages dans la plupart des cas, le Cuivre est courant dans de nombreux alliages d'aluminium. Les alliages de la série 2xxx sont riches en Cuivre, mais le Cuivre est également ajouté à d'autres classes d'alliages comme la série 6xxx, où il peut augmenter la résistance lorsqu'il est présent en petites quantités, ainsi que renforcer le durcissement par précipitation. Il en va de même pour les alliages 7xxx, la plupart des alliages modernes pour l'aérospatiale contenant des quantités appréciables de Cuivre qui peuvent augmenter la résistance en modifiant la précipitation et en minimisant la corrosion sous contrainte via leur incorporation dans les précipités (comme $Mg(Zn,Cu)_2$).

Dans le cas des alliages Al-Cu-Mg qui contiennent la phase S (Al_2CuMg), il existe d'importantes différences de potentiel de solution entre le Cuivre (hautement noble) et le Magnésium, avec un accent significatif sur la corrosion de la phase S [90], [92], [93], révélant le délaitement et la dissolution sélective qui entraînent la dissolution préférentielle de Mg et Al, le Cuivre restant étant redistribué au niveau ou près du site de Al_2CuMg . Diverses autres particules associées au Cuivre ont été rapportées, telles que Al_7Cu_2Fe . Cependant, des études récentes à la microsonde de plusieurs lots d'AA2024-T351 indiquent cinq compositions courantes à travers les alliages modernes qui ne présentent pas la même composition que les anciens stocks d'alliages, indiquant que cela reste un domaine de recherche actif [94].

Le fer est généralement présent comme une impureté dans tous les alliages commerciaux d'aluminium en raison du processus de production des alliages d'aluminium. À moins d'être spécifiquement requis pour des applications spécialisées, il est simplement trop coûteux de retirer tout le fer (même dans l'aluminium destiné aux applications aérospatiales). Malgré sa faible fraction dans la composition, le fer est préjudiciable à la corrosion en raison

de sa faible solubilité et donc de sa capacité à former des particules constitutives cathodiques par rapport à la matrice d'aluminium, telles que Al_3Fe [95]. De plus, le fer est capable de soutenir les réactions cathodiques de manière plus efficace que l'aluminium [79], [96]. Dans des alliages plus complexes, le fer peut également se combiner avec d'autres éléments d'alliage tels que le manganèse ou le cuivre (dans ce dernier cas, formant Al_7Cu_2Fe), ce qui pose également un problème majeur pour la corrosion [97], car la combinaison de Fe et Cuivre augmente encore l'efficacité cathodique de telles particules.

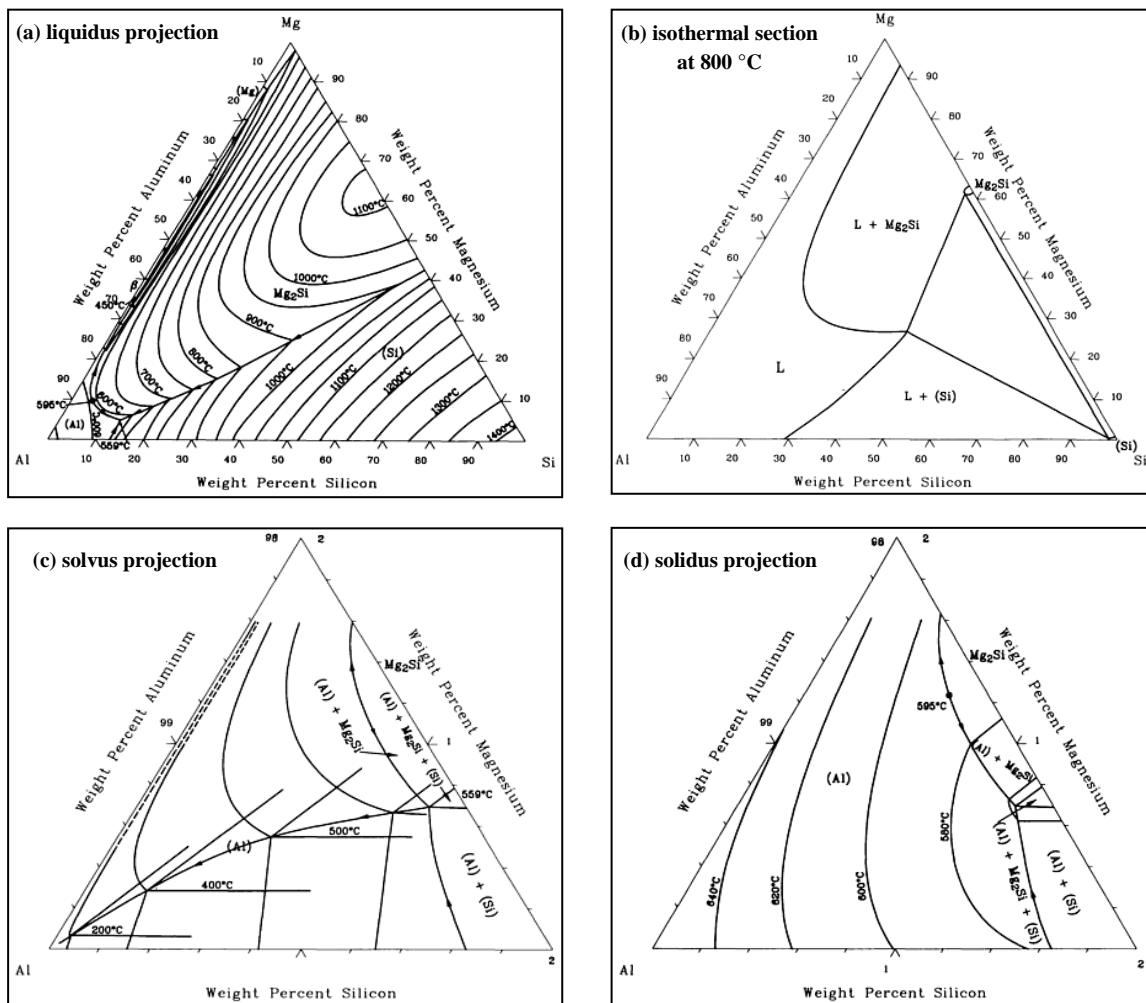


Figure I.8. Diagrammes de phases ternaires, (a) liquidus projection [98], (b) isothermal section at 800 °C [99], (c) solvus projection[2], (d) solidus projection[98]

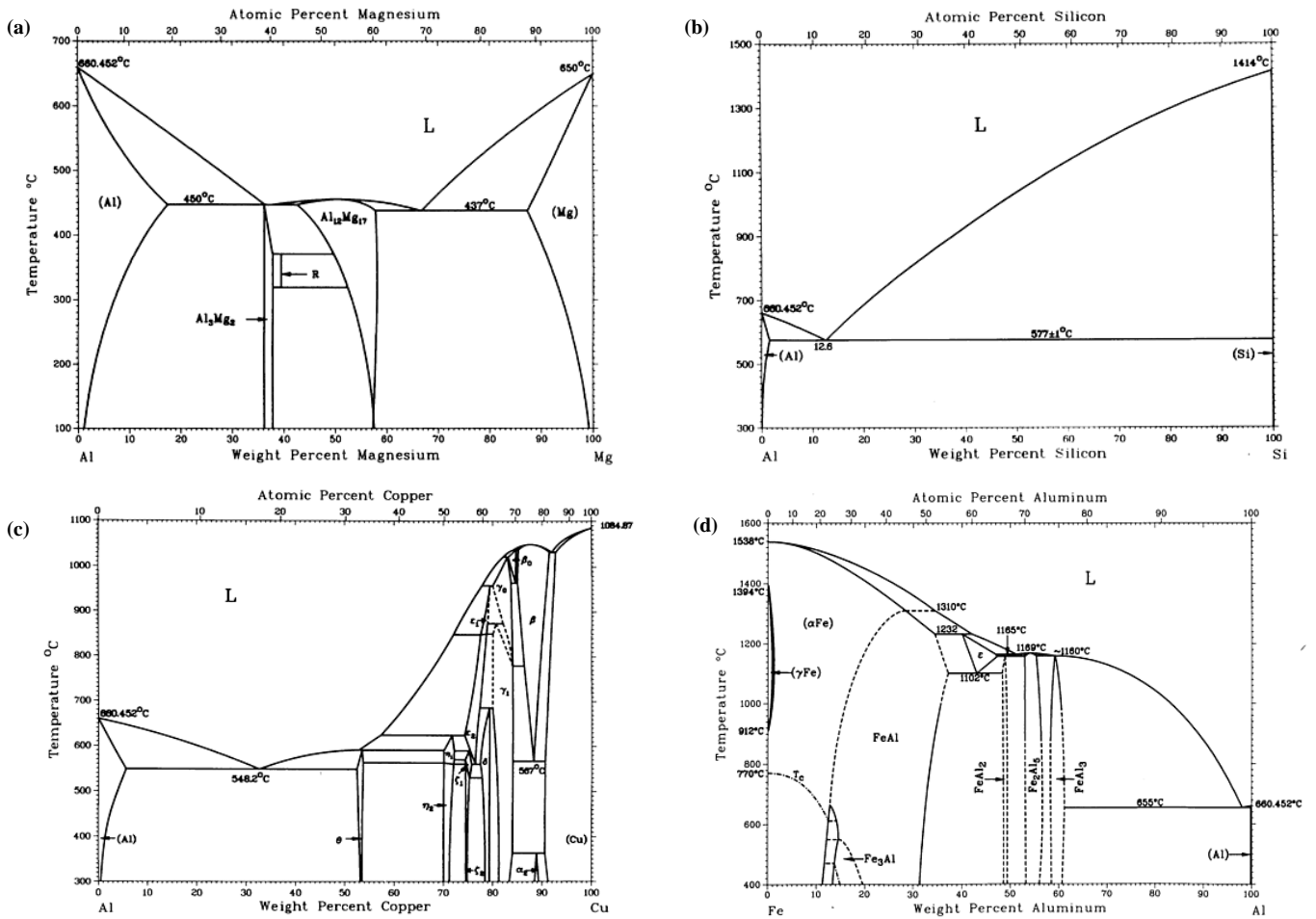


Figure I.9. Diagramme d'équilibre (a) aluminium- magnésium ,(b) Al-Si ,(c) Al-Cu , (d) Al-Fe U.R Kattner and B.P Burton, 1992 p294[100]

I.9. Conclusion

Dans ce chapitre, en premier lieu, nous avons fait un état de l'art sur le processus de tréfilage et leur impact physique, mécanique et chimique ainsi que le rôle du Processus de précipitation dans l'alliage AlMgSi et l'influence des impuretés sur les propriétés physiques et mécaniques, cela a été présenté et discuté.

Le prochain chapitre sera consacré à l'état de la modélisation numérique du processus de tréfilage, qui présente un aperçu de la littérature pertinente dans ce domaine. Les approches théoriques et de modélisation par éléments finis, ainsi que les travaux expérimentaux rapportés sur le processus de tréfilage, y sont décrits. L'importance de la conception sensible à la microstructure et du cadre de modélisation par plasticité cristalline y est également examinée.

Chapitre II : Approches de modélisation du procédé de tréfilage

II.1 Introduction

L'analyse par éléments finis (EF) s'est imposée au cours des dernières décennies comme un outil essentiel pour l'étude des procédés de formage des métaux. Les progrès dans le développement de technologies informatiques ont révolutionné les procédés de formage des métaux. L'analyse par éléments finis, en intégrant des modèles matériaux de plus en plus sophistiqués et en tirant parti de la puissance de calcul croissante, est devenue l'outil de prédiction incontournable dans ce domaine. Elle permet de prédire avec précision les déformations et les contraintes, d'optimiser les paramètres du processus et de prévenir les défauts, contribuant ainsi à une amélioration continue de la qualité et de la productivité dans l'industrie [108].

Dans ce chapitre illustre comment l'AEF peut être appliquée dans l'analyse des procédés de formage des métaux, avec une présentation des travaux et des méthodes utilisés par les chercheurs dans ce domaine.

II.2 Principaux paramètres

L'analyse numérique du procédé de tréfilage met en lumière l'importance des paramètres tels que le taux de réduction, l'angle de la filière, le coefficient de friction et la vitesse d'étirage [109] sur les forces d'étirage et les contraintes. Le choix de la vitesse d'étirage et du taux réduction pour chaque passe est crucial pour réduire l'endommagement des fils [110], ainsi que les paramètres de lubrification, l'état de surface de la filière et l'interaction avec le cabestan (outil de tirage des fils). Les méthodes de tréfilage innovantes, impliquant des filières circulaires et non circulaires, visent à améliorer les propriétés mécaniques en minimisant les variations de taux de déformation et en augmentant la résistance du matériau [20], [111], [112].

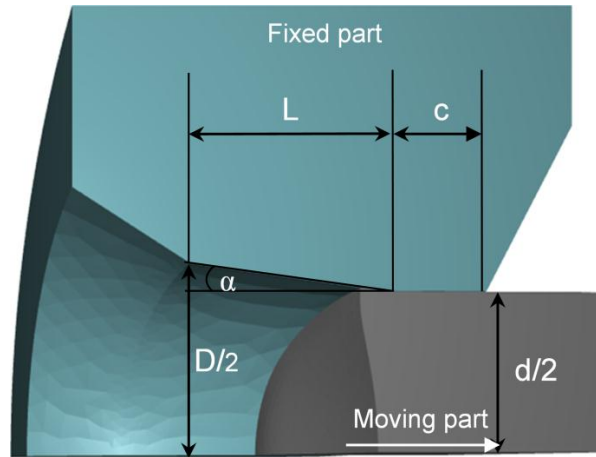


Figure II.1. Les principaux paramètres géométriques du procédé de tréfilage

II.2.1 Efforts appliqués sur le fil pendant la mise en forme

Le tréfilage consiste à faire passer un fil à travers une filière sous l'action d'une force de traction. Cette opération induit une déformation plastique du métal, résultant de la combinaison d'une compression radiale exercée par la filière et d'une traction axiale. Les forces de frottement à l'interface fil-filière s'opposent à l'écoulement du métal et contribuent à la résistance globale à la déformation. La force de tréfilage nécessaire pour accomplir cette opération est donc déterminée par la somme des résistances à la déformation plastique du fil et aux forces de frottement. La contrainte de tréfilage peut donc s'écrire par l'équation ci-dessous

$$\sigma_f = \frac{F_z}{\pi R_f^2} = \sigma_{déformation\ plastique} + \sigma_{frottement} \quad (1)$$

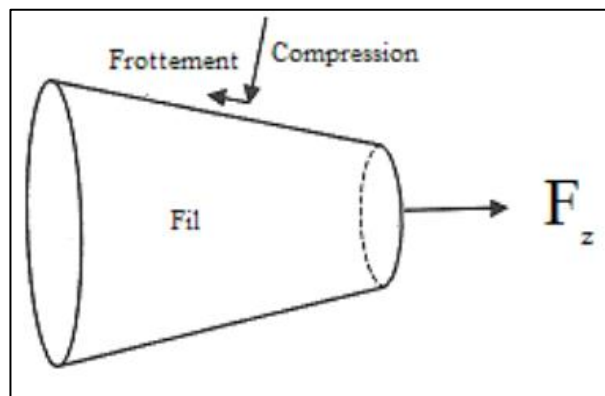


Figure II.2. Représentation de la déformation plastique et frottement

La contrainte de tréfilage σ_f , dépend fortement des paramètres suivants :

- ✓ Géométrie de la filière,
- ✓ Propriétés mécaniques du fil et sa contrainte d'écoulement,
- ✓ Conditions de frottement à l'interface fil-filière.

II.2.2 Effet de la zone de réduction (RA) et de l'angle de filière (α) sur les contraintes axiales

Le fil entre dans la filière à section transversale désignée par A_0 et sort à avec une section transversale désignée par A_1 . La réduction, r , est définie comme suit :

$$r = \frac{A_0 - A_1}{A_0} = 1 - \frac{A_1}{A_0} \quad (2)$$

α est l'angle entre la paroi de la filière et l'axe central du tréfilage, parfois appelé "demi-angle" ou "angle semi-apparent", l'angle total de la filière étant de $2*\alpha$.

La Contrainte de tréfilage et contrainte arrière le symbole σ_d représente la contrainte de tréfilage, ou la force de tirage, divisée par A_0 . Dans de nombreux cas, il y a une contrainte arrière dans la direction opposée, à l'endroit où le fil entre dans la filière, représentée par σ_β , et égale à la force arrière divisée par A_0 . La contrainte sur l'axe central σ_m , près du centre de la zone de déformation. Il s'agit de la contrainte normale moyenne au niveau de l'axe central, en particulier au point où σ_d atteint sa valeur la plus en traction, ou la moins compressive. Les valeurs de traction de σ_d sont préoccupantes dans le tréfilage, car elles peuvent entraîner la rupture au centre du fil.

La Figure II.3 montre la pression moyenne dans la filière, P , s'exerçant sur le fil dans la zone de déformation. Cette pression représente la force normale totale agissant entre le fil et la filière, divisée par la surface de contact entre les deux. Bien que la plupart des analyses utilisent la pression moyenne dans la filière comme si elle était constante ou uniforme, des analyses de tréfilage plus sophistiquées montrent que la pression n'est pas uniforme, mais plus élevée à l'entrée et à la sortie du canal de tréfilage, et plus basse entre ces deux points.

La Figure II.3 indique également une contrainte de friction moyenne, μP , où μ est le coefficient de frottement moyen. La contrainte de friction est orientée dans la direction opposée au mouvement du fil sur la paroi de la filière, et elle est égale à la force de frottement divisée par la surface de contact entre le fil et la filière. Il est admis que les contraintes de

friction variant au sein du canal de tréfilage, mais cela est rarement pris en compte dans les analyses pratiques.

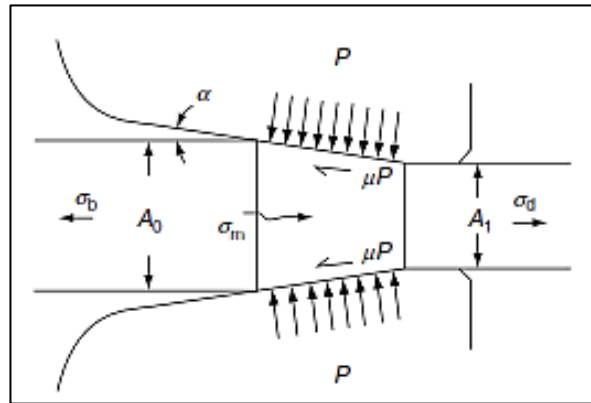


Figure II.3. Distribution des contraintes résiduelles axiales [113]

Avec l'augmentation de la réduction de surface (RA), les contraintes résiduelles de compression augmentent au centre du fil et les contraintes résiduelles de traction diminuent à l'extérieur du fil, ce qui peut être dû à l'effet des contraintes de cisaillement frictionnelles rendant l'homogénéité de la déformation plastique plus marquée à des réductions plus importantes [114], [115]. L'effet de l'angle de filière a été jugé insignifiant sur la distribution des contraintes résiduelles du fil tréfilé, que ce soit pour le processus en une seule étape ou en plusieurs étapes. Les petits angles de filière utilisés dans les filières de tréfilage ont montré avoir un effet négligeable sur la distribution des contraintes résiduelles axiales, radiales et circonférentielles [114].

II.3 Modélisation de la microstructure

L'approche de modélisation du procédé de tréfilage inclut la modélisation de la microstructure pour mieux comprendre et prévoir les changements structurels internes du matériau pendant la déformation. Cette modélisation permet d'étudier l'évolution des grains, les phénomènes de recristallisation, ainsi que les distributions de phases et de précipités. En intégrant des paramètres microstructuraux dans les simulations, on peut optimiser les propriétés mécaniques finales du fil tréfilé, telles que la résistance et la ductilité. Cela améliore également le contrôle des conditions de fabrication et la qualité du produit fini.

Ces approches, initiées par Kalidindi et al.[116], [117], [118], [119], permettent de prendre en compte la microstructure, en intégrant les effets de texture à la modélisation par éléments

finis basée sur la plasticité cristalline et d'optimiser les propriétés des produits finis en contrôlant la texture du matériau.

Les modèles de plasticité cristalline, fondés sur les travaux pionniers de Schmid [35] et Taylor [36], [37], [38], [120], [121], ont été étendus à la formulation en grandes déformations par Pierce et Asaro [39], [122]. Deux principales approches ont émergé : les modèles indépendants du taux de déformation et les modèles dépendants du taux. Les modèles indépendants du taux, bien que conceptuellement attrayants, ont rencontré des difficultés dans la prédiction unique des systèmes de glissement actifs. Les modèles dépendants du taux, proposés par Asaro et Needleman [40], ont permis de surmonter certaines de ces limitations mais présentent encore des défis dans la modélisation précise de l'écroissage et de l'évolution de la texture.

Des développements récents, tels que les travaux de Wu et al. [41] sur l'écroissage latent, et les formulations d'Anand et al. [42] et Miehe et al. [43], ont permis d'améliorer la capture des différents stades d'écroissage et de l'évolution de la texture. Cependant, l'application de ces modèles au tréfilage reste limitée, comme le montrent les travaux d'Ocenasek et al. [123] et Ripoll et Ocenasek [124], qui ont mis en évidence les difficultés à prédire les textures complexes résultant de la déformation plastique hétérogène dans le fil.

Dans la pratique actuelle en ingénierie, l'attention portée à la structure interne des matériaux en tant que variable de conception continue reste insuffisante. L'effort de conception se concentre principalement sur l'optimisation des paramètres géométriques à l'aide d'outils de simulation numérique performants, tandis que la sélection des matériaux se limite souvent à une base de données relativement restreinte. De plus, les propriétés des matériaux sont souvent considérées comme isotropes, ce qui réduit considérablement l'étendue des possibilités de conception. La plupart des métaux utilisés dans les applications structurelles sont polycristallins et présentent généralement une distribution non aléatoire des orientations du réseau cristallin, résultant de l'historique complexe des traitements thermo-mécaniques subis lors de leur fabrication, ce qui entraîne des propriétés anisotropes [125]. Ces dernières années, l'analyse de la texture des matériaux a eu un impact significatif [126], [127], [128], [129], [130]. De nombreux exemples montrent des matériaux conçus avec une texture spécifique pour améliorer leurs performances, tels que les aubes de turbines monocristallines, les aciers pour transformateurs, ou encore les films minces magnétiques. Le contrôle de la texture est possible par la maîtrise des procédés de traitement, lesquels jouent un rôle clé dans

l'évolution de la microstructure, bien que de nombreux défis subsistent. Dans le formage des métaux, le procédé influence fortement la texture finale, laquelle détermine les propriétés du matériau. Dans ce cadre de design sensible à la microstructure (DSM), un modèle mathématique rigoureux a été développé pour intégrer la microstructure comme une variable continue dans la conception et l'optimisation en ingénierie. L'application de la DSM dans un contexte de méthode des éléments finis (FEM) est illustrée dans la Figure II.4.

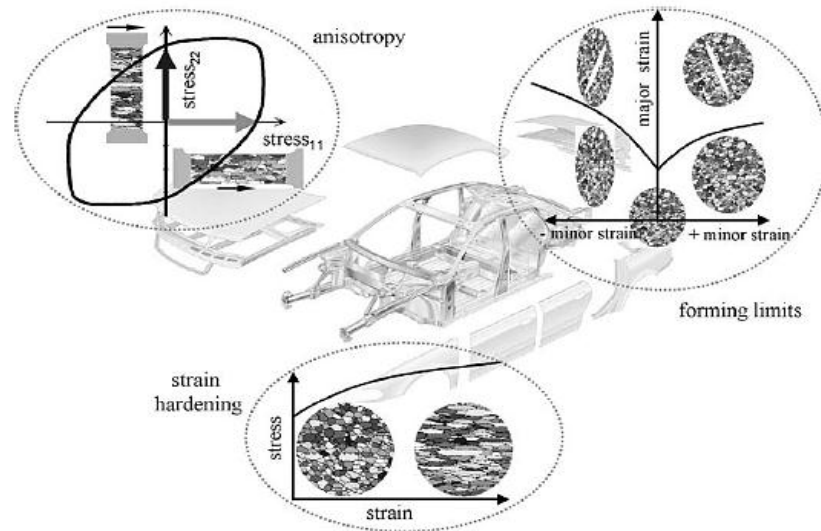


Figure II.4. Approches modernes par éléments finis pour la simulation réaliste du formage des métaux nécessitent généralement des données d'entrée sur l'écrouissage, les limites de formage et l'anisotropie [131].

II.4 Modèles analytiques

La modélisation du tréfilage à travers des filières coniques a fait l'objet de nombreuses recherches. Les méthodes employées sont variées, allant des approches analytiques simplifiées, comme la méthode des tranches (MT), aux méthodes numériques plus sophistiquées, telles que la méthode des éléments finis (MEF). Chaque méthode présente ses propres avantages et limites en termes de précision, de complexité et de champ d'application. La MEF, en particulier, s'est révélée être un outil puissant pour simuler les phénomènes complexes liés au tréfilage, offrant une description détaillée des champs de contraintes et de déformations au sein du matériau. Chaque méthode présente ses avantages et inconvénients, comme rapporté dans la littérature [132], [133]. La méthode de déformation homogène est la plus simple mais présente plusieurs limitations, car elle suppose que le matériau reçoit la même quantité d'énergie par unité de volume et ne prend en compte ni la friction ni l'énergie

de distorsion. La méthode des tranches tient compte de la friction mais ignore l'énergie de distorsion. La méthode des lignes de glissement est applicable uniquement aux problèmes de déformation plane avec un comportement plastique constitutif rigide. L'analyse de la limite supérieure améliore ces méthodes précédentes, bien qu'il soit difficile de considérer l'écroutissage avec cette formulation.

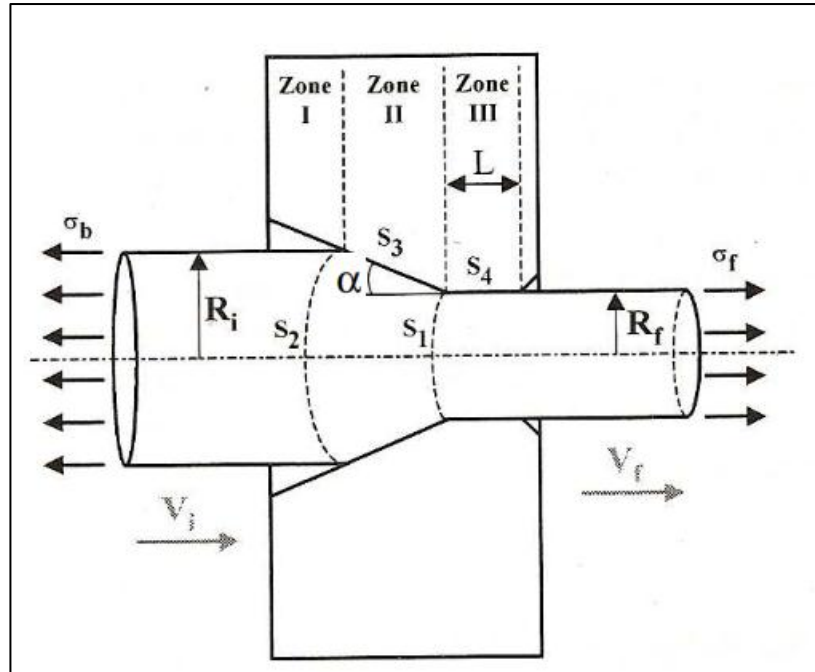


Figure II.5. Schématisation de la surface de contact entre le fil et la filière [25].

L'écoulement du fil à travers la filière conique, illustré Figure II.5, est régi par plusieurs paramètres. Ces derniers incluent : la géométrie de l'outil (angle du cône) α , les conditions de déformation (rayons initial R_i et final R_f du fil), la vitesse d'entrée V_i et de sortie V_f du fil, la limite d'élasticité du matériau du fil σ_0 , les contraintes développées σ_b à l'entrée de l'outil et à la sortie de l'outil dans le fil σ_f et les conditions de contact à l'interface fil-outil (coefficient de frottement, longueur de la zone cylindrique).

II.4.1 Méthode des tranches

Cette méthode de modélisation divise le fil en fines tranches cylindriques élémentaires afin d'étudier de manière détaillée les mécanismes de déformation lors du tréfilage. Chaque tranche est soumise à une combinaison de forces axiales, radiales et tangentielles, incluant les effets de la traction, de la pression et du frottement. La résolution du problème nécessite l'introduction d'un critère de plasticité pour décrire le comportement du matériau sous charge et d'une loi de frottement pour caractériser les interactions à l'interface fil-outil [39] [134].

Les lois classiques de frottement de Coulomb (1699) et de Tresca (1865) permettent d'établir une relation explicite entre la contrainte tangentielle, ou contrainte de cisaillement (τ), développée à l'interface entre deux solides en contact et soumises à un écoulement plastique, et les paramètres géométriques et mécaniques caractérisant ce contact. Cette relation est fondamentale pour la modélisation précise des phénomènes de contact avec frottement en mécanique des solides.

On distingue plusieurs paramètres de contact :

- ✓ Variables thermomécaniques, incluent la vitesse de glissement V_g , la pression de contact p et la température T ,
- ✓ Rhéologie des corps en contact, incluent le module d'élasticité linéaire longitudinal E , le coefficient de Poisson ν et la contrainte d'écoulement plastique τ_0 ,
- ✓ Rhéologie du troisième corps, notamment la viscosité en fonction du taux de cisaillement dans le cas d'un lubrifiant,
- ✓ Caractéristiques de la surface, incluent la rugosité, la composition chimique, l'énergie de surface,
- ✓ le temps.

II.4.2 Méthode des tranches modifiée

Dans son étude comparative des différentes méthodes de calcul de la contrainte (tranches, Johnson et Rowe, borne supérieure), Felder a conclu que l'expression la plus représentative des résultats expérimentaux, et par conséquent la plus adaptée pour décrire le phénomène étudié, est la suivante :

$$\sigma_f = \sigma_b + \sigma_0 \ln(\lambda) \left(\Psi + \frac{m}{\sqrt{3}} \cotan(\alpha) \right) \quad (3)$$

$$\Psi = \max \left[1; 0.88 + 0.19 \left(\frac{\sqrt{\lambda} + 1}{\sqrt{\lambda} - 1} \right) \tan(\alpha) \right] \quad (4)$$

II.4.3 Analyse de Siebel

Les travaux de Smith (1886) ont marqué le début de nombreuses recherches sur le flux du métal lors du tréfilage. Siebel (1947) a apporté une contribution majeure à ce domaine en proposant une approche analytique pour décrire la déformation du fil lors de ce procédé [135]. En décomposant la déformation en trois composantes (homogène, hétérogène, frottement),

Siebel a développé une formulation qui permet de calculer la contrainte de tréfilage en fonction de paramètres géométriques, du coefficient de frottement et de l'écroutissage du matériau. Son modèle, qui considère les effets du cisaillement à l'entrée et à la sortie de la filière, est devenu une référence dans le domaine.

$$\frac{F}{A_f} = \sigma_0 \left[(1 + \mu \cot \alpha) \ln \left(\frac{A_i}{A_f} \right) + \frac{2\alpha}{3} \right] \quad (5)$$

La force nécessaire pour entraîner le fil lors du tréfilage, notée F , est exprimée en fonction de différents paramètres : le coefficient de frottement de Coulomb μ caractérisant les interactions entre le fil et la filière, les sections initiales (A_i) et finales (A_f) du fil, ainsi que l'angle du cône de la filière α . Il est important de souligner que le cisaillement τ , lié aux déformations plastiques au sein du matériau, ne doit pas être confondu avec le cisaillement de frottement (μ, p), directement lié aux forces de friction à l'interface fil-filière, comme le montre la Figure II.6.

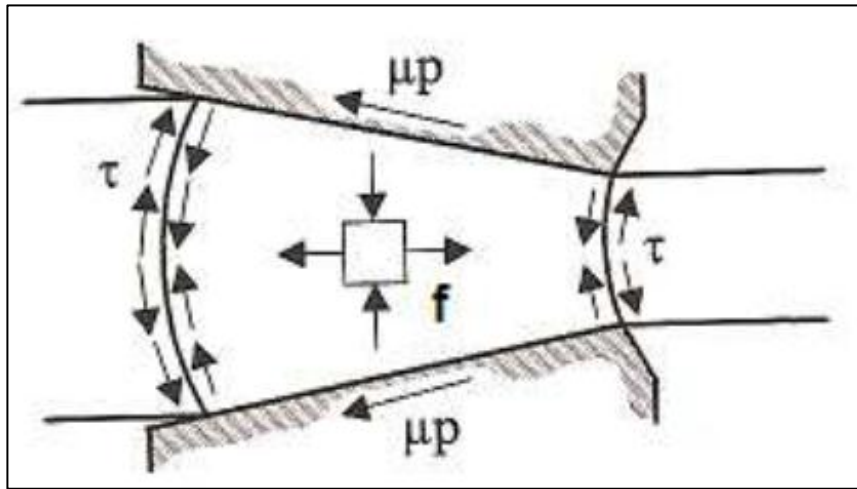


Figure II.6. Efforts internes [135] .

II.4.4 Analyse de Wistreich

En s'appuyant sur des résultats expérimentaux obtenus dans le domaine du tréfilage, Wistreich (1955)[24] a proposé une évolution du modèle de Siebel. Il a simplifié ce modèle en négligeant la composante liée à la déformation hétérogène et en introduisant une fonction de correction pour prendre en compte les pertes d'énergie supplémentaires dues aux frottements et au cisaillement du métal au sein de la filière. Cette fonction permet de mieux

rendre compte des phénomènes complexes qui se produisent lors du passage du fil à travers l'outil.

$$\frac{F}{A_f} = (1 + \mu \cot \alpha) \Phi \sigma_0 \ln \left(\frac{A_i}{A_f} \right) \quad (6)$$

La force F nécessaire pour tirer un fil à travers une filière lors du tréfilage dépend de plusieurs facteurs. Le coefficient de frottement μ entre le fil et la filière joue un rôle essentiel, tout comme les sections initiale (A_i) et finale (A_f) du fil qui déterminent la réduction de section. L'angle moitié α du cône de la filière influence également la force de tréfilage, car il détermine l'intensité des contraintes exercées sur le matériau.

II.4.5 Analyse d'Avitzur

L'analyse d'Avitzur (1971)[136] a apporté une contribution majeure à la modélisation du tréfilage en complétant les travaux de Siebel. En étudiant expérimentalement l'influence de différents paramètres tels que le taux de réduction, l'angle du cône de travail et le coefficient de frottement. Avitzur (1983) [14] a mis en évidence l'importance du travail redondant, c'est-à-dire le travail supplémentaire nécessaire pour déformer le matériau en raison de contraintes internes. Il a ainsi proposé un modèle plus précis pour prédire l'effort de tréfilage.

L'effort nécessaire pour tirer un fil à travers une filière est composé de deux parties distinctes. La première partie est liée à la résistance du matériau à la déformation et aux frottements internes. La seconde partie, variable selon les conditions de lubrification, est due aux frottements entre le fil et la filière. Avitzur a montré que ces deux composantes jouent un rôle crucial dans la formation de casses caractéristiques en 'cup et cone' observées dans les matériaux écrouissables. L'énergie consommée lors de ce processus est dissipée sous forme de chaleur et de travail plastique. Les puissances mises en jeu dans le processus de tréfilage sont les suivantes :

$$W_f = \pi V_f R_f^2 \sigma_f \quad (7)$$

- Puissance appliquée due à l'effort de l'étirage du fil, notée W_f
- Puissance due à l'effort à l'entrée du fil dans l'outil, notée W_b

$$W_b = \pi V_f R_f^2 \sigma_b = \pi V_i R_i^2 \sigma_b \quad (8)$$

➤ Puissance due à la déformation plastique interne: W_i

$$W_i = 2\pi\sigma_0 V_f R_f^2 \sigma_b f(\alpha) \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \quad (9)$$

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left[1 - \cot(\alpha) \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{\sqrt{11 \times 12}} \ln \left[\frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\sqrt{\frac{11}{12}} \cos(\alpha) + \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2(\alpha)}} \right] \right] \quad (10)$$

Où la fonction $f(\alpha) \geq 1$ et $f(\alpha) \sim 1$ pour des angles petits.

Exemples :

- $f(\alpha) = 1$ pour $\alpha = 0$
- et $f(\alpha) = 1,00023$ pour $\alpha = 6^\circ$.

➤ Puissance due aux pertes par frottement : W_s

Nous évaluons la puissance dissipée par les forces de frottement agissant sur les quatre surfaces S1 à S4 .

Les pertes sur les deux premières surfaces sont causées par la discontinuité du champ de vitesse parallèle à ces surfaces et sont appelées WS1 et WS2

$$W_{S1} + W_{S2} + \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \pi V_f R_f^2 \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cos \alpha \right) \quad (11)$$

Les pertes par frottement, concentrées principalement dans les zones de contact entre l'outil et la pièce (zones conique et cylindrique), sont fortement influencées par le choix du modèle de frottement utilisé pour les calculs. Ces pertes, notées WS3 et WS4, varient selon la manière dont est modélisé le frottement [136].

