

# Stratégie numérique et expérimentale pour la maîtrise des dégradations des outillages en mise en forme à froid Kevin Le Mercier

# ▶ To cite this version:

Kevin Le Mercier. Stratégie numérique et expérimentale pour la maîtrise des dégradations des outillages en mise en forme à froid. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis, 2017. Français. NNT: 2017VALE0007. tel-01545700

# HAL Id: tel-01545700 https://theses.hal.science/tel-01545700

Submitted on 23 Jun 2017

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers. L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.





# THÈSE DE DOCTORAT

# Pour obtenir le grade de Docteur de

## l'Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis

### Spécialité : Mécanique

Présentée et soutenue par Kévin Le Mercier

Le 08/02/2017, à Valenciennes

École doctorale : Sciences Pour l'Ingénieur (SPI)

### Laboratoire:

Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines (LAMIH)

# Stratégie numérique et expérimentale pour la maîtrise des dégradations des outillages en mise en forme à froid

### JURY

### Président du jury

M. Mohamed El Mansori, Professeur, MSMP - Arts et Métiers ParisTech.

### Rapporteurs

M. Pascal Lafon, Professeur, LASMIS - Université de Technologie de Troyes.

M. Jean-Philippe Ponthot, Professeur, LTAS - Université de Liège.

### Examinateur

M. Laurent Dubar, Professeur, LAMIH - Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis.

## Co-directeurs de thèse

Mme. Mirentxu Dubar, Professeur, LAMIH - Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis. Mme. Katia Mocellin, Maître de Recherche HDR, CEMEF - MINES ParisTech, Sophia Antipolis.

# Invité

M. Hakim Naceur, Professeur, LAMIH - Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis.

# Remerciements

Cette thèse a été réalisée au sein du Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines (LAMIH) de l'Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis et financée par le Ministère de l'Éducation Nationale, de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche.

Je tiens tout d'abord à remercier le Pr Laurent Dubar, directeur adjoint du LAMIH, de m'avoir accueilli une première fois en tant que jeune ingénieur puis de m'avoir permis de poursuivre en thèse. Je le remercie également d'avoir accepté de participer au jury.

Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance à mes directrices de thèse, le Pr Mirentxu Dubar et Mme Katia Mocellin, Maître de Recherche Habilitée à Diriger des Recherches, pour la confiance, le temps et les nombreux conseils qu'elles m'ont donnés tout au long de ces trois années.

Je remercie le Pr Pascal Lafon et le Pr Jean-Philippe Ponthot de m'avoir fait l'honneur de juger mon travail ainsi que le Pr Mohamed El Mansori d'avoir présidé le jury lors de la soutenance. J'adresse aussi mes remerciements au Pr Hakim Naceur pour sa présence dans le jury.

Ce mémoire est avant tout le résultat d'un travail d'équipe, j'espère donc ne pas oublier ceux qui y ont contribué. Je tiens à remercier le Dr Jean-Dominique Guérin ainsi que M. Thierry Garçon pour les essais de caractérisation thermomécanique. Un grand merci au Pr Eli Saùl Puchi Cabrera pour tout ce qu'il m'a enseigné sur les modèles de comportement physiques et au Dr Cédric Hubert sur leur intégration dans les modèles numériques. Je remercie également le Pr Maxence Bigerelle et le Dr Raphael Deltombe pour leur aide sur les techniques d'analyse des surfaces. Merci au Dr Jérémie Bouquerel de m'avoir accueilli une journée au laboratoire UMET pour des observations au MEB. Je souhaite aussi remercier M. Denis Lesueur pour les préparations métallographiques ainsi que M. Bruno Laurent pour l'usinage des éprouvettes nécessaires à mes travaux. Merci à Mme Catherine Foucart et Mme Sabine Guilain-Houvenaghel pour leur support sur les aspects administratifs.

Je souhaite aussi remercier le Dr Michel Watremez qui fut le premier à m'encourager à poursuivre en thèse. Ses conseils avisés et son soutien indéfectible m'ont permis d'avancer plus sereinement au cours des quatre dernières années et je lui en serai toujours reconnaissant.

Je tiens à remercier tous ceux qui ont participé à assurer une bonne ambiance au sein du laboratoire, c'est aussi grâce à eux que ce travail a pu aboutir. Je remercie donc les jeunes docteurs : Yannick Senecaut, Benoît Fontenier, Colin Debras, Florian Vandenbulcke, Olivier Mayeur, Camille Durand, Maxime Balligand et Frédéric Robache. Merci aussi aux futurs docteurs : Jérémy Wouts, Rim Chtourou, Anthony Bracq, Andrés Malo Estepa, Alexandre Hiricoiu, Camille Bataille, Anthony Graziani ; et aux apprentis et ex-apprentis : Jonathan Delepine, Matthieu Hanoulle et Diane Deseinne.

Un grand merci aussi à mes grands-parents, mes parents et ma sœur, qui me soutiennent et m'encouragent depuis toujours. Merci à mes beaux-parents d'être venus assister à ma soutenance. Et enfin, un énorme merci à Julie, pour tous les bons moments que nous partageons ensemble depuis plusieurs années, mais aussi pour son soutien dans les moins bons.

Merci aussi à ceux que j'ai pu oublier et qui m'ont accompagné durant ces trois années...

# Table des matières

Ta	able des matières	i
Li	iste des figures	iii
Li	iste des tableaux	vii
Li	iste des acronymes	ix
Li	iste des symboles	xi
In	itroduction générale	1
1	Mise en forme à froid et usure, un challenge économique et technique1.1Introduction1.2Dégradations des outils de mise en forme à froid1.3Alliages d'aluminium en mise en forme à froid1.4Matériaux de l'étude1.5Conclusions1.6Références	7 9 9 17 24 26 27
2	Méthodologie expérimentale pour l'étude des mécanismes de collage2.1Introduction2.2Essai de compression-translation2.3Application aux mécanismes de collage2.4Essais de filage en laboratoire2.5Conclusions2.6Références	<ul> <li>31</li> <li>33</li> <li>36</li> <li>52</li> <li>58</li> <li>59</li> </ul>
3	Modélisation numérique et prédiction des mécanismes de collage3.1Introduction3.2Caractérisation thermomécanique de l'alliage 6082-T63.3Modélisation numérique des essais3.4Développement de l'outil de prédiction du collage3.5Conclusions3.6Références	<b>61</b> 63 63 75 86 90 91
C	onclusion générale	93
A	Données complémentairesA.1 Efforts relevés au cours des essais de compression-translationA.2 Constantes du modèle physique	I I IV

ii

# Liste des figures

Figure	igure de l'Introduction générale	
1	Approche couplée expérimentale et numérique	4
Figure	es du Chapitre 1	7
1.1	Dégradations rencontrées sur les matrices de forge à froid.	10
1.2	Les facteurs influençant la durée de vie des outils	10
1.3	Exemple de cycle de vie d'un outil en fonction de l'usure.	11
1.4	Mécanismes d'abrasion à deux et trois corps.	12
1.5	Mécanismes d'adhésion entre deux aspérités.	12
1.6	Mécanisme d'usure par fatigue	13
1.7	Évolution de l'usure de TiC en fonction de l'énergie dissipée cumulée.	15
1.8	Usure normalisée en fonction de la production d'entropie normalisée.	16
1.9	Système de deux corps en contact et leur interface.	16
1.1	0 Exemple de traitement T6 pour un alliage de la série 6XXX	18
1.1	1 Schémas des moyens expérimentaux employés dans la bibliographie	20
1.1	2 Surfaces indentées (a) avant et (b) après un passage du cylindre en aluminium et (c) avant et (d) après plusieurs passages du cylindre en aluminium.	21
1.1	3 Surfaces des outils après 4 mm de glissement à quatre températures différentes.	22
1.1	4 Taux d'usure en fonction de la vitesse de glissement à une pression de contact de 100	
	MPa pour les alliages 5754, 6082-T6 et 7075-T6.	23
1.1	5 Coefficient de frottement et taux d'usure en fonction de la pression de contact pour	
	1 allage 7075-16.	23
1.1	6 Micrographie opuque de l'allage d'aluminium 6082-16.	25
1.1	7 Observation au MEB de l'allage 6082-16 et cartographies elementaires par EDS	25
Figure	es du Chapitre 2	31
2.1	Méthode d'exploitation de l'UST	33
2.2	Photographie du montage et principe de fonctionnement de l'UST	34
2.3	Photographie des traces de frottement relevées sur une éprouvette et un indenteur.	35
2.4	Schéma de l'objectif de Mirau et interféromètre ZYGO NEWVIEW 7300.	35
2.5	Schéma de la variation focale et profilomètre ALICONA INFINITEFOCUS	36
2.6	Éprouvette revêtue avant le lancement de l'UST	37
2.7	Topographie de l'indenteur 10 avant et après redressement	38
2.8	Valeurs de la rugosité moyenne arithmétique S <i>a</i> de chaque indenteur.	38
2.9	Topographie d'une éprouvette avant et après redressement	39
2.1	0 Profils moyens extraits de la surface redressée dans les sens transverse et longitudinal.	39
2.1	1 Efforts et taux de frottement obtenus sur la $3^e$ configuration	40
2.1	2 Maxima des efforts normaux et tangentiels moyennés pour chaque essai.	41
2.1	3 Moyennes des taux de frottement stabilisés pour chaque essai	41

2.14 Éprouvette après l'essai.	42
2.15 Mesure et analyse d'une trace de frottement de la $3^e$ configuration.	42
2.16 Pénétrations mesurées à partir des traces de la 3 <sup>e</sup> configuration.	43
2.17 Pénétrations moyennes de chaque configuration à une distance de 40 mm.	43
2.18 Indenteur après l'essai.	44
2.19 Surface du troisième indenteur au MEB et analysé par EDX	45
2.20 Mesure 3D de la surface de l'indenteur 3.	45
2.21 Vue en 3D de la surface de l'indenteur après redressement.	47
2.22 Courbe de portance et surface de l'indenteur 3 après seuillage	47
2.23 Courbe de portance intégrée de la surface redressée de l'indenteur 3	48
2.24 Volumes des dépôts d'alliage d'aluminium pour chaque condition d'essai.	49
2.25 Évolution des efforts en fonction de la pénétration et de la vitesse de glissement.	49
2.26 Évolutions du taux de frottement et du volume de collage en fonction de la pénétration	
et de la vitesse de glissement.	50
2.27 Évolutions du taux de frottement et du volume de collage en fonction de la pénétration	
et de la vitesse de glissement sans la configuration 3	50
2.28 Volume de matière en fonction du taux de frottement pour les trois vitesses	51
2.29 Schéma des opérations d'extrusion et d'éjection de la pièce	52
2.30 Éprouvette en aluminium 6082-T6 avant et après filage	52
2.31 Instrumentation de la presse et de la filière.	53
2.32 Effort et déformations relevés durant l'étape de filage de l'éprouvette 4	54
2.33 Effort et déformations relevés durant l'étape d'éjection de l'éprouvette 4	55
2.34 Efforts maximaux de filage et déformations maximales au niveau des jauges 4 et 8	
relevées pour les éprouvettes filées.	56
2.35 Évolution de la surface de la filière au cours des essais de filage	57

# Figures du Chapitre 3

61

8	,		01
	3.1	Plateforme thermomécanique GLEEBLE 3500 du LAMIH.	63
	3.2	Plan de l'éprouvette de compression.	64
	3.3	Courbes brutes de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique	
		effective obtenues par les essais de compression.	65
	3.4	Exemples de températures mesurées en fonction de la déformation plastique effective.	65
	3.5	Exemples de vitesses de déformation mesurées en fonction de la déformation plas-	
		tique effective	66
	3.6	Évolution du taux d'écrouissage en fonction de la contrainte effective.	66
	3.7	Module de cisaillement en fonction de la température	67
	3.8	Courbes corrigées de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique	
		effective obtenues par les essais de compression.	69
	3.9	Données expérimentales de la contrainte d'écoulement et la courbe ajustée de l'équa-	
		tion 3.13 en fonction de la vitesse de déformation et de la température.	69
	3.10	Contraintes de transition et de saturation normalisées en fonction de la vitesse de	
		déformation et de la température.	70
	3.11	Corrélation entre le taux d'écrouissage initial et le module de cisaillement élastique.	70
	3.12	Comparaison entre les courbes contrainte-déformation expérimentales moyennées	
		et le modèle rhéologique physique.	71
	3.13	Analyse de l'erreur de prédiction du modèle rhéologique physique par rapport aux	
		données expérimentales.	71
	3.14	Comparaison entre la forme intégrée et la résolution RK4 du modèle physique	74
	3.15	Comparaison entre les courbes contrainte-déformation expérimentales moyennées	
		et le modèle de Hansel et Spittel.	74

3.]	16 Analyse de l'erreur de prédiction du modèle de Hansel et Spittel par rapport aux données expérimentales	75
3.1	17 Description du modèle 3D ALE de l'essai UST	76
3.1	18 Influence du raffinement de maillage sur la pression de contact movenne relevée.	78
3.1	19 Influence de la conductance thermique de contact sur la température movenne au	
	niveau de l'éprouvette et de l'indenteur.	79
3.2	20 Carte d'isovaleurs de la déformation plastique et de la température sur le modèle	
	intermédiaire.	80
3.2	21 Modèle 3D ALE final de l'essai UST.	80
3.2	22 Effet de la déformation élastique de l'indenteur sur la pénétration effective.	81
3.2	23 Comparaison entre les courbes expérimentales moyennées des efforts et de la pé- nétration en fonction de la distance de glissement et celles obtenues par le modèle	
	ALE.	82
3.2	24 Données locales relevées sur la surface de l'indenteur pour une distance de glissement	
	globale de 40 mm.	83
3.2	25 Analyse de l'erreur de prédiction du modèle ALE par rapport aux données expérimen-	
	tales de la pénétration effective.	84
3.2	26 Analyse de l'erreur de prédiction du modèle ALE par rapport aux données expérimen-	
	tales du travail du frottement	84
3.2	27 Évolutions des données locales relevées à l'interface en fonction de la pénétration et	
	de la vitesse de glissement.	85
3.2	28 Carte finale d'isovaleurs des paramètres $P_a$ et $P_e$ pour la configuration 10	86
3.2	29 Évolution de la hauteur moyenne du dépôt en fonction des moyennes des paramètres	
	$P_a $ et $P_e$	87
3.3	30 Fonctionnement de l'outil de prédiction du collage.	88
3.3	31 Calcul des hauteurs et des normales en chaque nœud et géométrie modifiée pour la	
	configuration 10.	88
3.3	32 Comparaison entre le dépôt mesuré par profilométrie optique et le résultat du pro- gramme PYTHON pour la configuration 10	89
3.3	33 Comparaison entre les hauteurs moyennes mesurées par profilométrie optique et	
	celles issues du programme PYTHON pour les configurations 3 à 10.	89
Figur	res en Annexe	Ι
A	1 Efforts relevés à 20 mm.s <sup><math>-1</math></sup>	I
A.	2 Efforts relevés à 100 mm.s <sup><math>-1</math></sup>	II
A.:	3 Efforts relevés à 200 mm.s <sup><math>-1</math></sup>	III

# Liste des tableaux

Tablea	ux du Chapitre 1	7
1.1	Alliages d'aluminium employés en forge à froid et leurs applications.	19
1.2	Outils employés par Heinrichs et Jacobson	20
1.3	Spécifications de l'alliage d'aluminium 6082	24
1.4	Méthode de préparation métallographique pour l'alliage d'aluminium 6082-T6	24
1.5	Spécifications de l'acier X38CrMoV5-3.	26
Tablea	uux du Chapitre 2	31
2.1	Paramètres d'entrée et de sortie de l'essai UST.	34
2.2	Plan d'expérience.	37
2.3	Forme supprimée et topographie résultante pour des polynômes de différent degré.	46
2.4	Valeurs des taux de portance seuils pour chaque indenteur.	48
Tablea	uux du Chapitre 3	61
3.1	Modèle physique implémenté avec l'algorithme RK4	72
3.2	Modèle physique implémenté sous sa forme intégrée.	73
3.3	Constantes du modèle de Hansel et Spittel	75
3.4	Paramètres thermiques de l'alliage d'aluminium et de l'acier à outil	77
3.5	Étude de l'influence du maillage	78
3.6	Coefficients de frottement identifiés par méthode inverse.	83
Tablea	u en Annexe	Ι
A.1	Constantes du modèle physique.	IV

# Liste des acronymes

ALE	arbitrairement lagrangienne-eulérienne.
DLC	couche mince de carbone adamantin ou diamond-like carbon.
EDS	analyse dispersive en énergie ou energy dispersive spectrometry.
MEB	microscope électronique à balayage.
MEF	méthode des éléments finis.
MTS	contrainte mécanique seuil ou mechanical threshold stress.
PVD	dépôt physique en phase vapeur ou physical vapour deposition.
RK4	méthode de Runge-Kutta classique d'ordre 4.
UST	essai de compression-translation ou upsetting-sliding test.

# Liste des symboles

# Symboles latins

А	aire de la surface, m <sup>2</sup> .
A <sub>0</sub>	constante de la loi physique, MPa.
A <sub>hs</sub>	consistance du matériau dans le modèle de Hansel et Spittel simplifié.
b	vecteur de Burgers, nm.
$c_f$	coefficient de frottement.
$C_p$	chaleur spécifique à pression constante, $J.kg^{-1}.K^{-1}$ .
D	constante de la loi physique, GPa.
E <sub>d</sub>	énergie dissipée cumulée, J.
$e^e$	émissivité du matériau de l'éprouvette, J.K <sup>-1</sup> .m <sup>-2</sup> .s <sup>1/2</sup> .
$e^i$	émissivité du matériau de l'indenteur, J.K <sup>-1</sup> .m <sup>-2</sup> .s <sup>1/2</sup> .
F	effort mesuré, N.
F <sub>n</sub>	effort normal, N.
F <sub>t</sub>	effort tangentiel, N.
$g_{0s}$	énergie d'activation normalisée.
$g_{0t}$	énergie d'activation normalisée.
$g_{0y}$	énergie d'activation normalisée.
$g^j$	taux linéique d'énergie à dissiper par le corps $\Omega_j$ sur la frontière mobile $\Gamma_j$ .
$g_j^3$	taux linéique d'énergie à dissiper par le $3^e$ corps sur la frontière mobile $\Gamma_j$ .
$g_s^j$	seuil énergétique déterminant l'usure.
Н	dureté du matériau, Pa.
h	hauteur des aspérités, m.
i	incrément de calcul en simulation numérique.
J	nombre de trames du fichier contenant les résultats du modèle numérique.
j	trame du fichier contenant les résultats du modèle numérique.
Ka	paramètre de la loi d'Archard.
k	constante de Boltzmann, J.K <sup>-1</sup> .
Ke	paramètre de la loi énergétique.
l	longueur du profil, m.
$l_0$	longueur initiale de l'éprouvette, m.

longueur courante de l'éprouvette, m.
sensibilité à la température du modèle de Hansel et Spittel simplifié.
coefficient d'écrouissage du modèle de Hansel et Spittel simplifié.
sensibilité à la vitesse de déformation du modèle de Hansel et Spittel simplifié.
coefficient d'adoucissement du modèle de Hansel et Spittel simplifié.
taux de portance, m.
taux de portance séparant les pics saillants du profil écrêté, m.
taux de portance au point d'inflexion, m.
intervalle de temps, s.
normale de la frontière mobile $\Gamma_j$ .
paramètre d'usure de type Archard.
paramètre d'usure de type énergétique.
quantité de chaleur, J.
rayon initial de l'éprouvette, m.
rugosité moyenne arithmétique du profil, m.
entropie, J.K <sup>-1</sup> .
rugosité moyenne arithmétique de la surface, m.
température, K.
constante de la loi physique, K.
température moyenne, K.
température de fusion, K.
temps, s.
vitesse de glissement, m.s <sup>-1</sup> .
célérité de la frontière mobile $\Gamma_j$ .
vecteur normé, normal au contact.
volume usé, m <sup>3</sup> .
hauteur usée, m.
distance de glissement, m.
hauteur de la surface à la position (x,y), m.
recs
paramètres du modèle d'Archard modifié.
coefficient de Taylor-Quinney.
frontière mobile de l'usure.
variation de déformation plastique.
incrément de déformation plastique à l'incrément <i>i</i> .
augmentation de température, K.
variation de glissement, m.
déformation plastique totale.
déformation plastique à relaxation.
déformation plastique correspondant à la contrainte de transition.

Ė	vitesse de déformation, s <sup>-1</sup> .
έ <sub>0s</sub>	constante de la loi physique, s <sup>-1</sup> .
$\dot{\epsilon}_{0t}$	constante de la loi physique, s <sup>-1</sup> .
έ <sub>ογ</sub>	constante de la loi physique, s <sup>-1</sup> .
ε <sub>exp</sub>	déformation expérimentale.
η	fraction d'énergie de frottement transformée en chaleur.
λ	conductivité thermique, W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> .
$\mu_0$	module de cisaillement à la température absolue, GPa.
μ(T)	module de cisaillement dépendant de la température, MPa.
$ abla \xi^j$	gradient normal des déplacements.
$\Omega_j$	corps du système tribologique.
$\Omega_3$	3 <sup>e</sup> corps du système tribologique.
φ	densité de flux de chaleur généré par frottement.
$\phi^e$	flux de chaleur généré par frottement transmis à l'éprouvette.
ρ	densité du matériau, kg.m <sup>-3</sup> .
$ ho^j \psi^j$	énergie spécifique interne du milieu $\Omega_j$ .
σ	contrainte effective, MPa.
$\sigma_a$	contrainte athermale, MPa.
$\sigma_{exp}$	contrainte expérimentale.
$\sigma_f$	contrainte de cisaillement interfaciale, MPa.
$\sigma_i$	contrainte effective à l'incrément <i>i</i> , MPa.
$\sigma_n$	pression de contact, MPa.
$\sigma_s$	contrainte de saturation apparente, MPa.
$\hat{\sigma}_s$	contrainte de saturation apparente seuil à la température absolue, MPa.
$\sigma_t$	contrainte de transition, MPa.
$\hat{\sigma}_t$	contrainte de transition seuil à la température absolue, MPa.
$\sigma_y$	limite d'élasticité, MPa.
$\hat{\sigma}_y$	limite d'élasticité seuil à la température absolue, MPa.
$\sigma^j$	contrainte dans le corps $\Omega_j$ , MPa.
θ	taux d'écrouissage, MPa.
$\theta_0$	taux d'écrouissage initial, MPa.
υ	paramètre de la loi énergétique.

# Introduction générale



« Ne me dites pas que ce problème est difficile. S'il n'était pas difficile, ce ne serait pas un problème. »

Maréchal Ferdinand Foch

# Contexte de l'étude

Toute industrie vise à maîtriser parfaitement ses procédés de fabrication pour gagner en compétivité et augmenter la qualité de ses produits. Dans le domaine de la mise en forme à froid, cela passe par l'augmentation des cadences et l'amélioration des états de surface des pièces formées pour limiter les opérations de parachèvement. Ce challenge est aussi impacté par des contraintes écologiques qui consistent à limiter l'utilisation de certain lubrifiants nocifs pour l'environnement. L'ensemble de ces défis conduisent à de nouvelles problématiques auxquelles les entreprises doivent faire face. L'une des plus insidieuses concerne les mécanismes de dégradation des outillages. Ces derniers constituent un poste de dépense très conséquent puisque les matériaux employés sont souvent onéreux et le remplacement d'un outil défectueux entraîne l'arrêt temporaire de la production. Parmi ces mécanismes de dégradation, les phénomènes d'usure sont les plus présents avec la fatigue mécanique et la déformation plastique. De nombreuses approches ont été développées afin de mieux les comprendre et les représenter. Ces approches nécessitent des campagnes expérimentales spécifiques et l'introduction de modèles d'endommagement ou d'usure dans les simulations numériques.

Dans le cadre de l'allègement des structures, les alliages d'aluminium sont largement employés dans l'industrie mécanique et plus particulièrement dans l'automobile et l'aéronautique. Ces derniers possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques et sont résistants à la corrosion. La mise en forme de ces matériaux est limitée par les mécanismes d'usure adhésive pouvant altérer la surface des outils et conduire au grippage. Cette forme de dégradation sévère a déjà fait l'objet de nombreuses études expérimentales. Néanmoins, à notre connaissance, aucune d'entre elles ne fait appel aux approches numériques. Par conséquent, ce projet de thèse s'incrit dans une approche couplée expérimentale et numérique développée afin de décrire les mécanismes de collage lors de la mise en forme d'un alliage d'aluminium.

# Démarche scientifique

La démarche scientifique proposée dans le cadre de ces travaux repose sur la capitalisation des savoir-faire du laboratoire afin de créer une base d'indicateurs de dégradation des outillages de mise en forme. Celle-ci permettra à terme de prédire les risques de ruine des outils de mise en forme par le biais d'un modèle numérique lui faisant appel. Pour construire cette base de données, l'approche couplée expérimentale et numérique est développée en s'appuyant sur les plateformes technologiques de caractérisation tribologique telle que l'essai de compression-translation (UST) et plusieurs outils d'analyse des surfaces. L'aspect rhéologique est également traité afin d'alimenter les simulations numériques.

Le détail de cette approche est présenté sous la forme d'un diagramme en figure 1. La méthodologie expérimentale est centrale pour l'étude des mécanismes d'usure adhésive en mise en forme à froid des alliages d'aluminum. Celle-ci doit reposer sur une caractérisation tribologique pertinente. En d'autres termes, il s'agit de reproduire fidèlement les conditions de contact rencontrées sur les procédés industriels. Ceci est réalisé par le biais de l'essai de compression-translation (UST). Des techniques d'analyse des surfaces sont employées afin de déterminer les volumes de matières transférés au cours de ces essais. Un modèle numérique permet ensuite d'obtenir les informations locales au contact. L'objectif sera donc de relier ces données locales aux mécanismes de dégradation des surfaces observés au cours des essais.



FIGURE 1 – Approche couplée expérimentale et numérique.

# Structure du mémoire

Le premier chapitre de ce mémoire abordera dans un premier temps l'ensemble des dégradations rencontrées sur les outillages de mise en forme à froid. Les mécanismes d'usure seront présentés en détail ainsi que les modèles présents dans la littérature permettant de les décrire. Les approches existantes sont diverses et peuvent reposer sur des critères énergétiques ou thermodynamiques. Dans un second temps, les alliages d'aluminium couramment employés dans le domaine de la mise en forme à froid seront introduits. Ces alliages ont une forte propension au collage lors de leur mise en forme. Ce mécanisme d'usure adhésive très pénalisant peut conduire au grippage des outils. Plusieurs études portant sur ce phénomène seront présentées et montreront l'influence de divers paramètres tels que la température, la vitesse de glissement ou encore le traitement thermique de l'alliage. Suite aux conclusions de ces investigations, un alliage d'aluminium sera retenu pour la suite de ce travail de thèse.

Le second chapitre présentera l'approche expérimentale développée afin d'étudier les mécanismes de collage lors de la mise en forme de l'alliage d'aluminium retenu. Cette approche repose sur l'utilisation du banc d'essai de compression-translation. Cet essai de caractérisation tribologique permet de reproduire les conditions de contact rencontrées sur les procédés industriels. Dans ce chapitre, les mécanismes de collage seront initiés à l'aide de cet essai, puis une méthode d'analyse des résultats sera développée afin de quantifier le transfert de matière. Cette démarche repose sur une utilisation poussée des techniques d'analyse des surfaces telles que la profilométrie optique et la microscopie électronique à balayage. Ensuite, les résultats des analyses des surfaces seront mis en parallèle avec les données expérimentales relevées sur l'essai afin d'expliquer l'origine des mécanismes d'adhésion. Enfin, un essai de filage réalisé au laboratoire sur un banc semi-industriel sera présenté afin de mettre en évidence la criticité des phénomènes de grippage lors de la mise en forme d'un alliage d'aluminium.

Le troisième et dernier chapitre abordera dans un premier temps la caractérisation rhéologique de l'alliage d'aluminium sélectionné. Des essais de compression seront réalisés à différentes températures et vitesses de déformation à l'aide du dispositif GLEEBLE 3500. L'analyse des résultats de cette campagne conduira à l'identification d'une loi de comportement rhéologique à base physique. Cette dernière repose sur l'étude du taux d'écrouissage et l'utilisation du modèle de la contrainte mécanique seuil. L'implémentation de ce modèle dans un logiciel éléments finis sera ensuite présentée. Dans un second temps, la simulation numérique de l'essai de compression-translation sera mise au point. Elle est basée sur la formulation arbitrairement lagrangienne-eulérienne permettant de réduire strictement la zone d'étude au niveau du contact. L'objectif de cette modélisation sera d'obtenir les informations locales de l'essai telles que la pression de contact, la vitesse de glissement ou encore la température à l'interface. Par le biais de cette modélisation, un modèle de collage sera développé afin de décrire les mécanismes d'adhésion observés lors des essais. Finalement, un programme de traitement des données sera mis en œuvre afin de modifier le maillage de la surface affectée par le dépôt d'aluminium.