II.5 Modèles Numérique

II.5.1 Formulation d'écoulement par éléments finis

La formulation d'écoulement par éléments finis a été initialement développée par *Lee et Kobayashi* (1973)[137], *Cornfield et Johnson* (1973), ainsi que *Zienkiewicz et Godbole* (1974)[138], dans le but de simuler les processus de formage des métaux. Au cours des années 1980, cette formulation d'écoulement a été principalement mise en place pour modéliser les processus de formage en masse bidimensionnels, ce qui a conduit au

développement d'une première génération de programmes informatiques dont l'applicabilité était limitée aux conditions de déformation plane et axisymétrique. Malgré cela, des auteurs comme *Altan et Knoerr* (1992)[139] ont réussi à étendre ingénieusement la contrainte bidimensionnelle pour obtenir des informations utiles concernant les applications de formage des métaux tridimensionnelles.

Afin d'étendre l'applicabilité de la formulation d'écoulement à des conditions de modélisation impliquant plus que le seul comportement mécanique, un modèle thermique a été introduit pour simuler les processus de formage des métaux thermo-mécaniques. La première tentative de gestion d'un processus de formage des métaux thermo-mécanique couplé a été réalisée par *Zienkiewicz et al.* (1978a)[140], qui ont utilisé une procédure itérative par éléments finis pour résoudre l'écoulement du matériau pour une distribution de température donnée, en conjonction avec le transfert de chaleur, lors de l'extrusion en déformation plane. Plus tard, *Zienkiewicz et al.* (1978b, 1981) [141], [142], ont modifié la procédure pour obtenir la répartition de la température au sein de la pièce simultanément avec la solution du champ de vitesse. Cette approche, connue sous le nom de « couplage thermo-mécanique fort », a été appliquée pour résoudre les problèmes d'extrusion et de laminage en régime permanent.

Les algorithmes thermo-mécaniques fortement couplés par éléments finis ont été développés par *Rebello et Kobayashi* (1980a, b)[143], [144] pour permettre la simulation numérique des processus de formage des métaux en régime non permanent. Cette technique a été appliquée aux tests de compression de cylindre solide et d'anneau.

Les avancées en technologie informatique et la réduction des coûts de calcul ont permis de simuler avec précision des processus de formage des métaux tridimensionnels sans simplifications géométriques. Bien que les éléments essentiels au développement de programmes basés sur la formulation d'écoulement soient disponibles dans la littérature, il est crucial de comprendre comment intégrer ces connaissances pour créer des logiciels efficaces.

La plupart des ingrédients scientifiques et numériques nécessaires au développement d'un programme informatique par éléments finis basé sur la formulation d'écoulement sont disponibles dans la littérature, mais il est nécessaire de comprendre comment ces connaissances peuvent être intégrées pour développer un programme informatique.

II.5.2 Formulation solide par éléments finis

Au milieu des années 1960, la méthode des éléments finis était bien établie pour l'analyse des structures élastiques soumises à de petites déformations (*Zienkiewicz, 1967*)[145]. Les premières applications en plasticité se sont donc appuyées sur ces programmes informatiques existants, en décomposant la force appliquée totale en incréments et en utilisant des équations constitutives élastiques et élastoplastiques.

Marcal (1965)[146], un pionnier dans ce domaine, a introduit le concept de coefficients de rigidité partielle pour relier le changement de contrainte $\{d\sigma\}$ à l'incrément de déformation $\{d\varepsilon\}$ comme suit :

$$\{d\sigma\} = d\{d\varepsilon\} \Rightarrow d\sigma_i = \sum_{j=1}^6 \frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_j} d\varepsilon_j d_{ij} = \frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_j} \quad (12)$$

Ces coefficients ont été utilisés dans les régimes élastiques et élastoplastiques, les coefficients moyens résultant des contributions pondérées des deux régimes étant considérés pour les zones du matériau susceptibles de céder pendant un incrément :

$$\left. \frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_j} \right|_{\text{mean}} = r \left. \frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_j} \right|_e + (1-r) \left. \frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon_j} \right|_{\text{ep}} \quad (13)$$

Le paramètre r dans l'équation mentionnée précédemment a été obtenu à partir du rapport entre la déformation causant la limite d'élasticité et la déformation totale calculée à partir de l'incrément de force dans le cas où la déformation était élastique.

Les coefficients de rigidité partielle dans les régimes élastiques et élastoplastiques ont ensuite été désignés sous le nom de matrices de contrainte-déformation élastiques d^e et élastoplastiques d^{ep} , et ont été obtenus numériquement par *Marcal (1965)*. Après inversion des équations constitutives de contrainte-déformation de Hooke et de Prandtl-Reuss, respectivement.

Les premières applications de la méthodologie susmentionnée consistaient en l'analyse de tubes sous pression interne (*Marcal, 1965*) et de spécimens d'essai entaillés (*Marcal et King, 1967*)[147], mais son utilisation dans la mise en forme des métaux n'a commencé qu'après que *Yamada et al. (1968)*[148] aient dérivé la forme explicite des coefficients de rigidité élastoplastiques, c'est-à-dire la forme explicite de la matrice de contrainte-déformation élastoplastique comme suit :

$$\{d\sigma\} = Ed^{ep}\{d\varepsilon\} = 2(1+\nu)Gd^{ep}\{d\epsilon\} \quad (14)$$

où ν est le coefficient de Poisson, E est le module d'élasticité, G est le module de cisaillement,

$$d\varepsilon = \left\{ \varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx} \right\}$$

Et \mathbf{d}^{ep} est la matrice de contrainte-déformation élasto-plastique

L'approche proposée par *Yamada et al.* (1968) a été appliquée directement aux procédés de mise en forme des métaux, qui consistait à remplacer la matrice de contrainte-déformation élastique d^e reliant les incréments de contrainte et de déformation en élasticité par la matrice de contrainte-déformation élasto-plastique d^{ep} dans les éléments cédants le long des incréments successifs de force.

La transition des éléments des régimes élastiques aux régimes élasto-plastiques était contrôlée par un schéma d'intégration explicite qui consistait à déterminer un facteur désigné par r_{\min} pour estimer l'incrément de force nécessaire pour que l'élément élastique ayant la contrainte effective la plus élevée cède.

Lee et Kobayashi (1970)[149] ont considéré la forme faible des équations d'équilibre quasi-statiques gouvernantes sous forme de taux (dans la configuration actuelle) $\partial\sigma/\partial x_j = 0$ et ont utilisé un schéma d'intégration explicite similaire à celui de *Yamada et al.* (1968) pour analyser l'indentation d'un spécimen solide par un poinçon plat. Cependant, l'utilisation de logiciel d'éléments finis pour petites déformations a révélé des inconvénients majeurs, notamment l'incapacité à décrire les grandes non-linéarités géométriques et l'augmentation progressive des forces non équilibrées. Pour surmonter ces problèmes, deux approches principales ont émergé dans les années 1970 : la formulation en écoulement, qui néglige la déformation élastique, et la formulation solide basée sur les grandes déformations introduite par *Hibbitt et al.* (1970)[150] et améliorée par *Nagtegaal et al.* (1974)[151] ont introduit l'approche lagrangienne mise à jour qui utilise l'état actuel considéré comme état de référence.

Les méthodes numériques, telles que la méthode des éléments finis, ne sont pas seulement l'une des méthodes les plus populaires mais aussi la méthode dominante pour les simulations de formage des métaux, car elles sont capables de prédire avec précision les valeurs de déformation et de contrainte. Cependant, une expression analytique pour les paramètres étudiés n'est pas possible, ce qui est le principal inconvénient. *Nielsen et Martins* (2021) [152] On peut conclure que la méthode des éléments finis est la méthode numérique la plus

répandue pour l'analyse des processus industriels complexes. La méthode des éléments finis est capable de fournir des logicielles numériques très efficaces qui peuvent facilement prendre en compte les non-linéarités géométriques et matérielles ainsi que les changements de contact typiques des processus de formage des métaux pour produire des prédictions précises des déplacements, des taux de déformation, des déformations, des contraintes, des dommages, de la température et de l'évolution de la microstructure.

En 2017, Y.K. Zhu et ses co-auteurs [153] ont étudié l'effet du profil de contrainte sur l'évolution de la microstructure du fil d'aluminium commercialement pur soumis à un étirage à froid, en utilisant la simulation par éléments finis. Ils ont constaté que l'évolution de la microstructure lors de ce processus dépend non seulement de la nature des matériaux, mais aussi du profil de contrainte appliqué.

Dans cette étude, l'effet du profil de contrainte sur l'évolution de la texture du fil a été systématiquement examiné en combinant des simulations numériques et des observations microstructurales. Les résultats montrent que la contrainte de traction au centre du fil favorise la formation de la texture $\langle 111 \rangle$, tandis que la contrainte de cisaillement près de la surface a peu d'impact sur la formation de cette texture. En conséquent, la texture $\langle 111 \rangle$ au centre du fil est plus forte que celle de la couche superficielle, ce qui entraîne également une microdureté plus élevée au centre du Fil d'aluminium pur sous charge axiale [153].

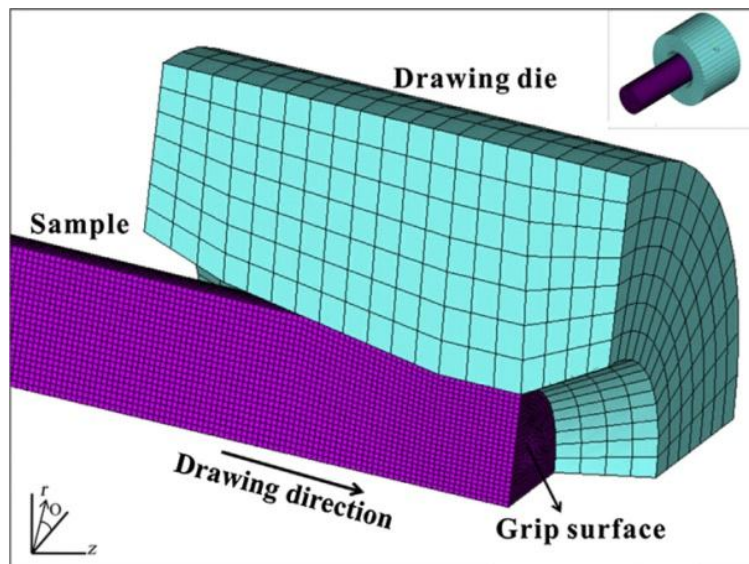


Figure. II.7. Modèle d'éléments finis du fil dans la matrice d'étirage. [153]

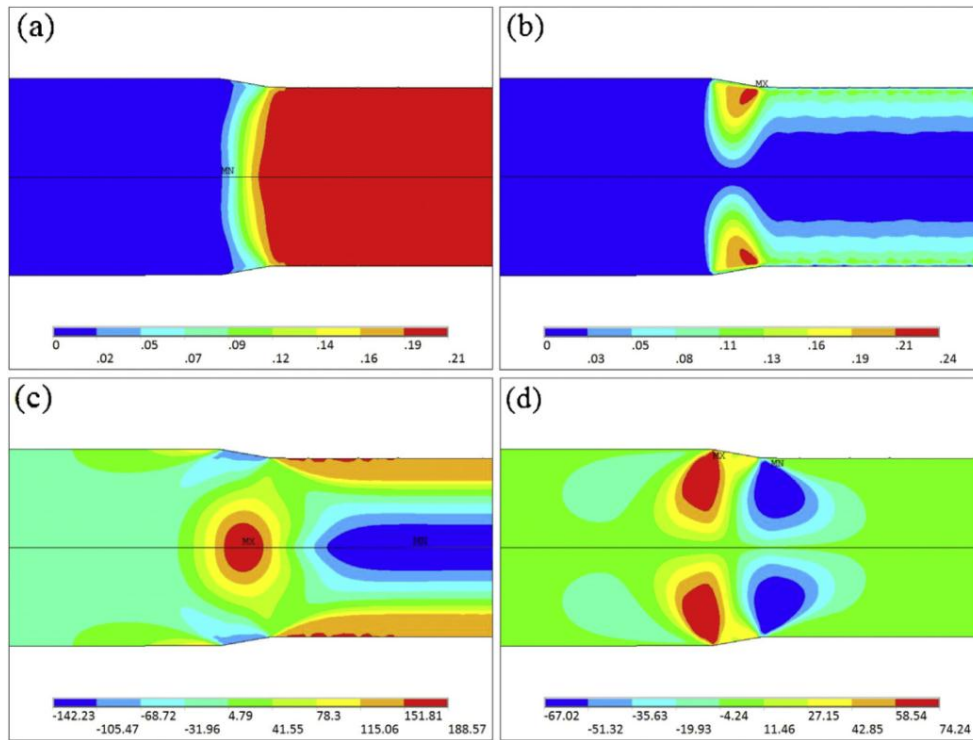


Figure II.8. Déformation plastique importante et profil de contrainte correspondant pendant le 4^{ème} passage: (a) déformation plastique longitudinale; (b) la déformation plastique par cisaillement; (c) longitudinal stress; (d) contrainte de cisaillement [153].

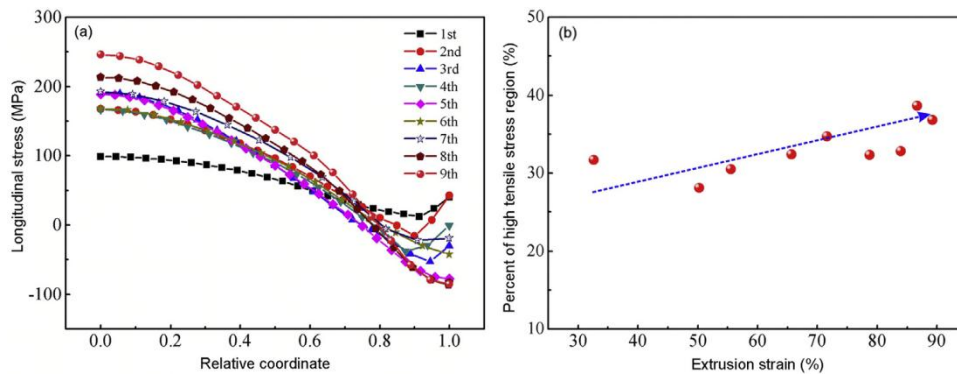


Figure II.9. Contrainte longitudinale le long de la direction radiale (a) et pourcentage de la région de contrainte de traction élevée (b). [153].

Une étude comparative est menée par *Luis et Al* [154] entre la méthode des éléments finis (FEM) et d'autres méthodes telles que la déformation homogène, la méthode des tranches (SM) et la méthode de la limite supérieure (UM) est présentée. La contrainte de tréfilage normalisée obtenue pour une réduction de section de 35% pour des angles de filières de 12°, 14°, 16° et 18° est comparée aux résultats expérimentaux dans la Figure II.10. Comme on peut l'observer, les résultats de la méthode de la limite supérieure et de la FEM présentent une

tendance similaire à celle des expériences, tandis que la méthode des tranches ne le fait pas. D'autre part, la méthode de la limite supérieure fournit des valeurs de contrainte supérieures à celles de la FEM, mais les deux montrent des tendances similaires, à savoir que la contrainte de tréfilage augmente lorsque l'angle de la filière augmente. L'effet des paramètres de procédé sur une déformation plastique macroscopique peut être raisonnablement étudié par ces types de modélisation. Cependant, ces méthodes ne sont pas capables de modéliser le comportement plastique anisotrope observé dans les expériences, en particulier l'effet de la texture, les gradients de contrainte et la microstructure.

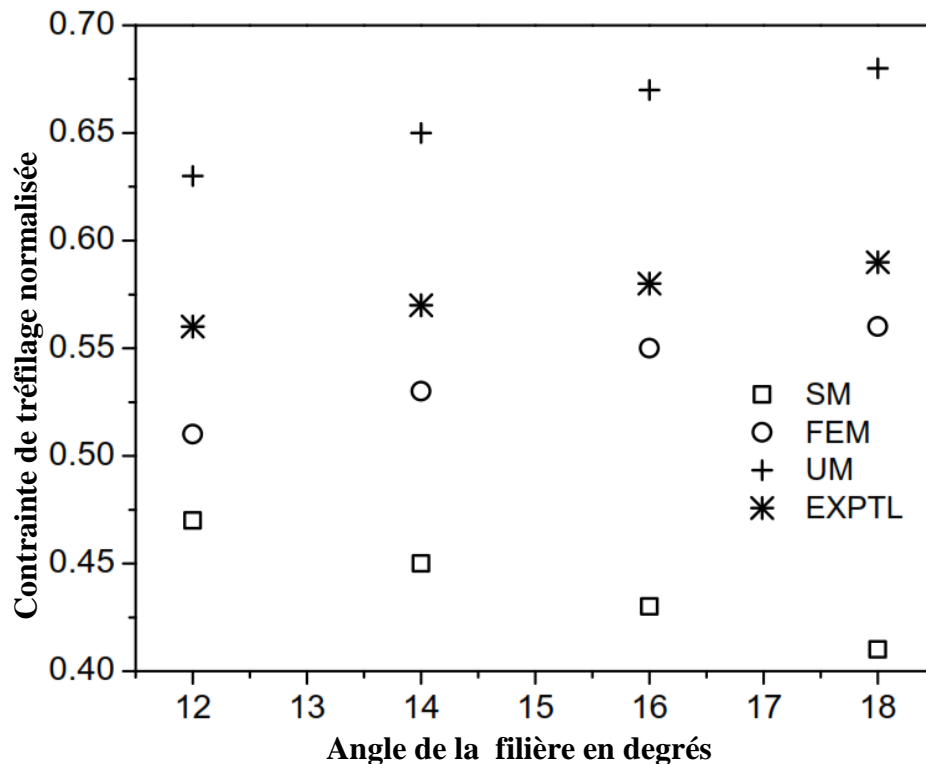


Figure. II.10. Comparaison entre la méthode des tranches, la méthode des éléments finis (FEM) et la méthode de la limite supérieure par rapport aux valeurs expérimentales de contrainte de tréfilage[154].

II.6 Classification du formage des métaux

L'aptitude au formage est définie comme le degré de déformation pouvant être atteint dans un processus de formage des métaux sans créer de conditions indésirables telles que des fissures, un rétrécissement, un flambage ou la formation de plis et de défauts. Ce chapitre se concentre sur la physique sous-jacente à la formabilité et aborde les origines des principaux défauts et fissures couramment rencontrés dans les processus de formage des métaux. Certains défauts, tels que le froissage et le rétrécissement, sont expliqués en termes de

mécanique des milieux continus, tandis que d'autres, tels que l'effet peau d'orange, la croissance des grains et la fibrose mécanique, surviennent parce que les matériaux réels ne sont pas des milieux continus. La classification des processus de formage des métaux et des outils, présentée dans les Tableaux.II.1 et II.2, offre une vue systématique des différentes catégories de ces procédés.

| Groupe de processus | Sous-groupe de processus |
|---|----------------------------|
| Formage par compression | Formage en filière ouverte |
| | Formage en filière fermée |
| | Extrusion |
| | Laminage |
| Formage par traction et par compression | Emboutissage |
| | Emboutissage profond |
| | Flexion |
| Formage par traction | Formage par étirement |
| Formage par cisaillement | Poinçonnage et découpage |

Tableau II.1 : Classification des procédés de formage.

| Mécanismes de processus | Groupe processus | Sous-groupe processus | Groupe d'outils |
|--------------------------------------|---|----------------------------|--|
| Plasticité et friction | Formage par compression | Formage en filière ouverte | Formage par compression |
| | | Formage en filière fermée | |
| | | Extrusion | |
| | | Laminage | |
| Plasticité et friction prédominantes | Formage combiné en traction et en compression | Emboutissage | Formage par traction, le formage par traction et compression combinées, et le cintrage |
| | | Emboutissage profond | |
| | Flexion | | |
| Plasticité, friction, et rupture | Formage par traction | Formage par étirement | Cisaillement |
| | | Poinçonnage et découplage | |

Tableau.II.2 : Classification des procédés et outils de formage

II.7 Formation, prédiction et évitement des défauts

Dans la plupart des processus de formage des métaux (par exemple, le forgeage, l'extrusion, le laminage et le tréfilage), l'apparition de fissures en surface ou à l'intérieur définit les limites de la formabilité. Par conséquent, la nucléation des fissures doit être évitée. Cependant, il existe d'autres processus tels que l'évidage, le cisailage et l'usinage qui concernent la séparation des pièces et la formation de nouvelles surfaces. Dans ces processus, la nucléation, l'initiation et la propagation contrôlée des fissures sont souhaitables car elles font partie intégrante de la mécanique de déformation.

II.7.1 Fractographie et la rupture

La croissance des vides et la distorsion due à l'accumulation de dommages entraînent la coalescence et la formation de fissures microscopiques, qui donnent finalement naissance à une fissure macroscopique visible. La morphologie de surface d'une fissure visible contient l'historique de son initiation et de sa propagation et est très souvent utilisée pour identifier et comprendre les origines de la défaillance. Ce type d'analyse, désigné sous le nom de fractographie, est couramment réalisé au moyen de la microscopie électronique à balayage (MEB). Dans le cas de la rupture ductile, qui est le type de rupture pertinent pour le formage des métaux, la morphologie de surface est constituée de petites cuvettes et peut être classée en deux groupes :

- Structures basées sur des cuvettes circulaires, typiques d'une rupture causée par des contraintes normales issues d'une charge à distance orthogonale à la surface de rupture [155];
- Structures basées sur des cuvettes paraboliques avec leurs extrémités ouvertes pointant vers la direction de cisaillement, typiques d'une rupture causée par un glissement sous contraintes de cisaillement [155].

La Figure II.11 associe les différents types de structures en fossettes et les conditions de chargement aux trois modes fondamentaux d'ouverture de fissure de la mécanique de la rupture :

- Mode I - ouverture par contraintes de traction - fossettes circulaires ;
- Mode II - ouverture par contraintes de cisaillement en plan - fossettes allongées de manière parabolique pointant dans la même direction que la propagation de la fissure ;
- Mode III - ouverture par contraintes de cisaillement hors plan - fossettes allongées de manière parabolique orientées par rapport à la direction de propagation de la fissure.

Outre ces trois modes fondamentaux d'ouverture de fissure, il existe également des modes mixtes résultant de l'application simultanée de contraintes normales et de cisaillement. Les modes mixtes se caractérisent par des morphologies intermédiaires avec des structures basées sur des cuvettes qui peuvent être considérées comme une combinaison de formes circulaires et paraboliques.

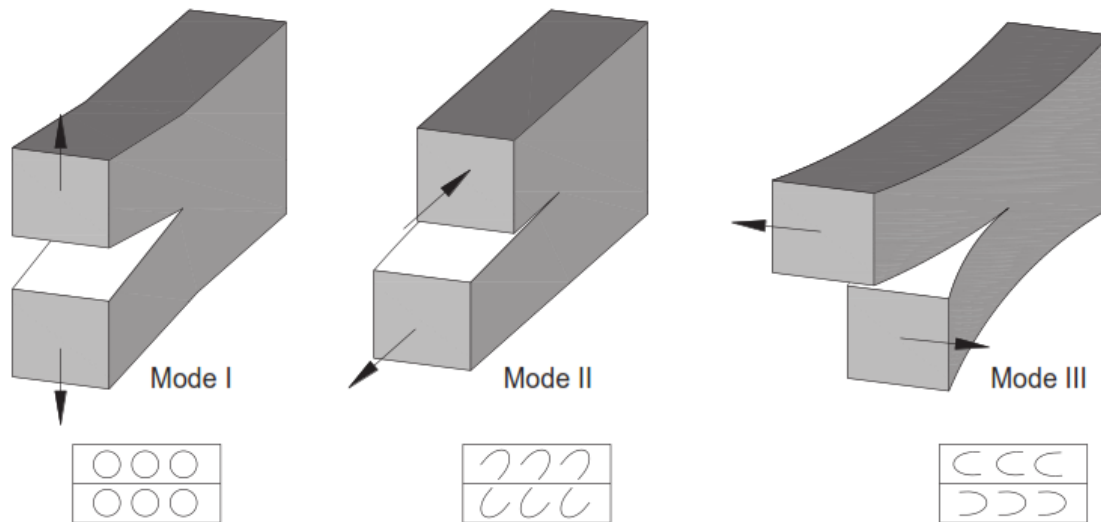


Figure. II.11. Les trois modes d'ouverture de fissure : Mode I - contraintes de traction, Mode II - contraintes de cisaillement en plan et Mode III - contraintes de cisaillement hors plan avec une représentation schématique de la morphologie de surface correspondante.[156]

II.7.2 Principe numérique

L'intégration de la rupture du matériau dans le cadre de la simulation s'effectue par la comparaison d'une valeur seuil avec un critère de rupture calculé pour chaque élément. En cas de dépassement de cette valeur seuil par le critère calculé, la rupture se produit. Cette occurrence est traitée selon la méthode du "kill-element", impliquant la suppression de l'élément concerné, comme illustré dans la Figure.II.12.

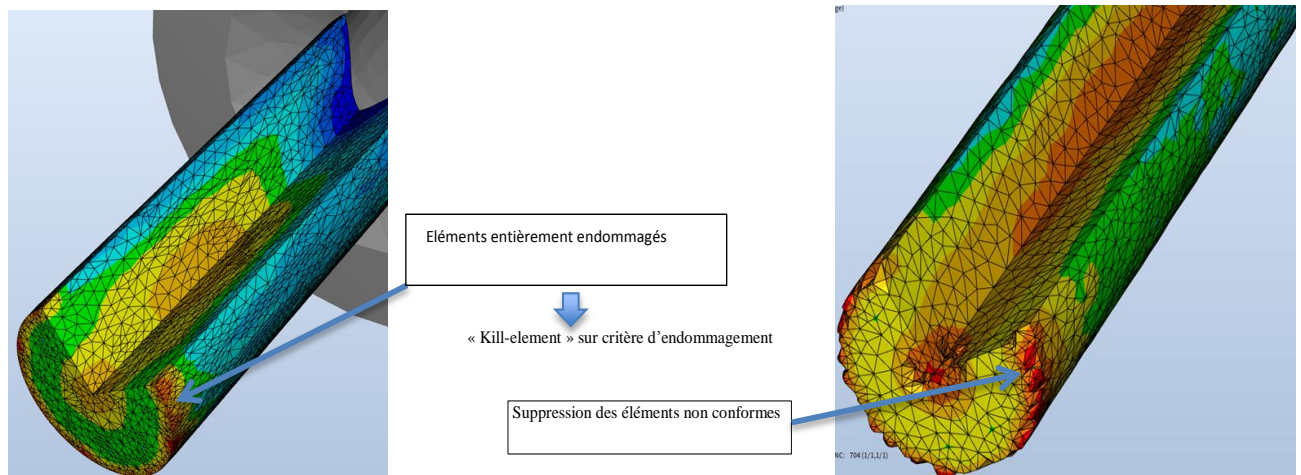


Figure II.12. Principe de la méthode de kill-element

Cela engendre plusieurs considérations dans le contexte de la simulation de la rupture. Premièrement, il existe une sensibilité significative du faciès de rupture à la discrétisation de la pièce. Deuxièmement, la suppression d'un élément du modèle entraîne une perte de matière proportionnelle à son volume. Ainsi, lorsque les éléments en rupture sont de dimensions importantes, la quantité de matière perdue est également substantielle. Par conséquent, une attention particulière doit être accordée à la discrétisation locale, surtout au niveau de la zone de rupture, en adaptant le maillage pour garantir des résultats précis.

II.7.3 Différents critères d'endommagement

Le principe de calcul de rupture, avec ou sans utilisation de la méthode de kill-element, est identique quel que soit le critère choisi. Le principe est toujours de considérer que la rupture a lieu lorsque le critère calculé atteint une valeur seuil.

A. Critères non couplés

L'utilisation de la mécanique du dommage ductile pour prédire le début de la fissuration dans le formage des métaux a une longue tradition de recherche et est généralement réalisée par trois procédures différentes :

- ✓ Procédures non couplées basées sur l'utilisation de critères de dommage ductile simples, qui sont des intégrations pondérées de la déformation plastique effective (**Atkins, 1996**) [157]. Le terme sans dimension g est une fonction de pondération qui corrige la valeur cumulée de la déformation plastique effective à la rupture $\bar{\epsilon}_f$ en fonction du trajet de chargement ;

- ✓ Procédures couplées basées sur la mécanique du dommage continu microstructurale (Tvergaard et Needleman, 1984) ; [158]
- ✓ Procédures couplées basées sur la mécanique du dommage continu macrostructurale (Lemaitre, 1985). [159]

| | |
|---|--|
| Ayada et al. (1987) (after McClintock, 1968 [160], [161]) | $D_{crit} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}$ |
| Cockcroft and Latham (normalised) (1968) [162] | $D_{crit} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}$ |
| Brozzo et al. (1972) [163] | $D_{crit} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{2\sigma_1}{3(\varepsilon_1 - \sigma_m)} d\bar{\varepsilon}$ |
| Norris et al. (1978) [164] | $D_{crit} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{1}{(1 - A\sigma_m)} d\bar{\varepsilon}$ |
| Rice and Tracey (1969) [165] | $D_{crit} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\varepsilon}$ |
| Oyane (1972) [166] | $D_{crit} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \left(1 + B \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) d\bar{\varepsilon}$ |
| Christiansen et al. (2019) [167] | $D_{crit} = \int_0^{\gamma_f} \frac{\tau}{\bar{\sigma}} d\gamma + \int_0^{\gamma_f} \frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\gamma$ |
| Lou et al. (2012) [168] | $D_{crit} = \int_0^{\gamma_f} \left(\frac{\tau}{\bar{\sigma}}\right)^A \left(\frac{1 + 3\sigma_m/\bar{\sigma}}{2}\right)^B d\bar{\varepsilon}$ |

Tableau.II.3. Critères de dommage ductile non couplés pour le formage des métaux.

Les critères de dommage ductile non couplés font généralement appel à la connaissance des mécanismes de formation de cavités sous tension et sous cisaillement pour prédire le début de la fissuration. Un de ces critères prend la fonction de pondération sans dimension g comme la triaxialité des contraintes $g = \eta$ afin d'établir un critère de dommage ductile non couplé (Ayada et al. 1987) [160], directement lié au travail original de McClintock (1968) [161].

D'autres critères de dommage ductile non couplés bien connus adoptent différentes approches pour établir la fonction de pondération sans dimension g , comme indiqué dans le

Tableau.II.3. Le critère proposé par *Cockcroft et Latham* (1968) [162] est purement empirique et reconnaît la dépendance de la rupture par rapport à la plus grande contrainte principale σ_1 . *Brozzo et al.* (1972) [163] ont modifié le critère de Cockcroft et Latham (1968) pour incorporer une dépendance explicite de la contrainte hydrostatique. Ce critère, comme celui proposé par *Norris* (1978) [164], est adapté pour prédire la limite de formabilité des feuilles de métal sous des niveaux élevés de tri-axialité. Dans le critère de Norris, le symbole A est un paramètre matériel à identifier. Le critère proposé par *Rice et Tracey* (1969) [165] repose sur une approche alternative de coalescence à celle de *Budiansky et al* [169].

Christiansen et al. (2019) [167] ont adopté une approche similaire à celle d'*Atkins et Mai* (1996) [157], pour modéliser la croissance et la coalescence des cavités soumises à des contraintes de cisaillement en plan τ , et ont proposé la relation suivante entre le rapport espacement/taille l/d , la déformation de cisaillement γ et la tri-axialité du stress. Les équations mentionnées précédemment permettent de conclure que la modélisation de la croissance et de la coalescence des cavités soumises à des états de contraintes généraux impliquant des contraintes normales et de cisaillement doit prendre en compte à la fois les effets de dilatation liés à la tri-axialité des contraintes et les effets de déformation liés aux contraintes de cisaillement.

B. Critères couplés

Les critères de dommage ductile non couplés sont basées sur des intégrations pondérées des incréments de déformation plastique, et les fonctions de pondération sont généralement sans dimension et dépendent de l'état de contrainte [152]. Les approches de dommage ductile non couplées sont simples à implémenter dans les programmes informatiques car elles n'affectent pas le comportement du matériau (l'influence du dommage est calculée à l'étape de post-traitement) et parce que les valeurs critiques de dommage et d'autres paramètres à identifier sont relativement faciles à déterminer. En revanche, les approches de dommage ductile couplées incluent des effets d'adoucissement dus au dommage dans la déformation du matériau et influencent les valeurs de déformation finale au début de la rupture. La dépendance de la déformation du matériau au dommage complique la mise en œuvre dans les logiciels numériques d'éléments finis ainsi que la détermination des paramètres inconnus à identifier.

Les deux sections suivantes feront une brève introduction au dommage ductile couplé en utilisant deux approches différentes de la mécanique de la rupture :

- ✓ Une approche microbasée basée sur la théorie de la plasticité des matériaux poreux (*Gurson, 1977*)[170] qui utilise directement la fraction volumique de vide f_v (ou porosité) comme variable interne pour représenter le dommage et son effet d'adoucissement sur la résistance du matériau.
- ✓ Une approche macrobasée dans laquelle une variable de dommage continu basée sur le potentiel de dissipation thermodynamique est introduite pour accomplir le même objectif (*Kachanov, 1958 ; Lemaitre, 1985*),[159], [171]

II.7.4 Environnement des éléments finis

L'exécution d'une analyse par éléments finis nécessite initialement la génération d'un maillage comprenant le nombre approprié d'éléments définissant la forme complète des pièces et des outils. Cette première étape, connue sous le nom de "prétraitement", consiste à fournir un ensemble d'informations essentielles, appelées données d'entrée, requises pour faire fonctionner les programmes par éléments finis. Ces données incluent la géométrie des pièces et des outils, les conditions aux limites, le type d'analyse, les caractéristiques matérielles, et les paramètres numériques. L'ajustement de la densité du maillage peut se faire en fonction de la complexité ou de la simplicité souhaitée pour la simulation.

Les calculs par éléments finis reposent sur chaque élément ou nœud individuel du maillage, assemblés dans un système global résolu pour obtenir le résultat global du processus de formage des métaux. Ces calculs sont réalisés de manière incrémentielle et, parfois, de manière itérative, afin de traiter les sources de non-linéarité présentes dans la simulation. Les résultats sont obtenus dans la phase de "post-traitement", où les données de sortie, telles que les courbes force vs déplacement, déplacements, vitesses, taux de déformation, temps de contact, contraintes, ainsi que l'énergie de déformation plastique et les l'endommagement ductiles, sont analysées.

A. Erreurs dans l'analyse par éléments finis

Les erreurs numériques résultent de la nature mathématique des algorithmes de simulation. Pour les éviter ou les minimiser, il est crucial de comprendre les théories des éléments finis sous-jacentes et les stratégies de mise en œuvre informatique. La sélection des éléments pour la modélisation tridimensionnelle des processus de formage des métaux est complexe et dépend de divers facteurs tels que la performance, les techniques d'intégration, les générateurs de maillage, et la qualité du maillage résultant.

Pour la modélisation tridimensionnelle, le choix entre les éléments solides tétraédriques et hexaédriques est influencé par leur polyvalence géométrique. Les tétraédriques sont plus polyvalents mais peuvent entraîner un verrouillage volumétrique, tandis que les hexaédriques nécessitent souvent moins d'éléments pour une précision équivalente. Cependant, les éléments hexaédriques présentent des défis d'adaptation à des formes arbitraires.

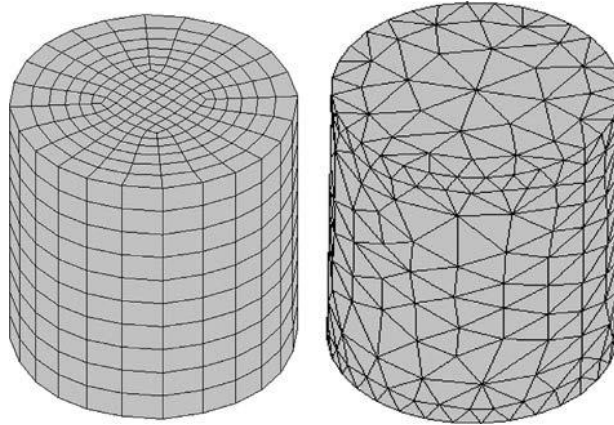


Figure.II.13 Discretisation d'un lopin cylindrique au moyen de 1800 éléments hexaédriques et tétraédriques. Le schéma irrégulier du maillage tétraédrique devrait entraîner des distributions non symétriques des variables de champ[152].

Pour la modélisation des processus de formage de tôles, le choix se fait entre les éléments de membrane et les éléments de coque. Les éléments de membrane sont plus rapides mais négligent les effets de flexion, tandis que les éléments de coque tiennent compte de la flexion mais peuvent être sensibles aux variations géométriques. Les éléments massifs (tétraédriques et hexaédriques) sont considérés pour traiter les variations de contraintes et les interfaces de contact, bien que leur disponibilité soit limitée. Un compromis entre les éléments massifs et les éléments de coque pour les analyses linéaires et non linéaires est l'utilisation d'éléments "coque-massif" (*Hauptmann et Schweizerhof, 1998*).[172]

B. Validation des procédures par éléments finis

La validation des procédures par éléments finis est cruciale pour évaluer la précision et la fiabilité des estimations fournies par les simulations numériques des procédés de formage des métaux. Elle peut être réalisée à travers des procédures indépendantes et dépendantes du processus.

- ***Procédures de validation indépendantes du processus*** : Les procédures de validation indépendantes du processus comprennent :

- ✓ Écoulement du matériau : Vérification que les conditions aux limites prescrites sont respectées après les calculs. Par exemple, les points nodaux avec des déplacements ou vitesses prescrits doivent rester à leurs positions initiales.
- ✓ Champ de contrainte : Vérification de l'annulation des contraintes normales et de cisaillement sur les surfaces libres et aux entités de symétrie.
- ✓ Distribution des forces : Vérification de la direction des forces calculées par rapport à la physique du processus de formage des métaux.
- ✓ Études de convergence : Tests pour vérifier la convergence des variables de champ ou de processus en fonction de différents paramètres de simulation.

➤ ***Procédures de validation dépendantes du processus***

Ces procédures comprennent la vérification des résultats des éléments finis par rapport aux solutions théoriques et aux données techniques disponibles dans la littérature, ainsi que par rapport aux observations et mesures expérimentales et industrielles. Les méthodes de validation incluent :

- ✓ Comparaison avec les solutions théoriques et les données techniques : Vérification des charges de formage et des distributions de variables de champ calculées par rapport aux solutions similaires disponibles dans la littérature.
- ✓ Validation par observations et mesures expérimentales : Utilisation de techniques expérimentales telles que les cellules de charge, les transducteurs de force et de pression, les machines de mesure de coordonnées, l'analyse des grilles et les équipements de microdureté pour comparer les résultats expérimentaux avec ceux des éléments finis.

C. Comportement Rhéologique

L'exploration comparative des lois rhéologiques pour la simulation des procédés de mise en forme des métaux a été un sujet de recherche abordé dans plusieurs articles. *Liivapuu et Olt* comparent des modèles basés sur les propriétés rhéologiques des métaux avec des modèles de formation de copeaux en éléments finis bidimensionnels [173], [174]. *Smirnov et Tsepin* [175] présentent une classification des matériaux métalliques et des modes de déformation en fonction des régimes de température, ainsi qu'un ensemble de modèles rhéologiques pour la simulation des procédés de mise en forme des métaux. *Cherouat et al*[176] proposent un modèle de dommage isotrope couplé à la loi d'écoulement de Johnson-Cook pour satisfaire aux exigences thermodynamiques et de dommage dans les métaux, et

implémentent ces équations constitutives dans un code éléments finis pour la simulation des procédés de formage de tôles . *Kang et al* [177]. Étudient le comportement rhéologique des alliages métalliques dans le processus de rhéologie et proposent des modèles théoriques impliquant des calculs simultanés de la déformation de la phase solide et de l'analyse de l'écoulement de la phase liquide. Dans l'ensemble, ces articles contribuent à la compréhension et au développement des lois rhéologiques pour la simulation des procédés de mise en forme des métaux.

Ce rapport présente les différents modèles de comportement disponibles pour simuler les procédés de mise en forme des métaux. Le choix judicieux d'un modèle de comportement est crucial pour optimiser les paramètres de process et garantir la qualité des pièces finales. Les logiciels de simulation de Transvalor offrent cinq modèles de comportement (élastique, plastique, viscoplastique, élastoplastique et élasto-viscoplastique) permettant de simuler avec précision le comportement d'une large gamme de matériaux métalliques dans des conditions de mise en forme variées.

D. Comportement Élastique Linéaire

Contrairement à la déformation plastique, la déformation élastique est réversible et le matériau retrouve sa forme initiale une fois la sollicitation supprimée. En élasticité linéaire, cette déformation est proportionnelle à la sollicitation appliquée.

$$\sigma = E\varepsilon \quad (15)$$

$$\tau = G\gamma \quad (16)$$

E. Comportement Plastique

La déformation plastique est irréversible, le matériau conservant son état déformé même après la suppression des sollicitations.

F. Comportement Viscoplastique

En viscoplasticité, la déformation d'un matériau n'est pas instantanée mais se produit progressivement dans le temps, sous l'effet d'une contrainte appliquée. La vitesse à laquelle cette déformation se produit dépend de l'intensité de la contrainte.

Approche Mono-dimensionnelle*

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \quad (17)$$

Les courbes d'érouissage se distinguent de celles de la plasticité par une dépendance à la vitesse de déformation et par une analogie avec un fluide très visqueux.

G. Comportement Élasto-viscoplastique

Ce comportement combine les propriétés d'un solide élastique et d'un liquide visqueux, résultant de l'association des comportements élastique et viscoplastique.

$$\sigma = \sigma_{\text{élastique}} + \sigma_{\text{viscoplastique}} \quad (18)$$

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{\text{élastique}} + \dot{\varepsilon}_{\text{viscoplastique}} \quad (19)$$

H. Comportement Anisotrope

En mise en forme, le comportement anisotrope du matériau peut être modélisé à partir du critère de Hill, où l'équation de surface est définie dans un repère d'anisotropie spécifique.

$$F.(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G.(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + H.(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L.\sigma_{23}^2 + 2M.\sigma_{13}^2 + 2N.\sigma_{12}^2 = \sigma_0^2 \quad (20)$$

A noter que le critère de Hill dérive directement du critère de von Mises. Pour retrouver un comportement isotrope, il faut que les paramètres F,G et H soient égaux à 0.5, et que les paramètres

L, M et N soient égaux à 1.5.

II.7.5 Autres Lois

En plus des modèles mentionnés précédemment, d'autres lois d'écoulement sont disponibles pour représenter le comportement des matériaux. Parmi celles-ci, on peut citer les suivantes :

A. Loi de Zener-Hollomon

La loi de Zener-Hollomon est couramment utilisée pour décrire le comportement des matériaux lors de la déformation à chaud. Elle est exprimée par l'équation suivante :

$$\sigma_0 = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[\frac{Z}{A} \right]^{\left(\frac{1}{n}\right)} \quad (21)$$

où A , n et α sont des constantes matérielles, et Z est la vitesse de déformation, appelée paramètre de Zener-Hollomon.

$$Z = \left[\dot{\varepsilon}_{eq} \right] \exp\left(\frac{Q_{HW}}{RT}\right) \quad (22)$$

où Q_{HW} est l'énergie d'activation pour la déformation à chaud, T la température en Kelvin et R constante de gaz parfait.

B. Loi de Puissance

La loi de puissance, représentée par l'équation est souvent utilisée pour modéliser le comportement de certains matériaux, où k est une constante matérielle et m est l'exposant de puissance.

$$\sigma = \sqrt{3}^{m+1} K.e^{\frac{B}{T}} \dot{\varepsilon}^m (\bar{\varepsilon} + \varepsilon_0)^n \quad (23)$$

C. Loi Exponentielle Beta-T

Cette loi, exprimée par, intègre une dépendance exponentielle à la température T , où k et m sont des paramètres matériels.

$$\sigma = \sqrt{3}^{m+1} K.e^{\beta T} \dot{\varepsilon}^m (\bar{\varepsilon} + \varepsilon_0)^n \quad (24)$$

D. Loi Linéaire

La loi linéaire, définie par modélise un comportement proportionnel à la déformation, où k est une constante matérielle.

$$\sigma = \sqrt{3}^{m+1} K.e^{\frac{B}{T}} \dot{\varepsilon}^m (1 + a\bar{\varepsilon}) \quad (25)$$

E. Loi Linéaire Puissance

La loi linéaire puissance combine une relation linéaire avec une dépendance en puissance, représentée par

$$\sigma = \sqrt{3}^{m+1} K.e^{\frac{B}{T}} \dot{\varepsilon}^m (1 + a\bar{\varepsilon}^n) \quad (26)$$

,où k et m sont des paramètres matériels.

Grâce à la diversité de ces lois, il est possible de choisir le modèle le mieux adapté à chaque application, en fonction des caractéristiques du matériau et des conditions de sollicitation.

II.8 Effets du Frottement dans le Formage des Métaux

Dans le formage des métaux, le frottement est un facteur crucial qui détermine si un processus industriel peut être réalisé avec des résultats acceptables et économiques. Dans de nombreuses applications de formage, les conditions réelles de frottement ne sont pas suffisamment connues. Malgré de nombreuses recherches sur ce sujet important, il existe encore un manque de connaissances et un besoin de recherche continue. Le phénomène de frottement dans le formage des métaux est d'une grande importance. Il y a plusieurs raisons à cela :

- ✓ Les charges de formage et les contraintes transférées aux matrices dépendent du frottement et peuvent être réduites par l'utilisation de lubrifiants appropriés.
- ✓ La qualité de surface de la pièce formée dépend du lubrifiant utilisé. En cas de rupture du lubrifiant pendant le formage, le produit peut présenter une mauvaise qualité de surface (par exemple, des rayures).
- ✓ L'usure des matrices peut être réduite si des films de lubrifiant sont appliqués, ce qui réduit le frottement, voire assure une séparation totale ou partielle entre la matrice et la pièce pendant le formage.

Une raison importante pour laquelle le frottement dans le formage des métaux n'est pas encore entièrement compris est qu'il est très difficile d'accéder à l'interface entre la pièce et la matrice pour faire des observations in situ de ce qui s'y passe. Il est également souvent difficile de mesurer le frottement, car la contrainte de cisaillement par frottement transférée à travers l'interface est beaucoup plus petite que la composante de contrainte normale (c'est-à-dire la pression de contact) transférée à travers la même interface.

II.8.1. Modèles de Frottement

Chaque modèle de frottement a son domaine d'application spécifique en fonction des conditions de contact entre la matrice et la pièce, et des caractéristiques des matériaux en interaction. En cas de faible pression de contact, le modèle de frottement de Coulomb est le modèle le plus approprié pour décrire le frottement entre des corps en contact de glissement. Ce modèle s'applique si la composante de contrainte normale moyenne est inférieure ou à peu

près égale à la contrainte de plasticité du matériau de la pièce, c'est-à-dire ($\sigma_n \approx \sigma_0$). Sous une pression de contact élevée, le modèle de frottement de Coulomb peut ne pas décrire correctement les conditions réelles de frottement. Un modèle de frottement différent du modèle de Coulomb est alors couramment utilisé, à savoir le modèle de frottement de Tresca. Ce modèle est souvent capable de mieux décrire le frottement à l'interface pièce-matrice en cas de pressions de contact élevées.

A. Modèle de Frottement de Coulomb

Le modèle de Coulomb est l'un des modèles de frottement les plus connus et les plus simples. Il repose sur le principe que la force de frottement, F est proportionnelle à la force normale, F_N appliquée entre deux surfaces en contact. Cette relation est exprimée par :

$$F = \mu F_N \quad (27)$$

Où μ est le coefficient de frottement de Coulomb, un paramètre sans dimension qui dépend des matériaux en contact et F_N est la force normale appliquée.

Dans le contexte du formage des métaux, ce modèle s'applique principalement lorsque la pression de contact est relativement faible, c'est-à-dire lorsque la contrainte normale moyenne σ_n est inférieure ou égale à la contrainte d'écoulement σ_0 du matériau de la pièce. À faible pression, le contact entre les surfaces de la matrice et de la pièce se fait principalement au niveau des aspérités les plus élevées, ce qui entraîne une surface de contact réelle beaucoup plus petite que la surface de contact apparente. Ce modèle est couramment utilisé dans des processus tels que le laminage, le tréfilage et le formage de tôles.

B. Modèle de Frottement de Tresca

Le modèle de Tresca est utilisé lorsque la pression de contact est élevée, dépassant souvent la contrainte d'écoulement du matériau de l'échantillon. Dans ces conditions, le matériau de la pièce subit une déformation plastique importante au niveau des pics d'aspérités. Le modèle de Tresca exprime la contrainte de cisaillement par frottement τ en fonction de la contrainte de cisaillement d'écoulement k du matériau, selon la relation :

$$\tau = mk \quad (28)$$

Où m est le facteur de Tresca, qui varie entre 0 et 1. k est la contrainte de cisaillement d'écoulement du matériau.

Lorsque $m = 1$, cela représente une situation de collage complet où le matériau de la pièce adhère à la surface de la matrice, et le glissement se produit par cisaillement du matériau en dessous de la surface de contact, un phénomène connu sous le nom de "glissement sous-surface". Si des lubrifiants sont utilisés, le facteur de frottement (μ) sera inférieur à 1, et sa valeur caractérisera l'efficacité du lubrifiant pour réduire le frottement. Ce modèle est souvent appliqué dans des processus tels que la forge à matrice fermée et l'extrusion, où le contact entre la pièce et la matrice est intégral, et où la pression de contact est très élevée.

C. Modèle de Frottement de Wanheim et Bay

Il prédit une transition arrondie entre le régime de frottement de Coulomb et celui de Tresca ; voir Figure II.144 (b). Ce modèle est communément appelé le modèle de frottement de Wanheim et Bay, permettant une transition continue entre les régimes de faible et de haute pression de contact. Ce modèle prend en compte à la fois les effets de frottement de Coulomb à basse pression et les effets de frottement de Tresca à haute pression, offrant une description plus complète et réaliste des conditions de frottement dans le formage des métaux.

Ce modèle est particulièrement utile lorsque certaines parties de la pièce restent élastiques tandis que d'autres deviennent plastiques.

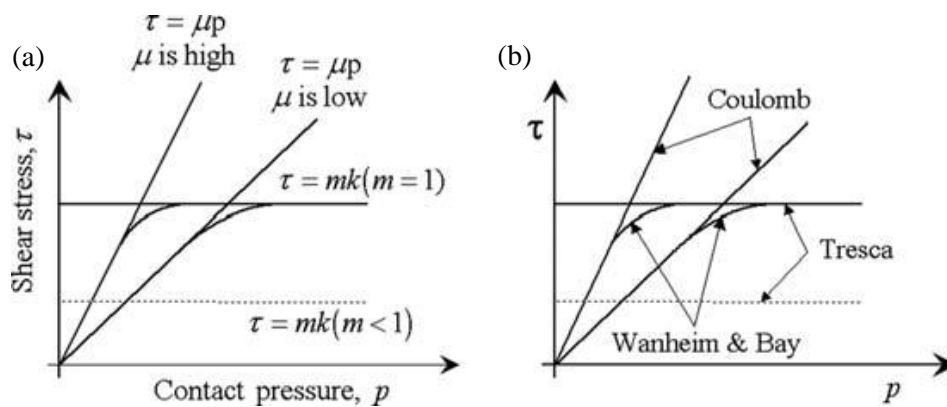


Figure II.14. Modèles de frottement courants dans le formage des métaux : (a) contrainte de frottement vs. Pression de contact pour différents modèles ; (b) modèle de Wanheim & Bay [178]

D. Mécanismes de Lubrification

Les mécanismes de lubrification dans le formage des métaux désignent la manière dont le lubrifiant, appliqué à l'interface entre la matrice et la pièce, interagit avec les deux corps en

contact et influence les conditions mécaniques de cette interface. Différents mécanismes de lubrification peuvent prédominer dans les applications de formage des métaux, tels que le frottement à sec, la lubrification hydrodynamique et la lubrification par film limite, qui seront décrits dans les sous-sections suivantes.

II.8.2. Frottement à Sec dans la mise en forme de matériaux

Le frottement à sec désigne la friction entre deux surfaces en contact sans lubrifiant ajouté. La plupart des surfaces métalliques sont naturellement couvertes d'une fine couche d'oxyde, même après un nettoyage minutieux. Cette couche, formée par la réaction du métal avec l'oxygène de l'air, varie en épaisseur et en stabilité selon le métal. Par exemple, l'aluminium développe une couche d'oxyde dense et adhérente qui empêche le glissement, tandis que le cuivre forme une couche plus poreuse qui agit comme un lubrifiant, réduisant ainsi le frottement.

Lors d'une compression non lubrifiée, ces différences dans les propriétés des couches d'oxyde influencent le comportement des métaux. L'aluminium, avec sa couche d'oxyde non lubrifiante, adhère fermement à la surface de la matrice, empêchant tout glissement. En revanche, le cuivre, avec sa couche d'oxyde plus lubrifiante, permet un glissement à l'interface. Cette distinction se manifeste dans le flux de métal lors de la compression : l'aluminium reste en place, tandis que le cuivre glisse radialement, démontrant l'impact des propriétés des couches d'oxyde sur le frottement à sec.

A. Lubrification Hydrodynamique

Dans les procédés de formage des métaux comme le tréfilage et le laminage, la nature de ces procédés favorise la formation d'une lubrification hydrodynamique. Ce mécanisme se caractérise par la formation d'un film épais de lubrifiant qui sépare complètement la pièce de la matrice. Ce phénomène est particulièrement favorisé par la vitesse élevée à laquelle la pièce entre dans la matrice. Dans le tréfilage, la montée en pression est assurée uniquement par le mouvement du fil, tandis que dans le laminage, elle est générée par le mouvement des deux éléments en direction du cylindre. Si un film lubrifiant épais se forme, il peut y avoir une séparation complète entre la matrice et la pièce. Bien que cela réduise les forces de frottement et l'usure de la matrice, cela n'est pas toujours souhaitable. En effet, ce type de lubrification peut entraîner une diminution de la qualité de surface de la pièce, qui devient mate et rugueuse. La principale condition favorisant la formation d'une lubrification hydrodynamique dans ces procédés est la vitesse élevée du formage. Le lubrifiant est alors

forcé à grande vitesse dans l'ouverture en forme de coin à l'entrée de la zone plastique, ce qui augmente la pression de lubrification. La viscosité du lubrifiant joue également un rôle crucial : plus elle est élevée, plus la pression dans le coin d'entrée de la zone de déformation sera importante, favorisant ainsi la formation de films de lubrification hydrodynamique.

Lorsque la lubrification est hydrodynamique, le frottement est faible car les contraintes de cisaillement à travers l'interface dépendent uniquement des propriétés du film lubrifiant, avec un coefficient de frottement pouvant être aussi bas que $\mu < 0,01$. [178].

B. Lubrification par Film Limite

La lubrification par film limite est souvent considérée comme la condition de lubrification idéale dans la mise en forme des métaux. Ce mécanisme implique la présence d'un film lubrifiant très fin à l'interface entre la pièce et la matrice, permettant une séparation presque complète entre les deux surfaces en contact. L'épaisseur de ce film correspond généralement à la longueur moyenne des molécules du lubrifiant, ce qui permet de transmettre des contraintes élevées sans endommager le film.

Dans ce type de lubrification, chaque grain de surface de la pièce se déforme de manière homogène, contrairement à la lubrification hydrodynamique où la déformation est localisée. Cela donne à la pièce une surface lisse et brillante. Le coefficient de friction dans ces conditions se situe généralement entre 0,01 et 0,1.

Certains lubrifiants réagissent chimiquement avec la surface de la matrice ou de la pièce, formant des films lubrifiants qui résistent bien aux contraintes de cisaillement. Ces films adhèrent fermement à la surface, assurant une lubrification efficace. Toutefois, il est fréquent d'observer une combinaison de lubrification par film limite et de contact métallique localisé, avec un coefficient de friction plus élevé, entre 0,1 et 0,3. [178].

II.9 Conclusion

Dans ce chapitre, l'analyse par éléments finis (EF) s'est imposée au cours des dernières décennies comme un outil essentiel pour l'étude des procédés de formage des métaux. Les progrès dans le développement de technologies informatiques ont révolutionné les procédés de formage des métaux. L'analyse par éléments finis, en intégrant des modèles matériaux de plus en plus sophistiqués et en tirant parti de la puissance de calcul croissante, est devenue l'outil de prédiction incontournable dans ce domaine. Elle permet de prédire avec précision les déformations et les contraintes, d'optimiser les paramètres du processus et de prévenir les défauts, contribuant ainsi à une amélioration continue de la qualité et de la productivité dans l'industrie.

Dans ce chapitre illustre comment l'AEF peut être appliquée dans l'analyse des procédés de formage des métaux, avec une présentation des travaux et des méthodes utilisés par les chercheurs dans ce domaine.

Chapitre III : Matériaux et méthodes expérimentales : étude de cas de l'alliage AA6005

III.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation détaillée des matériaux et des méthodes expérimentales qui ont constitué le socle de cette étude. Nous commencerons par décrire les matériaux utilisés, en mettant l'accent sur leurs caractéristiques métallurgiques spécifiques (pureté, composition chimique, traitements thermiques préalables). Les échantillons, quant à eux, seront présentés en détail, en précisant leur géométrie, leur préparation (découpe, usinage, polissage) et les traitements thermomécaniques auxquels ils ont été soumis.

Par la suite, nous exposerons les différentes techniques expérimentales mises en œuvre pour caractériser ces matériaux. Les essais mécaniques, tels que les essais de traction uniaxiale et les essais de dureté Vickers, permettront d'évaluer les propriétés mécaniques des matériaux (limite élastique, résistance à la rupture, allongement, dureté). Les techniques de caractérisation microstructurale, comme la microscopie optique et électronique à balayage (MEB), couplées à EDS, diffraction des rayons X, DSC, nous permettront d'analyser finement la microstructure des matériaux (taille de grain, distribution des précipités, défauts cristallins). Enfin, nous justifierons le choix de ces matériaux et de ces techniques expérimentales par rapport aux objectifs spécifiques de cette étude.

III.2 Matériaux

III.2.1. Alliages étudiés

Notre choix s'est porté sur deux métaux utilisés pour le transport de l'énergie et produit par l'ENICAB de Biskra, à savoir le cuivre et l'aluminium dont les caractéristiques sont données sur le Tableau III.1

| Propriétés | Cuivre | Aluminium |
|---|--------------------------------------|-------------------------------------|
| Numéro atomique | 29 | 13 |
| Diamètre atomique | 0,106 nm | 0,282 nm |
| Distance inter atomique moyenne | 0,2551 nm | 0,285 nm |
| Structure cristalline | C.f.C | C.f.C |
| Potentiel d'ionisation | 7,724 | 5,984 V |
| Masse atomique | 63,54 g | 26,98 g |
| Masse volumique (à 20°C) | 8,99 g/cm ³ | 2,703 g/cm ³ |
| Température de fusion | 1083°C | 660°C |
| Conductivité thermique (à 20°C) | 3,93 W/(cm.k) | 2,22 W/(cm.K) |
| Coefficient de dilatation linéique (à 20°C) | 17.10 ⁻⁶ K ⁻¹ | 23.10 ⁻⁶ K ⁻¹ |
| Résistivité électrique (à 20°C) | 1,7241.10 ⁻⁸ Ω.m | 2,826.10 ⁻⁸ Ω.m |
| Coefficient de température (à 20°C) | 393.10 ⁻³ K ⁻¹ | 40310 ⁻³ K ⁻¹ |
| Résistance (à 20°C) à la traction | 220 Mpa | 80 Mpa |
| Recuit et écroui dur | 450 Mpa | 170 Mpa |
| Limite d'élasticité (à 20°C) Recuit | 55 Mpa | 40 Mpa |
| Ecroui dur | 90 Mpa | 150 Mpa |
| Ligne de rupture | 60 à 90 Mpa | 60 à 200 Mpa |
| Module d'élasticité (à 20°C) Recuit | 110 000 Mpa | 68 000 Mpa |
| Ecroui dur | 130 000 Mpa | 80 000 Mpa |
| Coefficient de Poisson | 0,34 | 0,34 |

Tableau III.1. Caractéristiques du cuivre et de l'aluminium produit par l'ENICAB Biskra

III.2.2. Analyse chimique A11370

| Rapport d'analyse CRTI | | Analyse chimique | | | | | | | |
|--|------------|------------------|----------|----------|----------|----------------|----------|--------------|--|
| ID échantillon : | 1370 | | | | | | | | |
| Type de pièce : | Al | | | | | | | | |
| Client : | Mr BADI | | | | | | | | |
| Intervention : | | | | | | | | | |
| Matière : | | | | | | | | | |
| Résultat de nuance : | | 1050-1098 | | | | Al99.5-Al99.98 | | | |
| Al | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Zn | Cr | | |
| Min 99.5 | | | | | | | | | |
| Max 100. | | | | | | | | | |
| Moy 99.8 | 0.0518 | 0.0860 | 0.0049 | < 0.0002 | < 0.0001 | 0.0032 | 0.0008 | | |
| Ni | Ti | Be | Ca | Li | Pb | Sn | Sr | | |
| Min | | | | | | | | | |
| Max | | | | | | | | | |
| Moy 0.0012 | 0.0024 | < 0.0001 | 0.0012 | < 0.0001 | 0.0011 | < 0.0004 | < 0.0001 | | |
| V | Na | Bi | Zr | B | Ga | Cd | Co | | |
| Min | | | | | | | | | |
| Max | | | | | | | | | |
| Moy 0.0050 | 0.0016 | < 0.0005 | 0.0003 | < 0.0002 | 0.0081 | 0.0003 | < 0.0010 | | |
| Ag | Hg | In | Sb | P | As | Ce | La | | |
| Min | | | | | | | | | |
| Max | | | | | | | | | |
| Moy 0.0012 | 0.0021 | < 0.0010 | < 0.0050 | 0.0039 | < 0.0030 | 0.0085 | 0.0045 | | |
| Ville : | Date : | | | | | | | Technicien : | |
| | 14/08/2017 | | | | | | | | |
| CRTI Route de Dely-Ibrahim BP 64 – Chéraga, Alger Tél/Fax : 021 . 34 . 20 . 19 – 021 . 34 . 22 . 29 Site web : www.crti.dz E mail : direction@crti.dz | | | | | | | | | |

Tableau III.2. Analyse chimique A11370

III.2.3. Analyse chimique AA6005

| Rapport d'analyse CRTI | | Analyse chimique | | | | | | | |
|---|------------|------------------|-----------|----------|----------|----------|----------|----------|--|
| ID échantillon : | 6101 | | | | | | | | |
| Type de pièce : | Al | | | | | | | | |
| Client : | Mr BADI | | | | | | | | |
| Intervention : | | | | | | | | | |
| Matière : | | | | | | | | | |
| Résultat de nuance : | | 6005A | AlSiMg(A) | | | | | | |
| | Al | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Zn | Cr | |
| Min | | 0.500 | 0.0000 | 0.0000 | 0.0000 | 0.400 | 0.0000 | 0.0000 | |
| Max | | 0.900 | 0.350 | 0.300 | 0.500 | 0.700 | 0.200 | 0.300 | |
| Moy | 98.3 | 0.756 | 0.253 | 0.0195 | 0.0021 | 0.613 | 0.0050 | 0.0009 | |
| | Ni | Ti | Be | Ca | Li | Pb | Sn | Sr | |
| Min | | 0.0000 | | | | 0.0000 | | | |
| Max | | 0.100 | | | | 0.0500 | | | |
| Moy | 0.0030 | 0.0084 | < 0.0001 | 0.0045 | < 0.0001 | 0.0017 | < 0.0004 | < 0.0001 | |
| | V | Na | Bi | Zr | B | Ga | Cd | Co | |
| Min | | | | | | | | | |
| Max | | | | | | | | | |
| Moy | 0.0093 | 0.0033 | < 0.0005 | < 0.0003 | 0.0004 | 0.0116 | 0.0004 | < 0.0010 | |
| | Ag | Hg | In | Sb | P | As | Ce | La | |
| Min | | | | | | | | | |
| Max | | | | | | | | | |
| Moy | 0.0006 | 0.0028 | < 0.0010 | < 0.0050 | 0.0038 | < 0.0030 | 0.0080 | 0.0046 | |
| Ville : | Date : | Technicien : | | | | | | | |
| | 14/08/2017 | | | | | | | | |
| CRTI Route de Dely –Ibrahim BP 64 – Chéraga, Alger Tél/Fax : 021 . 34 . 20 . 19 – 021 . 34 . 22 . 29 Site web : www.crti.dz E mail : direction@crti.dz | | | | | | | | | |

Tableau III.3. Analyse chimique Al6005

III.2.4. Méthodes de préparation des spécimens

Les échantillons étudiés ont été prélevés sur des fils de cuivre et d'aluminium produits par l'entreprise E.N.I.C.A.B, spécialisée dans la fabrication de câbles électriques à Biskra. Afin d'étudier l'influence des paramètres de tréfilage sur les propriétés des matériaux, les prélèvements ont été réalisés à différentes étapes du processus de fabrication. Pour chaque échantillon, plusieurs prélèvements ont été effectués selon différentes directions (longitudinal, transversal) afin de caractériser l'anisotropie de la microstructure. Afin de préserver la pureté des échantillons, un protocole de recuit sous vide a été mis en œuvre avant les caractérisations. Les déformations appliquées aux échantillons ont été contrôlées de manière à simuler les conditions de travail industrielles. Les taux d'écroissage ainsi obtenus sont les suivants :

| | | | | | |
|-----------------|--------------|---------|---------|---------|---------|
| Al6101 | Ø 9.5mm | Ø 7.5mm | Ø6.5mm | Ø 6mm | Ø 4.7mm |
| ε(%) | file machine | 37.67 % | 53.18% | 60.11% | 75.52 % |
| Al1370 | Ø 9.5mm | Ø 8.7mm | Ø 7.5mm | Ø 3.3mm | Ø 2.5mm |
| ε(%) | file machine | 16.13% | 37.67% | 87.93% | 93.07% |
| Cu99.99% | Ø 8.5mm | Ø 5.7mm | Ø 4.7mm | Ø2.8mm | Ø 2mm |
| ε(%) | file machine | 55.03% | 69.42% | 89.14% | 94.46% |

Tableau III.4. Taux d'écroissage ϵ (%)

III.3 Méthodes de caractérisation

III.3.1. Analyse calorimétrique différentielle (DSC).

La calorimétrie différentielle à balayage (DSC) est une méthode utilisée pour déterminer les caractéristiques physiques des matériaux, tels que la fusion, la décomposition, la transition vitreuse, et la capacité thermique massique. Cette technique mesure la différence entre les flux de chaleur fournis à un échantillon et à une référence inerte, tout en les maintenant à la même température. Les résultats obtenus incluent des informations sur les températures de transition et les enthalpies associées, ce qui permet d'évaluer les propriétés thermiques des matériaux énergétiques ou non, qu'ils soient solides ou liquides.

L'équipement permet une vraie mesure simultanée de l'ambiante à environ 1500°C et sur le même échantillon du : Flux de chaleur (DSC), de la perte de masse (ATG) et l'analyse thermique différentielle (ATD).



Figure III.1. Analyseur thermique simultané (ATD/ATG/DSC)

III.3.2. Traitements thermiques

Pour prévenir toute oxydation des échantillons pendant les traitements thermiques (recuit de recristallisation), un système de recuit sous vide spécifique a été conçu et utilisé (voir Figure III.2). Les températures de recuit ont été fixées à 250°C pour le cuivre et 200°C pour l'aluminium, valeurs couramment utilisées pour induire la recristallisation de ces métaux.



Figure III.2. Four tubulaire sous vide et sous atmosphère contrôlée

III.3.3. Mesures électrochimiques

Afin d'étudier la réactivité des matériaux, des mesures de polarisation potentiostatique ont été réalisées. Le montage expérimental (Figure III.3) est constitué d'une cellule électrochimique à trois électrodes : une électrode de travail (l'échantillon à tester), une électrode de référence au calomel saturé (ECS) et une contre-électrode inerte en platine. En appliquant un balayage de potentiel à l'électrode de travail et en mesurant le courant correspondant, il est possible de tracer des courbes de polarisation. Ces courbes fournissent des informations précieuses sur la cinétique des réactions d'oxydo-réduction à l'interface métal/solution, notamment sur la vitesse de corrosion.

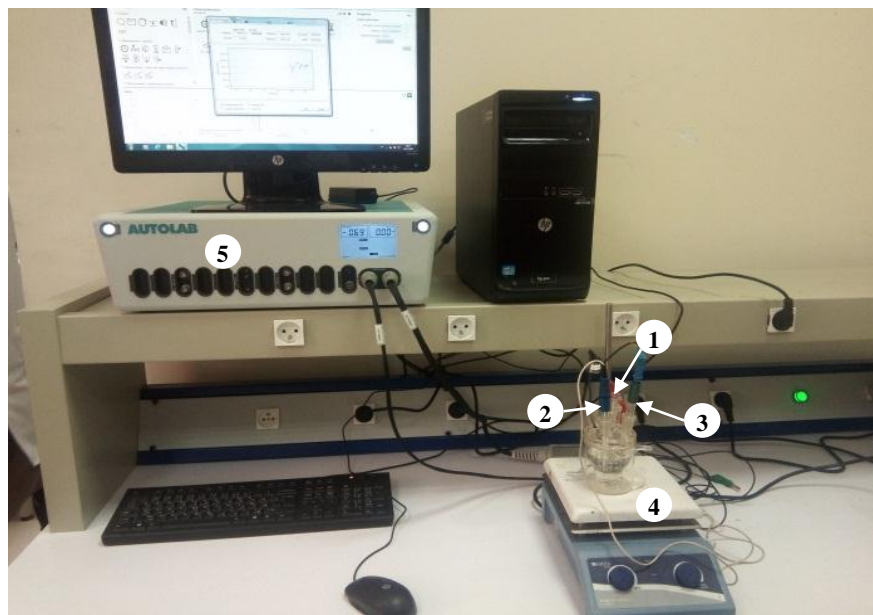


Figure III.3. Montage de la cellule des tests de polarisation

(1) électrode de référence, (2) électrode inerte, (3) électrode de travail, (4) cellule électrochimique, (5) potentiostat.

III.3.4. Dureté Vickers (HV)

La dureté Vickers (HV) est une mesure de la résistance à la pénétration d'un matériau. Elle est couramment utilisée pour caractériser les alliages, notamment lors de traitements thermomécaniques. Le principe de la mesure consiste à enfoncer un pénétrateur diamant dans l'échantillon sous une charge définie, puis à mesurer la dimension de l'empreinte ainsi formée. Pour cette étude, nous avons utilisé un microduromètre automatique (Figure III.4) répondant aux normes ASTM et ISO. Cet équipement est équipé de différents objectifs (x10, x50, x100) et d'une platine motorisée permettant un positionnement précis des mesures. Le logiciel

associé permet de configurer les paramètres d'essai, de réaliser les indentations et de mesurer automatiquement la dureté pour des charges allant de 0,05 à 10 HV.



Figure III.4. Microduromètre automatique

III.3.5. Microscope optique (MO)

L'utilisation du microscope optique nous a permis de suivre l'évolution de la microstructure des échantillons (évolution des grains) durant les traitements thermomécaniques, et aussi de prendre des micrographies de la structure des échantillons en question avec différents grossissements (Figure III.5).

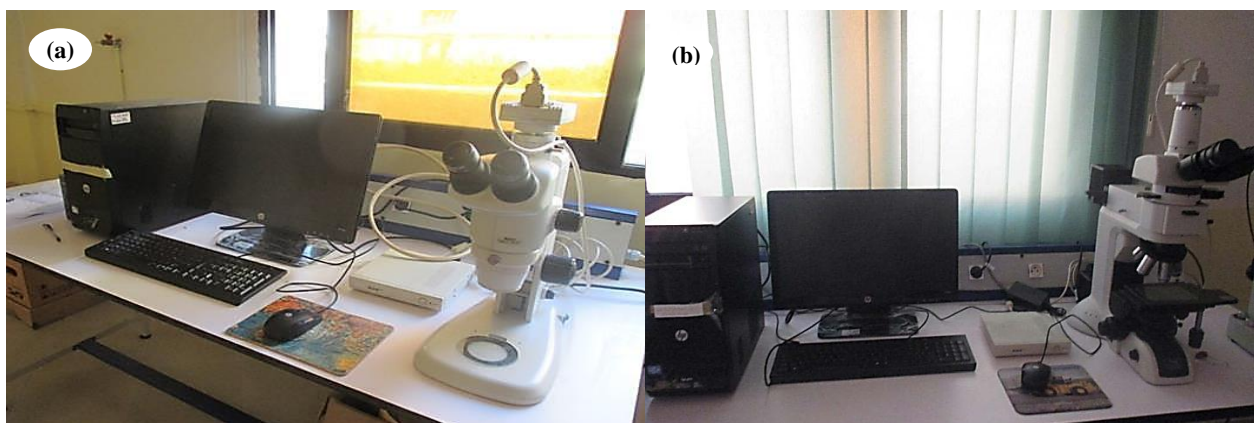


Figure III.5. Microscope stéréoscopique Marque : NIKON SMZ 745T , (b) Microscope optique Marque : NIKON ECLIPSE LV100ND

III.3.6. Microscope Électronique à Balayage (MEB)

Le MEB Zeiss GEMINI SEM 300 est un microscope électronique à balayage (MEB) de haute performance, conçu pour offrir une résolution exceptionnelle et une grande flexibilité dans l'analyse des échantillons. Ce modèle est équipé de la technologie de colonne optique GEMINI, qui permet d'obtenir des images de haute qualité à faible tension et une analyse précise des matériaux. Capable de fonctionner en mode à haute et basse pression, permettant l'analyse de matériaux sensibles au vide, Équipé de divers détecteurs, y compris des détecteurs d'électrons secondaires (SE) et rétrodiffusés (BSE) (Figure III.6)

En complément des observations en MEB, le GEMINI SEM 300 est équipé d'un système de spectroscopie dispersive en énergie (EDS). L'EDS est une technique analytique qui permet de déterminer la composition élémentaire des échantillons. Cette technique est utilisée pour identifier et quantifier les éléments présents dans une zone d'intérêt spécifique de l'échantillon, offrant ainsi des informations précieuses sur la chimie des matériaux analysés.