# Mise en forme à froid et usure, un challenge économique et technique



# Sommaire

1.1	<b>Introduction</b>
1.2	Dégradations des outils de mise en forme à froid
	1.2.1 Modes de défaillance des outils    9
	1.2.2 Manifestations de l'usure 11
	1.2.3Analyse quantitative de l'usure14
1.3	Alliages d'aluminium en mise en forme à froid 17
	1.3.1Familles d'alliages et spécificités17
	1.3.2Alliages couramment employés19
	1.3.3Études relatives aux phénomènes de collage19
1.4	Matériaux de l'étude         24
	1.4.1         Alliage d'aluminium 6082-T6         24
	1.4.2         Acier à outil X38CrMoV5-3         25
1.5	<b>Conclusions</b>
1.6	<b>Références</b>

# 1.1 Introduction

La mise en forme des matériaux métalliques est un domaine de haute technicité, en constante évolution. D'après Felder [2000], la portée économique de ce secteur représente un pourcentage non négligeable du produit intérieur brut d'un pays développé. En effet, la plupart des objets métalliques du quotidien subissent une ou plusieurs opérations de formage avant d'être commercialisés. Cependant, comme dans toute industrie de pointe, de nombreuses problématiques peuvent apparaitre et celle de la mise en forme ne fait pas exception.

Lorsque la mise en forme des métaux est réalisée à froid, les pièces réalisées présentent des états de surface de qualité et des tolérances géométriques précises [Bostbarge et coll., 2001]. Cette qualité de production permet de réduire les coûts en économisant de la matière première et en limitant les étapes de parachèvement du produit. Du point de vue métallurgique, la déformation plastique du matériau s'effectue à une température comprise entre 15 et 30 pour cent de sa température de fusion,  $T_f$ , favorisant l'obtention de caractéristiques mécaniques élevées à la suite de son écrouissage [Montheillet, 2008]. La contrainte d'écoulement plastique d'un matériau est conditionnée par la température de formage. À froid, ce dernier est moins ductile. L'énergie requise pour atteindre l'écoulement plastique est donc élevée. Cela se traduit par des pressions de contact considérables sur les outillages, qui, couplées à des vitesses de glissement importantes, rendent la sélection du mode de lubrification fastidieuse, mais centrale et augmentent le risque de défaillances.

La détérioration de l'outillage représente une part conséquente du coût de production pouvant aller jusqu'à 30% de ce dernier [Lange et coll., 1992]. En effet, matrices et poinçons requièrent des états de surface de qualité et des géométries très précises, ceci afin de réaliser des pièces toujours plus complexes, nécessitant peu de finitions. Lorsque ceux-ci sont dégradés, ils doivent être réparés, voire remplacés, impliquant des dépenses importantes sur le plan de la matière première, de l'usinage, du traitement de surface et de la main d'œuvre [Cser et coll., 1993]. De plus, l'arrêt de la production, nécessaire au remplacement ou à la réparation de la pièce défaillante, est aussi très pénalisant sur le plan économique. Par conséquent, si la durée de vie de ces outils est augmentée, le coût de production s'en trouvera réduit de manière significative.

Dans ce premier chapitre, un état des lieux des problématiques rencontrées sur les outils de mise en forme à froid est présenté en insistant plus particulièrement sur les phénomènes d'usure et les modèles permettant de mieux les représenter. La seconde partie est consacrée à la mise en forme des alliages d'aluminium et aux phénomènes de collage, une forme d'usure adhésive sévère. Enfin, les matériaux sélectionnés pour la suite de cette étude sont présentés plus en détail.

# 1.2 Dégradations des outils de mise en forme à froid

### 1.2.1 Modes de défaillance des outils

Que ce soit en forge ou en frappe à froid, l'outillage est fortement sollicité en surface. Le glissement de la matière mise en forme, combiné à de très hautes pressions de contact, peut endommager les outils suivant différents mécanismes de dégradation. Ils ont été recensés par Altan et coll. [2005] et sont décrits ci-dessous :

- L'usure est une défaillance très courante. Celle-ci est due au contact frottant entre la pièce mise en forme et les matrices. Le plus souvent, elle est détectée lorsque les pièces fabriquées ne respectent plus les tolérances géométriques du cahier des charges.
- La fatigue mécanique est régulièrement rencontrée en forge à froid du fait des pressions de contact élevées et des chargements cycliques que subissent les matrices. Ce phénomène, accentué par les concentrations de contraintes, peut entraîner la rupture de la matrice.
- La déformation plastique survient lorsque les pressions de mise en forme sont supérieures à la limite élastique du matériau de l'outil, le déformant irréversiblement. De même que pour l'usure, les pièces produites ne sont plus conformes aux tolérances géométriques.

La figure 1.1 permet de rendre compte de la position typique des différentes dégradations décrites précédemment. La fatigue mécanique est plutôt présente en fond de gravure tandis que l'usure et la déformation plastique se produisent essentiellement dans les zones de fort glissement comme les flancs ou les bavures.



FIGURE 1.1 - Dégradations rencontrées sur les matrices de forge à froid [Schey, 1984].

Ces mécanismes de dégradation sont donc multiples et se distinguent par leurs conditions d'apparition et leurs effets. Ils dépendent d'un nombre important de paramètres tels que les propriétés mécaniques des matériaux en contact, les aspects géométriques du procédé (forme des pièces, états de surface) ou les aspects cinématiques (mouvement relatif entre les pièces, vitesse de glissement). La figure 1.2 présente un diagramme simplifié, inspiré des travaux de Engel [1996], permettant de décrire les interactions entre ces différents paramètres.



FIGURE 1.2 – Les facteurs influençant la durée de vie des outils [Engel, 1996].

Il apparaît clairement que l'ensemble des propriétés des corps en contact joue un rôle sur la résistance mécanique de l'outillage lors du procédé de mise en forme.

#### 1.2.2 Manifestations de l'usure

D'après Barrau [2004], on distingue trois étapes dans l'usure d'une pièce soumise au frottement. La première est une accommodation entre les deux surfaces en contact, appelée rodage. Elle correspond à une amélioration des états de surface de l'outil par la réduction des rugosités. En mise en forme à froid, ces derniers sont maîtrisés afin de limiter la durée du rodage et atteindre plus promptement le palier de marche normale, où l'usure de l'outil est faible et stabilisée. La dernière étape se traduit par une croissance forte du mécanisme d'usure, entraînant la ruine de l'outil. La figure 1.3 présente le cycle de vie d'un outil en fonction de l'usure.



Nombre de pièces produites



La complexité des mécanismes d'usure provient de la nature des surfaces en contact lors du procédé de mise en forme. Celles-ci présentent des aspérités plus ou moins importantes pouvant générer un couplage entre plusieurs modes d'usure sur une zone relativement restreinte. Le plus souvent, l'usure se traduit par une perte de masse de l'un ou des deux antagonistes. Il en découle une modification des cotes de l'outil. Lorsque l'usure intervient, les surfaces subissent aussi des transformations physiques ou chimiques. Un troisième corps se forme parfois à l'interface avec les particules perdues aussi bien du côté de l'outil que celui de la pièce. Les principaux mécanismes d'usures ont été recensés par Altan et coll. [2005] et sont décrits ci-dessous.

#### Usure abrasive

L'usure abrasive est intimement liée aux états de surface des deux antagonistes. Lorsque de la matière est enlevée de la surface de l'outil par l'interaction avec une aspérité plus dure, il s'agit de l'abrasion à deux corps. Ce phénomène peut aussi se produire par l'interaction avec des particules piégées entre les deux surfaces, on parle alors d'abrasion à trois corps. L'origine de ces particules est due aux aspérités possédant des arêtes vives qui se comportent comme des outils de coupe formant des éclats ou des copeaux très durs. Les particules du troisième corps peuvent aussi provenir d'une pollution extérieure. Ces deux mécanismes d'abrasion sont schématisés sur la figure 1.4.

D'après Williams [1999], l'abrasion se manifeste suivant plusieurs degrés de sévérité, allant du polissage aux griffures, jusqu'au micro-usinage voire l'arrachement de particules sur la surface la plus tendre. Les dégradations engendrées par l'abrasion sont le plus souvent des déformations plastiques locales ne produisant pas nécessairement des débris d'usure, mais des microsillons de labourage. En général, l'usure abrasive apparaît dans les zones où l'écoulement de matière du



FIGURE 1.4 – Mécanismes d'abrasion à deux et trois corps [Kapsa et Cartier, 2001].

lopin se fait à des vitesses de glissement élevées avec de fortes pressions de contact sur la matrice. Pour lutter contre ce type d'usure, les outils de frappe à froid sont parfois composés de matériaux possédant une dureté élevée comme les carbures de tungstène [Debras, 2016]. Il existe aussi des solutions alternatives permettant d'augmenter considérablement la dureté en surface de l'outil comme le traitement par nitruration ou l'application de revêtements en nitrure de titane en couche mince de carbone adamantin ou diamond-like carbon (DLC) [Dubar et coll., 2005].

#### Usure adhésive

L'usure adhésive est caractérisée par le transfert de débris de la pièce sur l'outil. Ce transfert peut être d'origine mécanique et faire intervenir des réactions physico-chimiques. Des microsoudures ou des jonctions sont créées par la fusion des aspérités en contact. Le frottement conduit à leur rupture par cisaillement [Barrau, 2004]. Les caractéristiques de ces microsoudures vont dépendre des propriétés des matériaux des deux antagonistes et de leurs affinités. La température locale atteinte à l'interface et la nature du lubrifiant tiennent un rôle important sur les caractéristiques de ces jonctions. D'après les travaux de Daouben [2009] et de Sylvestre [2010], il existe trois types de rupture au niveau des microsoudures :

- La microsoudure est moins résistante que les matériaux des deux antagonistes. La rupture se situe donc au niveau de la jonction des aspérités.
- La microsoudure est plus résistante que l'un des deux matériaux de base. La rupture se produit alors sur le matériau le plus tendre.
- La microsoudure est plus résistante que les deux matériaux. Des débris d'usure sont alors directement formés.

Le détachement des microsoudures conduit parfois à une confusion entre les phénomènes d'abrasion et d'adhésion, notamment pour les distinguer expérimentalement. Seule l'étude des débris composant le troisième corps permet de faire la distinction. Les particules issues de l'usure adhésive sont composées des deux matériaux; à l'inverse, pour l'usure abrasive, elles ne sont composées que d'un seul matériau.



(a) Microsoudures.

(b) Adhésion ou dégagement de débris.

FIGURE 1.5 – Mécanismes d'adhésion entre deux aspérités [Kapsa et Cartier, 2001].

Les phénomènes d'adhésion peuvent conduire au grippage et nuire à l'éjection des pièces mises en forme. Les choix de lubrification et de préparation de surface sont donc très décisifs pour la maîtrise de ce type d'usure.

## Usure par fatigue

L'usure par fatigue se produit lorsque des microfissures se forment sur la surface de l'outil provoquant par la suite le détachement de petits fragments [Altan et coll., 2005]. Ces parties enlevées de la surface sont appelées écailles ou microécailles. Des fissures sous-jacentes, situées à quelques micromètres sous la surface, accompagnent la formation d'écailles. D'après Verleene [2000], en mise en forme à froid, l'apparition de microécailles est rare du fait des pressions de contact élevées. La dégradation par fatigue se présente alors directement sous forme d'écailles. Ce phénomène est le résultat des chargements cycliques auxquels les matrices sont soumises et de l'échauffement local dû au frottement [Sylvestre, 2010]. De façon générale, l'usure par fatigue dépend des défauts surfaciques synonymes de concentrations de contraintes, des contraintes résiduelles au sein de l'outil, et parfois de la composition du lubrifiant.



FIGURE 1.6 – Mécanisme d'usure par fatigue [Kapsa et Cartier, 2001].

Selon Osman [2012], pour les matériaux ductiles, la rupture intervient en sous-couche où les contraintes de cisaillement sont maximales (figure 1.6). Celles-ci peuvent être estimées par la théorie de Hertz. Afin d'éviter l'usure par fatigue des surfaces, une précontrainte de compression peut être appliquée sur l'insert d'une filière par exemple. De plus, cela permet de limiter la dégradation volumique en fatigue de l'outillage.

# Usure par réactions tribochimiques

L'usure corrosive se produit lorsque les films de surface, comme l'oxydation, sont enlevés à la suite du frottement entre l'outil et la pièce mise en forme dans un environnement corrosif. En général, l'usure corrosive est catalysée par l'utilisation de lubrifiants. Cependant, ce type d'usure est généralement privilégié pour écarter les formes les plus sévères d'usure adhésive qui apparaîtraient si des lubrifiants n'étaient pas utilisés.

#### 1.2.3 Analyse quantitative de l'usure

Cette partie est consacrée aux principaux modèles d'usure présents dans la littérature. L'objectif n'est pas de faire une liste exhaustive, mais d'insister sur la pluralité des approches existantes. Les travaux de Meng et Ludema [1995] en sont une preuve, car ils ont permis de recenser les modèles et les équations prédictifs d'environ 5000 articles publiés entre 1947 à 1992 dans la revue internationale dédiée à l'usure, *Wear*. Ils ont dénombré plus de 300 formulations dédiées à la quantification de l'usure, pouvant être classées en trois familles : les lois empiriques, les lois basées sur la mécanique du contact et celles basées sur la mécanique de la rupture. Cependant, ces modèles décrivent souvent des conditions tribologiques particulières et sont difficilement transposables d'une situation à une autre. Dans ce chapitre, nous nous concentrerons sur trois types d'approches détaillées ci-dessous.