Figure III.6. Microscope Électronique à Balayage (MEB) Marque Zeiss GEMINI SEM 300

III.3.7. Spectromètres à émission optique

La spectroscopie d'émission optique (OES) est une technique analytique fiable et largement utilisée pour déterminer la composition élémentaire de divers métaux. Cette méthode repose sur l'excitation des atomes présents dans l'échantillon, généralement par une décharge électrique ou une étincelle, ce qui provoque l'émission de lumière à des longueurs d'onde spécifiques pour chaque élément. En analysant ces longueurs d'onde et leur intensité, il est possible de quantifier les éléments présents et d'identifier leur concentration dans le matériau.

L'OES est particulièrement utile pour l'analyse rapide et précise des métaux, car elle permet de détecter une large gamme d'éléments, y compris les éléments traces. Cette technique est couramment utilisée dans les industries métallurgiques pour le contrôle de la qualité des alliages, l'analyse des impuretés et la vérification de la conformité aux spécifications. Elle est également essentielle dans le recyclage des métaux, où la composition exacte des matériaux doit être déterminée pour garantir la qualité des produits finis.



Figure III.7. Spectromètre à émission optique FOUNDRY-MASTER

III.3.8. Analyse par diffraction des rayons X :

Afin d'identifier les phases présentes avec différents taux de réduction de l'alliage d'aluminium A6005 T6 et celui du cuivre pur nous avons utilisé la technique de diffraction des rayons X, sur un diffractomètre de type Brücker D2 PHASER, au sein du Centre de Recherche en Technologie Industrielle (C.R.T.I) de Chéraga. Le montage adopté est celui de Bragg-Brentano en mode « θ - θ », le rayonnement X est généré par une anticathode en cuivre, avec une longueur d'onde $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$. L'alimentation du tube est fournie par un générateur produisant une différence de potentiel de 30 kV et un courant de 10 mA. L'intervalle de balayage est de 30 ($^{\circ}2\theta$) à 90 ($^{\circ}2\theta$) avec un pas de 0.02 ($^{\circ}2\theta$) et un temps d'acquisition de 0.5 s.

Les pics obtenus sont identifiés grâce aux fiches PDF2 (Powder Diffraction File) de l'ICDD (International Centre for Diffraction Data) qui répertorie 163835 fiches (année 2004). Cette identification est réalisée à l'aide du logiciel X'Pert HighScore qui permet la superposition des fiches ICDD avec le diffractogramme, en donnant à chaque phase un score, de tel sort que le score le plus élevé correspond à la phase la plus probable.



Figure III.8. Diffractomètre de type Brücker D2 PHASER

III.4 Discussion

III.4.1 Dureté Vickers HV

La figure III.9 illustre l'évolution de la microdureté Vickers (HV) à travers une moitié de section longitudinale de la tige de cuivre déformée en traction. Les lignes isodures mettent en évidence une augmentation progressive de la dureté de la surface vers le cœur de la tige, passant de HV 120 en surface à environ HV 105 dans la zone centrale. Ce gradient de dureté est caractéristique d'un durcissement par déformation non uniforme. La partie centrale de la tige, ayant subi une déformation homogène, présente une dureté quasi constante. En revanche, la surface, soumise à des contraintes plus élevées, a subi un durcissement plus important, témoignant d'un travail redondant lié à la formation de défauts cristallins.

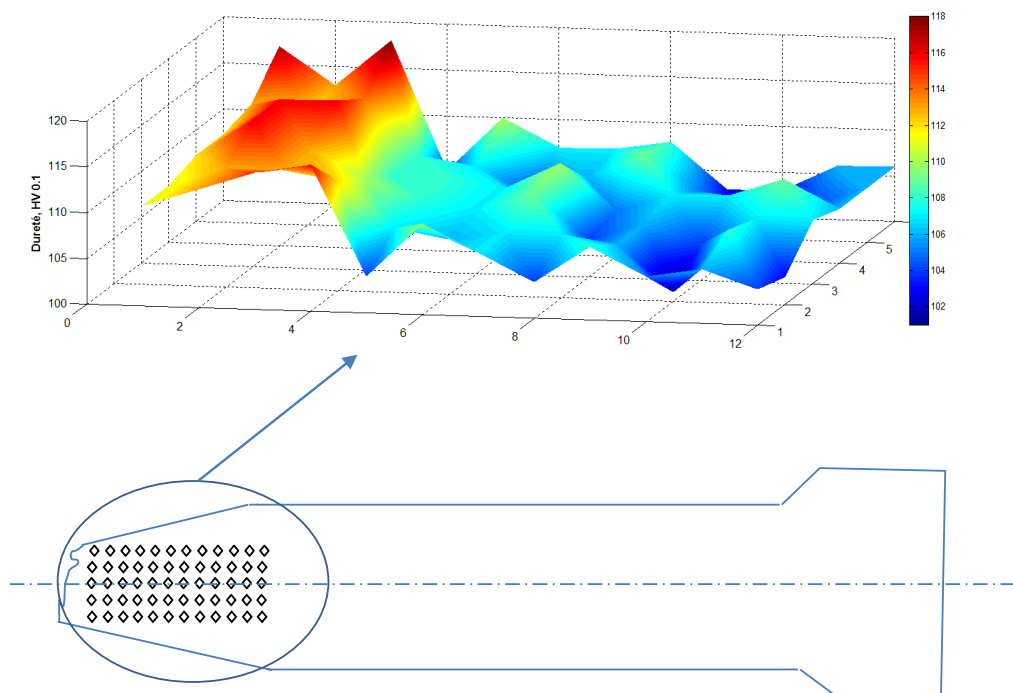


Figure III.9. Profil de dureté Vickers à travers la section transversale de l'éprouvette en cuivre après essai de traction.

III.4.2 Analyse calorimétrique différentielle

Une analyse par calorimétrie différentielle à balayage (DSC) a été réalisée sur un échantillon d'alliage Al 6005 , écroui à un taux de 60,11%, puis ayant subi une homogénéisation à 527°C pendant 6 heures, suivie d'une trempe à l'eau et d'un vieillissement artificiel à 180°C pendant 8 heures pour provoquer l'apparition de précipités stables β .

Cet échantillon, révèle les transformations thermiques qui se produisent à une vitesse de chauffage de 10°C/min.afin d'étudier les événements thermiques liés aux comportements de précipitation dans différentes conditions.

La Figure III.10 montre le DSC coube qui ont été obtenues,les pics exothermiques et endothermiques suivants sont survenus :

Le premier pic endothermique observé à environ 50°C, ce pic est généralement associé à la désorption de l'eau ou de l'humidité résiduelle présente à la surface de l'échantillon, ou bien à une légère relaxation structurale dans le matériau. Dans notre cas l'échantillon a été soumis à des traitements thermiques, ce pic pourrait également indiquer le début de la dissolution de petites quantités de phases précipitées instables, ou la libération de contraintes internes accumulées lors des précédents traitements.

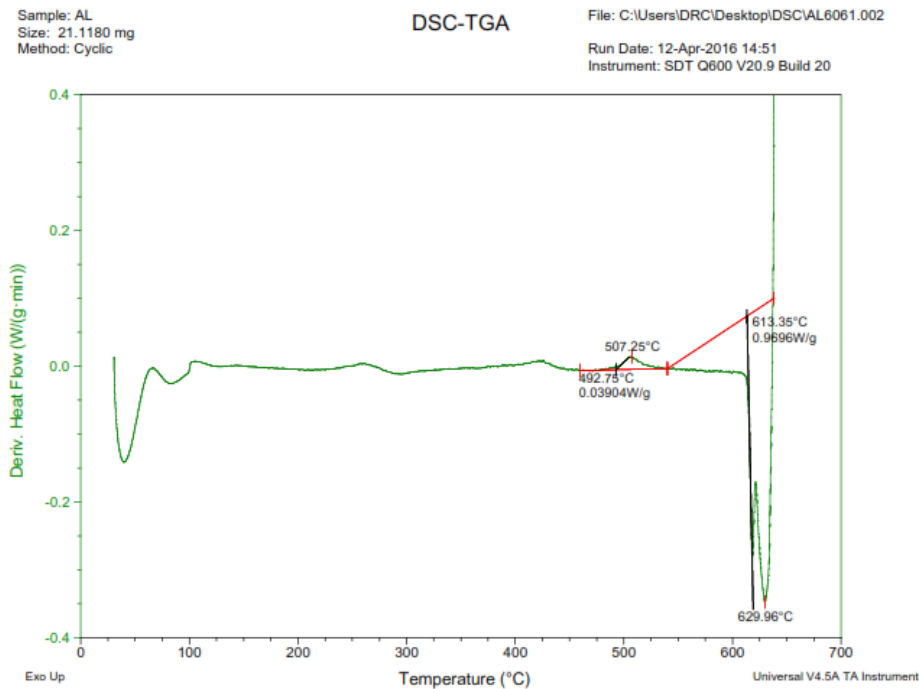


Figure III.10. Courbe de DSC de l'alliages Al 6061 taux d'écrouissage $\epsilon = 60.11\%$ avec $V=10^\circ\text{C}/\text{min}$.

Le premier pic exothermique observé dans l'intervalle de 230°C à 300°C est associé à la précipitation de phases intermédiaires ou secondaires, telles que les zones de Guinier-Preston (zones GP) et les précipités durcissants β' et β'' . Cette réaction exothermique, qui libère de l'énergie, reflète la réorganisation atomique conduisant à la formation de précipités cohérents ou semi-cohérents, renforçant ainsi l'alliage. Les travaux de Miao et al.[179] , Laughlin et al.[180] , et Jacob et al.[181] confirment l'existence de la phase β'' à des températures de 180°C, 240°C, et 250°C respectivement. Par ailleurs, Matsuda et al. [182] ont démontré l'existence de la phase β' à 250°C par microscopie électronique à transmission, tandis que Laughlin et al. [89] ont observé cette phase à 300°C.

Le deuxième pic exothermique, observé autour de 490°C, est attribué à la formation de la phase d'équilibre β ($Mg_2 Si$). Iroa feijoo et Al confirmé ce précipitation[183] Cette phase est le produit final de la séquence de précipitation dans les alliages de la série 6000, et sa formation marque la stabilisation des précipités. La phase β est plus stable thermodynamiquement que les précipités intermédiaires comme les phases β'' et β' , et elle se forme lorsque l'alliage est chauffé à des températures plus élevées.

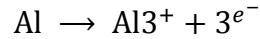
La formation de cette phase libère de l'énergie, ce qui se traduit par un pic exothermique distinct dans l'analyse DSC. La présence de la phase β est cruciale, car elle influence de manière significative les propriétés mécaniques finales de l'alliage, notamment sa résistance à long terme et sa stabilité thermique. Plusieurs études, notamment celles portant sur les alliages Al-Mg-Si, confirment que ce pic exothermique est directement lié à la précipitation de la phase β ($Mg_2 Si$) lors du chauffage. Cette phase se forme généralement après la dissolution des phases intermédiaires et indique que l'alliage a atteint son état de durcissement maximal. [89], [184]

Le dernier pic endothermique observé à environ 613°C, ce pic endothermique correspond à la fusion de la matrice d'aluminium ainsi qu'à la possible dissolution des phases présentes, telles que la phase d'équilibre β ($Mg_2 Si$).

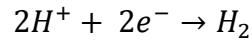
III.4.3 Essais de corrosion

Les courbes de polarisation potentiodynamique des alliages Al6101 et Al1370 en milieu acide HCl (1M) sont présentées respectivement dans les Figures III.11 et III.12. L'analyse comparative de ces courbes révèle qu'une augmentation du taux de déformation (ϵ)

entraîne une diminution de la conductivité. Dans la courbe de polarisation anodique, l'aluminium montre une dissolution active dans le domaine actif, situé entre le potentiel de corrosion (E_{corr}) et $E_{corr} + 50$ mV. Cette dissolution suit la réaction :



Les électrons libérés lors de cette dissolution sont captés par les ions H^{+} , selon la réaction :



Ce type de corrosion est qualifié d'uniforme, avec une vitesse de corrosion relativement lente.

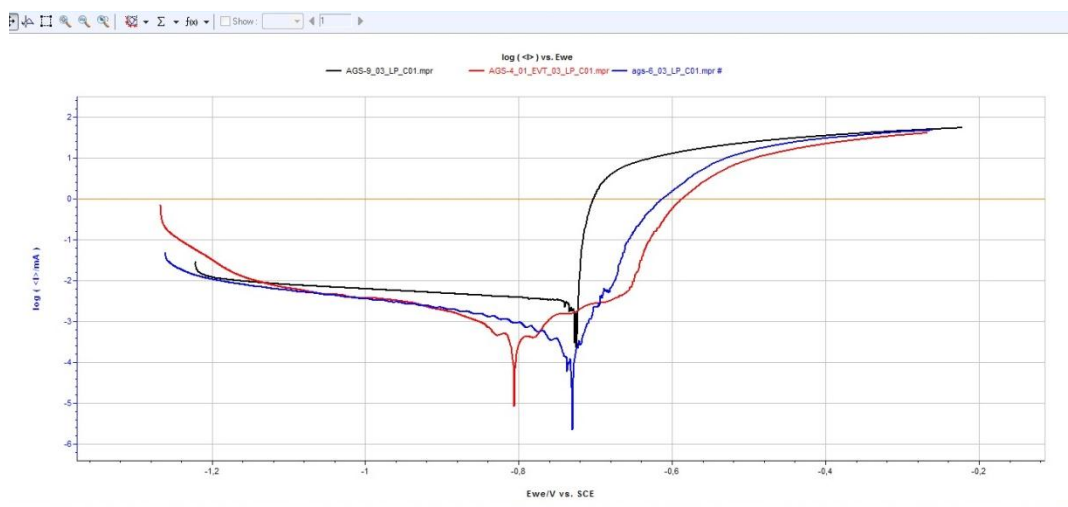


Figure III.11. Courbe de polarisation logarithmique d'Alliage Al6101 de $I \log$ (mA/cm²) en fonction de E (Mv)

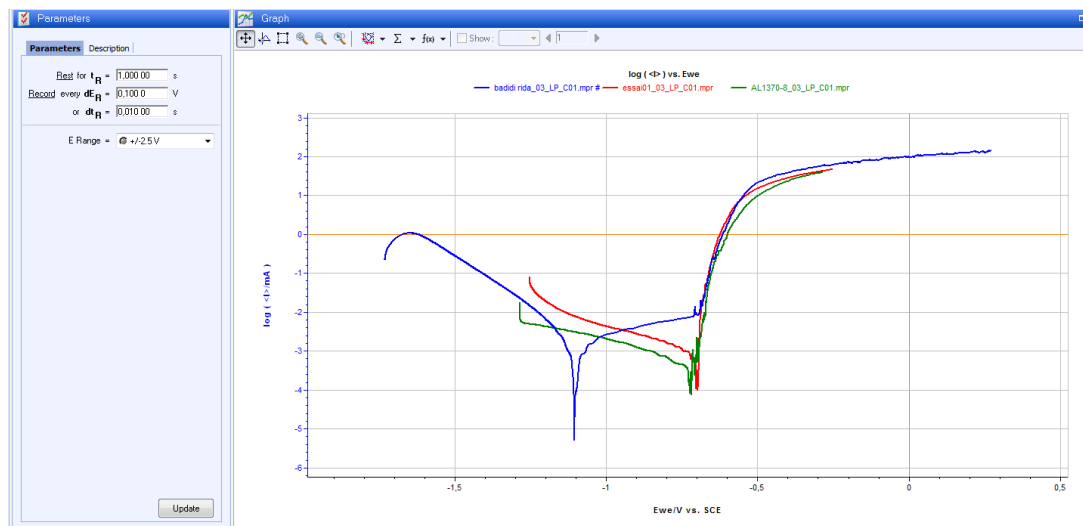


Figure III.12 Courbe de polarisation logarithmique d'Al1370 de $I \log$ (mA/cm²) en fonction de E (Mv)

III.4.4 Essai de traction

Pour déterminer les propriétés mécaniques du matériau, nous avons choisi deux paramètres étroitement liés : la limite plastique et l'allongement. Ces deux aspects sont essentiels pour le procédé de tréfilage. Les essais de traction ont été effectués jusqu'à la rupture sur 12 échantillons, répartis en deux groupes : 6 échantillons d'alliage A6005 et 6 d'aluminium 1350. Ces échantillons ont été traités thermiquement à différentes températures, allant de 500°C à 200°C, tout en maintenant un temps de maintien constant pour tous les essais. La vitesse de traction a également été maintenue constante à 0,01 mm par seconde.

Le Tableau III.5 présente les paramètres des traitements thermiques appliqués, notamment la durée, la température et le mode de refroidissement. Les résultats des essais de traction, illustrés par les figures III.13 (alliage A6005) et III.14 (alliage AL 1350), montrent que la température de traitement a une influence significative sur les propriétés mécaniques. Une augmentation de la température accélère le processus de recristallisation, c'est-à-dire la formation de nouveaux grains à partir des anciens.

Nos résultats indiquent qu'un temps de maintien de deux heures est suffisant pour obtenir une microstructure homogène dans des échantillons de 300 mm³. De plus, nous avons observé que le refroidissement rapide (trempe) augmente la résistance à la traction mais diminue l'allongement, conformément aux observations généralement rapportées dans la littérature.

Cependant, nos expériences ont également révélé qu'un refroidissement lent après un traitement thermique à température intermédiaire (par exemple, 400°C) améliore les propriétés mécaniques de manière comparable à un vieillissement artificiel. Cette approche pourrait constituer une alternative intéressante au processus d'homogénéisation classique, car elle nécessite moins d'énergie et de temps.

| N°-éprouvette | Alliage | température | temps | Refroidi-Rapid (R.R) | Refroidi-lent (R.L) |
|---------------|---------|-------------|----------|----------------------|---------------------|
| 1 | A6005 | 500 C° | 2 heures | X | |
| 2 | A6005 | 500 C° | // | | X |
| 3 | A6005 | 400C° | // | | X |
| 4 | Al 1370 | 400C° | // | X | |
| 5 | Al 1370 | 400C° | // | | X |
| 6 | A6005 | 300C° | // | X | |
| 7 | A6005 | 300C° | // | | X |
| 8 | Al 1370 | 300C° | // | X | |
| 9 | Al 1370 | 300C° | // | | X |
| 10 | A6005 | 200C° | // | X | |
| 10 | Al 1370 | 200C° | // | X | |
| 12 | Al 1370 | 200C° | // | | X |

Tableau. III.5. Paramètres de traitement thermique de l'alliage AA6005

La courbe obtenue est typique de celle d'un matériau au comportement ductile, tel que les alliages étudiés. Ces matériaux présentent une limite d'élasticité variée entre 75 et 120 MPa.

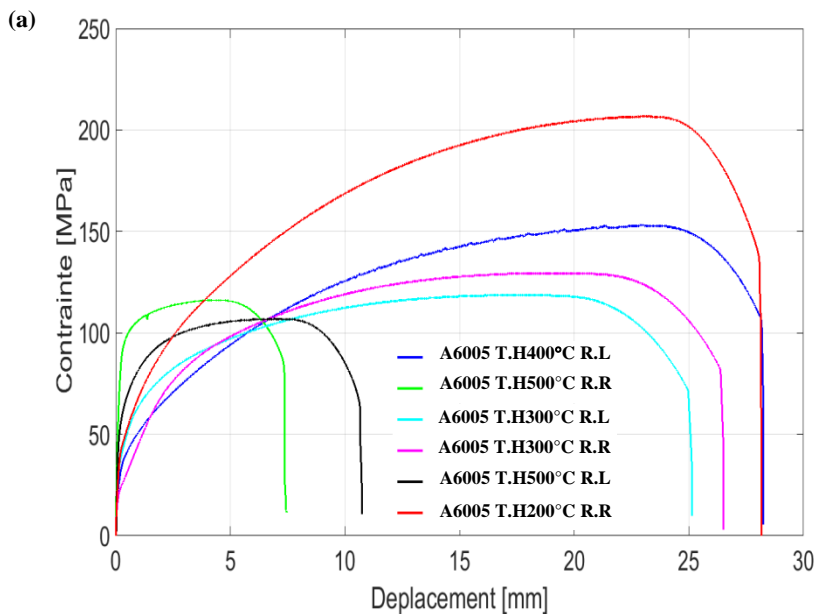


Figure III.13. Influence de la température d'homogénéisation sur les propriétés mécaniques de l'alliage AA6005 (homogénéisation à 500°C, 300°C et 200°C pendant 2 heures, suivie d'un refroidissement (rapide-lent))

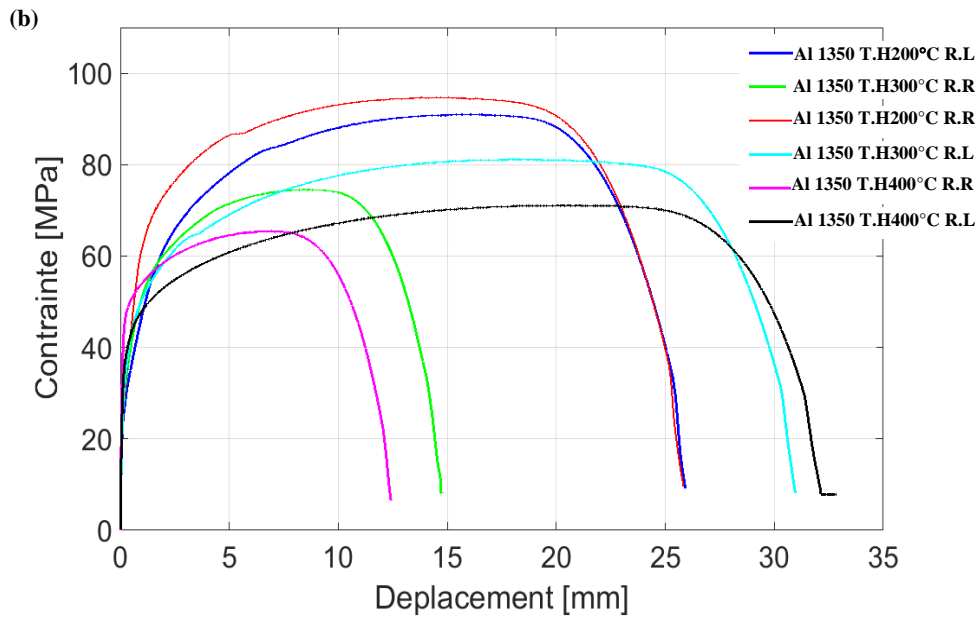


Figure III.14. Influence de la température d'homogénéisation sur les propriétés mécaniques de l'alliage A1350 (homogénéisation à 400°C, 300°C et 200°C pendant 2 heures, suivie d'un refroidissement (rapide-lent))

III.4.5 Préparation et observation des échantillons :

Pour préparer les échantillons destinés à l'observation au microscope optique, nous avons utilisé une polisseuse semi-automatique (Figure III.15). Un polissage mécanique successif avec des papiers abrasifs de granulométrie décroissante (de 320 à 4000 grains) a été réalisé. Une pâte diamantée de 3 μm , appliquée sur un drap de polissage, a permis d'affiner la surface. Pour une finition encore plus fine, une solution diamantée de 0,3 μm a été utilisée. Après un nettoyage soigneux à l'eau distillée, les échantillons ont été attaqués chimiquement. Les alliages d'aluminium ont été révélés à l'aide du réactif de Keller (mélange de HF, HNO₃ et HCl) ou du réactif de Flick (90% H₂ O, 10% HF).

Les alliages d'aluminium présentent une grande variété de phases, dont certaines sont difficiles à identifier, notamment dans les alliages multi-composants. Parmi les phases couramment rencontrées, on peut citer :

Mg₂ Si : Apparaît généralement sous forme de précipités bleu foncé terne, parfois comparés à des "écritures chinoises" dans les états coulés.

Al₂ Cu : Se présente sous une coloration marron rosé, cuivrée.

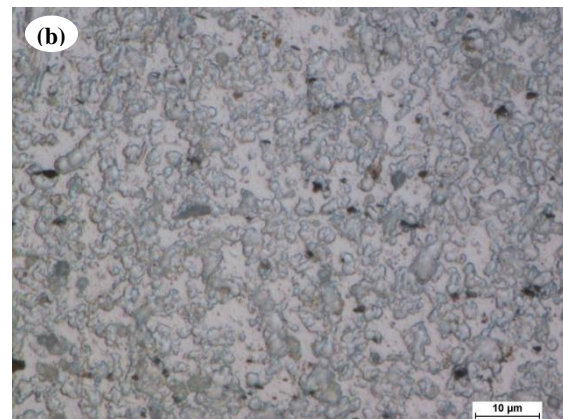
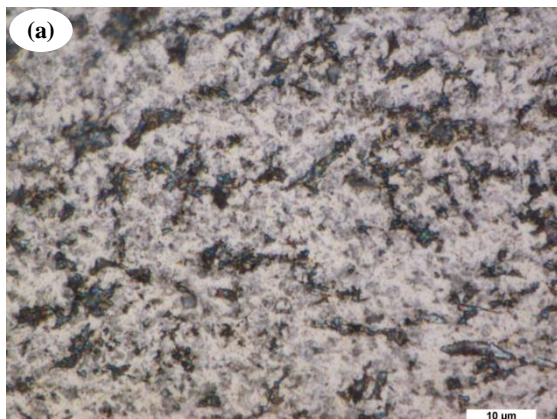
Al₆ Mn : Se caractérise par une teinte gris clair.



Figure III.15. Station de polissage pour l'analyse métallographique

III.4.6 Caractérisation multi-échelle de la microstructure d'un fil d'alliage AA6005-T6 par MO, MEB et EDS.

La Figure III.16 met en évidence la microstructure de fils d'alliage AA6005T6 de diamètres 3 mm et 8 mm, observée avec et sans attaque chimique, sous différents grossissements. Cette comparaison illustre le rôle essentiel du réactif chimique pour révéler en détail la structure interne, en particulier les joints de grains. Sans attaque chimique, les détails des grains n'apparaissent pas aussi bien et apparaissent comme une forme floue, tandis que l'utilisation d'un réactif comme Flik permet de mieux visualiser la morphologie granulaire et les limites des grains, soulignant les contrastes entre différentes régions cristallographiques et offrant ainsi une lecture plus précise de la microstructure de l'alliage.



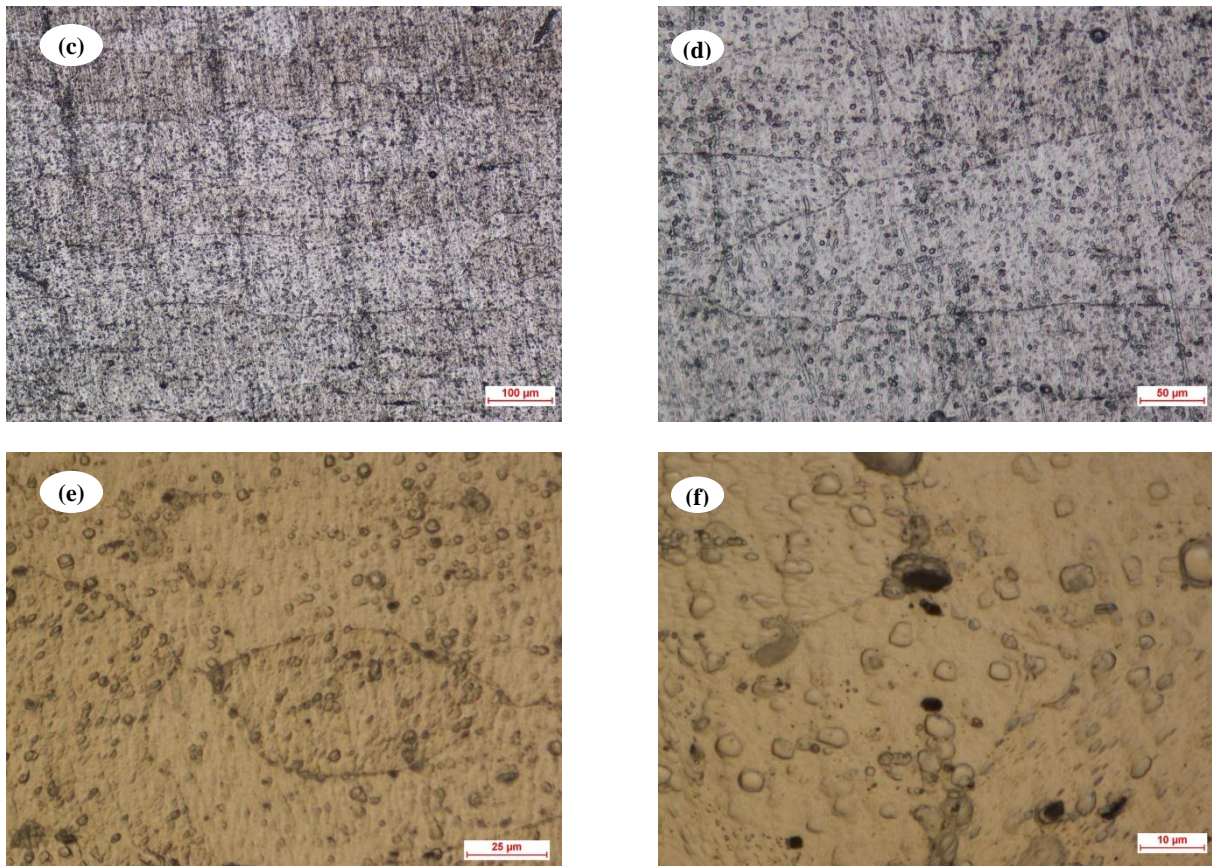
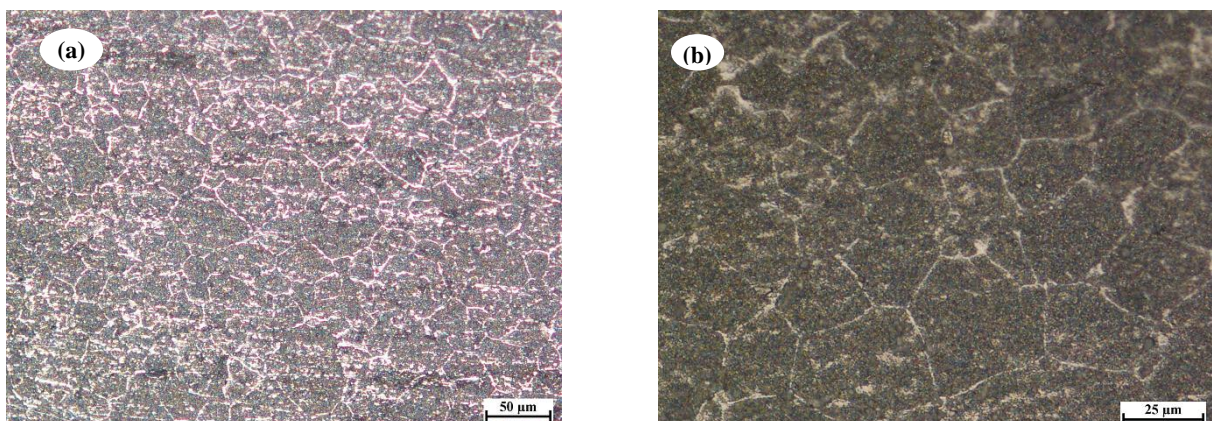


Figure III.16. Microstructures des fils de AA6005T6 de diamètre 3 mm et 8 mm, avec et sans attaque chimique, à différents grossissements

- | | |
|----------------------------------|----------------------------------|
| (a) Al 6005T6 Ø 3mm sans Attaque | (b) Al 6005T6 Ø 3mm réactif flik |
| (c) Al 6005T6 Ø 8 mm gx100 | (d) Al 6005T6 Ø 8 mm gx200 |
| (e) Al 6005T6 Ø 8 mm gx500 | (f) Al 6005T6 Ø 8 mm gx1000 |

La Figure III.17 montre l'évolution de la microstructure d'un alliage Al 6005 soumis à un traitement de vieillissement artificiel à 320°C pendant 24 heures, observé à différentes échelles de grossissement (200x, 500x, 1000x, 1500x) et attaqué au réactif de Keller. Cette série d'images révèle la distribution uniforme de la taille des grains de l'alliage après traitement thermique, avec des grains mesurant entre 25 et 35 µm. La similitude dans la taille des grains à travers les différents cycles de vieillissement indiquent une stabilisation de la structure cristalline, favorisant ainsi des propriétés mécaniques optimales pour cet alliage.



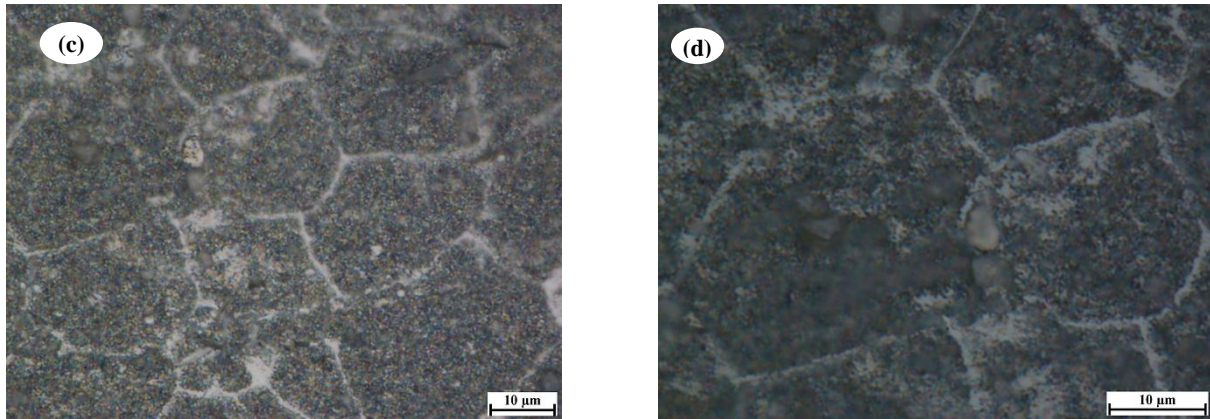


Figure III. 17. Évolution de la microstructure d'un fil d'alliage A6005 après différents cycles de vieillissement artificiel T6.

(a) Al 6005T6 -320-24h Ø 8 mm gx200 réactif Keller
gx500

(b) Al 6005T6-320-24h Ø 8 mm

(a) Al 6005T6 -320-24h Ø 8 mm gx1000 réactif Keller
gx1500

(b) Al 6005T6-320-24h Ø 8 mm

La Figure III.18 montre la microstructure de fils de cuivre de 8 mm de diamètre, observée à différents grossissements pour illustrer les effets du tréfilage sur la structure cristalline. Le tréfilage induit une déformation plastique dans le cuivre, ce qui allonge et aplatit les grains dans la direction de la déformation. Ces grains, initialement isotropes, deviennent longs et fins, formant des structures étirées et orientées parallèlement au sens du tréfilage, souvent qualifiées de lamellaires ou en bandes. Cette transformation microstructurale entraîne un phénomène d'écrouissage, où les dislocations s'accumulent dans le réseau cristallin, augmentant ainsi la dureté et la résistance mécanique du matériau, tout en réduisant sa ductilité. En conséquence, les propriétés mécaniques deviennent anisotropes, avec une résistance accrue dans la direction perpendiculaire à la déformation. Ces caractéristiques sont typiques de la déformation plastique par tréfilage dans les métaux ductiles comme le cuivre, où la maîtrise de la forme et de l'orientation des grains joue un rôle clé dans l'obtention des propriétés mécaniques souhaitées.



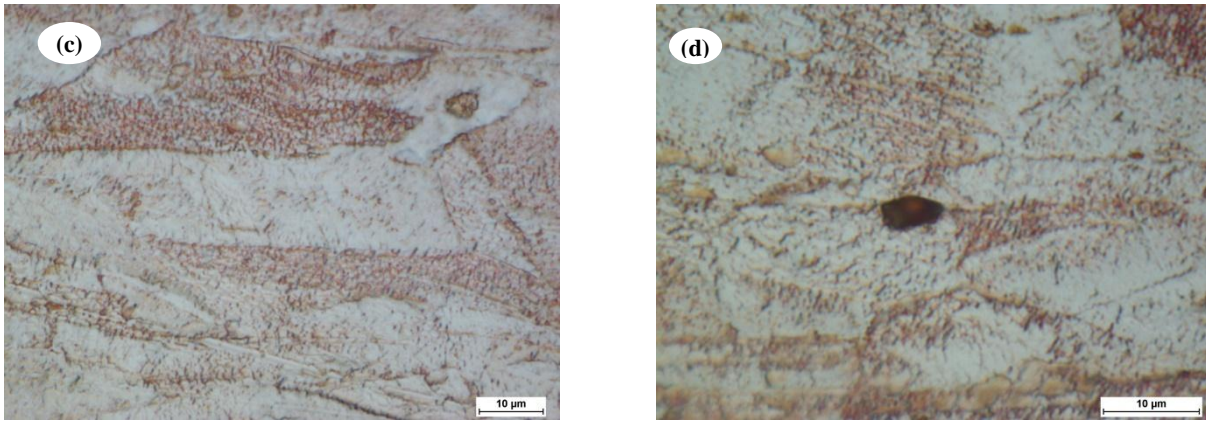


Figure III.18. Microstructures des fils de cuivre de diamètre 8 mm, à différents grossissements

L'examen en microscopie électronique à balayage des fils de cuivre déformés (Figure III.19) et de l'alliage d'aluminium Al 6005 (Figure III.20) montre que le tréfilage induit une déformation marquée des grains, qui s'allongent parallèlement à l'axe du fil, soit dans la direction du tréfilage, comme observé sur les coupes longitudinales. Cette déformation plastique crée une anisotropie morphologique des grains, les organisant de manière préférentielle le long de l'axe de tréfilage. Ainsi, les grains s'allongent et s'orientent dans une direction spécifique, marquant une organisation microstructurale alignée avec la déformation imposée.