#### Le modèle d'Archard et ses évolutions

Le modèle d'Archard [1953] constitue l'approche la plus courante de l'usure dans les simulations numériques des procédés de mise en forme. Elle repose sur la mécanique du contact et s'inspire des théories de Holm [1946]. Cette loi (Eq.1.1) exprime le volume usé W, en fonction de l'effort normal au contact  $F_n$ , de la distance de glissement totale X, et de la dureté du matériau le plus tendre H. Ainsi, le travail de l'effort normal est considéré comme étant le facteur principal de l'usure.

$$W = \frac{K_a \cdot F_n \cdot X}{H}$$
(1.1)

Le coefficient adimensionnel ou coefficient d'usure  $K_a$  est déterminé expérimentalement. Il correspond à la probabilité de création d'une particule d'usure par deux aspérités en contact. Cette constante varie avec l'ensemble des paramètres tribologiques et sa valeur peut être un indicateur de la nature et de l'intensité du mécanisme d'usure. Dans le cadre des mécanismes d'adhésion, l'ordre de grandeur ce coefficient est compris entre  $10^{-5}$  et  $10^{-3}$ , correspondant respectivement à de l'usure modérée et aux phénomènes de collage [Kapsa et Cartier, 2001].

Des lois dérivées de ce modèle expriment la hauteur usée w, en fonction de la pression de contact  $\sigma_n$ , de la vitesse de glissement V, et du temps t [Martínez et coll., 2012; Painter et coll., 1996]. L'équation 1.2 est un exemple de ce type de formulation où les paramètres  $\alpha$ ,  $\gamma$  et  $\omega$  sont définis expérimentalement.

$$w = \frac{\mathbf{K}_a \cdot \boldsymbol{\sigma}_n^{\alpha} \cdot \mathbf{V}^{\mathsf{Y}} \cdot t}{\mathbf{H}^{\omega}}$$
(1.2)

Les récentes avancées du modèle d'Archard correspondent à des études portées par Behrens [2008] et Choi et coll. [2012] dans le domaine de la mise en forme à chaud. Elles reposent sur l'intégration de l'évolution de la dureté de l'outil en fonction de la température et du nombre de cycles de formage réalisés, permettant une meilleure prédiction de l'usure de ce dernier.

Les principales critiques du modèle d'Archard concernent l'absence de prise en compte du coefficient de frottement, qui joue pourtant un rôle prépondérant dans l'intensité et la localisation des chargements, ainsi que la variabilité importante du paramètre  $K_a$  en fonction du couple de matériaux étudié, des amplitudes de déplacement et tout simplement du mode d'usure.

#### Approche énergétique

D'après Huq et Celis [2002], l'ensemble des mécanismes d'usure sont dépendants des températures de contact, des transformations de films tribochimiques, du microsoudage des aspérités en contact ainsi que des contraintes thermomécaniques. En réalité, ces différents paramètres sont tous reliés à la dissipation d'énergie par frottement dans la zone de contact. Mohrbacher et coll. [1995] ont été les premiers à proposer le concept d'énergie dissipée cumulée dans le cadre de l'étude du fretting, le frottement sous faible amplitude de déplacement. Pour la distance de glissement X, l'énergie  $E_d$  correspond au travail de l'effort tangentiel  $F_t$  (équation 1.3).

$$\mathbf{E}_d = \int_0^X \mathbf{F}_t \, \mathrm{d}x \tag{1.3}$$

De nombreuses études [Colaço et coll., 2007; Jahangiri et coll., 2012a,b; Miranda et Ramalho, 2015; Ramalho et Miranda, 2006; Shakhvorostov et coll., 2004] ont validé cette approche et ont montré que cette énergie dissipée cumulée au contact pouvait être reliée au volume usé par la relation linéaire 1.4 avec le paramètre K<sub>e</sub>. La figure 1.7, issue des travaux de Fouvry et coll. [2003, 2007], montre l'évolution de l'usure, caractérisée par une perte de volume, d'un revêtement en carbure de titane face à une bille d'alumine en fonction de l'énergie  $E_d$ , pour différentes distances de glissement X.



 $W = K_e E_d \tag{1.4}$ 

FIGURE 1.7 – Évolution de l'usure de TiC en fonction de l'énergie dissipée cumulée. [Fouvry et coll., 2007].

D'après Mary [2009], l'intérêt de cette approche repose sur la prise en compte de l'effort normal, de l'évolution du coefficient de frottement et des amplitudes de déplacement. De plus, son utilisation dans les modèles numériques est tout à fait envisageable du fait de sa simplicité.

#### Approche thermodynamique

L'approche thermodynamique permet de décrire les mécanismes d'usure en s'appuyant sur la thermodynamique des processus irréversibles [Aghdam et Khonsari, 2011, 2014; Amiri et Khonsari, 2010]. Doelling et coll. [2000] et Ling et coll. [2002] considèrent l'usure, induite par le frottement, comme une dégradation irréversible des surfaces. À l'échelle microscopique, les interactions irréversibles entre les surfaces en contact (déformations plastiques des aspérités, ruptures, délaminations, abrasions, corrosion, etc.) provoquent une résistance au frottement, dissipent de la puissance et génèrent de l'entropie irréversible. Pour définir leur critère, ces auteurs partent donc du principe que le volume d'usure est une fonction de l'entropie S.

$$W = f(S) \tag{1.5}$$

En faisant appel au modèle d'Archard (Eq.1.1), ils décrivent le taux d'usure par la relation 1.6.

$$\frac{\mathrm{dW}}{\mathrm{d}t} = \frac{\mathrm{K}_a \cdot \mathrm{F}_t}{c_f \cdot \mathrm{H}} \frac{\mathrm{dX}}{\mathrm{d}t} \tag{1.6}$$

 $c_f$  est le coefficient de frottement. Le produit  $F_t \frac{dX}{dt}$  correspond à la puissance dissipée par frottement. En remarquant que cette puissance divisée par la température T correspond au flux d'entropie irréversible produite par frottement, ils expriment leur critère d'usure par l'équation 1.7 puis par l'équation 1.8.

$$\frac{\mathrm{dW}}{\mathrm{d}t} = \frac{\mathrm{K}_a \cdot \mathrm{T}}{c_f \cdot \mathrm{H}} \frac{\mathrm{dS}}{\mathrm{d}t} \tag{1.7}$$

$$W = \frac{K_a \cdot T \cdot S}{c_f \cdot H}$$
(1.8)

(1.9)

La figure 1.8 montre les résultats expérimentaux de l'étude de Ling et coll. [2002]. Chaque point représente la moyenne de quatre essais. L'usure et l'entropie sont normalisées par leurs valeurs maximales respectives obtenues lors des essais. L'entropie produite durant l'intervalle de temps n est déterminée en fonction de la variation de quantité de chaleur Q, reçue par la pièce usée, et de la température moyenne en surface, durant ce même intervalle (équation 1.9). Une excellente corrélation entre l'usure normalisée et la production d'entropie normalisée est montrée.



FIGURE 1.8 – Usure normalisée en fonction de la production d'entropie normalisée [Ling et coll., 2002].

Une autre approche thermodynamique a été proposée par Dragon-Louiset [2001]. Il s'agit d'une modélisation micromécanique de l'interface d'un système tribologique. L'auteur décompose ce système en trois domaines : deux corps en mouvement relatif et le troisième corps  $\Omega_3$  contenant les particules issues des deux premiers et le lubrifiant (figure 1.9).



FIGURE 1.9 – Système de deux corps en contact et leur interface [Dragon-Louiset, 2001].

À ce système sont appliqués les principes fondamentaux de la mécanique en tenant compte des flux de matière allant de  $\Omega_j$  vers  $\Omega_3$ . Les surfaces  $\Gamma_j$  sont les frontières mobiles de l'usure et

 $n_j$  leurs normales. Un bilan total de la production linéique d'entropie suivant l'axe y est réalisé (équation 1.10).  $v^j$  correspond à la célérité des fronts d'usure par rapport à la matière.  $g^j$  et  $g_j^3$  sont respectivement les taux linéiques d'énergie à dissiper sur  $\Gamma_j$  par les corps  $\Omega_j$  (équation 1.11) et par  $\Omega_3$  (équation 1.12). Ils dépendent de la contrainte  $\sigma^j$  dans les zones non affectées, du gradient normal des déplacements  $\nabla \xi^j$  et de l'énergie spécifique interne  $\rho^j \psi^j$  des milieux  $\Omega_j$  et des zones d'élaboration.

$$S(y) = \underbrace{\frac{\nu^{1}(g^{1} - g_{1}^{3})}{T^{1}}}_{T^{1}} + \underbrace{\frac{\nu^{2}(g^{2} - g_{2}^{3})}{T^{2}}}_{T^{2}} + \underbrace{\int_{0}^{e} \frac{1}{T^{3}} \left[ \left(\sigma^{3} : \dot{\varepsilon}^{3} - \rho^{3} \dot{\psi}^{3}\right) - q^{3} \cdot \frac{\nabla T^{3}}{T^{3}} \right] dz}_{T^{3}}$$
(1.10)

Entropie sur 
$$\Gamma_1$$
 Entropie sur  $\Gamma_2$  Dissipation intrinsèque et thermique dans  $\Omega_3$ 

$$g^{j} = n_{j} \cdot \sigma^{j} \cdot \nabla \xi^{j} \cdot n_{j} - \rho^{j} \psi^{j}$$
(1.11)

$$g_j^3 = n_j \cdot \sigma_j^3 \cdot \nabla \xi_j^3 \cdot n_j - \rho_j^3 \psi_j^3 \tag{1.12}$$

Enfin, le critère d'usure repose sur un taux de restitution d'énergie. Il existe un seuil énergétique  $g_s^J$  initial, au-delà duquel il y a usure :

$$\begin{cases} \operatorname{si} g^{j} - g_{j}^{3} < g_{s}^{j} & \Omega_{j} \text{ ne s'use pas} \\ \operatorname{si} g^{j} - g_{j}^{3} = g_{s}^{j} & \text{il y a usure potentielle de } \Omega_{j} \end{cases}$$
(1.13)

Bien que ce modèle micromécanique soit applicable à l'ensemble des systèmes tribologiques, la difficulté réside dans le passage à l'échelle mésoscopique. Sa mise en application dans les simulations numériques a toujours été mise à l'écart au profit de modèles moins complexes [Ding et coll., 2007; Fillot et coll., 2007].

# 1.3 Alliages d'aluminium en mise en forme à froid

Au cours des dernières années, l'utilisation de composants en alliage d'aluminium formé à froid a augmenté dans de nombreuses applications industrielles et particulièrement dans les applications automobiles et aéronautiques en vue d'alléger les structures. Ces derniers sont réputés pour leur compromis efficace entre leurs caractéristiques mécaniques, leur densité et leur résistance à la corrosion.

### 1.3.1 Familles d'alliages et spécificités

La plupart des données présentées dans cette partie sont issues du livre de Sheppard [1999]. Les alliages d'aluminium sont répartis en deux classes en fonction de la méthode employée afin d'augmenter leur dureté. Les alliages à durcissement par écrouissage regroupent les séries 1XXX, 3XXX, 4XXX et 5XXXX; tandis que les alliages à durcissement structural (traitement thermique) réunissent les séries 2XXX, 6XXX et 7XXX.

### Alliages à durcissement par écrouissage

- La série 1XXX correspond aux alliages de haute pureté contenant au minimum 99% d'aluminium.
- La série 3XXX regroupe les alliages contenant du manganèse, leur conférant un bon compromis entre tenue mécanique, formabilité et résistance à la corrosion.
- La série 4XXX a pour principal élément d'alliage le silicium. Les alliages de cette série sont principalement utilisés en fonderie et possèdent une bonne soudabilité.
- La série 5XXX représente les alliages à durcissement par écrouissage contenant du magnésium. Ils sont très répandus et possèdent la meilleure tenue mécanique pour des alliages de ce type.
#### Alliages à durcissement structural

- La série 2XXX correspond aux alliages contenant du cuivre, auquel s'ajoute parfois du magnésium. Ils ont été utilisés dans un premier temps pour leur tenue aux températures élevées, mais sont aussi employés pour leur excellente soudabilité.
- La série 6XXX regroupe les alliages composés du magnésium et de silicium. Ces alliages employés pour les produits extrudés, possèdent une bonne résistance à la corrosion et une bonne tenue mécanique. De plus, ils permettent d'obtenir des états de surfaces de qualité grâce à leur bonne formabilité.
- La série 7XXX rassemble les alliages contenant du zinc, du magnésium et parfois du cuivre. Ce sont les alliages d'aluminium les plus performants. Ils sont largement exploités dans le domaine de l'aéronautique.

#### Traitements thermiques des alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural peuvent être commercialisés sous différents états métallurgiques, dépendants du type de traitement thermique appliqué. La liste suivante décrit quelques désignations courantes en fonction du traitement thermique appliqué :

- O État de recuit complet
- W Recuit de mise en solution
- T1 Traitement de maturation à température ambiante aussi appelé vieillissement naturel
- T4 Recuit de mise en solution, trempe suivie d'une maturation
- T5 Traitement de revenu aussi appelé vieillissement artificiel
- T6 Recuit de mise en solution, trempe suivie d'un revenu (figure 1.10)



FIGURE 1.10 - Exemple de traitement T6 pour un alliage de la série 6XXX [Pham, 2015].

Le traitement de mise en solution est un maintien en température au-dessus du solvus des éléments d'alliages participants à la précipitation durcissante, ceci afin de les dissoudre dans la matrice d'aluminium [Puydt, 2012]. La trempe est un refroidissement suffisamment rapide empêchant la formation des précipités intermétalliques stables. La maturation est un phénomène naturel se produisant à température ambiante et durant plusieurs jours. Il conduit à l'augmentation de la dureté du matériau. L'objectif du revenu est d'obtenir un résultat équivalent ou plus important en réalisant un maintien en température modérée. Il permet l'apparition de phases métastables conduisant à un maximum de durcissement. Lorsque ce temps de maintien dure trop longtemps, la dureté du matériau diminue à nouveau. Il s'agit alors du sur-revenu.

#### 1.3.2 Alliages couramment employés

Le tableau 1.1, proposé par Bay [1997], recense quelques alliages d'aluminium employés en forge à froid. La série 4XXX étant principalement utilisée en fonderie, elle n'est pas présente dans ce tableau.