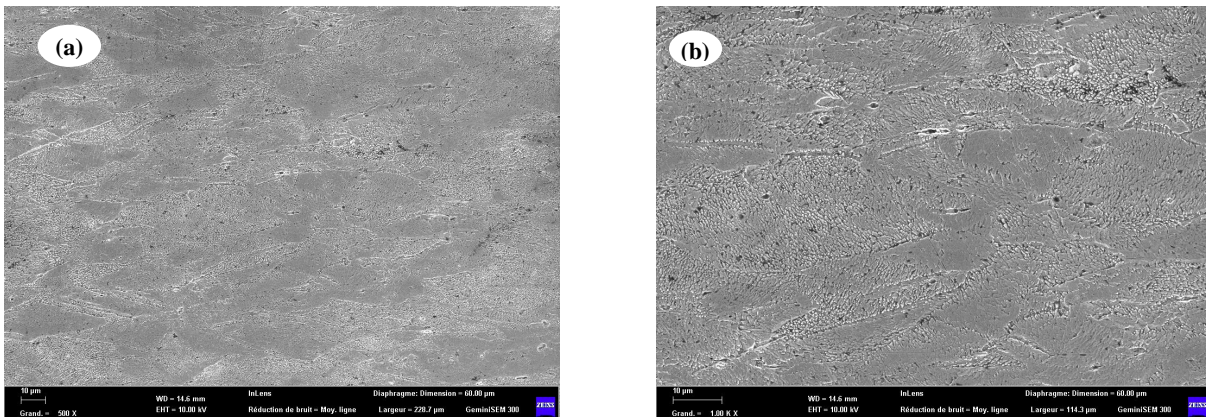


Figure III. 19 Images au M.E.B des fils de cuivre

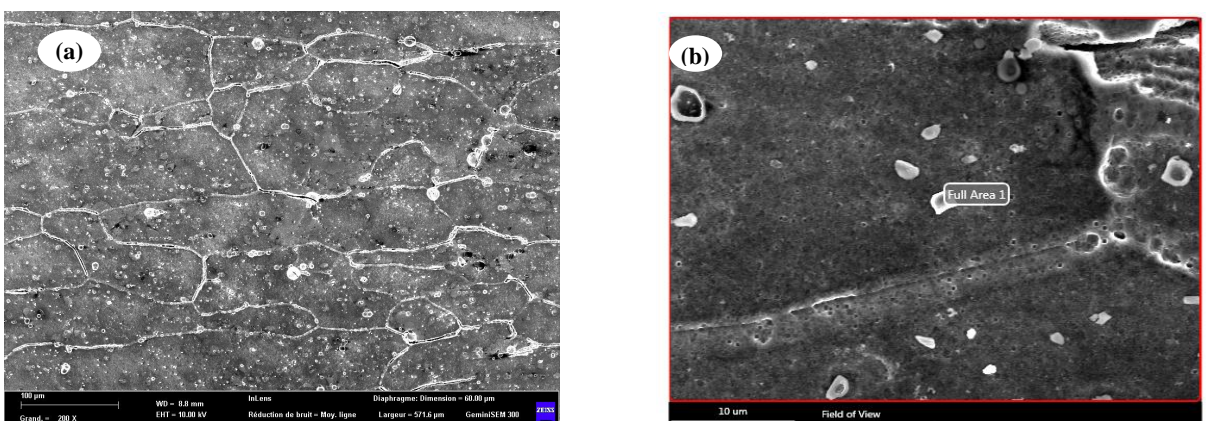


Figure III. 20 Images au M.E.B après vieillissement artificiel T6 Al 6005T6-320-24h .

La Figure III.21(a), (b) présente une cartographie de la distribution des éléments Cu, Mg, et Si ont formé des phases quaternaires AlMgSiCu dans l'alliage Al 6005T6 vieilli à 320°C pendant 24 heures, révélant la répartition des principaux constituants à l'échelle microscopique. La cartographie met en évidence environ 1% de cuivre (en orange), 3% de magnésium (en rose) et 3% de silicium (en bleu), répartis de manière homogène dans toute la matrice d'aluminium, qui compose environ 92% de l'alliage. Cette distribution uniforme des éléments d'alliage (Cu, Mg, et Si) dans la matrice d'aluminium est essentielle pour assurer une cohésion microstructurale optimale, favorable aux propriétés mécaniques et thermiques recherchées. Leur présence homogène contribue également à la stabilité de l'alliage et à la résistance accrue du matériau après vieillissement, en particulier en ce qui concerne la formation de précipités qui renforcent la structure.

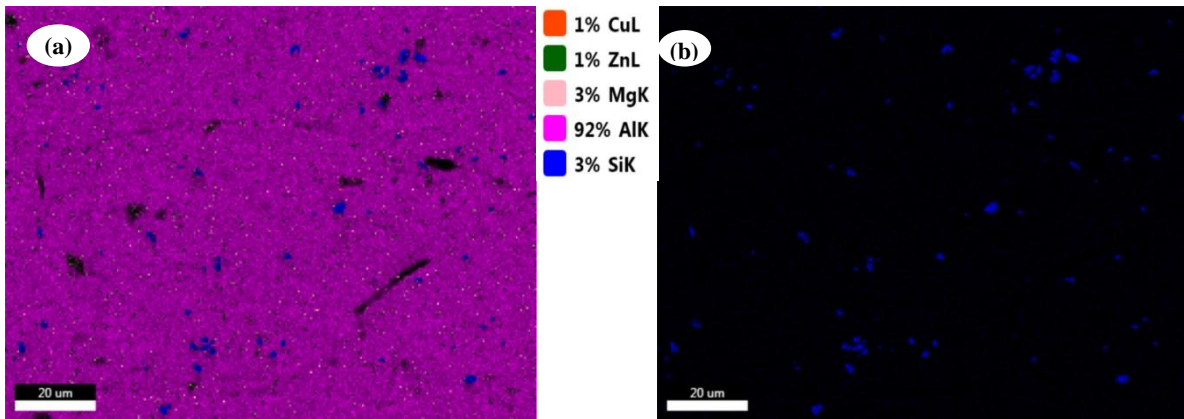


Figure III.21. cartographie de la distribution des éléments Cu,Mg,Si dans l'alliage 6005T6-320-24h

La Figure III.22 montre les spectres EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) obtenus sur cinq zones distinctes de l'alliage AA6005T6, permettant d'analyser localement la répartition des éléments dans la microstructure. *Le premier point* présente une teneur en magnésium (Mg) de 2,82% en poids, indiquant une concentration relativement élevée de cet élément à cet endroit ce qui favorise la précipitation et la ségrégation aux joints de grains¹. *Le deuxième point* montre une teneur en Mg de 2,34%, suggérant une légère diminution par rapport au premier point mais toujours une présence marquée. *Au troisième point*, révèlent qu'avec un rapport massique Mg/Si de 1,94, une phase noire en forme de courtes baguettes traversent les joints de grains, étant Mg₂Si

Le quatrième point, quant à lui, affiche une teneur en Mg réduite à 1,17%, accompagnée d'une augmentation significative de silicium (Si) atteignant 22,29%, ce qui pourrait indiquer une région où le silicium est particulièrement concentré, peut-être lié à la formation de phases riches en Si. *Le cinquième point* révèle des traces de fer (0,07%) ainsi qu'un rapport Mg/Si est

de 0,19, la quantité d'excès de Si est importante, ce qui favorise la précipitation et la ségrégation aux joints de grains. Ces variations entre les points montrent une distribution hétérogène des éléments d'alliage, notamment pour le magnésium et le silicium, ce qui pourrait refléter la présence de phases distinctes ou de zones

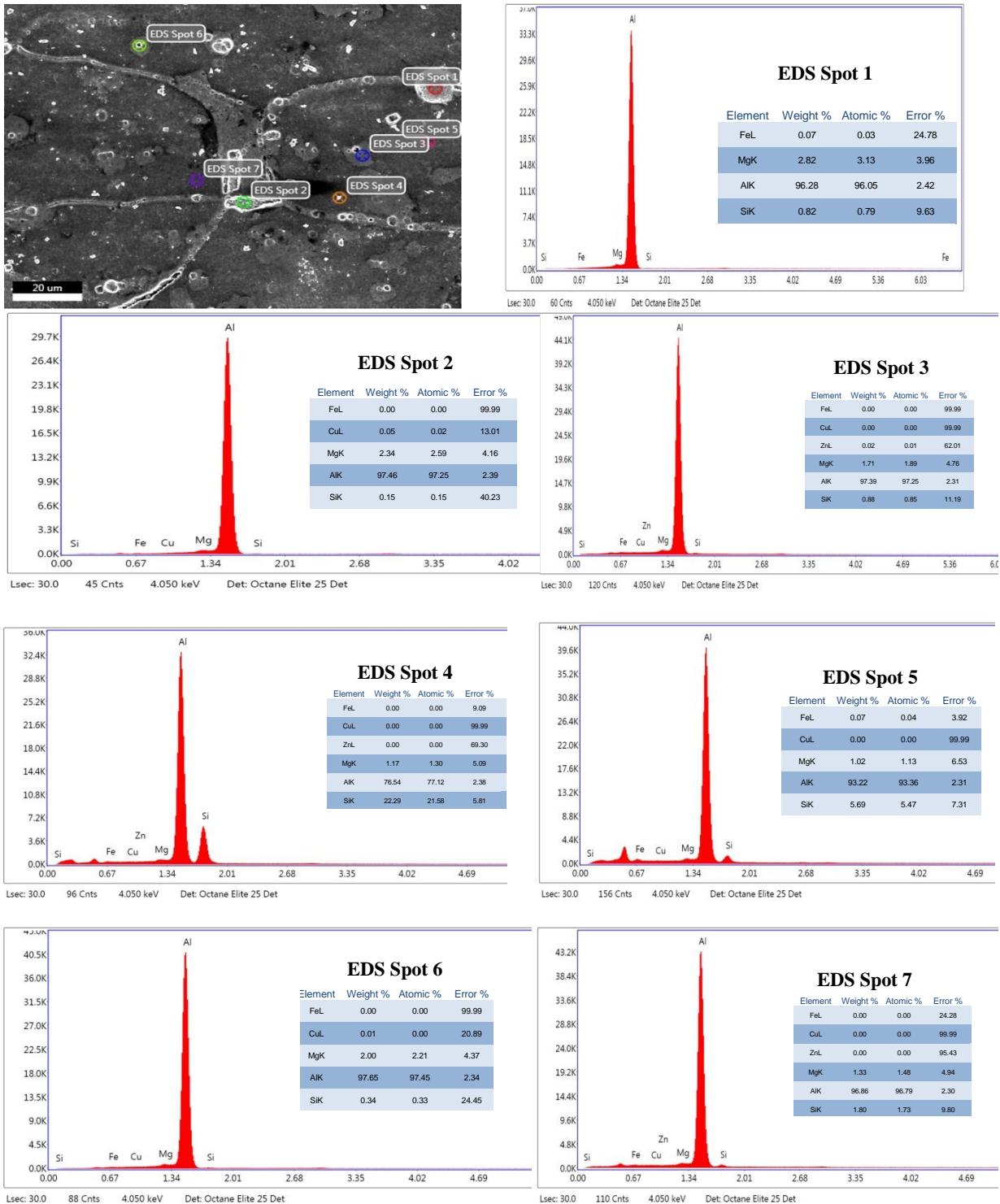


Figure III.22. Spectres EDS dans différentes régions pour AA6005T6

La Figure III.23 montre les spectres EDS pour un échantillon de cuivre pur, avec une concentration en Cu mesurée à 100%. Ce spectre révèle l'absence d'impuretés ou d'autres éléments détectables dans la zone analysée, confirmant ainsi la pureté élevée du cuivre dans cet échantillon. Une telle pureté est cruciale pour les applications nécessitant une conductivité électrique optimale et des propriétés mécaniques spécifiques, sans interférence due à la présence d'éléments d'alliage.

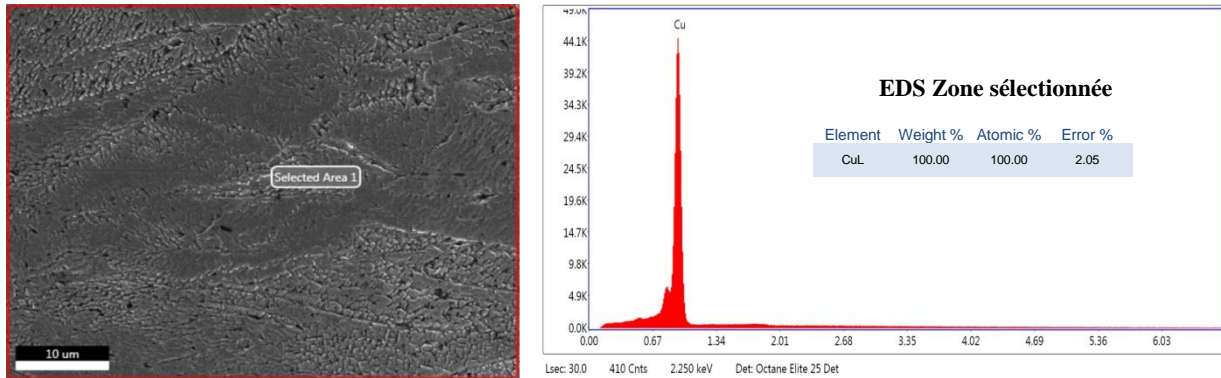


Figure III.23. Spectres EDS de cuivre

III.4.7 Identification des phases

La figure III.24 représente la superposition des trois diagrammes de diffraction des rayons X de l'alliage Al6005T6 dans trois taux de déformation différents 21% 36% et 77%. Les pics caractéristiques de la solution solide d'aluminium (matrice) de structure cubique à face centrée CFC est identifié par les plans (111), (200), (220), (311) et (222) de la fiche ICDD dont le code de référence est 00-004-0787. La variation observée des intensités relatives des pics pour chaque taux de déformation pourrait être due à une recristallisation [89], [182], [183]. Nous observons également que l'élargissement des pics augmente au cours de l'écroutissage, ceci est probablement dû à la réduction de la taille des cristallites et à l'augmentation des microdéformations. En effet, la largeur à mi-hauteur et la forme de profil des pics peuvent être interprétées en termes de taille et de microdéformation de cristallite. Une petite taille de cristallite et/ou une forte microdéformation causent un élargissement de pics [185]

Nous remarquons la formation phase stable β (Mg_2Si), de structure cubique simple, identifié par les plans (220), (311), (222) et (400) de la fiche ICDD dont le code de référence est 01-075-0445 (Figure III.23 b, c). L'intensité des pics de ce précipité pour le taux d'écroutissage de 21% et plus grande que celle du taux de 36%. Ceci indique que la proportion

de ce précipité est plus élevée pour le taux d'érouissage de 21 %. Par contre, pour un taux de 77% la diffraction des rayons X ne détecte pas ce précipité (Figure 2a). . En effet, en augmentant le taux d'érouissage peut entraîner une montée en température localisée due à la déformation plastique, favorisant la dissolution du précipité de β (Mg_2Si) dans la solution solide d'aluminium (matrice)[185]. Également l'augmentation des taux de déformation crée une forte texture cristallographique dans l'échantillon. Cette texture pourrait orienter les grains de telle manière que les conditions de diffraction ne favorisent plus la détection des pics de Mg_2Si [186].

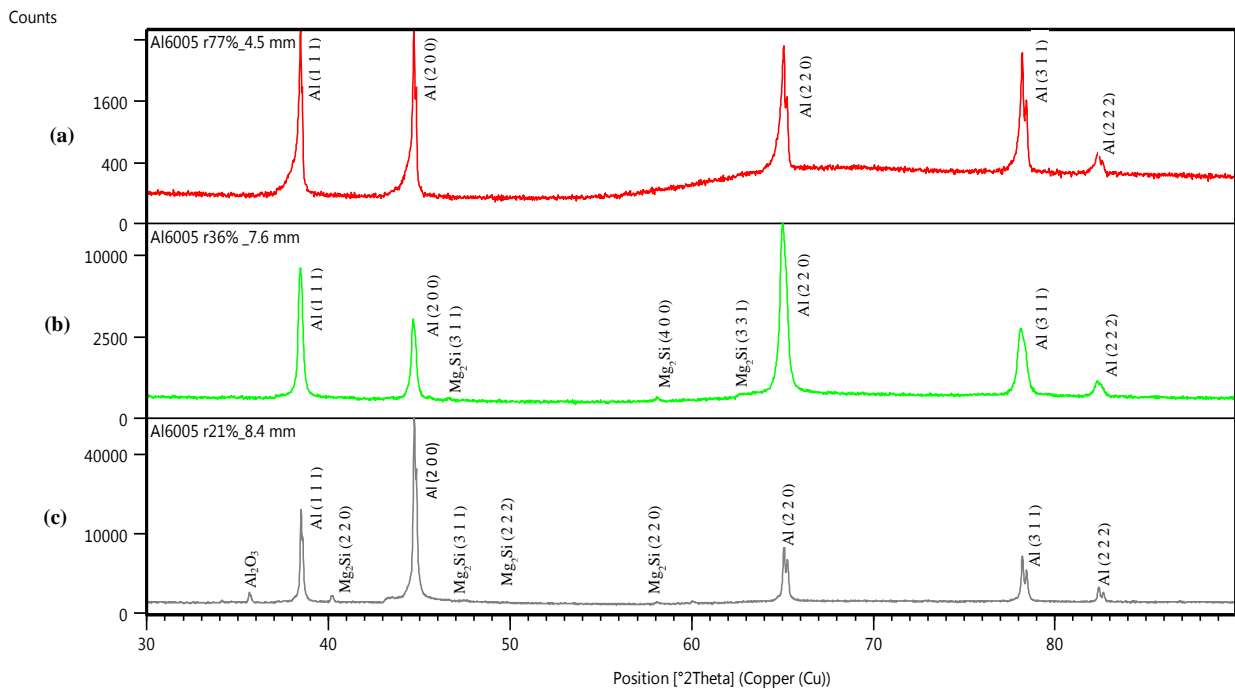


Figure III.24. Diffractogramme des rayons X de l'alliage Al 6005 T6

III.5 Conclusion

Grâce à l'ensemble des matériaux et des méthodes expérimentales présentés dans ce chapitre, nous avons pu établir une base solide pour mener à bien cette étude. La caractérisation précise des matériaux, tant au niveau de leur composition chimique que de leur microstructure, nous a permis d'évaluer les effets des traitements thermomécaniques sur leurs propriétés mécaniques. Les techniques expérimentales choisies, en particulier les essais de traction, les mesures de dureté et les analyses microstructurales, se sont avérées indispensables pour comprendre les interactions entre la microstructure et les performances mécaniques des échantillons. En combinant ces outils, nous avons pu établir des corrélations

entre les caractéristiques métallurgiques des matériaux et leur comportement mécanique, justifiant ainsi leur pertinence au regard des objectifs de cette étude. Ces résultats constituent le fondement de l'analyse approfondie des phénomènes étudiés dans les chapitres suivants.

Ce chapitre a permis de mettre en évidence l'importance des matériaux utilisés ainsi que les méthodes expérimentales pour la caractérisation des échantillons d'alliages Al6005T6 et du cuivre pur soumis à différents taux de déformation. Grâce à l'utilisation de la diffraction des rayons X avec un diffractomètre Brücker D2 PHASER, nous avons pu analyser la structure cristallographique des matériaux déformés. Les résultats obtenus montrent des variations significatives des pics de diffraction, en lien avec les différents taux de réduction appliqués, illustrant l'impact des traitements thermomécaniques sur la microstructure.

Les essais de dureté Vickers ont révélé un durcissement progressif de la surface vers le centre des tiges déformées, mettant en évidence la non-uniformité des déformations subies. Les analyses DSC, quant à elles, ont montré la présence de pics exothermiques et endothermiques correspondant aux transformations microstructurales, notamment la formation des précipités β'' et β dans l'alliage Al6005, confirmant la séquence classique de précipitation des alliages de la série 6000. L'impact des taux de déformation sur la formation et la dissolution des phases précipitées, ainsi que sur la texture cristallographique, a été confirmé par l'élargissement des pics et l'absence de détection des précipités de Mg_2Si à des taux de déformation élevés.

En somme, cette étude a démontré que l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques est fortement influencée par les conditions thermomécaniques appliquées. Le refroidissement rapide favorise une meilleure résistance à la traction mais diminue l'allongement, tandis qu'un refroidissement plus lent peut améliorer les propriétés mécaniques de manière comparable au vieillissement artificiel. La formation des précipités, ainsi que leur dissolution à des taux de déformation élevés, joue un rôle clé dans le comportement de l'alliage, impactant directement ses performances en termes de résistance mécanique et de stabilité thermique.

Ces résultats viennent donc renforcer les objectifs de l'étude, en validant les choix des matériaux et des techniques expérimentales adoptées, et ouvrent la voie à une analyse approfondie des phénomènes observés dans les chapitres suivants, notamment en ce qui concerne l'influence de la texture cristallographique et de la recristallisation sur les performances mécaniques des alliages étudiés.

Chapitre IV : Modélisation numérique et optimisation du procédé de tréfilage

IV.1 Introduction

Le tréfilage est une technologie de mise en forme des métaux qui permet de réduire la dimension radiale d'une billette métallique lorsque le matériau passe à travers des trous calibrés appelés filières, ce qui entraîne la réduction de sa section transversale et l'allongement équivalent du fil. Les produits tréfilés avec des sections transversales complexes sont largement utilisés pour la fabrication de fils électriques, de fils de soudage, de composants structurels, etc. L'analyse du comportement mécanique d'un fil pendant son tréfilage doit prendre en compte, même pour un cas à une seule passe, divers phénomènes complexes qui se développent dans ce processus de formage (par exemple, des distributions radiales non uniformes de contraintes et de déformations, l'évolution du durcissement du matériau, l'interaction thermo-mécanique entre le fil et la filière). En particulier, depuis la fin du XIXe siècle, le tréfilage en une seule passe a attiré l'attention des chercheurs [187].

Ces dernières années, avec les avancées de la technologie informatique, la précision et la vitesse de performance ont considérablement augmenté. Par conséquent, la simulation par éléments finis est devenue un outil puissant pour la conception et l'optimisation des processus de formage industriels tels que le tréfilage, et a conduit à l'adoption de critères d'endommagement pour le formage des métaux par de nombreux chercheurs. Ko et Kim [1] ont utilisé le critère de Cockcroft et Latham pour générer une valeur de dommage définissant la possibilité de rupture centrale. Choi et al. [2] ont également exploré la rupture centrale dans l'extrusion sans friction en utilisant une méthode des éléments finis associée au critère de fracture ductile proposé par Oh, basé sur la ténacité à la rupture en traction. Gontarz et al. [188] proposent une technique pour tester et analyser le processus d'extrusion de pièces creuses avec un manchon mobile en utilisant des simulations informatiques. Panteghini a montré que, par rapport à la simulation par éléments finis, le modèle analytique prenant en compte le durcissement par déformation et la friction de

Coulomb fournira des résultats équitables et peut être utilisé en pratique d'ingénierie comme technique de modélisation pour affiner les processus de tréfilage de plaques 3D[3].

Vega et al. [4] ont utilisé des approches expérimentales et numériques pour étudier l'effet des variables de processus telles que l'angle semi-filière, la réduction de la surface et le coefficient de friction sur la valeur de la force de tréfilage dans le processus de tréfilage de fil de cuivre. Les résultats obtenus suggèrent que, à mesure que la réduction et l'angle de la filière augmentent, la force de tréfilage augmente. La force de tréfilage est affectée par le coefficient de friction. L'augmentation de la déformation provoque une déformation plus hétérogène sur la section transversale, surtout près du contact fil-filière, entraînant la rupture du fil.

De nombreux chercheurs ont examiné les conditions optimales de tréfilage pour différents facteurs tels que les angles de la filière, la réduction, le lubrifiant et le traitement thermique. Jen-wang et al. [189] ont proposé un cadre numérique intégré composé de la méthode de conception robuste de Taguchi, d'un réseau neuronal et d'un algorithme génétique pour déterminer les valeurs de l'angle de réduction, de la longueur de palier et de la tension arrière pour le processus de tréfilage en cinq passes. Massé et al. [190] ont effectué une optimisation sur une seule passe de tréfilage pour déduire un angle de filière optimal afin de minimiser la force de tréfilage et l'endommagement en utilisant le critère Latham-Cockcroft normalisé (Cockcroft et Latham, 1968). Celentano et al. [18] ont réalisé une analyse numérique et expérimentale sur l'amélioration des propriétés mécaniques du fil d'acier en utilisant la méthode de tréfilage en 12 passes. Il a été constaté que, bien que le module de Young du fil soit le même à chaque étape, un effet de durcissement par déformation a été induit, ce qui a provoqué le développement rapide des contraintes et déclenché une rupture précoce. Il a également été montré que, en raison de la déformation non uniforme cumulative du fil tréfilé et de la distribution des contraintes résiduelles, un modèle à une seule passe ne pouvait pas être utilisé directement pour simuler le multipasses. Zhang et al. [191] ont étudié l'influence de trois formes de filière : (1) la filière conique ; (2) la filière elliptique simple ; et (3) la filière elliptique double. Leur travail montre que le champ de vitesse cinématiquement permis de la filière elliptique double est créé et qu'une filière elliptique double répondant aux exigences de la fonction de courant est conçue. Ils ont ensuite montré que les erreurs relatives entre les résultats analytiques et numériques de la force de tréfilage basés sur la filière elliptique double sont inférieures à 9,2 % par rapport aux résultats simulés de la force de tréfilage basés sur la filière elliptique double. La technique de recuit séquentiel a été recherchée par Park, H, et al. [5]. Les distributions des composants de déformation après chaque processus de tréfilage ont été estimées en utilisant une approche par

éléments finis, et trois conditions de processus de tréfilage ont été étudiées, chacune différenciée par la réduction de surface par passe et l'angle de la filière. Remmers [6] a découvert des fissures en chevron avec des ouvertures de largeurs variées dans le fil de tréfilage de cuivre et d'aluminium en 1930. Ce fut la première preuve qu'un composant fabriqué plastiquement, apparemment sans défaut, pouvait contenir une sorte de discontinuité, donc une fissure, à l'intérieur. Récemment, plusieurs études sur le phénomène de rupture centrale et de fracturation ont été publiées, démontrant que des micro-vides se forment et se développent lors du travail à froid et que la rupture centrale et la fracturation se produisent lorsque les vides atteignent un certain niveau [7], [8], [9], [10]. Orbegozo [11] a utilisé une machine d'essai Instron pour tirer un fil d'aluminium en deux passes successives de l'état initial de 6,731 mm à 5,842 mm de diamètre, avec un angle de tirage égal à 12° , puis la deuxième passe de 5,842 mm à 5,461 mm avec un angle d'entrée de 30° et un taux de réduction total de 34 % ; utilisant l'inspection par rayons X pour détecter les fissures internes en forme de chevron.

Toutes ces recherches n'ont pas abordé l'impact de la déformation cumulative dans la chaîne de production, en passant successivement le fil dans différentes filières, ce qui a suscité notre intérêt pour en savoir plus. Il est impossible d'accéder expérimentalement aux historiques précis des contraintes et des déformations au niveau des zones où se produisent les ruptures centrales, car ces zones sont situées à l'intérieur de l'échantillon et les champs de contraintes et de déformations sont non uniformes.

Pour résoudre ces problèmes, nous avons recouru à la méthode des éléments finis (EF). L'objectif de ce travail est une analyse numérique de l'effet de la déformation incrémentale sur les contraintes résiduelles créées lors du tréfilage d'un fil d'aluminium. L'étude a impliqué l'utilisation de l'algorithme du simplexe pour l'extraction des paramètres avec trois plages de réduction. Dans la première, le taux de réduction commence par une tendance croissante le long des passages ; dans la seconde, à un taux décroissant ; et dans la dernière, le taux de déformation entre les passages est constant.

Les objectifs considérés dans le problème d'optimisation du tréfilage sont la minimisation de la force d'étirage et, la minimisation du critère d'endommagement de Latham & Cockcroft (L&C) [162], tout en maintenant le diamètre cible du fil final. Les résultats de l'analyse sont utilisés pour prédire la force de tréfilage, la contrainte de surface axiale et la contrainte de filière à ajuster afin d'assurer une meilleure qualité du processus de tréfilage. Les résultats de l'analyse par éléments finis sont comparés aux résultats des essais de traction rapportés par Remmers [6].

IV.2 Étude de l'influence du maillage sur la précision des résultats.

La méthode des éléments finis repose sur une discrétisation spatiale du domaine d'étude, appelée maillage. La précision des résultats obtenus dépend fortement de la qualité de ce maillage. Bien qu'un maillage fin permette généralement d'améliorer la précision, il augmente considérablement les temps de calcul. Il est donc essentiel de trouver un compromis optimal entre précision et efficacité numérique.

L'analyse de convergence de maillage est une approche permettant de déterminer le maillage optimal, c'est-à-dire celui qui offre une précision suffisante tout en minimisant les coûts de calcul. Dans cette étude, cette méthode a été appliquée à un modèle numérique de tréfilage.

Cette étude a mis en évidence l'importance de l'analyse de convergence de maillage pour obtenir des résultats numériques à la fois fiables et précis. En ajustant la finesse du maillage, il est possible d'optimiser les temps de calcul tout en garantissant la qualité des résultats.

IV.2.1 Méthodologie

Le logiciel Forge®3.0 a été utilisé pour générer des maillages tétraédriques en 3D. en s'appuyé a une station de calculer Intel(R) Xeon(R) CPU E5-2650 v2 @ 2.60GHz, 2600 Mhz
La démarche a consisté à commencer par un maillage grossier (Figure IV.1), puis à le raffiner progressivement en augmentant le nombre d'éléments. Les densités du maillage utilisées sont les suivantes :

1. Maillage grossier : taille de maille = 0,468833 mm & 5133 éléments.
2. Maillage moyen : taille de maille = 0,31255 mm & 9016 éléments.
3. Maillage fin : taille de maille = 0,250044 mm & 29531 éléments.
4. Maillage très fin : taille de maille = 0,125022 mm & 101665 éléments.
5. Maillage ultra-fin : taille de maille = 0,062511 mm & 9408804 éléments.

Le même outil de maillage a été utilisé pour toutes les configurations afin d'assurer la cohérence des résultats. Les simulations ont été réalisées en appliquant le critère d'endommagement de Latham-Cockcroft, avec des conditions de chargement constantes (force de tirage et angle de réduction). L'évolution de l'erreur relative (Figure IV.4) a permis d'évaluer la convergence des résultats.

La convergence a été considérée comme atteinte lorsque les résultats des critères d'endommagement ne variaient plus de manière significative d'un maillage à l'autre. Cela indique que le maillage est suffisamment fin pour capturer les phénomènes physiques en jeu, et qu'un raffinement supplémentaire n'apporte pas d'amélioration notable.

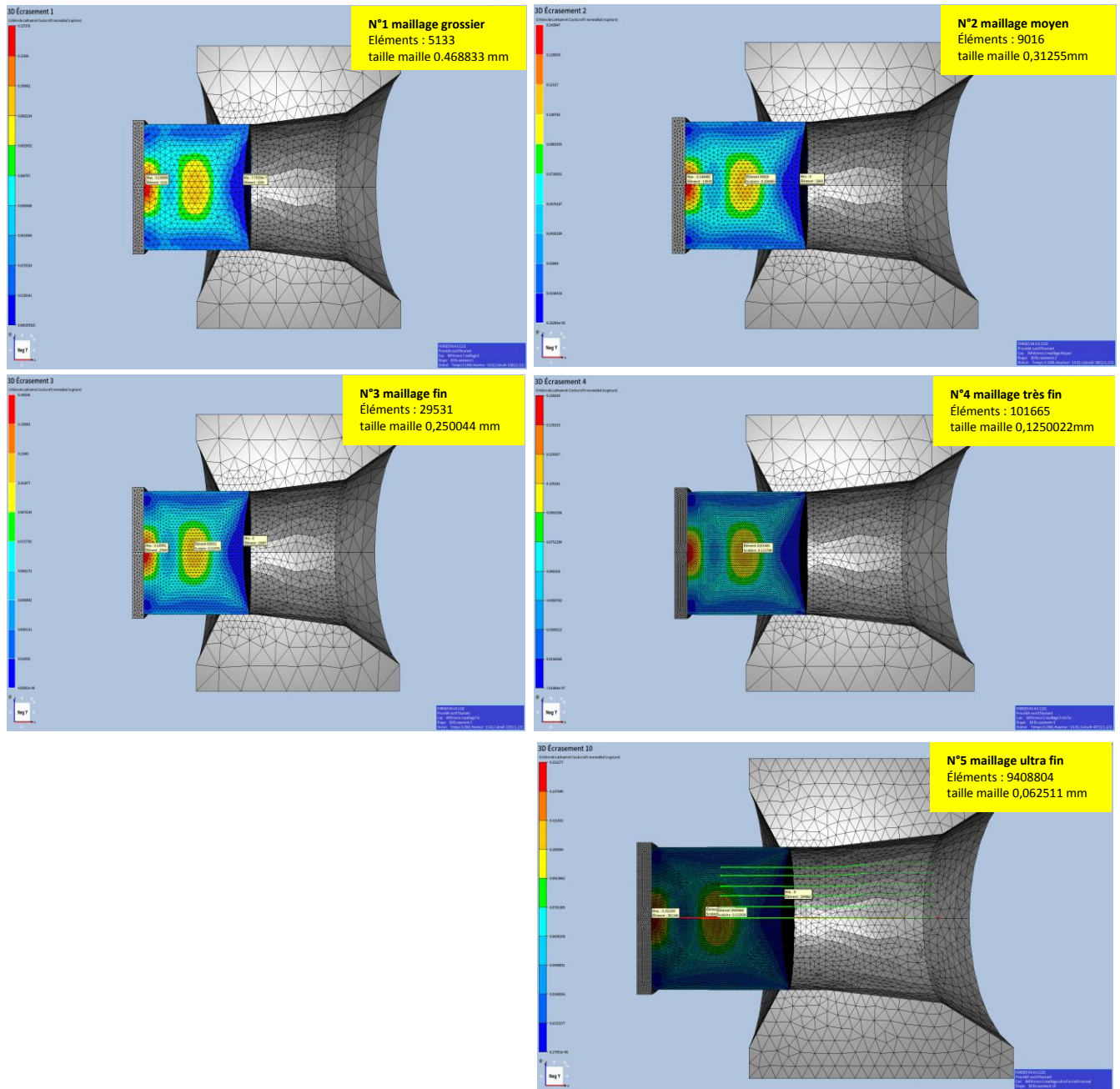


Figure IV.1. Évolution du critère d'endommagement de Latham-Cockcroft en fonction de la densité du maillage

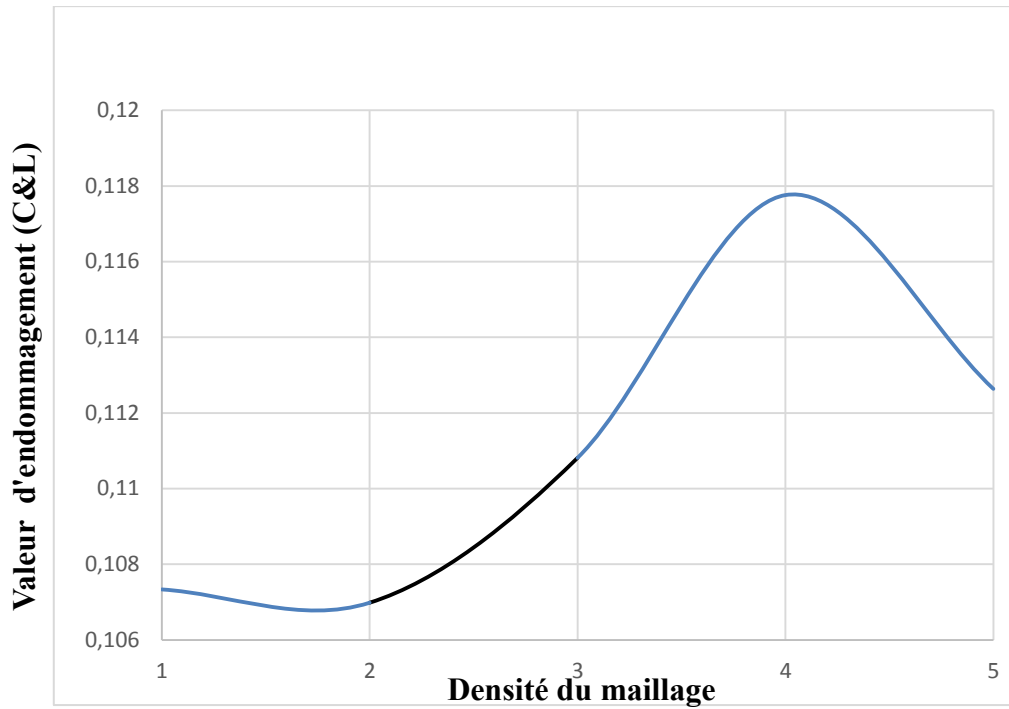


Figure IV.2. Sensibilité du critère d'endommagement à la densité du maillage

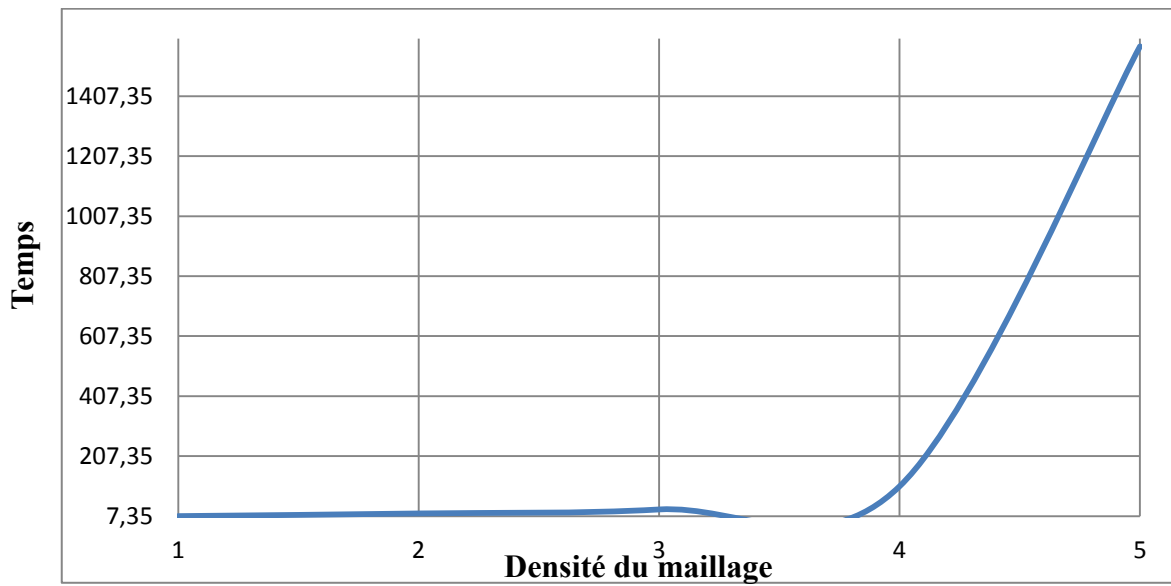


Figure IV.3. Temps de calcul en fonction de la densité du maillage

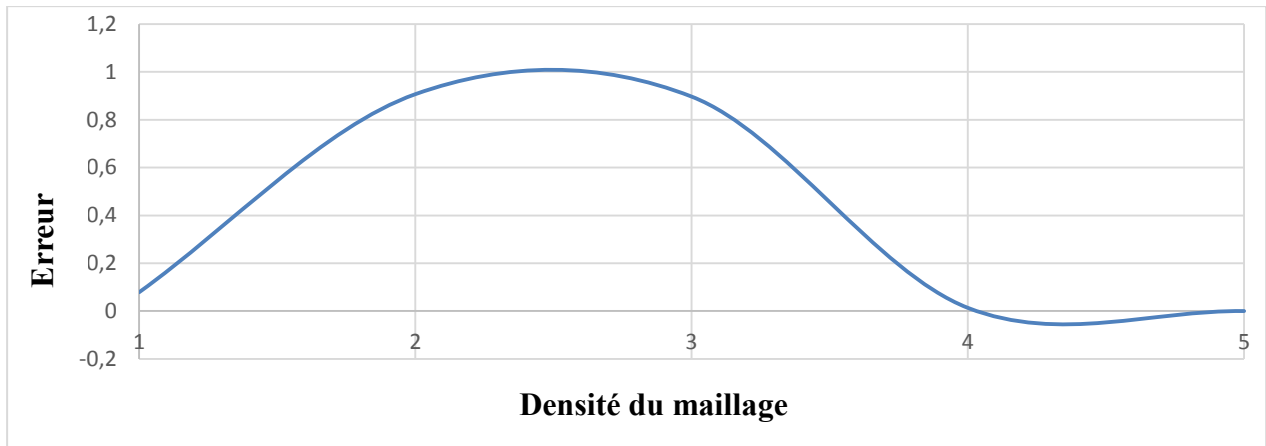


Figure IV.4. Étude de l'erreur de discrétisation en fonction de la densité du maillage

IV.2.2 Résultats et discussion

Les résultats des différentes configurations de maillage sont présentés dans le tableau IV.1. On observe que le temps de calcul augmente proportionnellement au nombre d'éléments.