Série	Éléments	$N^{o}$	Désignation	Dureté (HV)		Re (MPa) <sup>b</sup>	Propriétés et applications
				Т0	T6		
1XXX	Aucun	1050	Al99.50	20	а	65	
		1070	Al99.70	18	а	60	Tubes, canettes, emballages, réflecteurs
		1098	Al99.98	15	а	50	
2XXX	Cu	2007	AlCuMgPb	60	100	340	Composants automobiles,
		2011	AlCu6BiPb	45	110	300	carters de protection pour systèmes hydrauliques,
		2014	AlCuSiMn	65	110	450	éléments de protection
3XXX	Mn	3103	AlMn1	30	а	160	Emballages
5XXX	Mg	5005	AlMg1	70	а	-	Pièces de machines, bonne résistance à la corrosion et
		5056	AlMg5	70	а	300	bonne soudabilité
6XXX	Mg + Si	6012	AlMgSiPb	35	80	275	Haute tenue mécanique,
		6060	AlMgSi0.5	25	75	245	résistance à la corrosion,
		6061	AlMgSi1Cu	32	95	315	absorbeurs de choc, éléments
		6082	AlMgSi1	34	95	315	de protection, silent blocs
7XXX	Zn	7022	AlZnMgCu0.5	55	130	490	Très haute tenue mécanique,
		7072	AlZn1	60	105	350	composants aéronautiques,
		7075	AlZnMgCu1.5	65	190	620	silent blocs

TABLEAU 1.1 – Alliages d'aluminium employés en forge à froid et leurs applications [Bay, 1997].

<sup>*a*</sup> Ces alliages ne peuvent pas être traités thermiquement.

<sup>b</sup> Contrainte d'écoulement après écrouissage (séries 1XXX, 3XXX et 5XXX), après traitement T6 (séries 2XXX, 6XXX et 7XXX)

## 1.3.3 Études relatives aux phénomènes de collage

Le travail à froid de ces alliages peut être sévèrement limité par les mécanismes d'usure adhésive. Le matériau adhère à la surface des outils puis il est endurci par oxydation, écrouissage ou par affinage du grain durant les différents cycles de mise en forme [Groche et Nitzsche, 2007]. Plusieurs études expérimentales récentes permettent de mieux appréhender les phénomènes de collage au cours du formage à froid de ces alliages. Les investigations menées par Heinrichs et Jacobson [2009, 2010, 2011] ont porté sur l'influence de la rugosité, des revêtements DLC et des défauts en surface des outils sur les phénomènes de transfert d'aluminium. Ruiz-Andrés et coll. [2015] ont travaillé sur les effets de la vitesse de glissement. Quant à Das et coll. [2013], ils ont étudié l'influence du traitement thermique d'un alliage à durcissement structural sur ces mécanismes. Enfin, Kalin et Jerina [2015]; Pujante et coll. [2013] ont étudié l'influence de la température.

#### Moyens expérimentaux

Une partie des résultats présentés dans cette partie a été obtenue à partir d'un tribomètre à charge variable. Il s'agit de deux cylindres en contact qui glissent l'un par rapport à l'autre avec une vitesse constante et une charge imposée. Le principe de cet essai est décrit en figure 1.11a. Les

autres études sont issues de moyens plus conventionnels, l'essai de frottement pion-disque ou bille-disque schématisé en figure 1.11b. Une bille est maintenue en contact avec un plateau rotatif par un effort normal imposé. D'autres types de bancs tels que le block-on-ring ou des essais de frottement alterné sont aussi utilisés.



(a) Tribomètre à charge variable.

FIGURE 1.11 - Schémas des moyens expérimentaux employés dans la bibliographie.

#### Influence de l'état de surface de l'outil

Les études d'Heinrichs et Jacobson [2009] ont été réalisées par l'essai (1.11a) avec des cylindres en alliage 6082 à l'état recuit. Certains cylindres sont revêtus d'un film solide de lubrifiant tandis que les autres sont décapés pour effacer toute trace de graisse. Les matériaux et les revêtements employés sont regroupés dans le tableau 1.2. Les revêtements ont été appliqués par dépôt physique en phase vapeur ou physical vapour deposition (PVD). Un polissage très fin et un autre plus grossier ont été effectués sur leurs surfaces, qu'elles soient revêtues ou non.

Dénomination	Revêtement	Épaisseur (µm)	Dureté (HV)
AISI H13	Non revêtu	-	510
	DLC dopé au métal + DLC hydraté	1-3 + 1-3	1000-1500 + 2000-3000
	DLC dopé au métal non hydrogéné	1-3	800-1200
	TiAlN + DLC dopé au métal non hydrogéné	2-4 + 1-3	3000-3500 + 800-1200
	TiAlN	5-8	3000-3500
	TiAlN + DLC dopé au métal	2-4 + 1-3	3000-3500 + 1000-1500
	TiN	2-4	2000-2500
	TiAlN	2-4	3000-3500
	TiCN + DLC dopé au métal	2-4 + 1-3	2800-3300
AISI H13 modifié	Non revêtu	-	620
PM HSS	Non revêtu	-	740

TABLEAU 1.2 – Outils employés par Heinrichs et Jacobson [2009, 2010, 2011].

Dans un premier temps, ces investigations ont révélé que l'absence de lubrification menait inévitablement au transfert d'aluminium vers la surface de l'outillage, quelle que soit la rugosité de cette dernière. Si le film de lubrifiant venait à céder en production, la probabilité de collage serait donc très forte. Il est à noter que la composition de l'outil ne semble pas avoir d'impact sur ce mécanisme. Dans un second temps, l'effet bénéfique des revêtements DLC sur la résistance à l'usure adhésive a été mis en lumière. Le polissage fin de ces revêtements permet aussi de limiter les problèmes consécutifs à la rupture de la couche de lubrification, sans pour autant s'y substituer. La tendance au collage n'est pas reliée à la dureté de ces derniers.

Heinrichs et Jacobson [2011] ont ensuité sélectionné le meilleur dépôt PVD issu de l'étude présentée précédement. Après avoir poli finement la surface de l'outil, ils ont introduit des défauts tels que des indentations ou des rayures. Ceux-ci accumulent plus de matière que le reste de la surface, mais ne sont pas décisifs quant à la durée de vie de l'outillage. La figure 1.12 met en évidence les adhésions d'aluminium sur la surface des outils présentant des défauts, grâce à des observations au microscope électronique à balayage (MEB). Il apparait clairement que les irrégularités à l'échelle microscopique jouent un rôle prédominant dans les mécanismes d'adhésion au premier passage du cylindre en aluminium. Cependant, le reste de la surface est atteint aussi sévèrement après plusieurs passes.



FIGURE 1.12 – Surfaces indentées (a) avant et (b) après un passage du cylindre en aluminium et (c) avant et (d) après plusieurs passages du cylindre en aluminium Heinrichs et Jacobson [2011].

Suite à ces observations, pour mieux comprendre l'efficacité de ces revêtements DLC et caractériser localement les mécanismes de transfert de matière, Heinrichs et coll. [2012] ont mené des investigations in situ dans un MEB. Ces derniers ont montré que l'installation des mécanismes de collage peut être décomposée en trois étapes. Dans un premier temps, le transfert primaire entre en jeu. Il est dû à la rugosité des surfaces et aux affinités entre les matériaux. Puis, le transfert secondaire est activé. Il correspond au collage sur la matière déjà déposée sur la surface de l'outil. Enfin, une dernière forme de transfert est provoquée par l'endommagement du matériau le plus ductile. C'est à cette étape que les revêtements DLC montrent l'étendue de leurs qualités. En effet, l'effet du polissage est meilleur sur ces revêtements que sur de l'acier à outil simple et ils profitent de leur faible affinité avec les oxydes d'aluminium. Leurs surfaces offrent donc un contact plus doux limitant l'endommagement de la matière mise en forme et réduisant ainsi les transferts de matière.

#### Traitement thermique et température

Das et coll. [2013] ont analysé le comportement au frottement de l'alliage 6082 en fonction de son état métallurgique (O,W et T6) et de la température à l'aide d'un tribomètre à frottement alterné proche de l'essai pion-disque, mais avec un mouvement alternatif. Ils ont effectué leurs essais à deux températures, 40°C et 180°C, puis ils ont observé les évolutions du coefficient de frottement et du taux d'usure. Le traitement thermique de l'alliage n'a pas d'influence sur le coefficient de frottement à 40°C. En revanche, le taux d'usure relevé pour l'état T6 est plus important. En effet, l'augmentation de la dureté induit un comportement fragile de l'alliage, favorisant la formation de débris. Cette tendance s'inverse à haute température, le taux d'usure est faible pour l'état T6 tandis que le coefficient de frottement varie fortement au cours de l'essai pour chacun des traitements. Le taux d'usure est alors maximal pour l'alliage mis en solution.

D'autres études apportent un éclairage concernant les mécanismes de collage en fonction de la température. Celles de Jerina et Kalin [2014] portent sur l'alliage 6060 issu de l'extrusion. Pujante et coll. [2013] ont, pour leur part, travaillé sur l'alliage 2017. Ces auteurs montrent que la quantité d'aluminium grippé augmente principalement avec la distance de glissement. Le coefficient de frottement est très dépendant de la température. À basse température, sa valeur est plus faible et croît avec le glissement parcouru. La cause initiale du transfert d'aluminium sur la surface des outils est alors dépendante de leur topographie. À haute température, le coefficient de frottement est élevé puis il diminue avec l'augmentation de la distance de glissement. Les mécanismes d'adhésion sont aussi plus importants.



FIGURE 1.13 – Surfaces des outils après 4 mm de glissement à quatre températures différentes [Jerina et Kalin, 2014].

La figure 1.13 montre clairement que l'augmentation de la température amplifie le transfert d'aluminium sur la surface de l'outil. Les phénomènes d'échauffement au cours des cycles de mise en forme peuvent donc augmenter le risque d'adhésion. Afin d'éviter ces mécanismes, Kalin et Jerina [2015] montrent que l'application de revêtements de type CrN ou TiAlN a un effet bénéfique respectivement à haute ou basse température.

#### Vitesse de glissement et pression de contact

Les études précédentes montraient l'importance de la distance de glissement sur les mécanismes de transfert d'aluminium à la surface des outils. Ruiz-Andrés et coll. [2015] proposent d'approfondir cette voie en s'intéressant à l'influence de la vitesse de glissement. La pression de contact est aussi étudiée. Leurs investigations portent sur les alliages 5754, 6082-T6 et 7075-T6 et ont été réalisées à l'aide d'essais block-on-ring.

Comme le montre la figure 1.14, les taux d'usures relevés sont critiques à des vitesses de glissement faibles tandis qu'aux vitesses élevées, la cinétique de l'usure semble moins prononcée. Cependant, pour les vitesses de glissement supérieures à 0.5 m.s<sup>-1</sup>, les taux d'usure augmentent à

nouveau. Aucune divergence significative n'est observée entre les nuances étudiées. En analysant les surfaces usées, les auteurs montrent que les débris n'ont pas la même morphologie suivant la vitesse de glissement. À basse vitesse, les débris sont nombreux et de petite taille suggérant un processus oxydatif tandis qu'à haute vitesse, il s'agit de particules d'aluminium assez volumineuses. Il y aurait alors une transition régie par la vitesse de glissement entre un régime d'oxydation et un régime d'adoucissement issu de l'échauffement par frottement.



FIGURE 1.14 – Taux d'usure en fonction de la vitesse de glissement à une pression de contact de 100 MPa pour les alliages 5754, 6082-T6 et 7075-T6 [Ruiz-Andrés et coll., 2015].

L'influence de la pression de contact sur le coefficient de frottement et le taux d'usure est détaillée sur la figure 1.15 pour une vitesse de glissement de 0.001 mm.s<sup>-1</sup>. Ces essais correspondent à l'alliage d'aluminium 7075-T6. Le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de la pression de contact puis se stabilise aux pressions supérieures à 50 MPa. En ce qui concerne le taux d'usure, celui-ci augmente avec la pression de contact. Bien que cette conclusion soit intéressante, il est important de remarquer que la gamme de pression de contact ne correspond pas à ce qui est rencontré sur un procédé de mise en forme à froid.



FIGURE 1.15 – Coefficient de frottement et taux d'usure en fonction de la pression de contact pour l'alliage 7075-T6 [Ruiz-Andrés et coll., 2015].

# 1.4 Matériaux de l'étude

La sélection des matériaux pour développer la méthodologie expérimentale est primordiale. Celle-ci repose entièrement sur les conclusions des investigations exposées précédemment. Les matériaux retenus devront permettre d'observer les mécanismes de collage typiques de la mise en forme à froid des alliages d'aluminium.

## 1.4.1 Alliage d'aluminium 6082-T6

Très présent dans la littérature, l'alliage d'aluminium 6082 est largement employé en mise en forme à froid [Dubar et coll., 2014] pour produire des pièces automobiles aux caractéristiques mécaniques élevées et permettant un allègement considérable. Il s'agit d'un alliage à durcissement structural, dont les principaux éléments d'alliage sont le magnésium et le silicium. Conformément aux investigations de Das et coll. [2013], l'état métallurgique T6 a été retenu pour permettre d'observer avec certitude les mécanismes de collage lors des expérimentations à froid. Le matériau a été livré sous la forme d'une barre cylindrique de diamètre 15 mm et de 3 m de long dans laquelle toutes les éprouvettes de cette étude ont été prélevées. Le tableau 1.3 résume les spécifications de composition chimique pour cette nuance et la composition du matériau tel qu'il a été reçu.

TABLEAU 1.3 – Spécifications	de l'alliage d'aluminium 6082.
------------------------------	--------------------------------

Matériau	Composition chimique (%m.)								
AA-6082	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Al
Norme	0,7 - 1,3	0,0 - 0,5	0,0 - 0,1	0,4 - 1,0	0,6 - 1,2	0,0 - 0,2	0,0 - 0,1	0,0 - 0,25	95,2 - 98,3
Reçu	0,73	0,49	0,10	0,44	0,62	0,11	0,0	0,03	97,48

## Microstructure

Les observations optiques ont été réalisées sur des échantillons enrobés dans une résine non conductrice. Pour révéler la microstructure de l'alliage, un polissage mécanique de l'échantillon suivi d'une anodisation au réactif de Barker (5 mL d'acide fluoroborique à 48% dilué dans 200 mL d'eau) est réalisé. Le détail de la préparation métallographique est donné par le tableau 1.4. La figure 1.16 montre une micrographie de l'alliage obtenue à l'aide du microscope inversé Nikon Epiphot 200 en lumière polarisée.

TABLEAU 1.4 – Méthode de préparation métallographique pour l'alliage d'aluminium 6082-T6.

	Polissage						Attaque		
Étape		1	2	3	4	5	Réactif	Barker	
Drap	Grain (µm)		9	3	1	0,25	Tonsion (V)	20	
	Vitesse de rotation (tr/min)	300	150	150	150	150	Tension (V)	20	
Tête de polissage	Effort (N)	25	30	30	25	25	Intensité	0.002	
	Vitesse de rotation (tr/min)	150	150	150	150	150	(A/mm <sup>2</sup> )	0.002	
Durée de pol	issage (min)	5	5	4	2	2	Durée (s)	60	

La micrographie révèle une microstructure fine ainsi que des particules. Pour approfondir cette observation, une image de l'alliage d'aluminium 6082-T6 est effectuée à l'aide du MEB à effet de champ Jeol 7100F mis à notre disposition par l'ENSIAME de l'Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis (figure 1.17a). Afin d'identifier les différents précipités présents dans le



FIGURE 1.16 – Micrographie optique de l'alliage d'aluminium 6082-T6.

matériau, des cartographies élémentaires sont dressées par analyse dispersive en énergie ou energy dispersive spectrometry (EDS). Ces dernières mettent en évidence la position du manganèse, du fer, du silicium et du magnésium. En se référant à ces cartes, il est possible d'affirmer que des précipités Mg<sub>2</sub>Si et des intermétalliques  $\alpha$ -Al(Fe,Mn)Si sont présents au sein de l'alliage [Tanem et coll., 2009].



(a) Image MEB de l'alliage 6082-T6.

(b) Cartographies élémentaires par EDS.

```
FIGURE 1.17 – Observation au MEB de l'alliage 6082-T6 et cartographies élémentaires par EDS.
```

## 1.4.2 Acier à outil X38CrMoV5-3

Les études de Heinrichs et Jacobson [2009, 2010, 2011] ont montré que l'influence du matériau de l'outil sur les mécanismes de collage était négligeable. Seuls les revêtements DLC permettent de réduire le transfert de matière, mais cela nécessite malgré tout une bonne lubrification et une préparation minutieuse de la surface. L'acier à outil X38CrMoV5-3 est principalement utilisé en mise en forme à chaud pour son excellente tenue aux chocs thermiques grâce aux additions de chrome, de molybdène et de vanadium. Cette nuance présente aussi une excellente tenue mécanique à température ambiante, avec une dureté élevée comprise entre 40 et 56 HRC, et une limite élastique supérieure à 1 GPa [Barrau, 2004].

Le tableau 1.5 résume les spécifications de composition chimique pour cette nuance. Plusieurs études réalisées au sein de l'équipe de recherche ont utilisé cet acier [Daouben, 2009; Pham, 2015]. Ce dernier présente toutes les qualités requises pour développer la méthodologie expérimentale à basse température. Par souci écologique et économique, les outils de ces études ont donc été remis en état par un polissage de leur surface pour être à nouveau exploitables. Aucun revêtement n'est appliqué.

TABLEAU 1.5 – Spécifications de l'acier X38CrMoV5-3.

Matériau	Composition chimique (%m.)						
X38CrMoV5-3	С	Cr	Мо	Mo V		Mn Si	
Norme	0,35 - 0,4	4,8 - 5,2	2,7 - 3,2	0,4 - 0,6	0,3 - 0,5	0,3 - 0,5	

## 1.5 Conclusions

La première partie de ce chapitre a recensé les diverses dégradations des outils de mise en forme à froid et plus particulièrement les modes d'usure rencontrés. Ces mécanismes sont variés et dépendent d'un nombre important de paramètres. Dans la littérature, plusieurs approches permettent de les décrire, le modèle d'Archard étant le plus répandu. Cette partie introductive a mis en lumière d'autres modèles, plus complets, basés sur les approches énergétique et thermodynamique. Ces dernières reposent respectivement sur la dissipation d'énergie et la production d'entropie au niveau du contact. Il semble néanmoins que le concept d'énergie dissipée cumulée est plus adapté en matière de description de l'usure et d'efficacité, si l'on considère sa simplicité d'utilisation avec la méthode des éléments finis (MEF).

La seconde partie de ce chapitre est consacrée aux alliages d'aluminium employés dans le domaine de la mise en forme à froid. Après un rappel des classes existantes et de leurs caractéristiques, un aperçu des investigations portant sur les phénomènes de transfert d'aluminium a été proposé. Ces dernières mettent en avant l'importance de la préparation de la surface des outils. En effet, l'ensemble des études présentées est unanime quant à l'efficacité des revêtements DLC associés à une lubrification de qualité. De plus, il est possible d'améliorer la tenue à l'usure de ces revêtements en réalisant un polissage extrêmement fin. En ce qui concerne les nuances à durcissement structural, l'état métallurgique tient aussi un rôle important sur les mécanismes d'adhésion. Le traitement T6 permettant d'obtenir un maximum de dureté favorise notablement le processus de transfert d'aluminium sur l'outillage à température ambiante. Les paramètres relatifs au procédé de fabrication, tels que la température et la vitesse de mise en forme, s'avèrent tout aussi décisifs. Enfin, les matériaux de l'étude sont présentés en détail. Le choix de l'alliage d'aluminium 6082-T6 et de l'acier à outil X38CrMoV5-3 a été influencé par les conclusions de ces investigations.

Bien que ces études expérimentales apportent un éclairage indéniable sur les paramètres influents des phénomènes de collage de l'aluminium, aucune ne fait appel aux approches analytiques présentées dans la première partie de ce chapitre. Partant de ce constat, une méthodologie complète est proposée afin d'étudier les mécanismes d'usure adhésive rencontrés lors de la mise en forme à froid des alliages d'aluminium. Elle consiste en une combinaison des approches expérimentale et numérique. L'objectif est de créer un outil simple et performant, permettant d'alimenter une base de données, qui à terme sera employée à la prédiction des risques de dégradations dans un code de calcul MEF.

Dans le chapitre suivant, une approche expérimentale est présentée. Elle capitalise une partie du savoir-faire du département mécanique du LAMIH concernant la mise en forme des matériaux, afin de l'orienter vers la détection des mécanismes d'adhésion. L'objectif est de normaliser cette méthode afin de pouvoir l'appliquer à différents procédés de formage et entretenir l'homogénéité de la base de données.

# 1.6 Références

- Aghdam, A. et M. Khonsari. 2011, «On the correlation between wear and entropy in dry sliding contact», *Wear*, vol. 270, p. 781–790. 15
- Aghdam, A. et M. Khonsari. 2014, «Prediction of wear ingrease-lubricated oscillatory journal bearings via energy-based approach», *Wear*, vol. 318, p. 188–201. 15
- Altan, T., G. Ngaile et G. Shen. 2005, «Cold and hot forging : fundamentals and applications», *ASM international*, vol. 1. 9, 11, 13
- Amiri, M. et M. Khonsari. 2010, «On the thermodynamics of friction and wear a review», *Entropy*, vol. 12, p. 1021–1049. 15
- Archard, J. 1953, «Contact and rubbing of flat surfaces», *Journal of Applied Physics*, vol. 24, p. 981–988. 14
- Barrau, O. 2004, *Etude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud*, Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse. 11, 12, 25
- Bay, N. 1997, «Cold forming of aluminium state of the art», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 71, nº 1, p. 76–90. 19
- Behrens, B. 2008, «Finite element analysis of die wear in hot forging processes», *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 57, nº 1, p. 305–308. 14
- Bostbarge, G., H. Faure et Y. Gobard. 2001, «Forgeage à froid de l'acier choix de l'acier et procédés», *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des aciers, aluminium, autres métaux et alliages*, vol. TIB356DUO, n° m3085. 9
- Choi, C., A. Groseclose et T. Altan. 2012, «Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, nº 8, p. 1742–1752. 14
- Colaço, R., M. Gispert, A. Serro et B. Saramago. 2007, «Prediction of wear ingrease-lubricated oscillatory journal bearings via energy-based approach», *Tribology Letters*, vol. 26, p. 119–124. 15
- Cser, L., M. Geiger, K. Lange, J. Kals et M. Hänsel. 1993, «Tool life and tool quality in bulk metal forming», *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B : Journal of Engineering Manufacture*, vol. 207, n° 4, p. 223–239. 9
- Daouben, E. 2009, *Compréhension des mécanismes d'endommagement en surface des outils de forge à chaud : effets des lubrifiants*, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 12, 25
- Das, S., L. Pelcastre, J. Hardell et B. Prakash. 2013, «Effect of static and dynamic ageing on wear and friction behavior of aluminum 6082 alloy», *Tribology International*, vol. 60, p. 1–9. 19, 22, 24
- Debras, C. 2016, *Analyse multifactorielle de la dérive vers l'usure des outillages de frappe à froid*, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 11, 12
- Ding, J., I. R. McColl, S. B. Leen et P. H. Shipway. 2007, «A finite element based approach to simulating the effects of debris on fretting wear», *Wear*, vol. 263, nº 1–6, p. 481–491. 17
- Doelling, K., F. Ling, M. Bryant et B. Heilman. 2000, «An experimental study of the correlation between wear and entropy flow in machinery components», *Journal of Applied Physics*, vol. 2999-3003, p. 781–790. 15

- Dragon-Louiset, M. 2001, «On a predictive macroscopic contact-sliding wear model based on micromechanical considerations», *International Journal of Solids and Structures*, vol. 38, p. 1625–1639. 16
- Dubar, L., C. Pruncu, A. Dubois et M. Dubar. 2014, «Effects of contact pressure, plastic strain and sliding velocity on sticking in cold forging of aluminium billet», *Procedia Engineering*, vol. 81, p. 1842–1847. 24
- Dubar, M., A. Dubois et L. Dubar. 2005, «Wear analysis of tools in cold forging : PVD versus CVD TiN coatings», *Wear*, vol. 259, n° 7-12, p. 1109–1116. 15<sup>th</sup> International Conference on Wear of Materials. 12
- Engel, U. 1996, «Beanspruchung und beanspruchbarkeit von werkzeugen der massivumformung», *Meisenbach Verlag, Bamberg.* 10
- Felder, E. 2000, «Procédés de mise en forme. introduction», *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des métaux, aspects mécaniques et thermiques*, vol. TIB348DUO, nº M3000. 9
- Fillot, N., I. Iordanoff et Y. Berthier. 2007, «Wear modeling and the third body concept», *Wear*, vol. 262, nº 7 8, p. 949 957. 17
- Fouvry, S., L. Liskiewicz, P. Kapsa, S. Hannel et E. Sauger. 2003, «An energy description of wear mechanisms and its applications to oscillating sliding contacts», *Wear*, vol. 255, p. 287–298. 15
- Fouvry, S., C. Paulin et L. Liskiewicz. 2007, «Application of an energy wear approach to quantify fretting contact durability : introduction of a wear energy capacity concept», *Tribology International*, vol. 40, p. 1428–1440. 15
- Groche, P. et G. Nitzsche. 2007, «Influence of temperature on the initiation of adhesive wear with respect to deep drawing of aluminum-alloys», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 191, nº 1-3, p. 314–316. 19
- Heinrichs, J. et S. Jacobson. 2009, «Laboratory test simulation of galling in cold forming of aluminium», *Wear*, vol. 267, nº 12, p. 2278–2286. 19, 20, 25
- Heinrichs, J. et S. Jacobson. 2010, «Laboratory test simulation of aluminium cold forming influence from PVD tool coatings on the tendency to galling», *Surface and Coatings Technology*, vol. 204, nº 21-22, p. 3606–3613. 19, 20, 25
- Heinrichs, J. et S. Jacobson. 2011, «The influence from shape and size of tool surface defects on the occurrence of galling in cold forming of aluminium», *Wear*, vol. 271, nº 9-10, p. 2517–2524. 19, 20, 21, 25
- Heinrichs, J., M. Olsson et S. Jacobson. 2012, «Mechanisms of material transfer studied in situ in the SEM : Explanations to the success of DLC coated tools in aluminium forming», *Wear*, vol. 292–293, p. 49–60. 21
- Holm, R. 1946, «Electric contacts», Almquist and Wiksells, Stockholm. 14
- Huq, M. et J. Celis. 2002, «Expressing wear rate in sliding contacts based on dissipated energy», *Wear*, vol. 252, p. 375–383. 14
- Jahangiri, M., M. Hashempour, H. Razavizadeh et H. Rezaie. 2012a, «Application and conceptual explanation of an energy-based approach for the modelling and prediction of sliding wear», *Wear*, vol. 274-275, p. 168–174. 15

- Jahangiri, M., M. Hashempour, H. Razavizadeh et H. Rezaie. 2012b, «A new method to investigate the sliding wear behaviour of materials based on energy dissipation : W–25 wt%Cu composite», *Wear*, vol. 274-275, p. 175–182. 15
- Jerina, J. et M. Kalin. 2014, «Initiation and evolution of the aluminium-alloy transfer on hot-work tool steel at temperatures from 20°C to 500°C», *Wear*, vol. 319, nº 1-2, p. 234–244. 22
- Kalin, M. et J. Jerina. 2015, «The effect of temperature and sliding distance on coated (CrN, TiAlN) and uncoated nitrided hot-work tool steels against an aluminium alloy», *Wear*, vol. 330–331, p. 371–379. 20th Intenational Conference on Wear Materials. 19, 22
- Kapsa, P. et M. Cartier. 2001, «Usure des contacts mécaniques. manifestations de l'usure», *Techniques de l'ingénieur Frottement et usure*, vol. TIB464DUO, nº BM5067. 12, 13, 14
- Lange, K., L. Cser, M. Geiger et J. Kals. 1992, «Tool life and tool quality in bulk metal forming», *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 41, nº 2, p. 667–675. 9
- Ling, F., M. Bryant et K. Doelling. 2002, «On irreversible thermodynamics for wear prediction», *Wear*, vol. 253, p. 1165–1172. 15, 16
- Martínez, F., M. Canales, S. Izquierdo, M. Jiménez et M. Martínez. 2012, «Finite element implementation and validation of wear modelling in sliding polymer–metal contacts», *Wear*, vol. 284–285, p. 52–64. 14
- Mary, C. 2009, *Simulation expérimentale de l'usure du contact aube/disque de compresseur sous sollicitations de fretting*, Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon. 15
- Meng, H. et K. Ludema. 1995, «Wear models and predictive equations : their form and content», *Wear*, vol. 181-183, p. 443–447. 14
- Miranda, J. et A. Ramalho. 2015, «Study of the effects of damage accumulation on wear», *Wear*, vol. 330-331, p. 79–84. 15
- Mohrbacher, H., J. Celis et J. Roos. 1995, «Laboratory testing of displacement and load induced fretting», *Tribology International*, vol. 28, nº 5, p. 269–278. 14
- Montheillet, F. 2008, «Métallurgie en mise en forme à froid», *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des métaux : aspects rhéologiques et métallurgiques*, vol. TIB476DUO, n° m3030. 9
- Osman, T. 2012, Simulation de l'usure et d'avaries sur des dentures d'engrenages cylindriques : Influence sur le comportement statique et dynamique de transmission par engrenages., Thèse de doctorat, INSA de Lyon. 13
- Painter, B., R. Shivpuri et T. Altan. 1996, «Prediction of die wear during hot-extrusion of engine valves», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 59, nº 1, p. 132–143. 14
- Pham, T. 2015, *Endommagement en surface des alliages d'aluminium en mise en forme á froid*, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 18, 25
- Pujante, J., L. Pelcastre, M. Vilaseca, D. Casellas et B. Prakash. 2013, «Investigations into wear and galling mechanism of aluminium alloy-tool steel tribopair at different temperatures», *Wear*, vol. 308, nº 1-2, p. 193–198. 19, 22
- Puydt, Q. 2012, *Comportement mécanique de soudures en alliage d'aluminium de la série 7xxx : de la microstructure à la modélisation de la rupture*, Thèse de doctorat, Université de Grenoble. 18
- Ramalho, A. et J. Miranda. 2006, «The relationship between wear and dissipated energy in sliding systems», *Wear*, vol. 260, p. 361–367. 15