Une faible variation de la valeur de l'endommagement au cœur du fil est constatée à partir de la troisième configuration (maillage fin) jusqu'à la cinquième configuration (maillage ultra-fin). Toutefois, cette amélioration s'accompagne d'une augmentation significative du temps de calcul, atteignant 26 heures et 14 minutes pour la cinquième configuration (maillage ultra-fin, 940 488 éléments, taille de maille = 0,062511 mm). La contrainte Von-mises varie entre 365 et 430 MPa, tandis que la contrainte équivalente évolue de manière séquentielle comme suit : (0,590691 - 0,494651 - 0,590691 - 0,773463 - 0,902367) (S_{unit}). Ces résultats confirment que le maillage fin (configuration 3) constitue un bon compromis entre précision et coût de calcul, car il garantit une stabilité des résultats tout en limitant le temps de simulation.

IV.2.3 Maillage sélectionné

D'après l'étude de convergence, le maillage correspondant à la troisième configuration (maillage fin : taille de maille = 0,250044 mm, 29 531 éléments) a été retenu. Ce choix s'appuie sur la stabilité des résultats obtenus, avec un temps de calcul de 30 minutes pour une seule passe.

Cependant, la convergence est plus lente pour les contraintes et les éléments linéaires. Il est donc recommandé d'utiliser des éléments quadratiques et de raffiner le maillage dans les zones où les gradients de contrainte sont élevés afin d'améliorer la précision des résultats.

Ainsi, la configuration 3 (maillage fin) s'avère être le choix optimal, offrant un bon équilibre entre précision et coût de calcul.

| | Taille de maille (mm) | | Critère max-totale | Cri_max_coeur | Tems (min) | Von-Mises (Mpa) | def equiv (S_unit) | T (°C) | ERREUR |
|---------------------|-----------------------|----------|--------------------|-----------------|---------------------------------------|-----------------|--------------------|-----------|-------------------------|
| maillage grossier | 0,468833 | 1 | 0,136819 | 0,107059 | 7,35 | 365,371 | 0,590691 | 52 | 0,07867 4022 |
| maillage moyen | 0,31255 | 2 | 0,145312 | 0,010795 6 | 16,21 | 347,315 | 0,494651 | 52 | 0,90709 5464 |
| maillage fin | 0,250044 | 3 | 0,147259 | 0,011974 | 29,53 | 365,371 | 0,590691 | 52 | 0,89695 4415 |
| maillage très fin | 0,125022 | 4 | 0,154337 | 0,114641 | 106,56 | 390,294 | 0,773463 | 58 | 0,01342 5014 |
| maillage ultra fin | 0.062511 | 5 | 0,157366 | 0,116201 | 1573,71 (26h et 14 min) | 431,314 | 0,902367 | 58 | 0 |

Tableau. IV.1 Les résultats des différents maillages

IV.3 Simulation numérique du processus de tréfilage

Le processus de tréfilage a été simulé en utilisant le code d'éléments finis Forge® NxT 3.0, dédié à la simulation des processus de formage à froid. Pour simuler ce type de problème de formage, un quart de la pièce a été utilisé pour minimiser le temps de calcul. Des maillages triangulaires spéciaux à trois nœuds ont été utilisés pour créer les maillages EF, principalement pour économiser d'énormes quantités de temps de calcul en raison des tailles d'éléments très petites requises. Le modèle rhéologique de Hansel Spittle a été sélectionné pour l'analyse afin de définir le comportement plastique du matériau. Cette relation constitutive est couramment pré-implémentée dans les codes EF pour évaluer l'impact des spécifications d'un matériau sur la réponse dynamique des câbles et la simulation des modes de défaillance. Un modèle de la filière a été défini comme rigide. Enfin, nous avons déterminé quelle plage de taux de réduction prédisait le mieux la fracture de l'alliage d'aluminium AA6005 en comparant chaque courbe de fracture pour chaque plage du processus de tréfilage avec les résultats des tests de tréfilage.

Le coefficient de friction entre le fil et les filières a été modélisé par la loi combinée de Coulomb-Tresca avec deux paramètres ($\mu=0,002$, $\bar{m}=0,02$) comme indiqué par la base de données FORGE® pour le lubrifiant à base d'huile à une température de 20 °C. Le fil a un diamètre initial d_0 de 9,5 mm. Les paramètres de forme pour les onze filières étudiées sont l'angle de demi-filière α , la longueur de la filière c (Figure IV.5) et le ratio de réduction r défini comme suit :

$$r = [(A_0 - A_1) / A_0] * 100 = [1 - (A_1 / A_0)] * 100 \quad (1)$$

Où A_0 et A_1 sont la section initiale et finale du fil. Pour étudier l'effet de la géométrie de la filière sur la force de tréfilage, une analyse par éléments finis du processus a été réalisée en configurant trois séries de tréfilage avec onze passages de filières pour chaque série produite. L'algorithme d'optimisation simplexe a été utilisé pour extraire le taux de réduction. Le taux de réduction r a été ajusté entre un taux de réduction décroissant commençant à partir de 35 %, un taux constant de 24,67 % et un taux croissant de 12 %, tandis que l'angle de la filière α a été maintenu constant tout au long des trois séries de tréfilage. Le coefficient de friction entre la filière et le fil a été maintenu constant à 0,002 pour toutes les étapes de simulations.

FORGE® 3.0 est implicite et entièrement thermo-mécanique, associé à des capacités de maillage et de remaillage automatiques. L'écoulement du matériau est basé sur des descriptions lagrangiennes. Pour la déformation à froid, nous considérons que la loi de Hansel et Spittel est plus efficace car elle représente le mieux des phénomènes plus complexes tels que l'adoucissement, qui s'applique au comportement visco-plastique. Elle prend également en compte la dépendance du taux de réduction.

IV.3.1 Configurations géométriques

La géométrie des cas étudiés est illustrée à la Figure.IV.5. L'angle de la filière α a été maintenu constant tout en modifiant progressivement les niveaux de réduction du fil. Ces niveaux de réduction ont été divisés en trois configurations de déformation : décroissante, constante et croissante entre chaque passe. Cela a été réalisé en faisant varier onze diamètres de filière de manière à ce que le diamètre d'entrée ($D_0 = 9,5$ mm) et le diamètre de sortie ($D_F = 2$ mm) restent constants.

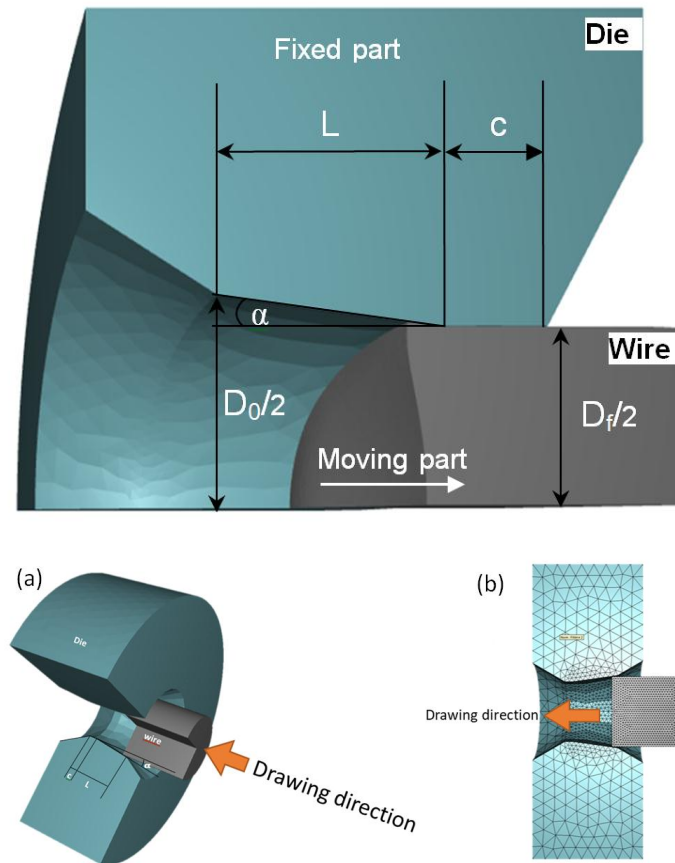


Figure IV.5. Géométrie de la filière et paramètres d'optimisation correspondants

Pendant longtemps, les tréfileurs ont instinctivement adopté des formes de filières satisfaisantes, compatibles avec les processus de tréfilage et les matériaux à leur disposition. De nos jours, les impératifs de productivité ont conduit à la recherche de la forme optimale des filières, à travers des études théoriques et expérimentales, ce qui a donné lieu à de nombreux travaux [16], [31], [51], [192], [193], [194]. Sur le plan théorique, bien qu'il s'agisse simplement de barres ou de fils à section circulaire (un seul axe de symétrie), les études mathématiques n'ont pas encore fourni de solution rigoureuse. Cependant, diverses solutions approximatives ont été proposées grâce à certaines hypothèses simplificatrices. Roubaud Valette [195] a trouvé que la longueur L de contact entre le fil et la filière peut être donnée par la relation suivante :

$$L = \sqrt{D(D-d)} \quad (2)$$

D'après la Figure IV.5. , D est le diamètre d'entrée, d est le diamètre de sortie et C c'est le cône. Le paramètre c varie de $0,3*d$ à $0,50*d$ pour les diamètres inférieurs à 4 mm, et de $0,3*d$ à $0,75*d$ pour les diamètres inférieurs à 1 mm.

De plus, les filières ont été conçues selon l'équation de Roubaud Valette pour l'effet de suppression des vides avec la longueur minimale de la filière [195]. Bien que la capacité de remaillage de Forge® NxT 3.0 soit utilisée pour obtenir une haute précision dans une zone spécifique afin de réduire le temps de calcul, la boîte est donc agrandie pour s'adapter à l'étendue totale de l'étape suivante, et la taille du maillage est ajustée en conséquence à la Figure IV.6. Cette boîte doit être insérée sur toute la longueur de contact avec le fil. La taille de caractéristique en dehors de la boîte de remaillage pour la plaque est de 3 mm, tandis que la taille de caractéristique à l'intérieur de la boîte est de 0,3 mm.

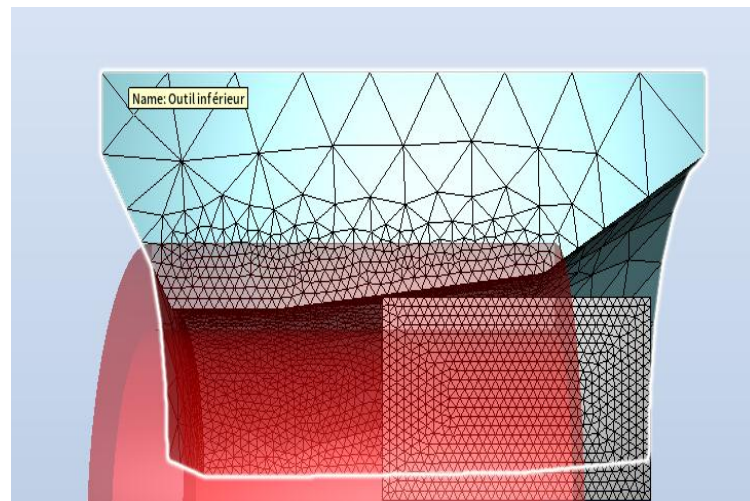


Figure IV.6. Modèle EF.

IV.3.2 Matériau et méthode d'optimisation

Le matériau du fil est un alliage d'aluminium AA6005, et ses compositions chimiques ont été testées à l'aide d'un spectromètre à étincelles (marque : OXFORD Modèle : FOUNDRY MASTER PRO) comme indiqué dans le Tableau IV.2.

| Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Ti |
|------|-------|------|------|-----|------|------|------|
| 0.75 | 0.175 | 0.05 | 0.05 | 0.5 | 0.05 | 0.05 | 0.05 |

Tableau IV.2. Composition chimique de l'alliage AA6005 étudié (fraction massique, %).

Les filières et les mandrins utilisés dans le processus de tréfilage sont respectivement en carbure de tungstène (WC) et en acier trempé. Des filières coniques rigides ont été utilisées pour

réduire le diamètre de la section transversale du fil de 9,5 mm à 2 mm selon trois configurations de plages de taux de réduction.

Pour la première configuration, une réduction du taux de réduction est imposée pour une variation linéaire avec une valeur initiale de 35 % du taux de réduction. Pour y parvenir, 11 géométries de filière intermédiaires sont imposées pour chaque configuration. Le taux de réduction initial imposé est plus élevé (35 %), suivi d'une variation décroissante de ce taux de réduction, en considérant que le diamètre final doit être de 2 mm, et ce, pour toutes les configurations. Pour la deuxième configuration, des taux de réduction constants de 24,67 % sont imposés. Enfin, pour la troisième configuration, une variation croissante du taux de réduction est imposée. Comme pour les autres configurations, les onze géométries de filière intermédiaires sont générées de manière à obtenir un taux de réduction croissant avec une valeur initiale de 12 %.

L'algorithme d'optimisation simplexe a été utilisé pour extraire les paramètres de cette étude, comme illustré dans le Tableau IV.3.

| Pass number | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
|--------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $D_0=9.50$ mm | 7.66 | 6.28 | 5.22 | 4.41 | 3.78 | 3.29 | 2.90 | 2.59 | 2.35 | 2.15 | 2.00 |
| Total r % <i>range 1</i> | 35.00 | 56.37 | 69.78 | 78.43 | 84.15 | 88.01 | 90.68 | 92.55 | 93.89 | 94.86 | 95.57 |
| r per pass % | 35 | 32.87 | 30.75 | 28.62 | 26.50 | 24.37 | 22.24 | 20.12 | 17.99 | 15.87 | 13.75 |
| $D_0=9.50$ mm | 8.25 | 7.16 | 6.21 | 5.39 | 4.68 | 4.06 | 3.52 | 3.06 | 2.66 | 2.30 | 2.00 |
| Total r % <i>range 2</i> | 24.67 | 43.25 | 57.25 | 67.80 | 75.74 | 81.73 | 86.24 | 89.63 | 92.19 | 94.12 | 95.57 |
| r per pass % | | | | | | 24.67 | | | | | |
| $D_0=9.50$ mm | 8.91 | 8.24 | 7.51 | 6.75 | 5.97 | 5.19 | 4.44 | 3.74 | 3.09 | 2.51 | 2.00 |
| Total r % <i>range 3</i> | 12.00 | 24.72 | 37.45 | 49.56 | 60.56 | 70.13 | 78.12 | 84.50 | 89.40 | 93.02 | 95.57 |
| r per pass % | 12 | 14.45 | 16.91 | 19.36 | 21.82 | 24.27 | 26.72 | 29.18 | 31.63 | 34.09 | 36.54 |
| speed <i>range 1</i> | 100 | 154 | 229 | 331 | 464 | 631 | 834 | 1073 | 1343 | 1637 | 1946 |
| speed <i>range 2</i> | 100 | 133 | 176 | 234 | 311 | 412 | 547 | 726 | 964 | 1280 | 1699 |
| speed | 100 | 114 | 133 | 160 | 198 | 254 | 335 | 457 | 645 | 944 | 1432 |

range 3

| | | | | | | | | | | | |
|--------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Cone range 1 | 2.92 | 2.39 | 1.99 | 1.68 | 1.44 | 1.25 | 1.10 | 0.99 | 0.89 | 0.82 | 0.76 |
| Cone range 2 | 3.14 | 2.72 | 2.36 | 2.05 | 1.78 | 1.55 | 1.34 | 1.16 | 1.01 | 0.88 | 0.76 |
| Cone range 3 | 3.39 | 3.14 | 2.86 | 2.57 | 2.27 | 1.98 | 1.69 | 1.42 | 1.18 | 0.96 | 0.76 |

Tableau IV.3. Paramètres calculés pour la réalisation de cette étude.

Les variables du processus sont le taux de réduction, commençant à 35 % lors de la première passe, puis diminuant à chaque passe jusqu'à la 11e passe consécutive, dans la première configuration. Pour la deuxième configuration, le taux de réduction était fixe entre toutes les passes avec une valeur de 24 %. Le taux de réduction de la dernière configuration était inversé, commençant à 12 % lors de la première passe puis suivant une tendance à la hausse à chaque passe jusqu'à la 11e passe. Les angles de filière α ont été maintenus constants pendant les trois étapes. De plus, le coefficient de friction entre la filière et le fil a été maintenu constant à $\mu = 0,002$ pour toutes les simulations de tréfilage. L'expérience a impliqué l'utilisation de simulations de tréfilage par éléments finis (EF) axisymétriques, suivies de la mesure de l'évolution de la puissance de tréfilage et des critères d'endommagements.

IV.3.3 Modèle constitutif

Hansel et Spittel [196] ont proposé un modèle fréquemment utilisé pour l'analyse d'impact, qui décrit l'évolution de la contrainte équivalente de von Mises en fonction de la déformation plastique, de la vitesse de déformation et de la température. Le modèle peut être légèrement modifié en ajustant le facteur de sensibilité à la vitesse de déformation. Le modèle est formulé par les équations (3, 4), qui ont déjà été utilisées avec succès dans la simulation numérique de processus de formage à froid tels que le tréfilage, le laminage et l'extrusion [18], [30], [197], [198]. De plus, certains auteurs ont légèrement modifié la relation constitutive de Hansel-Spittel sur la base de résultats expérimentaux [162].

$$\sigma = A e^{m_1 T} T^{m_9} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_3} \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \quad (3)$$

Où A est la constante du matériau ; m1 et m9 sont la sensibilité du matériau à la température, m5 est le terme couplant la température et la déformation, et m8 est le terme couplant la température et la vitesse de déformation. m2, m4 et m7 sont la sensibilité du matériau à la déformation ; m3 est la sensibilité du matériau selon la vitesse de déformation. Les paramètres de la loi de Hansel-Spittel utilisés sont présentés dans le Tableau IV.4.

Les paramètres m_5 à m_9 sont nuls pour la plupart des matériaux, nous simplifions donc l'équation comme suit :

$$\sigma = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \dot{\varepsilon}^{m_3} \quad (4)$$

| E | ν | ρ | A | m_1 | m_2 | m_3 | m_4 | $\varepsilon_{\min-\max}$ | $\dot{\varepsilon}$ |
|-------|-------|----------------------|----------|----------|---------|---------|---------|---------------------------|---------------------------------------|
| [Gpa] | | [kg/m ³] | [Mpa] | | | | | | [s ⁻¹] _{min-max} |
| 70 | 0.3 | 2700 | 193.9186 | -0.00153 | 0.17323 | 0.01269 | 0.00164 | 0.04-3 | 0-500 |

Tableau IV.4. Paramètres de la loi de Hansel-Spittel obtenus à partir des constantes de modèle préliminaires utilisées pour l'AA6005.

Les simulations numériques du processus de tréfilage ont été réalisées en utilisant le programme FEM (Forge®NxT 3.0) pour analyser et prédire le comportement d'écoulement du matériau afin de déterminer les principaux paramètres qui influencent le processus.

IV.3.4 Modèles de fracture

La rupture ductile est considérée comme dépendant du travail de la contrainte principale, dont la valeur critique est obtenue par une caractérisation du matériau utilisant un test de contrainte uniaxiale [199]. Pour éviter les fissures et les éclatements centraux (chevrons), il est recommandé de minimiser l'endommagement, tout en maintenant le diamètre requis $DF = 2$ mm du fil fini.

Le critère de Latham & Cockcroft CL représente la fonction de dommage, telle qu'implémentée dans FORGE®, et est définie comme suit :

$$f_{CL} = \int_0^{\varepsilon} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon \quad (5)$$

Où σ_1 est la contrainte principale maximale, σ_i la contrainte effective, en MPa ; ε la déformation effective ; f_{CL} désigne la fonction de critère de Cockcroft-Latham normalisée. Le code EF, combiné avec le critère de rupture ductile et la méthode d'élimination d'élément, a permis une

simulation par éléments finis depuis la phase initiale jusqu'à la phase finale du processus de tréfilage.

IV.4 Résultats et discussion

Pour anticiper le défaut d'éclatement central et afin de vérifier l'effet de l'augmentation séquentielle du taux de réduction, la simulation a consisté en trois séquences de onze processus de tréfilage chacun. Après chaque séquence, la pression hydrostatique et les valeurs de champ d'endommagement ont été analysées.

IV.4.1 Comparaison des contraintes principales

Les contraintes peuvent être classées selon trois directions principales. Les contraintes principales fournissent des informations utiles pour déterminer le type de condition de contrainte qui doit être appliquée à la pièce. Si la valeur absolue de la première ou de la troisième contrainte principale est significativement plus grande que les deux autres, le solide est soit en simple tension, soit en simple compression. Lorsque deux valeurs sont égales, il s'agit d'un état de dilatation uniforme.

Dans ce cas, l'analyse des contraintes principales se concentre sur σ_1 et σ_3 . La première permet de visualiser les zones en tension, tandis que σ_3 permet de visualiser les zones en compression. Par conséquent, l'analyse se concentrera sur les plus grandes valeurs positives de σ_1 indiquant les tensions les plus fortes, comme illustré dans la Figure IV.7 ((a), (b) et (c)), et les plus grandes valeurs négatives de σ_3 indiquant les compressions les plus fortes, comme illustré dans la Figure IV.7 ((d), (e) et (f)). La distribution des contraintes principales après chaque passe qui précède l'étape de création des défauts est montrée dans la Figure IV.7. Trois types de défauts sont observés, chacun étant différent des autres en termes de forme et de degré de danger.

Pour la première configuration (gamme/série), le phénomène de rupture en ligne apparaît après quatre passes (Figure IV.7a et Fig.IV.7d). La principale cause de ce phénomène peut être une tension incorrecte due à un déséquilibre des forces entre la tension et la pression résultant de l'accumulation des passes précédentes. Ce résultat montre que la sélection de cette gamme ne répond pas à nos besoins ou à l'objectif souhaité de l'étude du processus de tréfilage.

La Figure IV.7. ((b), (e)) illustre la deuxième configuration (gamme). La déformation augmente progressivement jusqu'à la cinquième passe. À ce stade, la déformation commence, le diamètre du fil diminue, ce qui conduit à une augmentation supplémentaire des ruptures de fil. Après la

cinquième passe, le fil subit une augmentation importante des contraintes, ce qui provoque la rupture du fil à l'endroit où les contraintes σ_1 sont les plus élevées. Cette rupture du fil provoque une action de traction à l'extrémité du fil.

La troisième configuration (gamme) diffère en termes de forme et de gravité des défauts (Figure IV.7c, f). En raison de l'absence ou de la réduction de la tension hydrostatique au centre du fil, il a été démontré [1], [7], [200] que cette tension hydrostatique entraîne une porosité centrale et des vides centraux le long de la section transversale de la billette.

Figure IV.7. Distribution des composants de contrainte σ_1 , σ_3 lors du processus de tréfilage pour les trois configurations : a première contrainte principale après la 5e passe suite à une rupture, b première contrainte principale après la 6e passe suite à une cavité dans le fil, c première contrainte principale après la 7e passe suite à l'apparition de chevrons, d troisième contrainte principale après la 5e passe suite à une rupture (déchirure du matériau), e troisième contrainte principale après la 6e passe suite à une cavité dans le fil, et f troisième contrainte principale après la 7e passe suite à l'apparition de chevrons.

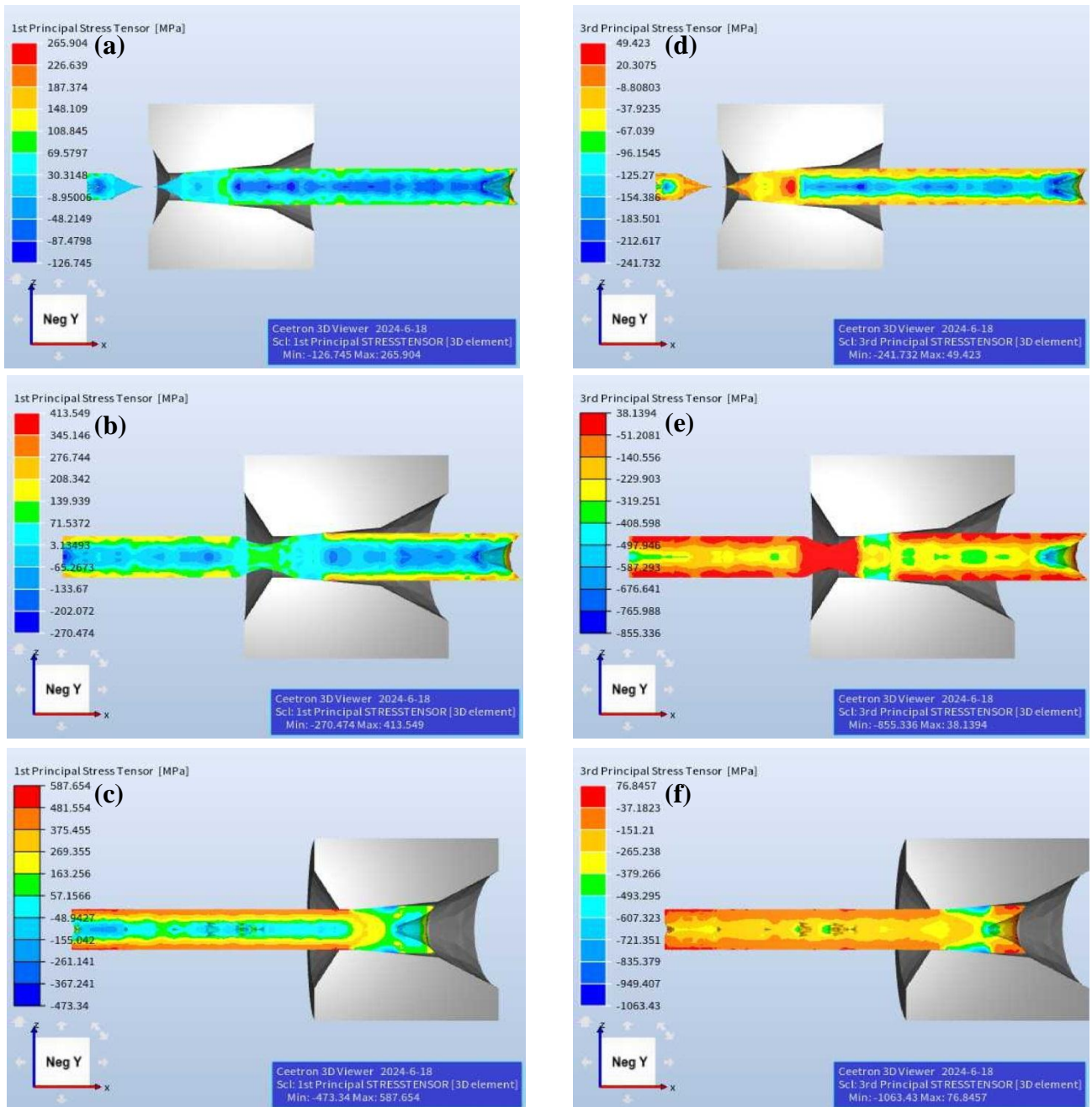


Figure IV.7. Distribution des composants de contrainte σ_1 , σ_3 lors du processus de tréfilage pour les trois configurations :

(a) première contrainte principale après la 5e passe suite à une rupture, (b) première contrainte principale après la 6e passe suite à une cavité dans le fil, (c) première contrainte principale après la 7e passe suite à l'apparition de chevrons, (d) troisième contrainte principale après la 5e passe suite à une rupture (déchirure du matériau), (e) troisième contrainte principale après la 6e passe suite à une cavité dans le fil, et (f) troisième contrainte principale après la 7e passe suite à l'apparition de chevrons.

IV.4.2 Pression hydrostatique

Le champ de pression dans les processus de tréfilage peut être utilisé pour mettre en évidence l'apparition de défauts internes. Ces défauts peuvent être générés selon plusieurs critères tels que l'angle de la filière ou le taux de réduction. La pression hydrostatique p est définie comme le tiers de la trace du tenseur des contraintes, c'est-à-dire comme la moyenne des termes diagonaux :

$$p = -\frac{1}{3} tr([\sigma]) = -\frac{\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}}{3} \quad (6)$$

Ce champ nous permet de savoir si les zones sont en compression ($p > 0$) ou en tension ($p < 0$).

Dans le premier cas, nous remarquons qu'une zone du cœur du fil atteint sa valeur critique d'endommagement ($CL=0,84$) le long de l'axe du fil tréfilé. Ce résultat prédit un risque potentiel clair de rupture centrale pour le fil, car l'écoulement du matériau sera plus rapide aux bords du fil qu'à son centre. D'un autre côté, et selon les résultats montrés dans la Figure IV.8. ((b), (c)), il est clair que la valeur de dommage prédite augmente progressivement vers l'axe de tréfilage et se localise dans le cœur du fil. Cependant, il y a une région où la valeur de dommage dépasse la valeur critique, ce qui signifie que jusqu'au quatrième passage, il n'y a pas de rupture centrale sous cette combinaison de paramètres de processus, et les valeurs mesurées d'endommagements pour tous les passages sont résumées dans le Tableau IV.5.

| Pass | \varnothing rang1 | total r % | r per pass % | damage rang1 | \varnothing rang2 | total r % | r per pass % | damage rang2 | \varnothing rang3 | total r % | r per pass % | damage rang3 |
|------|------------------------|--------------|--------------------|-----------------|------------------------|--------------|-----------------|-----------------|------------------------|--------------|-----------------|-----------------|
| 1 | 7.66 | 35 | 35 | 0.28 | 8.25 | 24.67 | | 0.17 | 8.91 | 12 | 12 | 0.12 |
| 2 | 6.28 | 56.37 | 32.87 | 0.47 | 7.16 | 43.25 | 24.67 | 0,35 | 8.24 | 24.72 | 14.45 | 0.24 |
| 3 | 5.22 | 69.78 | 30.75 | 0.67 | 6.21 | 57.25 | | 0.50 | 7.51 | 37.45 | 16.91 | 0.38 |
| 4 | 4.41 | 78.43 | 28.62 | 0.84 | 5.39 | 67.80 | | 0.70 | 6.75 | 49.56 | 19.36 | 0.52 |

Tableau IV.5. Les valeurs d'endommagements calculées pour chaque étape des trois gammes de tréfilage étudiées.

Dans la deuxième partie, et selon l'analyse tridimensionnelle de la pression hydrostatique illustrée par la colonne de droite de la Figure IV.8 ((a), (b), (c)), il nous est montré que la valeur positive de la contrainte hydrostatique prédomine autour de la partie centrale du fil déformé,

indiquant que la nucléation de vides localisés se produit le long de l'axe du fil tréfilé. Il est remarqué que la contrainte hydrostatique normale diminue progressivement du centre du fil vers les bords dans une direction perpendiculaire à celle du tréfilage. De plus, une valeur de pression hydrostatique négative sur les parois du fil indique un effet de charge en traction, dû à l'adhérence du matériau du fil à la paroi de la filière.

En outre, la distribution de la pression normale dans la direction transversale est également ondulante. Par conséquent, l'état de contrainte est considéré comme un paramètre important pour les ruptures centrales, ce qui est estimé par la distribution de la pression hydrostatique autour de la zone centrale de la partie déformée.

Enfin, les résultats de la simulation numérique ont permis de contrôler comment une combinaison de paramètres de processus entraînera une rupture centrale du fil tréfilé. C'est ce qui a été observé dans la première gamme et dans une moindre mesure dans la deuxième gamme, tandis que le fil de la troisième gamme a continué son parcours avec succès jusqu'au passage suivant.