- Ruiz-Andrés, M., A. Conde, J. de Damborenea et I. García. 2015, «Wear behavior of aluminum alloys at slow sliding speeds», *Tribology Transactions*, vol. 58, nº 5, p. 955–962. 19, 22, 23
- Schey, J. 1984, «Tribology in metalworking : Friction, lubrication, and wear», *Journal of Applied Metalworking*, vol. 3, p. 173–173. 10
- Shakhvorostov, D., K. Pöhlmann et M. Scherge. 2004, «An energetic approach to friction, wear and temperature», *Wear*, vol. 257, p. 124–130. 15
- Sheppard, T. 1999, Extrusion of aluminium alloys, Springer Science & Business Media. 17
- Sylvestre, M. 2010, *Etude en fretting, sous conditions thermiques et vibratoires sévères, de paliers avec butées en matériaux carbonés imprégnés en contact avec des arbres en acier ou en alliage de titane nitrurés,* Thèse de doctorat, Université de Poitiers. 12, 13
- Tanem, B. S., O. Lunder, A. Borg et J. Mårdalen. 2009, «AFM adhesion force measurements on conversion-coated EN AW-6082-T6 aluminium», *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 29, nº 5, p. 471 – 477. 25
- Verleene, A. 2000, *Vers la maîtrise de la dégradation des outillages de mise en forme à froid*, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 13
- Williams, J. 1999, «Wear modelling : analytical, computational and mapping : a continuum mechanics approach», *Wear*, vol. 225, p. 1–17. 11



# Méthodologie expérimentale pour l'étude des mécanismes de collage



## Sommaire

2.1	Introduction	
2.2	Essai de compression-translation	
	2.2.1 Méthodologie d'utilisation 33	
	2.2.2 Principe de fonctionnement 34	
	2.2.3 Techniques d'analyse des surfaces	
2.3	Application aux mécanismes de collage	
	2.3.1 États de surface initiaux 37	
	2.3.2 Relevé des efforts	
	2.3.3 Analyse des traces de frottement         42	
	2.3.4 Évaluation des dépôts d'aluminium	
	2.3.5 Synthèse des résultats	
2.4	Essais de filage en laboratoire	
	2.4.1Instrumentation de la presse52	
	2.4.2 Données relevées et analyse des résultats	
	2.4.3 Évolution de la surface de la filière	
2.5	<b>Conclusions</b>	
2.6	Références	

# 2.1 Introduction

L'approche expérimentale développée dans ce chapitre a pour but d'étudier l'influence des conditions de contact outil/pièce sur les mécanismes de collage en mise en forme à froid d'un alliage d'aluminium. Afin de reproduire fidèlement ces conditions, l'étude est menée au moyen de l'essai de compression-translation ou upsetting-sliding test (UST) [Dubois et coll., 2014]. L'analyse et la quantification des transferts de matière sont réalisées grâce à des techniques de mesure et d'observation des surfaces telles que la profilométrie optique et la microscopie électronique à balayage. L'objectif sous-jacent de ce chapitre est de normaliser le traitement des résultats issus de l'ensemble de ces dispositifs expérimentaux, afin de pouvoir transposer l'approche à d'autres procédés de mise en forme ou tout simplement à d'autres mécanismes de dégradation.

La première partie de ce chapitre introduit l'UST avec ses paramètres de conduite et ses spécificités. Les techniques d'observation des surfaces indissociables de cet essai sont aussi présentées. Ensuite, la méthodologie mise en œuvre lors de la campagne d'essai pour amorcer les mécanismes de collage est définie. Les résultats de la campagne d'essais sont illustrés et discutés en accordant une importance particulière à la méthode de traitement des données issues des dispositifs expérimentaux. Chaque étape de cette dernière est présentée pour une configuration d'essai donnée, puis une synthèse des résultats est proposée et l'influence des conditions de contact sur les mécanismes de collage est exposée. Enfin, un essai de filage instrumenté est présenté afin de mettre en évidence l'impact de ces mécanismes sur un procédé semi-industriel.

# 2.2 Essai de compression-translation

## 2.2.1 Méthodologie d'utilisation

L'UST a été développé pour la caractérisation tribologique des procédés de mise en forme des matériaux métalliques. La méthode d'exploitation de ce système a été développée par l'équipe de recherche [Dubar et coll., 2015] et repose sur quatre étapes clés décrites en figure 2.1.



FIGURE 2.1 – Méthode d'exploitation de l'UST [Dubar et coll., 2015].

Dans un premier temps, une analyse thermomécanique du procédé de mise en forme est réalisée à l'aide d'une simulation numérique afin de déterminer les pressions de contact, les vitesses de glissement, les températures au niveau de l'interface outil/pièce ou encore la déformation plastique du lopin. Ces paramètres seront ensuite reproduits sur le banc d'essai. Les éprouvettes sont usinées directement dans les matériaux de l'outil et du lopin pour se placer exactement dans les conditions industrielles. Les paramètres du test sont ajustés afin d'obtenir les conditions de contact désirées et les essais sont réalisés. Finalement, les résultats obtenus permettent une analyse qualitative et quantitative de l'efficacité d'un lubrifiant ou d'un revêtement de surface à réduire le frottement et à préserver l'intégrité des surfaces [Dubar et coll., 2005]. Une meilleure connaissance du procédé est ainsi acquise.

## 2.2.2 Principe de fonctionnement

Avant le début de l'essai, une éprouvette cylindrique représentant le lopin mis en forme est fixée dans la partie mobile du montage (figure 2.2). Un indenteur jouant le rôle de l'outil est fixé perpendiculairement à l'échantillon, sa position est ajustée précisément pour que celui-ci génère une zone de déformation plastique localisée sur la génératrice du lopin au cours de l'essai. Ce dernier se déplace alors avec une vitesse constante pendant que deux cellules d'effort mesurent simultanément les forces normale  $F_n$  et tangentielle  $F_t$ .





Le tableau 2.1 présente les paramètres de réglage de l'UST et les données qu'il est possible de collecter pendant et après l'essai. Les géométries de l'indenteur et de l'éprouvette ainsi que la pénétration appliquée permettent de faire varier les champs de pression de contact et de déformation plastique sur le lopin. Grâce au vérin hydraulique, la vitesse de descente de l'échantillon peut varier

TABLEAU 2.1 – Paramètres d'entrée et de sortie de l'essai UST.
----------------------------------------------------------------

Entrée	Sortie
Géométries de l'indenteur et de l'éprouvette	Force normale, $F_n$
Températures de l'indenteur et de l'éprouvette	Force tangentielle, $F_t$
Pénétration de l'indenteur	Trace de frottement
Vitesse de descente l'échantillon	Surface de l'indenteur après frottement
Lubrification	

entre 0.01 et 0.4 m.s<sup>-1</sup>, ce qui permet de reproduire les vitesses de glissement locales rencontrées sur une gamme importante de procédés industriels. Les températures de chaque antagoniste et la méthode d'apport de lubrifiant peuvent être maîtrisées.

En sortie, les efforts normal et tangentiel rendent respectivement compte du comportement mécanique du lopin et du comportement tribologique à l'interface. La trace de frottement et la surface de l'indenteur (figure 2.3) sont des indicateurs concernant les phénomènes de transfert de matière ou d'endommagement de surface rencontrés sur le procédé de mise en forme. L'analyse de ces traces permet aussi de vérifier la pénétration de l'indenteur dans l'échantillon.



FIGURE 2.3 – Photographie des traces de frottement relevées sur une éprouvette et un indenteur.

## 2.2.3 Techniques d'analyse des surfaces

La description de l'UST a mis en évidence l'importance de l'analyse des surfaces tant du côté de l'indenteur que celui de l'éprouvette. Cette partie présente les techniques de mesure des surfaces employées en parallèle des essais. La première est basée sur l'interférométrie permettant des mesures fines de l'ordre du nanomètre. La seconde est une technique complémentaire d'une précision inférieure (100 nm), mais plus rapide, reposant sur la microscopie à focalisation étendue.

## Interférométrie

L'interférométrie est une technique optique de mesure des distances basée sur l'étude du glissement d'un réseau de franges en lumière blanche. Ces dernières sont caractérisées par des motifs alternés de bandes blanches et noires qui sont le résultat d'interférences [Marteau, 2013]. L'interféromètre employé ici est un objectif de Mirau. La figure 2.4a détaille son principe de fonctionnement.



FIGURE 2.4 – Schéma de l'objectif de Mirau et interféromètre Zygo NewVIEw 7300.

La lumière est focalisée par l'objectif, puis elle est décomposée en deux ondes par une lame séparatrice. La première partie est réfléchie par l'échantillon tandis que la seconde est réfléchie par le miroir de référence. Enfin, ces deux parties sont recombinées par la lame séparatrice, ce qui conduit à l'observation de franges d'égale épaisseur superposées à l'image de l'objet.

Les mesures sont obtenues grâce à l'interféromètre ZYGO NEWVIEW 7300 (figure 2.4b) avec un objectif à grossissement ×20. La résolution optimale de mesure est de 71 nm latéralement et de 3 nm verticalement. Des petites surfaces de  $349 \times 262 \ \mu m^2$  sont mesurées individuellement puis assemblées avec un taux de recouvrement de 20%. Cette technique de mesure est utilisée pour déterminer les paramètres de rugosité des surfaces et pour la quantification des éventuels dépôts de matière.

#### **Focalisation étendue**

La microscopie à focalisation étendue est une méthode de mesure de la forme et de la topographie des surfaces. Son principe de fonctionnement est détaillé en figure 2.5a inspirée des travaux de Danzl et coll. [2011]. Le composant principal du système est une optique contenant plusieurs lentilles. Avec une lame séparatrice, la lumière est insérée dans le chemin optique puis focalisée sur l'échantillon. Les rayons issus de ce dernier sont ensuite réunis dans le capteur. Pour effectuer une détection de la surface, l'optique est déplacée verticalement en capturant continuellement des données. Chaque région de l'objet est ainsi focalisée. Des algorithmes analysent les variations de contraste suivant les différentes mises au point et les convertissent en informations 3D.



FIGURE 2.5 – Schéma de la variation focale et profilomètre ALICONA INFINITEFOCUS.

Le profilomètre ALICONA INFINITEFOCUS (figure 2.5b) est un outil récent utilisant cette technique de mesure. Il a été mis à notre disposition par l'ENSIAME de l'Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis. Il est employé avec un objectif à grossissement ×10. La résolution optimale est de 3.52  $\mu$ m latéralement et de 410 nm verticalement. La précision est effectivement plus faible que celle de l'interféromètre, mais amplement suffisante pour analyser la forme des traces de frottement sur les éprouvettes.

## 2.3 Application aux mécanismes de collage

L'approche expérimentale développée dans cette partie repose entièrement sur l'exploitation du dispositif UST. Son utilisation s'inscrit dans une démarche usuelle d'étude du frottement. Cependant, il ne s'agit pas uniquement de simuler une large gamme de conditions de contact représentatives de la mise en forme à froid, mais d'être capable de déclencher les mécanismes de collage. L'originalité de ces travaux réside dans l'exploitation poussée des techniques d'analyse des surfaces permettant la quantification des éventuels transferts de matière.

Les géométries des indenteurs et des éprouvettes ont été imposées par la matière disponible au laboratoire. Les indenteurs reconditionnés en acier à outil ont un rayon de 20 mm. Les éprouvettes sont des lopins de 15 mm de diamètre et 50 mm de long, issus de la barre filée en alliage d'aluminium. Leur longueur correspond à la hauteur disponible dans la zone d'essai du dispositif UST. Pour adoucir le contact initial avec l'indenteur, un chanfrein est usiné sur la partie basse. Une couche de lubrifiant solide en bisulfure de molybdène est appliquée sur la surface des éprouvettes avant leur mise en place dans la partie mobile du dispositif UST (figure 2.6). Ceci permet d'éviter une forme de collage sévère observée par Pham [2015] et de maintenir le coefficient de frottement dans un ordre de grandeur raisonnable.



FIGURE 2.6 – Éprouvette revêtue avant le lancement de l'UST.

Les conditions d'essais ont été choisies sur la base d'études précédentes réalisées par Bouquerel et coll. [2015]; Pham [2015]. Plusieurs pénétrations et vitesses de descente ont été sélectionnées afin de faire varier la pression de contact, la déformation plastique et la vitesse de glissement. Le tableau 2.2 regroupe l'ensemble des conditions d'essai de cette étude. Chaque configuration est réalisée trois fois à température ambiante. Un indenteur est attribué à chacune d'entre elles. Ainsi, la distance de glissement totale endurée par ce dernier est proche de 150 mm.