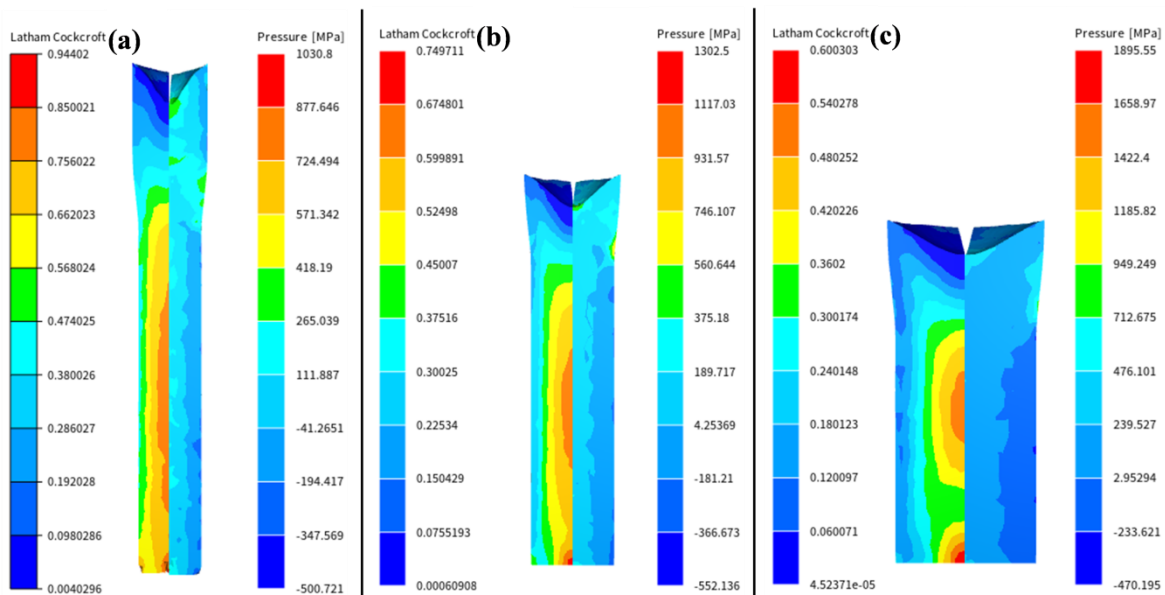


Figure IV.8. Distribution de l'endommagement C&L et pression hydrostatique résiduelle pour le processus de tréfilage : (a) 4ème passage pour la gamme 1 avec un taux de réduction $r=78,43\%$, (b) 4ème passage pour la gamme 2 avec un taux de réduction $r=67,80\%$ et (c) 4ème passage pour la gamme 3 avec un taux de réduction $r=49,56\%$.

IV.4.3 Prédiction de la géométrie des défauts de rupture centrale

Les défauts de rupture centrale (également appelés défauts en chevrons) sont courants dans l'industrie des câbles électriques. Ces défauts ne peuvent être identifiés que par inspection visuelle. Ils se propagent à partir d'une fissure interne dans la billette en raison de la présence de contraintes de traction hydrostatiques le long de la frontière de la zone de déformation. L'angle de la filière (α), le rapport de réduction (r) et le coefficient de friction (μ) sont les principaux facteurs influençant de manière significative la formation des défauts de rupture centrale. L'objectif était de déterminer les valeurs limites de l'intégrale de Cockroft-Latham pour trois gammes de tréfilage.

L'expérience de Remmers [12] est utilisée pour simuler le même grade de matériau et les variables (α , r , μ) qui influencent la formation des défauts de rupture centrale. La solution actuelle est ensuite évaluée pour sa validité et son efficacité. Remmers a découvert des fissures en chevrons et des trous entre les fissures au centre d'un fil de cuivre étiré dans 8 filières séquentielles avec une réduction totale de la section de 67,6 % (Figure IV.9a). La simulation numérique montre que la rupture centrale (chevrons) s'initie dans le cœur du fil (Figure IV.9b).

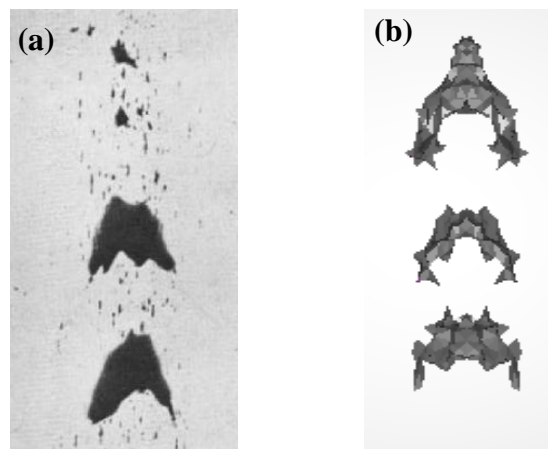


Figure IV.9. Apparition des ruptures centrales (chevron) : (a) Expérience de Remmers [12], (b) Notre résultat numérique.

On peut clairement voir que les valeurs de dommage augmentent progressivement avec l'augmentation du nombre de passages de tréfilage. De plus, l'évolution du dommage dans le processus de tréfilage montre des caractéristiques non linéaires évidentes. La distribution du dommage dans les directions axiale et circulaire correspond bien à l'étude expérimentale de Remmers [12], comme montré dans la Figure IV.9.

La simulation numérique a été réalisée jusqu'à ce que le matériau échoue. Par la suite, une analyse a été effectuée sur trois gammes distinctes de tréfilage de fil, où un examen des diamètres finaux obtenus, du taux de réduction et du nombre de passages a été entrepris. Les données tabulées présentées dans le Tableau IV.5 révèlent les résultats observés de cette investigation. Il est important de noter que les caractéristiques de fracture différaient selon les gammes spécifiées : les gammes 1 et 2 présentaient des fractures en cuppy wire, tandis que la troisième gamme montrait des fractures centrales, communément appelées fractures en chevrons.

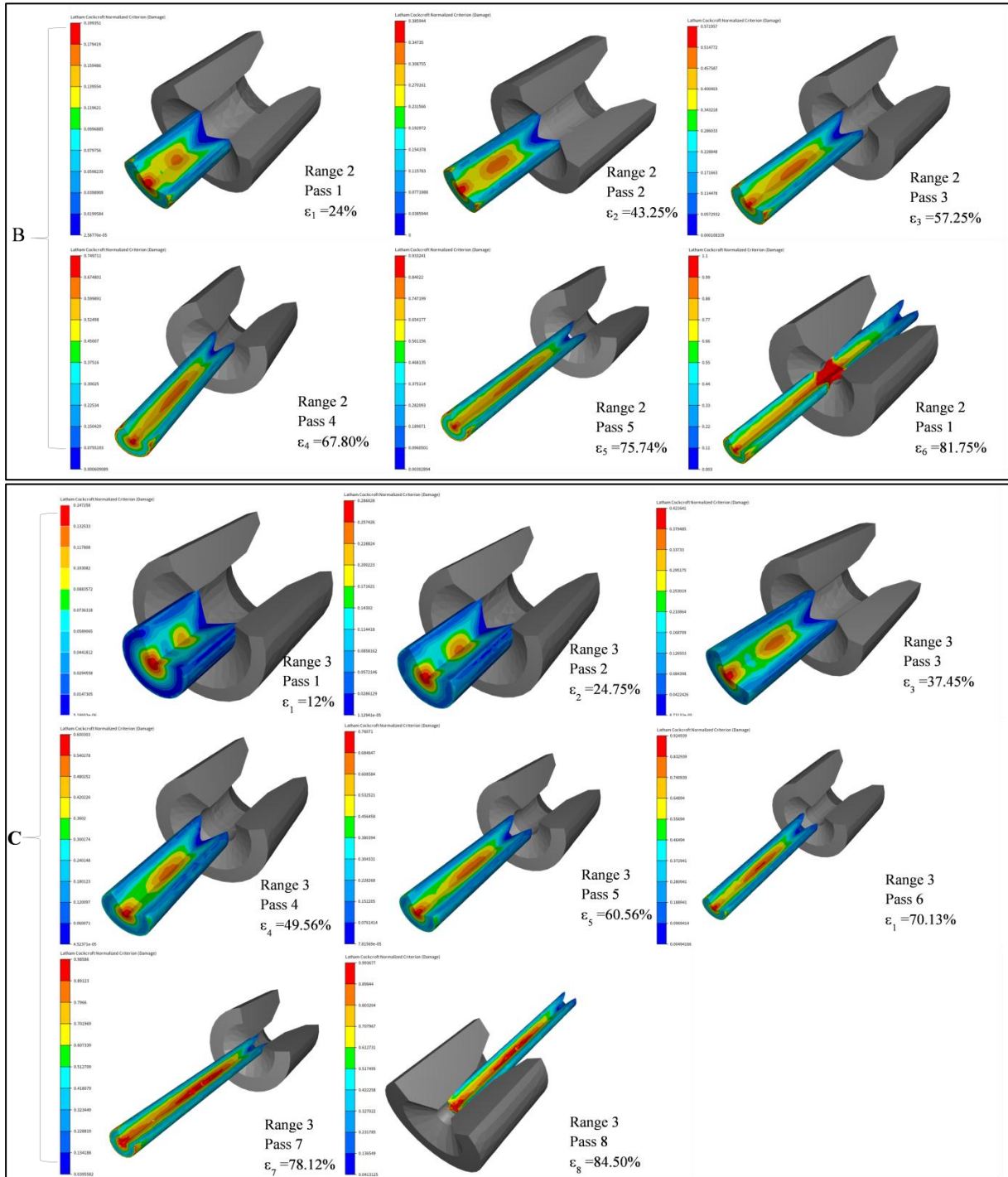
La première gamme commence à un taux de réduction de 35%, comme montré dans la Figure IV.10.A. La valeur de dommage prédite augmente progressivement vers l'axe d'extrusion et la périphérie extérieure, mais elle reste bien en dessous de la valeur critique de dommage lors des quatre premiers passages. Cela signifie qu'aucune rupture centrale ne se produit pendant ces quatre passages. Au cours du quatrième passage, la valeur de dommage augmente significativement et atteint une valeur de 0,84 dans le cœur du fil, proche de la valeur critique, et ce juste après quatre passages. Cela est dû à un taux de réduction substantiel de $\epsilon=78,43\%$, réparti sur seulement quatre passages, entraînant un durcissement rapide et soudain. Au cinquième passage, l'accumulation de force de traction provoquera un déchirement du matériau à l'interface mandrin/fil.

Dans la deuxième gamme (Figure IV.10B) où le taux de déformation de 24% est égal entre tous les passages, et avec un taux de réduction total de 81,73% réparti sur 6 passages, nous avons enregistré les valeurs de dommage CL dans l'ordre suivant pour chaque séquence de passage : 0,1685, 0,3454, 0,5, 0,6990, 0,8177, 1 (max). Dans cette gamme, un "nouveau défaut" connu sous le nom de "cuppiness" apparaît. Ce défaut ne semble pas être spécifique à un métal ou alliage particulier, mais semble se produire à différents moments dans tous les matériaux étirés. Certains chercheurs ont émis l'hypothèse que la source du problème réside dans la surcharge du fil, et que la présence d'inclusions dans le fil peut créer des zones faibles, et que le taux de déformation est significatif entre les passages. Et c'est le sujet de notre étude de recherche.

Dans la gamme 3, les valeurs de dommage du 1er passage au 6ème passage sont respectivement : 0,11, 0,24, 0,37, 0,52, 0,69, 0,85 et l'occurrence du chevron est située juste après le 6ème passage avec une valeur de 1, ce qui indique le dommage total. Une fonction spéciale kill element a été mise en œuvre pour montrer un défaut de rupture centrale macro (Figure IV.10.C), qui montre l'initiation d'une micro-fissure après le 7ème passage sous la forme d'une rupture centrale

discontinue le long de l'axe du fil. Au 8ème passage, une déchirure a été observée au contact entre le fil et le mandrin.

Il a été démontré que l'intensité de la tension de retour a un impact significatif sur le dommage cumulatif. En conséquence, la tension de retour augmente la probabilité d'un défaut de rupture centrale même si elle réduit la contrainte interfaciale entre la filière et le matériau. La nucléation des vides est induite par la concentration des contraintes maximales dans le cœur du fil, tandis que la croissance et la coalescence des vides sont causées par la propagation des fissures.



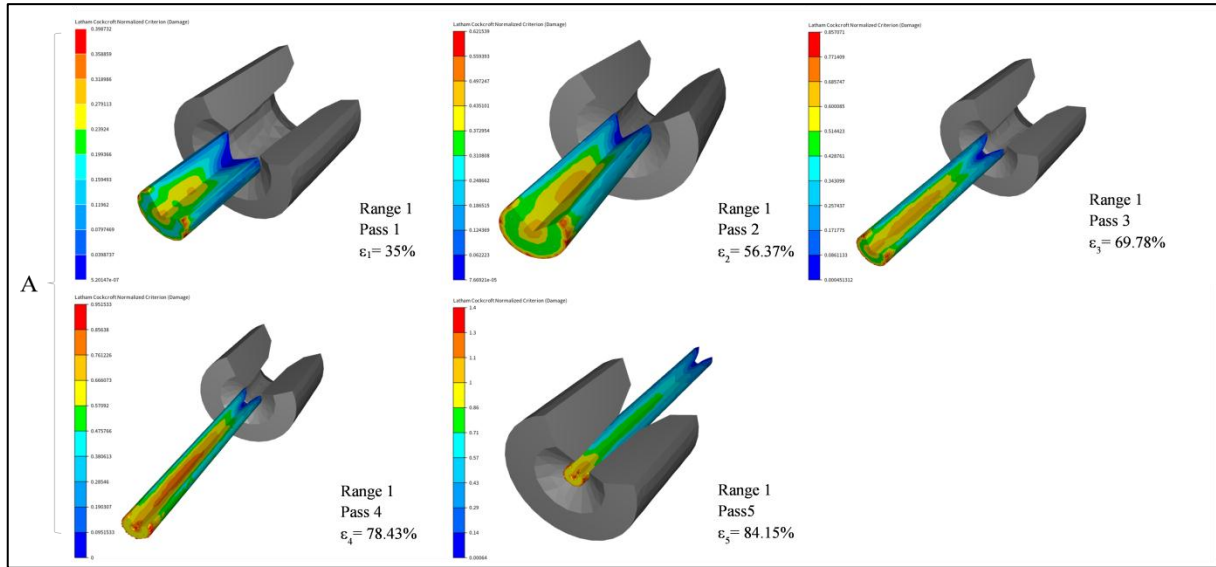


Figure IV.10. Distribution du dommage à l'intérieur de l'échantillon pour trois gammes différentes

La Figure IV.11. montre l'effet du nombre de passages sur les ruptures de fil lorsque le taux de réduction varie dans les trois gammes. La valeur du dommage pour les trois gammes est déterminée dans le cœur du fil en fonction de la déformation accumulée. Elle atteint la valeur du dommage de 0,8 après quatre passages pour la gamme 1, mais elle ne satisfait pas la valeur souhaitée du diamètre du fil (4,41 mm), qui atteint rapidement la valeur critique de dommage dans la gamme 1 et moins dans la gamme 2, tandis que dans la troisième gamme, elle continue le long d'une courbe linéaire.

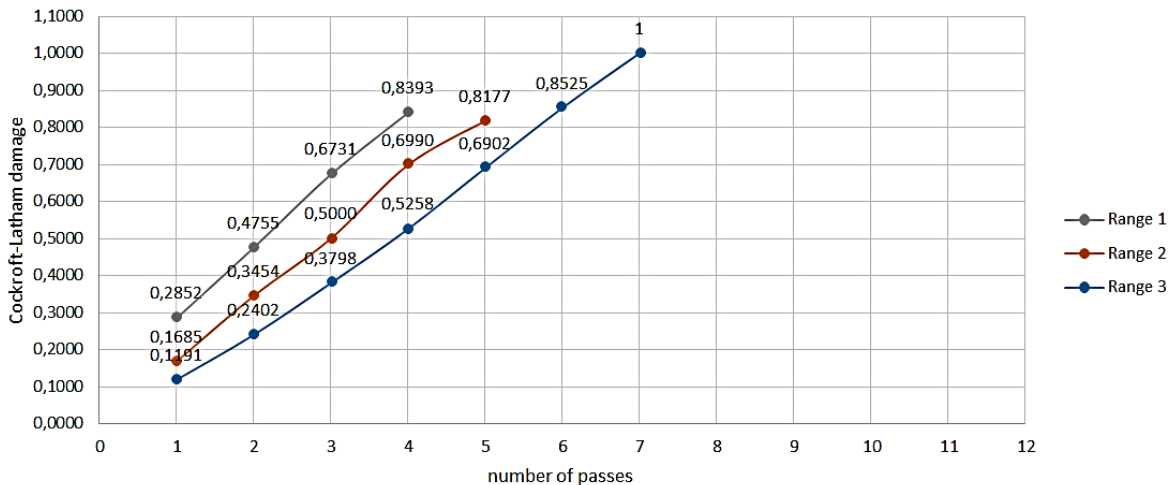


Figure IV.11. Comparaison du critère d'endommagement Cockroft-Latham à différents taux de réduction calculés au cœur du fil.

Le processus de tréfilage nécessite l'application d'une force suffisante, qui se traduit par la puissance de déformation plastique, également appelée puissance plastique, dont la quantification est un indice utilisé pour calculer l'énergie nécessaire au fil pour passer de l'état initial D_0 à l'étape suivante D_1 jusqu'à l'état final D_f en fonction du temps. Le contraste visible sur toutes les courbes de la Fig.8a-e montre l'ampleur de l'effet de la variation du taux de réduction pour chaque gamme de tréfilage. Par conséquent, une moindre consommation d'énergie est observée dans la troisième gamme, car la valeur du taux de réduction dans cette gamme est la plus basse par rapport aux autres gammes. La valeur du point le plus bas dans la gamme 1 après trois passages (Figure IV.12c) indique la chute de la puissance plastique, représentant le début de la formation d'un défaut de rupture centrale, également connu sous le nom de chevron, ce qui indique que la taille du défaut est significative. Le chevron continue d'augmenter jusqu'à ce que le fil se rompe au cinquième passage (voir Figure IV.12e et Fig.12A).

Pour la deuxième configuration, le fil continue jusqu'au passage suivant avec l'apparition de fluctuations dans la courbe d'énergie plastique, qui disparaissent au cinquième passage sans aucun défaut visible, comme montré dans la Figure IV.12 ((d), (e)).

D'autre part, dans la troisième configuration, il n'y a pas de défauts de rupture interne, ce qui se traduit par l'absence de toute chute le long des courbes d'énergie plastique de tous les passages, comme montré dans la Figure IV.12. Cela est dû au faible taux de réduction, qui a commencé à 12% au premier passage et a augmenté à 60% au cinquième passage.

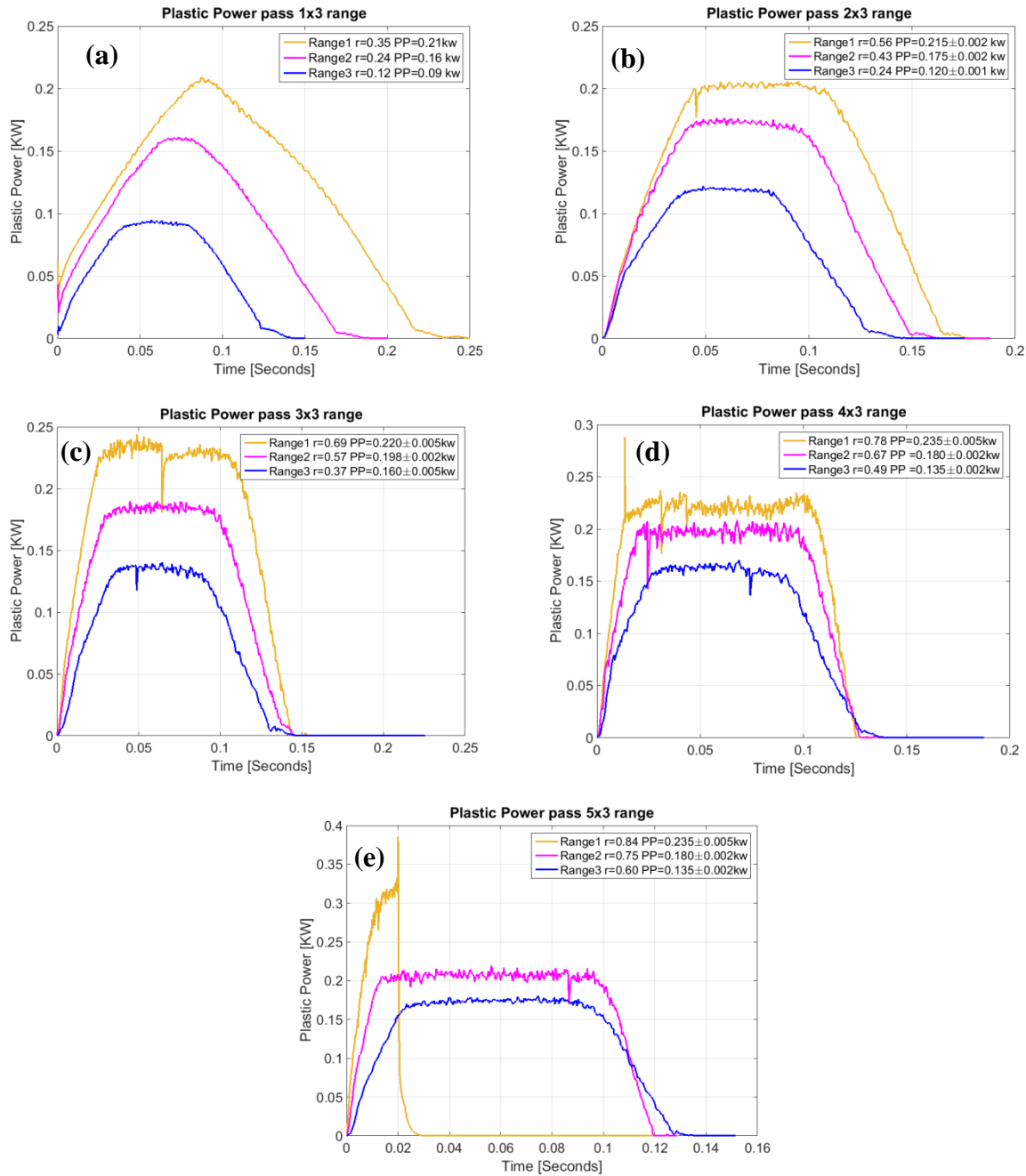


Figure IV.12. Évolution des puissances de tréfilage pour cinq passages dans des filières successives.

L'objectif était de déterminer comment le taux de réduction affectait l'énergie nécessaire pour le tréfilage. Selon le calcul, l'énergie d'activation du quatrième passage dans la gamme 2 diminue progressivement avec l'augmentation de la déformation, entraînant un adoucissement du flux induit par la chaleur. Le pic négatif signifie l'apparition d'un chevron, avec seule la gamme 3 réussissant à effectuer ces cinq passages sans défaut.

IV.5 Conclusion

Dans ce travail, un modèle numérique par éléments finis et une technique d'optimisation basée sur la méthode simplexe sont utilisés pour évaluer l'impact du taux de réduction incrémental dans les processus de tréfilage multi-passes. Cette technique d'optimisation permet de déterminer toutes les variables géométriques de la filière de tréfilage, offrant une solution pour détecter le problème de formation de fissures en chevrons et de cuppy wire lors du tréfilage à froid de barres rondes. La validation avec les données expérimentales de la littérature montre une concordance dans la détection du défaut de rupture centrale (Chevron) en termes de localisation et de forme. Cette validation nous a permis de valider le modèle mathématique proposé. La forme de la rupture centrale est presque identique à celle expérimentale, validant ainsi le modèle numérique proposé et la loi de comportement et de dommage sélectionnée.

Parmi les trois gammes de configurations proposées, la troisième gamme de configuration s'est avérée particulièrement efficace pour prévenir la rupture centrale (Chevron), ce qui est remarquable. De plus, les résultats ont montré avec une plus grande précision que six passages sans défaut avec une valeur de dommage inférieure au seuil critique ont été réalisés avec un diamètre final de 4 mm, ce qui est une autre conclusion notable de ce travail de recherche. D'autre part, les résultats de la simulation montrent que le durcissement dans le cœur du fil a été détecté, et les pics apparents de la puissance de tréfilage, qui justifient que cette dernière est décadée, prouvant ainsi la présence d'un défaut de rupture centrale. En revanche, les résultats de la simulation montrent que le durcissement dans le cœur du fil a été détecté, et que la puissance plastique augmente d'un passage à l'autre au cours de la gamme de tréfilage. De plus, certains des pics négatifs de cette énergie plastique sont visibles, signifiant l'apparition d'un chevron

Conclusion générale :

Cette thèse avait pour objectif d'améliorer la compréhension et l'optimisation du processus de tréfilage, en particulier en ce qui concerne la prévention des défauts tels que les fissures en chevrons. À travers une combinaison d'expérimentations métallurgiques et de simulations numériques, nous avons pu mettre en évidence l'influence des traitements thermomécaniques sur les propriétés des matériaux et développer un outil d'aide à la décision pour les industriels.

Les résultats expérimentaux ont montré que les traitements thermomécaniques ont un impact significatif sur la microstructure et les propriétés mécaniques des matériaux étudiés. La formation et la dissolution des précipités, ainsi que l'évolution de la texture cristallographique, jouent un rôle crucial dans la détermination de la résistance à la traction, de l'allongement et de la dureté des matériaux.

Par ailleurs, le modèle numérique développé s'est avéré être un outil puissant pour simuler le processus de tréfilage et prédire la formation de défauts. La validation du modèle par comparaison avec les résultats expérimentaux a confirmé sa fiabilité. Grâce à ce modèle, nous avons pu identifier les paramètres clés influant sur la formation des fissures en chevrons et optimiser les configurations de filières.

Les contributions principales de cette thèse résident dans le développement d'un modèle numérique précis et robuste, dans la mise en évidence du rôle de la microstructure sur les propriétés mécaniques et dans l'optimisation des paramètres de process pour prévenir la formation de défauts. Ces résultats ouvrent des perspectives intéressantes pour de futurs travaux, notamment l'étude de matériaux plus complexes, l'intégration d'autres phénomènes physiques dans le modèle et le développement de stratégies d'optimisation multi-objectifs.

En conclusion, cette thèse a permis d'améliorer les connaissances sur les mécanismes de déformation et d'endommagement lors du processus de tréfilage. Les résultats obtenus constituent une avancée significative dans l'optimisation des procédés de fabrication et peuvent contribuer à améliorer la qualité et la fiabilité des produits finis. Les outils développés dans le cadre de cette thèse peuvent être utilisés par les industriels pour concevoir des procédés de fabrication plus performants et plus durables.

Perspectives

Les limites de cette étude sont liées principalement à la complexité des phénomènes physiques en jeu et à l'absence d'un banc d'essai spécifique capable de simuler les conditions réelles des processus industriels, notamment les vitesses de tréfilage élevées. Ces contraintes nous ont amenés à nous concentrer sur l'étude de l'impact des traitements thermomécaniques. Néanmoins,

les résultats obtenus constituent une première étape prometteuse dans la compréhension de ces mécanismes et ouvrent de nouvelles perspectives pour l'optimisation des procédés de tréfilage. Enfin, des perspectives s'ouvrent sur la réalisation de simulations numériques plus poussées en s'appuyant sur des données expérimentales acquises à partir d'un banc d'essai spécifique. Cet outil nous permettrait d'étudier de manière approfondie l'influence de tous les paramètres du processus, tels que la vitesse de tréfilage, la température et la lubrification, sur la qualité du produit fini.

Référence

- [1] D.-C. Ko and B.-M. Kim, “The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 102, no. 1–3, pp. 19–24, May 2000, doi: 10.1016/S0924-0136(99)00461-6.
- [2] S. Choi, Y.-S. Lee, and H.-K. Oh, “Ductile fracture in axisymmetric extrusion,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 74, no. 1–3, pp. 263–267, Feb. 1998, doi: 10.1016/S0924-0136(97)00281-1.
- [3] A. Panteghini, “An analytical solution for the estimation of the drawing force in three dimensional plate drawing processes,” *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 84, pp. 147–157, Jul. 2014, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2014.04.012.
- [4] G. Vega, A. Haddi, and A. Imad, “Investigation of process parameters effect on the copper-wire drawing,” *Materials & Design*, vol. 30, no. 8, pp. 3308–3312, Sep. 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.12.006.
- [5] H. Park, S.-H. Kim, W.-J. Lee, J.-W. Ha, S.-J. Kim, and H.-J. Lee, “Effect of Wire-Drawing Process Conditions on Secondary Recrystallization Behavior During Annealing in High-Purity Copper Wires,” *Met. Mater. Int.*, vol. 27, no. 7, pp. 2220–2229, Jul. 2021, doi: 10.1007/s12540-020-00682-0.
- [6] W. Remmers, “Causes of cuppy wire,” *Trans Metall Soc AIME*, vol. 89, pp. 107–120, 1930.
- [7] A. E. Tekkaya, P.-O. Bouchard, S. Bruschi, and C. C. Tasan, “Damage in metal forming,” *CIRP Annals*, vol. 69, no. 2, pp. 600–623, 2020, doi: 10.1016/j.cirp.2020.05.005.
- [8] A. Ma, J. Cheng, D. Wei, F. Fang, and Z. Li, “Numerical analyses of damage behavior of wire with inclusion in multipass drawing process,” *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, vol. 44, no. 9, pp. 2538–2553, Sep. 2021, doi: 10.1111/ffe.13533.
- [9] D. Cho, Y.-C. Jang, and Y. Lee, “Evaluation of the prediction ability of ductile fracture criteria over a wide range of drawing conditions,” *J Mech Sci Technol*, vol. 33, no. 9, pp. 4245–4254, Sep. 2019, doi: 10.1007/s12206-019-0821-0.
- [10] Ł. Wójcik and Z. Pater, “Comparison Analysis of Cockroft – Latham Criterion Values of Commercial Plasticine and C45 Steel,” *Acta Mechanica et Automatica*, vol. 12, no. 4, pp. 286–293, Dec. 2018, doi: 10.2478/ama-2018-0044.
- [11] I. Orbegozo, “FRACTURE IN WIRE DRAWING”.
- [12] R. N. Wright, *Wire technology: process engineering and metallurgy*. Burlington, MA: Butterworth-Heinemann/Elsevier, 2011.
- [13] R. N. Wright, “Chapter 2 - A Brief History of Technology,” in *Wire Technology (Second Edition)*, Second Edition., R. N. Wright, Ed., Oxford: Butterworth-Heinemann, 2016, pp. 7–12. doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-802650-2.00002-9>.
- [14] B. Avitzur, “New Trends in Metal Forming,” in *Current Advances in Mechanical Design and Production III*, Elsevier, 1986, pp. 317–336.
- [15] R. Kieffer, F. Benesovsky, R. Kieffer, and F. Bensovsky, “Die Verwendung von Hartmetall beim Zerspanen: Bedeutung der Hartmetalle für die Entwicklung der Zerspanungstechnik,” *Hartmetalle*, pp. 343–415, 1965.
- [16] S. Roy, S. Ghosh, and R. Shivpuri, “Optimal Design of Process Variables in Multi-Pass Wire Drawing by Genetic Algorithms,” *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 118, no. 2, pp. 244–251, May 1996, doi: 10.1115/1.2831017.
- [17] A. R. Ragab, S. N. Samy, and Ch. A. R. Saleh, “Prediction of Central Bursting in Drawing and Extrusion of Metals,” *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, vol. 127, no. 3, pp. 698–702, Aug. 2005, doi: 10.1115/1.1961982.
- [18] D. J. Celentano, M. A. Palacios, E. L. Rojas, M. A. Cruchaga, A. A. Artigas, and A. E. Monsalve, “Simulation and experimental validation of multiple-step wire drawing

- processes,” *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 45, no. 3, pp. 163–180, Feb. 2009, doi: 10.1016/j.finel.2008.09.001.
- [19] H. Cho, H.-H. Jo, S.-G. Lee, B.-M. Kim, and Y.-J. Kim, “Effect of reduction ratio, inclusion size and distance between inclusions on wire breaks in Cu fine wiredrawing,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 130–131, pp. 416–420, Dec. 2002, doi: 10.1016/S0924-0136(02)00719-7.
- [20] R. Badi, S. Bensaada, N. Tala-Ighil, and N. Lebaal, “Numerical analysis of the effects of incremental reduction rate in the wire drawing process,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Jul. 2024, doi: 10.1007/s00170-024-13982-1.
- [21] A. Haddi, A. Imad, and G. Vega, “The influence of the drawing parameters and temperature rise on the prediction of chevron crack formation in wire drawing,” *Int J Fract*, vol. 176, no. 2, pp. 171–180, Aug. 2012, doi: 10.1007/s10704-012-9739-6.
- [22] H. Park, S.-H. Kim, W.-J. Lee, J.-W. Ha, S.-J. Kim, and H.-J. Lee, “Effect of Wire-Drawing Process Conditions on Secondary Recrystallization Behavior During Annealing in High-Purity Copper Wires,” *Met. Mater. Int.*, vol. 27, no. 7, pp. 2220–2229, Jul. 2021, doi: 10.1007/s12540-020-00682-0.
- [23] Z. Zimmerman and B. Avitzur, “Metal flow through conical converging dies—a lower upper bound approach using generalized boundaries of the plastic zone,” 1970.
- [24] J. G. Wistreich, Ø. Grong, and S. J. Andersen, “Multi-pass flow stress curve for cold drawn copper,” *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 1955.
- [25] G. Vega, A. Haddi, and A. Imad, “Modélisation numérique de mise en forme par tréfilage,” presented at the CFM 2007-18ème Congrès Français de Mécanique, AFM, Maison de la Mécanique, 39/41 rue Louis Blanc-92400 Courbevoie, 2007.
- [26] A. Haddi, A. Imad, and G. Vega, “Analysis of temperature and speed effects on the drawing stress for improving the wire drawing process,” *Materials & Design*, vol. 32, no. 8–9, pp. 4310–4315, Sep. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2011.04.010.
- [27] A. Shrivastava and R. K. Digavalli, “Effect of Process Variables on Interface Friction Characteristics in Strip Drawing of AA 5182 Alloy and Its Formability in Warm Deep Drawing,” *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, vol. 7, no. 5, p. 175, 2023.
- [28] A. Bandar, R. Gifford, W. Misiolek, and J. Coulter, “Impact of die geometry on microhardness and grain size of cold-drawn steel wire,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 19, no. 3, pp. 507–521, 2004.
- [29] T. B. Coser, T. F. D. Souza, and A. D. S. Rocha, “Avaliação numérica da influência da geometria do ferramental na geração de tensões residuais durante o processo de trefilação de barras de aço,” *Matéria (Rio J.)*, vol. 20, no. 4, pp. 819–831, Dec. 2015, doi: 10.1590/S1517-707620150004.0089.
- [30] L. K. Kabayama, S. P. Taguchi, and G. A. S. Martínez, “The influence of die geometry on stress distribution by experimental and FEM simulation on electrolytic copper wiredrawing,” *Mat. Res.*, vol. 12, no. 3, pp. 281–285, Sep. 2009, doi: 10.1590/S1516-14392009000300006.
- [31] M. Tintelecan, I. M. Sas-Boca, and D.-A. Iluțiu-Varvara, “The Influence of the Dies Geometry on the Drawing Force for Steel Wires,” *Procedia Engineering*, vol. 181, pp. 193–199, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.02.369.
- [32] A. Phelippeau *et al.*, “Cold drawn steel wires—processing, residual stresses and ductility Part II: Synchrotron and neutron diffraction,” *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, vol. 29, no. 3, pp. 255–265, 2006.
- [33] F. Yang, J. Q. Jiang, F. Fang, Y. Wang, and C. Ma, “Rapid determination of residual stress profiles in ferrite phase of cold-drawn wire by XRD and layer removal technique,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 486, no. 1–2, pp. 455–460, Jul. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.09.025.

- [34] H. Park and D. N. Lee, "The evolution of annealing textures in 90 Pct drawn copper wire," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34, no. 3, pp. 531–541, Mar. 2003, doi: 10.1007/s11661-003-0089-x.
- [35] E. Schmid, "Yield point of crystals, critical shear stress law," presented at the Proceedings of the First International Congress for Applied Mechanics, Delft, 1924.
- [36] G. I. Taylor and C. Elam, "The plastic extension and fracture of aluminium crystals," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, vol. 108, no. 745, pp. 28–51, 1925.
- [37] G. I. Taylor, "The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I.—Theoretical," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, vol. 145, no. 855, pp. 362–387, 1934.
- [38] G. I. Taylor, "Analysis of plastic strain in a cubic crystal," *Stephen Timoshenko 60th anniversary volume*, pp. 218–224, 1938.
- [39] D. Peirce, R. J. Asaro, and A. Needleman, "Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids," *Acta metallurgica*, vol. 31, no. 12, pp. 1951–1976, 1983.
- [40] R. J. Asaro and A. Needleman, "Overview no. 42 texture development and strain hardening in rate dependent polycrystals," *Acta metallurgica*, vol. 33, no. 6, pp. 923–953, 1985.
- [41] T.-Y. Wu, J. L. Bassani, and C. Laird, "Latent hardening in single crystals-I. Theory and experiments," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical and Physical Sciences*, vol. 435, no. 1893, pp. 1–19, 1991.
- [42] L. Anand and M. Kothari, "A computational procedure for rate-independent crystal plasticity," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 44, no. 4, pp. 525–558, 1996.
- [43] C. Miehe and J. Schröder, "A comparative study of stress update algorithms for rate-independent and rate-dependent crystal plasticity," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 50, no. 2, pp. 273–298, 2001.
- [44] S. Di Donato, L. Donati, and M. Negozio, "Copper Wire Multi-Pass Drawing: Process Modeling and Optimization," *Key Engineering Materials*, vol. 926, pp. 499–510, 2022.
- [45] R. J. Mohammed, J. K. Ali, and A. A. Nassar, "Numerical analysis of continuous dieless wire drawing process," *International Journal of Engineering & Technology*, vol. 8, no. 1.5, pp. 248–256, 2019.
- [46] T. G. dos Santos *et al.*, "Experimental-numerical analysis to determine the efficiency of industrial lubricants in wire drawing process," *Revista de Metalurgia*, vol. 59, no. 1, pp. e234–e234, 2023.
- [47] S. Alexandrov, Y.-M. Hwang, and H. S. R. Tsui, "Determining the drawing force in a wire drawing process considering an arbitrary hardening law," *Processes*, vol. 10, no. 7, p. 1336, 2022.
- [48] A. K. Pathak, A. Singh, G. Raj, Milind, and B. Acherjee, "FE-RSM Modeling of Wire Drawing of Brass-Plated Steel Wire," *Coatings: Materials, Processes, Characterization and Optimization*, pp. 153–167, 2021.
- [49] G. Fontaine, "I. Contribution à l'étude de la propagation des fautes d'empilement dans les métaux cubiques à faces centrées," *Journal de Physique*, vol. 27, no. 3–4, pp. 201–209, 1966.
- [50] J.-K. Hwang *et al.*, "Microstructural evolution and deformation behavior of twinning-induced plasticity (TWIP) steel during wire drawing," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 644, pp. 41–52, Sep. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.07.034.
- [51] L. Wang *et al.*, "Effect of cumulative strain on the microstructural and mechanical properties of Zn-0.02 wt%Mg alloy wires during room-temperature drawing process," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 740, pp. 949–957, Apr. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.059.

- [52] W. D. Callister, *Science et génie des matériaux*. Modulo, 2001.
- [53] F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*. elsevier, 2012.
- [54] C. Vargel, *LE COMPORTEMENT DE L'ALUMINIUM ET DE SES ALLIAGES-CHAPITRE 30-ACTION DE PRODUITS ET MILIEUX DIVERS*. 1979.
- [55] L. BESSAIS, "Etude et caractérisation de la réaction de recristallisation des fils d'aluminium tréfilés industriellement à ENI CA. BISKRA," 2017.
- [56] V. Ananthan, T. Leffers, and N. Hansen, "Cell and band structures in cold rolled polycrystalline copper," *Materials science and technology*, vol. 7, no. 12, pp. 1069–1075, 1991.
- [57] D. A. Hughes and N. Hansen, "Microstructure and strength of nickel at large strains," *Acta Materialia*, vol. 48, no. 11, pp. 2985–3004, 2000.
- [58] R. D. Doherty *et al.*, "Current issues in recrystallization: a review," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 238, no. 2, pp. 219–274, 1997, doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00424-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00424-3).
- [59] N. Hansen, "Cold deformation microstructures," *Materials science and technology*, vol. 6, no. 11, pp. 1039–1047, 1990.
- [60] M. Perez-Bravo, I. Madariaga, K. Ostolaza, and M. Tello, "Microstructural refinement of a TiAl alloy by a two step heat treatment," *Scripta materialia*, vol. 53, no. 10, pp. 1141–1146, 2005.
- [61] D. Hughes, M. Kassner, M. Stout, and J. Vetrano, "Metal forming at the center of excellence for the synthesis and processing of advanced materials," *JOM*, vol. 50, pp. 16–21, 1998.
- [62] F. Humphreys, P. Prangnell, J. R. Bowen, A. Gholinia, and C. Harris, "Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation," *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 357, no. 1756, pp. 1663–1681, 1999.
- [63] W. T. Read and W. Shockley, "Dislocation models of crystal grain boundaries," *Physical review*, vol. 78, no. 3, p. 275, 1950.
- [64] G. Mohamed and B. Bacroix, "Role of stored energy in static recrystallization of cold rolled copper single and multicrystals," *Acta materialia*, vol. 48, no. 13, pp. 3295–3302, 2000.
- [65] I. Dillamore and W. Roberts, "Preferred orientation in wrought and annealed metals," *Metallurgical Reviews*, vol. 10, no. 1, pp. 271–380, 1965.
- [66] H.-J. Shin, H.-T. Jeong, and D. Lee, "Deformation and annealing textures of silver wire," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 279, no. 1–2, pp. 244–253, 2000.
- [67] N. Brown and K. F. Lukens Jr, "Microstrain in polycrystalline metals," *Acta metallurgica*, vol. 9, no. 2, pp. 106–111, 1961.
- [68] A. English and G. Chin, "On the variation of wire texture with stacking fault energy in fcc metals and alloys," *Acta metallurgica*, vol. 13, no. 9, pp. 1013–1016, 1965.
- [69] J. Grewen and G. Wassermann, *Texturen in Forschung und Praxis*. Springer-Verlag, 1969.
- [70] G. E. Totten and D. S. MacKenzie, Eds., *Handbook of aluminum*. New York ; Basel: M. Dekker, 2003.
- [71] G. Mrówka-Nowotnik, "6XXX Alloys: chemical composition and heat treatment," in *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, Two-Volume Set (Print)*, CRC Press, 2018, pp. 1–14.
- [72] Aluminum Association, *Aluminum: properties and physical metallurgy*. ASM international, 1984.
- [73] N. Kuijpers, W. Kool, P. Koenis, K. Nilsen, I. Todd, and S. Van der Zwaag, "Assessment of different techniques for quantification of α -Al (FeMn) Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys," *Materials Characterization*, vol. 49, no. 5, pp. 409–420, 2002.

- [74] L. Lodgaard and N. Ryum, "Precipitation of dispersoids containing Mn and/or Cr in Al–Mg–Si alloys," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 283, no. 1–2, pp. 144–152, 2000.
- [75] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper, "The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys," *Acta materialia*, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904, 1998.
- [76] N. C. W. Kuijpers, "Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al (FeMn) Si transformation in Al-Mg-Si alloys," 2004.
- [77] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbńska, and A. Nowotnik, "Wpływ długotrwałego wyżarzania ujednorodniającego na mikrostrukturę i właściwości stopu aluminium 6066," *Inżynieria Materiałowa*, vol. 36, no. 6, pp. 381–385, 2015.
- [78] R. Shi, D. Wang, and Y. Wang, "ASM Handbook Volume 4E: Heat Treating of Nonferrous Alloys," *ASM Handb*, vol. 4, pp. 573–603, 2016.
- [79] J. R. Galvele, "Transport processes and the mechanism of pitting of metals," *Journal of the Electrochemical Society*, vol. 123, no. 4, p. 464, 1976.
- [80] J. Searles, P. I. Gouma, and R. Buchheit, "Stress corrosion cracking of sensitized AA5083 (Al-4.5 Mg-1.0 Mn)," presented at the Materials Science Forum, Trans Tech Publ, 2002, pp. 1437–1442.
- [81] I. N. A. Oguocha, O. J. Adigun, and S. Yannacopoulos, "Effect of sensitization heat treatment on properties of Al–Mg alloy AA5083-H116," *Journal of Materials Science*, vol. 43, no. 12, pp. 4208–4214, 2008.
- [82] S. Jain, M. L. C. Lim, J. L. Hudson, and J. R. Scully, "Spreading of intergranular corrosion on the surface of sensitized Al-4.4 Mg alloys: A general finding," *Corrosion science*, vol. 59, pp. 136–147, 2012.
- [83] A. J. Davenport *et al.*, "Intergranular corrosion and stress corrosion cracking of sensitised AA5182," presented at the Materials science forum, Trans Tech Publ, 2006, pp. 641–646.
- [84] D. R. Baer, C. F. Windisch Jr, M. H. Engelhard, M. J. Danielson, R. H. Jones, and J. S. Vetrano, "Influence of Mg on the corrosion of Al," *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, vol. 18, no. 1, pp. 131–136, 2000.
- [85] R. Goswami, G. Spanos, P. S. Pao, and R. L. Holtz, "Precipitation behavior of the β phase in Al-5083," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 4–5, pp. 1089–1095, 2010.
- [86] J. S. Vetrano, R. E. Williford, S. M. Bruemmer, and R. H. Jones, "Influence of microstructure and thermal history on the corrosion susceptibility of AA 5083," *Minerals, Metals and Materials Society/AIME(USA)*, pp. 77–85, 1997.
- [87] A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, M. J. Cano, and M. Marcos, "Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5% NaCl solution," *Corrosion science*, vol. 43, no. 9, pp. 1657–1674, 2001.
- [88] R. H. Jones, D. R. Baer, M. J. Danielson, and J. S. Vetrano, "Role of Mg in the stress corrosion cracking of an Al-Mg alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32, pp. 1699–1711, 2001.
- [89] D. J. Chakrabarti and D. E. Laughlin, "Phase relations and precipitation in Al–Mg–Si alloys with Cu additions," *Progress in Materials Science*, vol. 49, no. 3, pp. 389–410, Jan. 2004, doi: 10.1016/S0079-6425(03)00031-8.
- [90] R. Buchheit, R. Grant, P. Hlava, B. Mckenzie, and G. Zender, "Local dissolution phenomena associated with S phase (Al₂CuMg) particles in aluminum alloy 2024- T3," *Journal of the electrochemical society*, vol. 144, no. 8, p. 2621, 1997.
- [91] N. Birbilis, T. Muster, and R. G. Buchheit, "Corrosion of aluminum alloys," *Corrosion mechanisms in theory and practice*, pp. 705–736, 2011.
- [92] V. Guillaumin and G. Mankowski, "Localized corrosion of 2024 T351 aluminium alloy in chloride media," *Corrosion Science*, vol. 41, no. 3, pp. 421–438, 1998.

- [93] A. Boag, A. Hughes, A. Glenn, T. Muster, and D. McCulloch, "Corrosion of AA2024-T3 Part I: Localised corrosion of isolated IM particles," *Corrosion Science*, vol. 53, no. 1, pp. 17–26, 2011.
- [94] T. Muster *et al.*, "A combinatorial matrix of rare earth chloride mixtures as corrosion inhibitors of AA2024-T3: Optimisation using potentiodynamic polarisation and EIS," *Electrochimica Acta*, vol. 67, pp. 95–103, 2012.
- [95] K. Nisancioglu, "Theoretical Problems Related to Ohmic Resistance Compensation," in *The Measurement and Correction of Electrolyte Resistance in Electrochemical Tests*, vol. STP1056-EB, R. Taylor and L. Scribner, Eds., ASTM International, 1990, p. 0. [Online]. Available: <https://doi.org/10.1520/STP25281S>
- [96] Z. Szklarska-Smialowska, "Pitting corrosion of aluminum," *Corrosion science*, vol. 41, no. 9, pp. 1743–1767, 1999.
- [97] "Electrochemical behavior and localized corrosion associated with Al₇Cu₂Fe particles in aluminum alloy 7075-T651," *Corrosion Science*, vol. 48, no. 12, pp. 4202–4215, 2006.
- [98] M. Handbook, "Metallography, structures and phase diagrams," *ASTM, Metals Park, Ohio*, 1973.
- [99] L. Rokhlin and A. Pepelyan, "Phase Equilibria in the Magnesium-Rich Region of the Mg–Al–Si System," *Russ. Metall.*, no. 6, pp. 172–174, 1988.
- [100] Z. Ahmad, *Aluminium Alloys: New Trends in Fabrication and Applications*. IntechOpen, 2012. [Online]. Available: <https://books.google.dz/books?id=NeucDwAAQBAJ>
- [101] H. Demir and S. Gündüz, "The effects of aging on machinability of 6061 aluminium alloy," *Materials & Design*, vol. 30, no. 5, pp. 1480–1483, 2009.
- [102] I. Fridlyander, A. Drits, and A. Yeleseyev, "Lightweight and high-temperature alloys and the processing of them," 1986.
- [103] X. Qian, Z. Wang, Y. Li, Y. Wang, and Y. Peng, "Formation mechanism of β -Mg₅Si₆ and its PFZ in an Al–Mg–Si–Mn alloy: experiment and first-principles calculations," *Materials Characterization*, vol. 197, p. 112617, 2023.
- [104] O. R. Myhr, Ø. Grong, H. G. Fjær, and C. D. Marioara, "Modelling of the microstructure and strength evolution in Al–Mg–Si alloys during multistage thermal processing," *Acta Materialia*, vol. 52, no. 17, pp. 4997–5008, 2004.
- [105] O. R. Myhr, Ø. Grong, and S. J. Andersen, "Modelling of the age hardening behaviour of Al–Mg–Si alloys," *Acta Materialia*, vol. 49, no. 1, pp. 65–75, 2001.
- [106] C. Barbosa, J. Dille, J.-L. Delplancke, J. M. A. Rebello, and O. Acselrad, "A microstructural study of flash welded and aged 6061 and 6013 aluminum alloys," *Materials characterization*, vol. 57, no. 3, pp. 187–192, 2006.
- [107] S. Pogatscher, H. Antrekowitsch, H. Leitner, A. S. Sologubenko, and P. J. Uggowitzer, "Influence of the thermal route on the peak-aged microstructures in an Al–Mg–Si aluminum alloy," *Scripta materialia*, vol. 68, no. 2, pp. 158–161, 2013.
- [108] M. Riendeau, M. Mataya, and D. Matlock, "Controlled drawing to produce desirable hardness and microstructural gradients in alloy 302 wire," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28, pp. 363–375, 1997.
- [109] A. K. F. Hassan and A. S. Hashim, "Three Dimensional Finite Element Analysis of Wire Drawing Process," *ujme*, vol. 3, no. 3, pp. 71–82, May 2015, doi: 10.13189/ujme.2015.030302.
- [110] Y. L. Xu, "Effect of Drawing Processes on Wire Breaking in Steel Wire Production," *Advanced Materials Research*, vol. 941, pp. 1667–1670, 2014.
- [111] D. Wei, L. Wang, X. Hu, X. Mao, Z. Xie, and F. Fang, "Effect of drawing strain rate on microstructure and mechanical properties of cold-drawn pearlitic steel wires," *Journal of Materials Science*, vol. 57, no. 19, pp. 8924–8939, 2022.

- [112] M. T. Tucker, M. F. Horstemeyer, W. R. Whittington, K. N. Solanki, and P. M. Gullett, "The effect of varying strain rates and stress states on the plasticity, damage, and fracture of aluminum alloys," *Mechanics of Materials*, vol. 42, no. 10, pp. 895–907, Oct. 2010, doi: 10.1016/j.mechmat.2010.07.003.
- [113] R. N. Wright, *Wire technology: process engineering and metallurgy*, Second Edition. Amsterdam: Elsevier, 2016.
- [114] S. M. Weygand, H. Riedel, B. Eberhard, and G. Wouters, "Numerical simulation of the drawing process of tungsten wires," *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 24, no. 4, pp. 338–342, Jul. 2006, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2005.10.010.
- [115] Z. Zhong, "Wire bonding using insulated wire and new challenges in wire bonding," *Microelectronics International*, vol. 25, no. 2, pp. 9–14, 2008.
- [116] S. R. Kalidindi, J. R. Houskamp, M. Lyons, and B. L. Adams, "Microstructure sensitive design of an orthotropic plate subjected to tensile load," *International Journal of Plasticity*, vol. 20, no. 8–9, pp. 1561–1575, 2004.
- [117] S. R. Kalidindi and J. R. Houskamp, "Application of the spectral methods of microstructure design to continuous fiber-reinforced composites," *Journal of Composite Materials*, vol. 41, no. 8, pp. 909–930, 2007.
- [118] B. L. Adams, A. Henrie, B. Henrie, M. Lyon, S. Kalidindi, and H. Garmestani, "Microstructure-sensitive design of a compliant beam," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 49, no. 8, pp. 1639–1663, 2001.
- [119] G. Saheli, H. Garmestani, and B. Adams, "Microstructure design of a two phase composite using two-point correlation functions," *Journal of computer-aided materials design*, vol. 11, pp. 103–115, 2004.
- [120] G. I. Taylor and C. F. Elam, "Bakerian lecture: the distortion of an aluminium crystal during a tensile test," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, vol. 102, no. 719, pp. 643–667, 1923.
- [121] G. I. Taylor, "Plastic strain in metals," *J. Inst. Metals*, vol. 62, pp. 307–324, 1938.
- [122] D. Peirce, R. Asaro, and A. Needleman, "An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals," *Acta metallurgica*, vol. 30, no. 6, pp. 1087–1119, 1982.
- [123] J. Očenášek, M. R. Ripoll, S. Weygand, and H. Riedel, "Multi-grain finite element model for studying the wire drawing process," *Computational Materials Science*, vol. 39, no. 1, pp. 23–28, 2007.
- [124] M. R. Ripoll and J. Očenášek, "Microstructure and texture evolution during the drawing of tungsten wires," *Engineering fracture mechanics*, vol. 76, no. 10, pp. 1485–1499, 2009.
- [125] S. Kalidindi and L. Anand, "Macroscopic shape change and evolution of crystallographic texture in pre-textured FCC metals," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 42, no. 3, pp. 459–490, 1994.
- [126] D. Sintay and B. Adams, "Microstructure design for a rotating disk: with application to turbine engines. IDETC/CIE," presented at the 31st Design automation conference. Long Beach, California USA, 2005.
- [127] G. Proust and S. R. Kalidindi, "Procedures for construction of anisotropic elastic–plastic property closures for face-centered cubic polycrystals using first-order bounding relations," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 54, no. 8, pp. 1744–1762, 2006.
- [128] J. R. Houskamp, G. Proust, and S. R. Kalidindi, "Integration of microstructure-sensitive design with finite element methods: elastic-plastic case studies in FCC polycrystals," *International Journal for Multiscale Computational Engineering*, vol. 5, no. 3–4, 2007.
- [129] M. Knezevic and S. R. Kalidindi, "Fast computation of first-order elastic–plastic closures for polycrystalline cubic-orthorhombic microstructures," *Computational Materials Science*, vol. 39, no. 3, pp. 643–648, 2007.

- [130] X. Wu, G. Proust, M. Knezevic, and S. Kalidindi, "Elastic–plastic property closures for hexagonal close-packed polycrystalline metals using first-order bounding theories," *Acta Materialia*, vol. 55, no. 8, pp. 2729–2737, 2007.
- [131] D. Raabe, "Texture–Property Relationships in Aluminum Alloys: Simulations and Experiments," in *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys, Two-Volume Set (Print)*, CRC Press, 2018, pp. 2599–2624.
- [132] N. Loh and D. Sansome, "An upper-bound solution for elevated temperature wire drawing," *Journal of mechanical working technology*, vol. 18, no. 1, pp. 33–51, 1989.
- [133] L. Lazzarotto, L. Dubar, A. Dubois, P. Ravassard, and J. Oudin, "Identification of Coulomb's friction coefficient in real contact conditions applied to a wire drawing process," *Wear*, vol. 211, no. 1, pp. 54–63, 1997.
- [134] G. Sachs, "Plasticity problems in metals," *Transactions of the Faraday Society*, vol. 24, pp. 84–92, 1928.
- [135] E. Siebel, *Der derzeitige Stand der Erkenntnisse über die mechanischen Vorgänge beim Drahtziehen*. Verlag Stahleisen, 1947.
- [136] B. Avitzur, "Study of flow through conical converging dies," presented at the Metal Forming: Interrelation Between Theory and Practice: Proceedings of a symposium on the Relation Between Theory and Practice of Metal Forming, held in Cleveland, Ohio, in October, 1970, Springer, 1971, pp. 1–46.
- [137] C. Lee and S. Kobayashi, "New solutions to rigid-plastic deformation problems using a matrix method," 1973.
- [138] O. Zienkiewicz and P. Godbole, "Flow of plastic and visco- plastic solids with special reference to extrusion and forming processes," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 8, no. 1, pp. 1–16, 1974.
- [139] T. Altan and M. Knoerr, "Application of the 2D finite element method to simulation of cold-forging processes," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 35, no. 3–4, pp. 275–302, 1992.
- [140] O. Zienkiewicz, P. Jain, and E. Onate, "Flow of solids during forming and extrusion: some aspects of numerical solutions," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 14, no. 1, pp. 15–38, 1978.
- [141] D. Zienkiewicz, E. Onate, and J. Heinrich, "Plastic Flow in Metal Forming. I.--Coupled Thermal. II.--Thin Sheet Forming," *Applications of Numerical Methods to Forming Processes*, pp. 107–120, 1978.
- [142] O. Zienkiewicz, E. Oñae, and J. Heinrich, "A general formulation for coupled thermal flow of metals using finite elements," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 17, no. 10, pp. 1497–1514, 1981.
- [143] N. Rebelo and S. Kobayashi, "A coupled analysis of viscoplastic deformation and heat transfer—I: theoretical considerations," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 22, no. 11, pp. 699–705, 1980.
- [144] N. Rebelo and S. Kobayashi, "A coupled analysis of viscoplastic deformation and heat transfer—II: applications," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 22, no. 11, pp. 707–718, 1980.
- [145] O. C. Zienkiewicz and Y. Cheung, "The finite element method in structural and continuum mechanics," 1968.
- [146] P. Marcal, "A stiffness method for elastic-plastic problems," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 7, no. 4, pp. 229–238, 1965.
- [147] P. Marcal and I. P. King, "Elastic-plastic analysis of two-dimensional stress systems by the finite element method," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 9, no. 3, pp. 143–155, 1967.

- [148] Y. Yamada, N. Yoshimura, and T. Sakurai, "Plastic stress-strain matrix and its application for the solution of elastic-plastic problems by the finite element method," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 10, no. 5, pp. 343–354, 1968.
- [149] C. Lee and S. Kobayashi, "Elastoplastic analysis of plane-strain and axisymmetric flat punch indentation by the finite-element method," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 12, no. 4, pp. 349–370, 1970.
- [150] H. D. Hibbitt, P. V. Marcal, and J. Rice, "A finite element formulation for problems of large strain and large displacement," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 6, no. 8, pp. 1069–1086, 1970.
- [151] J. C. Nagtegaal, D. M. Parks, and J. Rice, "On numerically accurate finite element solutions in the fully plastic range," *Computer methods in applied mechanics and engineering*, vol. 4, no. 2, pp. 153–177, 1974.
- [152] C. V. Nielsen and P. A. F. Martins, "Chapter 3 - Finite element simulation: A user's perspective**Chris V. Nielsen (Technical University of Denmark, Lyngby, Denmark) and Paulo A.F. Martins (IDMEC, Instituto Superior Técnico, University of Lisbon, Portugal).," in *Metal Forming*, C. V. Nielsen and P. A. F. Martins, Eds., Academic Press, 2021, pp. 109–180. doi: 10.1016/B978-0-323-85255-5.00011-X.
- [153] Y. K. Zhu *et al.*, "Effect of stress profile on microstructure evolution of cold-drawn commercially pure aluminum wire analyzed by finite element simulation," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 34, no. 7, pp. 1214–1221, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.jmst.2017.07.011.
- [154] C. J. Luis, J. León, and R. Luri, "Comparison between finite element method and analytical methods for studying wire drawing processes," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 164–165, pp. 1218–1225, May 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.138.
- [155] J. P. Magrinho, M. B. Silva, L. Reis, and P. A. Martins, "Formability limits, fractography and fracture toughness in sheet metal forming," *Materials*, vol. 12, no. 9, p. 1493, 2019.
- [156] "Front Matter," in *Metal Forming*, Elsevier, 2021, pp. i–ii. doi: 10.1016/B978-0-323-85255-5.09990-8.
- [157] A. G. Atkins, "Fracture in forming," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 56, no. 1, pp. 609–618, Jan. 1996, doi: 10.1016/0924-0136(95)01875-1.
- [158] V. Tvergaard and A. Needleman, "Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar," *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 1, pp. 157–169, Jan. 1984, doi: 10.1016/0001-6160(84)90213-X.
- [159] J. Lemaitre, "A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 107, no. 1, pp. 83–89, Jan. 1985, doi: 10.1115/1.3225775.
- [160] M. Ayada, "Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials," presented at the Proceedings of 2nd International Conference on Technology for Plasticity, Stuttgart, 1987, 1987, pp. 553–558.
- [161] F. A. McClintock, "A criterion for ductile fracture by the growth of holes," 1968.
- [162] M. Cockcroft, "Ductility and workability of metals," *J. of Metals*, vol. 96, p. 2444, 1968.
- [163] P. Brozzo, B. Deluca, and R. Rendina, "A new method for the prediction of formability limits in metal sheets," presented at the Proc. 7th biennial Conf. IDDR, 1972.
- [164] D. Norris Jr, J. Reaugh, B. Moran, and D. Quinones, "A plastic-strain, mean-stress criterion for ductile fracture," 1978.
- [165] J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, no. 3, pp. 201–217, 1969.
- [166] M. Oyane, "Criteria of ductile fracture strain," *Bulletin of JSME*, vol. 15, no. 90, pp. 1507–1513, 1972.

- [167] P. Christiansen, C. V. Nielsen, N. Bay, and P. Martins, "Internal shear cracking in bulk metal forming," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, vol. 233, no. 4, pp. 603–614, 2019.
- [168] Y. Lou, H. Huh, S. Lim, and K. Pack, "New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 49, no. 25, pp. 3605–3615, 2012.
- [169] B. Budiansky, J. Hutchinson, and S. Slutsky, "Void growth and collapse in viscous solids," in *Mechanics of solids*, Elsevier, 1982, pp. 13–45.
- [170] A. L. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media," 1977.
- [171] L. Kachanov, "On creep rupture time," *Izv. Acad. Nauk SSSR, Otd. Techn*, vol. 8, pp. 26–31, 1958.
- [172] R. Hauptmann and K. Schweizerhof, "A systematic development of 'solid- shell' element formulations for linear and non- linear analyses employing only displacement degrees of freedom," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 42, no. 1, pp. 49–69, 1998.
- [173] O. Liivapuu, J. Olt, and T. Tärkla, "Comparison between finite element analysis and rheological models for chip formation," *Acta et Commentationes Universitatis Tartuensis de Mathematica*, vol. 23, no. 2, pp. 255–268, 2019.
- [174] J. Olt and O. Liivapuu, "Two approaches to the modelling of chip formation: rheological models and finite element analysis.," *Építőanyag: Journal of Silicate Based & Composite Materials*, vol. 71, no. 5, 2019.
- [175] O. M. Smirnov and M. Tsepin, "Rheological Models as the Basic Element of Metal Forming Processes Simulation," presented at the Materials Science Forum, Trans Tech Publ, 2008, pp. 545–548.
- [176] A. Cherouat, H. Borouchaki, and J. Zhang, "Simulation of sheet metal forming processes using a fully rheological-damage constitutive model coupling and a specific 3D remeshing method," *Metals*, vol. 8, no. 12, p. 991, 2018.
- [177] C. Kang, P. Seo, and J. Bae, "Computer Aided Simulation of the Rheology Forging Process for Aluminum Alloys and its Experimental Investigation," *Key Engineering Materials*, vol. 340, pp. 611–618, 2007.
- [178] H. S. Valberg, *Applied Metal Forming: Including FEM Analysis*. Cambridge University Press, 2010.
- [179] W. F. Miao and D. E. Laughlin, "Precipitation hardening in aluminum alloy 6022," *Scripta materialia*, vol. 40, no. 7, pp. 873–878, 1999.
- [180] W. M. D. LAUGHLIN, "A differential scanning calorimetry study of aluminum alloy 6111 with different pro-aging treatments," *Journal of Materials science letters*, vol. 19, pp. J201-203, 2000.
- [181] D. W. Pashley, M. H. Jacobs, and J. T. Vietz, "The basic processes affecting two-step ageing in an Al-Mg-Si alloy," *Philosophical magazine*, vol. 16, no. 139, pp. 51–76, 1967.
- [182] K. Matsuda, S. Tada, S. Ikeno, T. Sato, and A. Kamio, "Scripta Met," *Mater*, vol. 32, no. 1175, p. 1998, 1995.
- [183] *Age Hardening of Extruded AA 6005A Aluminium Alloy Powders*. [Online]. Available: <https://www.mdpi.com/1996-1944/12/14/2316>
- [184] A. Deschamps and Y. Brechet, "Influence of predeformation and ageing of an Al–Zn–Mg alloy—II. Modeling of precipitation kinetics and yield stress," *Acta Materialia*, vol. 47, no. 1, pp. 293–305, 1998, doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00296-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00296-1).
- [185] D. Dumont, A. Deschamps, and Y. Brechet, "On the relationship between microstructure, strength and toughness in AA7050 aluminum alloy," *Materials Science and Engineering:*

- A, vol. 356, no. 1, pp. 326–336, 2003, doi: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00145-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00145-X).
- [186] L. A. I. Kestens and H. Pirgazi, “Texture formation in metal alloys with cubic crystal structures,” *Materials Science and Technology*, vol. 32, no. 13, pp. 1303–1315, Sep. 2016, doi: [10.1080/02670836.2016.1231746](https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1231746).
- [187] U. S. Dixit and P. M. Dixit, “An analysis of the steady-state wire drawing of strain-hardening materials,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 47, no. 3–4, pp. 201–229, Jan. 1995, doi: [10.1016/0924-0136\(95\)85000-7](https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)85000-7).
- [188] A. Gontarz and G. Winiarski, “Numerical And Experimental Study Of Producing Flanges On Hollow Parts By Extrusion With A Movable Sleeve,” *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 60, no. 3, pp. 1917–1922, Sep. 2015, doi: [10.1515/amm-2015-0326](https://doi.org/10.1515/amm-2015-0326).
- [189] J.-H. Wang, Y.-L. Lo, H.-Y. Wang, and H.-C. Tran, “Multi-objective optimization framework for five-pass wire-drawing process,” *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 107, no. 7–8, pp. 3049–3063, Apr. 2020, doi: [10.1007/s00170-020-05226-9](https://doi.org/10.1007/s00170-020-05226-9).
- [190] T. Massé, L. Fourment, P. Montmitonnet, C. Bobadilla, and S. Foissey, “The optimal die semi-angle concept in wire drawing, examined using automatic optimization techniques,” *Int J Mater Form*, vol. 6, no. 3, pp. 377–389, Sep. 2013, doi: [10.1007/s12289-012-1092-9](https://doi.org/10.1007/s12289-012-1092-9).
- [191] S. H. Zhang, X. D. Chen, J. Zhou, and D. W. Zhao, “Upper bound analysis of wire drawing through a twin parabolic die,” *Meccanica*, vol. 51, no. 9, pp. 2099–2110, Sep. 2016, doi: [10.1007/s11012-016-0363-9](https://doi.org/10.1007/s11012-016-0363-9).
- [192] I. M. Sas-Boca, M. Tintelecan, M. Pop, D.-A. Iluțiu-Varvara, and A. M. Mihiu, “The Wire Drawing Process Simulation and the Optimization of Geometry Dies,” *Procedia Engineering*, vol. 181, pp. 187–192, 2017, doi: [10.1016/j.proeng.2017.02.368](https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.368).
- [193] A. A. González, M. A. Cruchaga, and D. J. Celentano, “Incidence of die spacing in the evolution of damage in two-pass wire drawing processes,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 200, pp. 375–386, Sep. 2018, doi: [10.1016/j.engfracmech.2018.08.014](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.08.014).
- [194] J.-J. Sheu and B.-S. Wang, “The Optimization Wire Drawing Die Design for Aluminum A1050 and A1070,” *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, vol. 644, no. 1, p. 012019, Oct. 2019, doi: [10.1088/1757-899X/644/1/012019](https://doi.org/10.1088/1757-899X/644/1/012019).
- [195] P. Barrand, R. Gadeau, and G. Pechiney, *L’Aluminium: Production, propriétés, alliages, fabrication des demi-produits, fabrications annexes*. in L’Aluminium. Éditions Eyrolles, 1964. [Online]. Available: <https://books.google.dz/books?id=WtMcAAAAIAAJ>
- [196] J. Hansen, J. Pospiech, and K. Lücke, *Tables for texture analysis of cubic crystals*. Springer, 1978.
- [197] D. J. Celentano, “Thermomechanical Simulation and Experimental Validation of Wire Drawing Processes,” *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 25, no. 7, pp. 546–556, Jul. 2010, doi: [10.1080/10426910903180003](https://doi.org/10.1080/10426910903180003).
- [198] G. A. S. Martínez, O. Rodriguez-Alabanda, U. Prisco, M. Tintelecan, and L. K. Kabayama, “The influences of the variable speed and internal die geometry on the performance of two commercial soluble oils in the drawing process of pure copper fine wire,” *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 118, no. 11, pp. 3749–3760, 2022.
- [199] L. Niu, Q. Zhang, B. Wang, B. Han, H. Li, and T. Mei, “A modified Hansel-Spittel constitutive equation of Ti-6Al-4V during cogging process,” *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 894, p. 162387, Feb. 2022, doi: [10.1016/j.jallcom.2021.162387](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162387).
- [200] P. W. Bridgman, “Effects of High Hydrostatic Pressure on the Plastic Properties of Metals,” *Rev. Mod. Phys.*, vol. 17, no. 1, pp. 3–14, Jan. 1945, doi: [10.1103/RevModPhys.17.3](https://doi.org/10.1103/RevModPhys.17.3).

Résumé : Cette thèse vise à améliorer les performances des câbles électriques en aluminium en optimisant leurs propriétés mécaniques et électriques. Pour ce faire, nous avons combiné des approches expérimentales et numériques. Dans un premier temps, une étude bibliographique approfondie a permis de dresser un état de l'art sur le tréfilage de l'aluminium, les mécanismes de déformation et les traitements thermomécaniques. Nous nous sommes particulièrement intéressés à l'influence de la recristallisation sur les propriétés finales du matériau. Des essais expérimentaux ont été réalisés sur alliages d'aluminium AA6005 afin d'étudier l'influence des traitements thermomécaniques sur les propriétés mécaniques et électriques des fils. Les résultats expérimentaux ont montré que la taille et la forme des grains ont un impact significatif sur les propriétés de matériaux. Parallèlement, un modèle numérique basé sur la méthode des éléments finis a été développé pour simuler le processus de tréfilage visant à réduire le nombre d'essais expérimentaux nécessaires à l'optimisation du procédé. La simulation numérique permet de mettre en évidence les différents facteurs influençant les caractéristiques thermomécaniques et électriques des câbles, tels que la vitesse de tréfilage, la géométrie interne de la filière (angle du cône de travail (α) et longueur de la portée (P)). Ce modèle permet une analyse numérique complète du processus de tréfilage, avec un accent particulier sur l'impact de la séquence des passes sur le défaut d'éclatement central (chevron) dans le fil d'alliage d'aluminium AA-6005. propriétés du matériau.

Mots-clés: tréfilage, aluminium, recristallisation, propriétés mécaniques, propriétés électriques, modélisation numérique, éléments finis, optimisation

Abstract: This thesis aims to enhance the mechanical and electrical properties of aluminum electrical cables through the optimization of thermomechanical treatments. To achieve this, we have combined experimental and numerical approaches. Initially, an in-depth literature review was conducted to establish a state-of-the-art understanding of aluminum wire drawing, deformation mechanisms, and thermomechanical treatments. Particular attention was paid to the influence of recrystallization on the final material properties. Experimental tests were carried out on AA6005 aluminum alloys to study the influence of thermomechanical treatments on the mechanical and electrical properties of wires. The experimental results showed that the size and shape of the grains have a significant impact on the material properties. In parallel, a numerical model based on the finite element method was developed to simulate the wire drawing process, aiming to reduce the number of experimental tests required for process optimization. The numerical simulation allows for the identification of various factors influencing the thermomechanical and electrical characteristics of the cables, such as drawing speed, internal geometry of the die (working cone angle (α) and land length (P)). This model enables a comprehensive numerical analysis of the wire drawing process, with a particular focus on the impact of the pass sequence on the central burst defect in AA-6005 aluminum alloy wires.

Keywords: wire drawing, aluminum, recrystallization, mechanical properties, electrical properties, numerical modeling, finite element, optimization

ملخص:

تهدف هذه الأطروحة إلى تحسين الأداء الميكانيكي والكهربائي للكابلات الكهربائية المصنوعة من الألومنيوم من خلال تحسين المعالجات الحرارية والميكانيكية وللوصول إلى هذا الهدف، قمنا بدمج نهج تجريبي ورقمي.

في المرحلة الأولى، تم إجراء مراجعة أدبية شاملة لوضع حالة فنية حول عملية سحب أسلاك الألومنيوم واليات التشوه والمعالجات الحرارية والميكانيكية وقد أولينا اهتمامًا خاصًا بتأثير التبلور التام على الخواص النهائية للمادة. تم إجراء اختبارات تجريبية على سبائك الألومنيوم AA6005 لدراسة تأثير المعالجات الحرارية والميكانيكية على الخواص الميكانيكية والكهربائية للأسلاك

أظهرت النتائج التجريبية أن حجم وشكل الحبيبات له تأثير كبير على خواص المادة. بالتوازي مع ذلك، تم تطوير نموذج رقمي يعتمد على طريقة العناصر المحدودة لمحاكاة عملية السحب بهدف تقليل عدد الاختبارات التجريبية اللازمة لتحسين العملية. يتيح المحاكاة العددية تحديد العوامل المختلفة التي تؤثر على الخصائص الحرارية والميكانيكية والكهربائية للكابلات، مثل سرعة السحب والهندسة الداخلية لأداة السحب (زاوية السحب α ، ومسافة الإحتكاك θ) يتيح هذا النموذج تحليلًا رقميًا شاملاً لعملية السحب، مع التركيز بشكل خاص على تأثير تسلسل التمريبات على عيب الانفجار المركزي في سبائك الألومنيوم AA6005

الكلمات المفتاحية : سحب الأسلاك، الألومنيوم، التبلور، الخواص الميكانيكية، الخواص الكهربائية، النمذجة العددية، المحاكاة الرقمية، العناصر المحدودة، التحسين