TABLEAU 2.2 -	Plan o	d'expérience
---------------	--------	--------------

Indenteur	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Vitesse de descente (mm.s <sup>-1</sup> )	20	20	20	100	100	100	200	200	200	200
Pénétration (µm)	30	60	100	30	60	100	30	40	60	100

Lorsque les trois passes sont achevées, les traces de frottement des indenteurs et des éprouvettes sont analysées par les techniques présentées précédemment.

## 2.3.1 États de surface initiaux

Avant de réaliser la campagne expérimentale, un contrôle des états de surfaces des indenteurs et éprouvettes est effectué. Les surfaces des indenteurs ont été polies manuellement à l'aide d'un papier abrasif d'indice 1000. Quant aux surfaces des éprouvettes, elles ne sont pas rectifiées avant d'être testées afin de se placer dans des conditions proches de celles rencontrées dans l'industrie. L'objectif est donc de déterminer l'uniformité de la préparation des indenteurs et de décrire l'état de surface initial des éprouvettes.

#### Indenteurs

Pour vérifier l'uniformité des états de surface des indenteurs, des acquisitions de 2×2 mm<sup>2</sup> sont réalisées sur chacun d'entre eux à l'aide du profilomètre ZyGO NEWVIEW 7300. Conformément aux travaux de Bataille et coll. [2016], ces acquisitions sont redressées à l'aide d'un polynôme de degré 3 permettant ainsi de révéler l'ondulation et la rugosité sans les altérer. La figure 2.7 montre l'analyse de la topographie d'un indenteur avant et après le redressement.



FIGURE 2.7 - Topographie de l'indenteur 10 avant et après redressement.

Ensuite, la valeur de la rugosité moyenne arithmétique de la surface notée S*a* est relevée pour chaque surface redressée. Ce paramètre est défini dans la norme ISO/TS 25178-2 [2012] par l'équation 2.1, où z(x, y) est la fonction représentant la hauteur de la surface à la position (x,y) et A l'aire de la surface.

$$Sa = \frac{1}{A} \iint_{A} |z(x, y)| dx dy$$
(2.1)

La figure 2.8 montre les valeurs de ce paramètre pour les indenteurs employés lors de la campagne expérimentale. La valeur moyenne pour l'ensemble des indenteurs est de 0,113 µm avec un écart type relatif de 12 %. La valeur représentée par cet écart est considérée comme suffisamment faible pour supposer que les états de surface des indenteurs sont uniformes et auront peu d'influence sur les mécanismes de collage d'une configuration à une autre. Cependant, la confiance n'excluant pas le contrôle, l'indenteur 9 fera l'objet d'une attention particulière lors de l'analyse de sa surface après les essais. Celui-ci ayant une rugosité plus importante, il s'agira de détecter d'éventuelles anomalies concernant le volume de matière adhérée.



FIGURE 2.8 – Valeurs de la rugosité moyenne arithmétique Sa de chaque indenteur.

### Éprouvettes

Les états de surface des éprouvettes ont été contrôlés aléatoirement en utilisant une méthode d'acquisition et de traitement des données similaire à celle employée pour les indenteurs. La figure 2.9 montre la topographie d'une éprouvette avant et après le redressement par un polynôme de degré 3. La surface résultante présente une forte anisotropie. En effet, des rayures parallèles à l'axe des abscisses correspondant à la longueur des éprouvettes sont mises en évidence. Ces dernières suivent le sens de glissement de l'indenteur, représenté par les flèches noires.



FIGURE 2.9 - Topographie d'une éprouvette avant et après redressement.

Les profils moyens de chaque surface redressée ont été extraits dans les sens londitudinal et transverse (figure 2.10). Le profil transverse montre la succession de pics et de vallées correspondantes aux rayures observées sur la surface redressée. Les hauteurs maximales et minimales relevées sur ce profil valent respectivement 8,53 et -11,74  $\mu$ m. Le profil longitudinal est aligné sur le sens de glissement de l'indenteur. Ce dernier présente aussi une succession de pics et de vallées, mais à une échelle moindre. En effet, les hauteurs relevées sont comprises entre 0.162 et -0.148  $\mu$ m.



FIGURE 2.10 – Profils moyens extraits de la surface redressée dans les sens transverse et longitudinal.

Ensuite, chaque profil est filtré avec un filtre gaussien passe-haut avec une fréquence de coupure de 0.8 mm, puis la valeur de la rugosité moyenne arithmétique notée R*a* est relevée. Ce paramètre est défini dans la norme ISO/TS 4287 [1997] par l'équation 2.2, où *l* est la longueur du profil.

$$\mathbf{R}a = \frac{1}{l} \int_{l} |z(x)| \, \mathrm{d}x \tag{2.2}$$

La valeur moyenne des R*a* relevée sur l'ensemble des profils transverses vaut 3,05  $\mu$ m avec un écart-type de 0,9  $\mu$ m. Pour les profils longitudinaux, la valeur moyenne de la rugosité arithmétique vaut 36,9 nm avec un écart-type de 12,7 nm. Ces analyses montrent à nouveau la forte anisotropie des surfaces mesurées, mais elles soulignent aussi l'uniformité des états de surface des éprouvettes.

#### 2.3.2 Relevé des efforts

Au cours des essais, les efforts normal  $F_n$  et tangentiel  $F_t$  sont relevés. Les courbes du graphique 2.11a correspondent aux efforts de la troisième condition d'essai effectuée à une vitesse de 20 mm.s<sup>-1</sup> pour une pénétration de 100 µm. La courbe moyenne de chaque effort est représentée par un trait continu. Ce graphique permet de vérifier que le chanfrein usiné à la base des éprouvettes a eu l'effet escompté. Le contact entre l'indenteur et l'éprouvette est bien progressif jusqu'à une distance de glissement de 5 mm. Les efforts atteignent ensuite un régime stabilisé correspondant à la consigne imposée sur la pénétration. Enfin, les efforts chutent dès que l'indenteur atteint l'extrémité supérieure de l'éprouvette après 45 mm de frottement. Ce graphique permet aussi d'apprécier la reproductibilité des essais.



FIGURE 2.11 – Efforts et taux de frottement obtenus sur la 3<sup>e</sup> configuration.

Le taux de frottement  $F_t/F_n$  est calculé sur la portion stabilisée comprise entre 5 et 45 mm de glissement. Le graphique 2.11b montre l'évolution de ce paramètre pouvant être assimilé à un coefficient de frottement global au cours de l'essai. Comme précédemment, la courbe moyenne est un trait continu. Une légère tendance décroissante est observée sur l'ensemble des courbes. Des oscillations de faible amplitude sont aussi constatées. Elles pourraient être expliquées par des variations de l'épaisseur ou la rupture du film lubrifiant lors du passage de l'indenteur. La seconde option entraînerait alors irrémédiablement le transfert d'aluminium sur la surface de ce dernier.

La figure 2.12 montre les valeurs maximales des efforts normaux et tangentiels moyennés pour chaque condition d'essai. Il apparaît clairement que l'augmentation de la pénétration entraîne une augmentation des efforts, ce qui a déjà été observé lors d'études antérieures [Dubar et coll., 2001; Dubois et coll., 2001, 1996]. En revanche, la vitesse de déplacement de l'éprouvette ne semble pas avoir d'influence sur les efforts. D'après la figure 2.12a, il est possible d'affirmer que la consigne de

pénétration a été dépassée sur la 3<sup>*e*</sup> configuration. En effet, le niveau d'effort relevé aurait dû être sensiblement le même que celui des conditions 6 et 10, mais il est supérieur d'environ 20%. Cela souligne une faiblesse du dispositif UST concernant le réglage de la position de l'indenteur, mais aussi la nécessité de mesurer la pénétration réelle après chaque essai en observant les traces de frottement.



FIGURE 2.12 - Maxima des efforts normaux et tangentiels moyennés pour chaque essai.

La figure 2.13 montre les valeurs moyennes du taux de frottement  $F_t/F_n$  pour chaque configuration d'essai. Ces dernières sont relevées sur la partie stabilisée, à une distance de glissement de 40 mm. Il est à noter que leurs valeurs sont toutes inférieures à 0.16, suggérant que le coefficient de frottement local est bien dans la gamme de la mise en forme à froid [Debras, 2016]. Les configurations 1 et 2 réalisées à 20 mm.s<sup>-1</sup> présentent un coefficient de frottement global fortement supérieur à ceux observés à haute vitesse. À cette vitesse de glissement, la pénétration ne semble pas avoir d'influence tandis qu'aux vitesses élevées, une corrélation entre la pénétration et le taux de frottement se distingue. Ces constatations ne sont pas sans rappeler celles de Ruiz-Andrés et coll.



FIGURE 2.13 - Moyennes des taux de frottement stabilisés pour chaque essai.

[2015] concernant l'influence de la vitesse de glissement sur les mécanismes d'usure adhésive, exposées dans le chapitre précédent. Il est fort probable que les essais de compression-translation réalisés à 20 mm.s<sup>-1</sup> soient compris dans le domaine de l'usure sévère illustré en figure 1.14 du premier chapitre. Cependant, seule l'analyse des surfaces des indenteurs permettra de conclure sur les phénomènes de transfert de matière au cours des essais.

## 2.3.3 Analyse des traces de frottement

Après un essai, une trace de frottement est présente sur la surface de l'éprouvette comme le montre la figure 2.14. D'après les travaux de Brocail [2011] et les conclusions du paragraphe précédent, celle-ci doit être mesurée pour vérifier la pénétration réelle de l'indenteur. Auparavant, ce dernier réalisait cette analyse en mesurant des profils perpendiculaires à la trace de frottement avec un pas régulier sur la longueur de l'éprouvette. Aujourd'hui, grâce au profilomètre ALICONA INFINITEFOCUS, il est possible de réaliser des acquisitions rapides (10 min) en trois dimensions de ces traces sur la portion où les efforts sont stabilisés entre 5 et 45 mm de glissement.



FIGURE 2.14 – Éprouvette après l'essai.

La figure 2.15a montre la topographie d'une trace de frottement de la troisième configuration. L'abscisse est alignée sur le sens de déplacement de l'indenteur par rapport à l'éprouvette. La zone déformée correspond à un méplat d'environ 3.5 mm de large et présente une légère tendance à s'élargir en fonction de la distance de glissement. Ceci est caractéristique de l'écoulement plastique dû à l'action de l'indenteur sur l'éprouvette. Un renflement de matière se forme à l'avant du contact puis s'écoule sur les côtés de l'indenteur. Lorsque cet élargissement est très important, il s'agit le plus souvent d'un basculement de l'éprouvette au sein de son logement causé par un mauvais positionnement ou d'une profondeur de passe excessive invalidant dans les deux cas l'essai.



(b) Topographie après la suppression de la forme cylindrique.

FIGURE 2.15 – Mesure et analyse d'une trace de frottement de la  $3^e$  configuration.

Pour pouvoir accéder à la profondeur de la pénétration, la forme initiale de l'éprouvette, un cylindre de 15 mm de diamètre, est soustraite à la topographie initiale. Une fois cette opération achevée, la topographie résultante illustrée en figure 2.15b présente un minimum en son centre correspondant à la pénétration effective de l'indenteur dans l'éprouvette. Pour obtenir son évolution en fonction de la distance de glissement, un profil longitudinal situé au milieu de cette topographie résultante est extrait. Le graphique 2.16 illustre cette évolution pour chaque trace de frottement de la 3<sup>e</sup> configuration. Le profil moyen des trois configurations est représenté par le trait continu.



FIGURE 2.16 – Pénétrations mesurées à partir des traces de la 3<sup>e</sup> configuration.

La consigne de 100  $\mu$ m est respectée au début de l'essai. Cependant, l'ensemble des courbes présente une croissance constante sur 20 mm de glissement avant d'atteindre un palier correspondant à la pénétration maximale qui vaut en moyenne 135  $\mu$ m, soit 35% au dessus de la consigne. Cet écart peut être attribué aux jeux de fonctionnement du dispositif UST. Cependant, il pourrait aussi être lié à la modification des conditions de contact par l'évolution du transfert de matière sur la surface de l'indenteur au cours de l'essai.

La figure 2.17 montre les valeurs moyennes de la pénétration pour chaque condition d'essai. Ces dernières sont relevées sur la portion stabilisée, à une distance de glissement de 40 mm. Les points représentent les pénétrations nominales définies dans le plan d'expérience (tableau 2.2).



FIGURE 2.17 – Pénétrations moyennes de chaque configuration à une distance de 40 mm.

Cette nouvelle méthode d'analyse des traces de frottement en trois dimensions a été rendue possible par l'utilisation du profilomètre à variation focale. La mesure de la pénétration effective est précise et permet de connaître son évolution en fonction de la distance de glissement parcourue. Cette quantification plus fine permet aussi de mettre en lumière les limites de réglage du banc d'essai.

#### 2.3.4 Évaluation des dépôts d'aluminium

Après les essais, les indenteurs présentent tous un dépôt d'aluminium plus ou moins important. La photographie 2.18 montre un indenteur fixé sur la cellule d'effort sur lequel, la matière adhérée est clairement identifiable. Un résidu de lubrifiant est aussi présent sur la surface. Celui-ci est enlevé avec du solvant avant toute observation.



FIGURE 2.18 – Indenteur après l'essai.

Pour étudier les mécanismes de collage, Nosar et Olsson [2013] ont proposé une approche robuste consistant à coupler les analyses de composition par spectrométrie en énergie et la profilométrie optique. Celle-ci permet de déterminer avec précision la position des dépôts de matière et leur morphologie [Das et coll., 2013; Pujante et coll., 2013]. La méthodologie développée dans ce manuscrit est inspirée de cette approche et propose de quantifier le volume de matière adhérée sur les indenteurs. L'originalité de cette méthode réside dans l'utilisation poussée de la profilométrie optique et du traitement des données associées.

Pour obtenir les volumes de matière adhérée, plusieurs étapes d'analyse sont nécessaires. Dans un premier temps, les surfaces des indenteurs sont observées à l'aide d'un MEB. En parallèle, des cartographies élémentaires par analyse EDS sont effectuées afin de discerner les composants issus de l'éprouvette en alliage d'aluminium de ceux de l'indenteur. Dans un second temps, ces mêmes surfaces sont observées par profilométrie optique avec une haute résolution afin de mesurer la forme des dépôts. Enfin, une méthode de traitement normalisée des données est développée pour permettre l'évaluation des volumes de matière transférée pour chaque configuration d'essai.

#### Analyse de composition par EDS

Les surfaces des indenteurs ont été observées à l'aide du MEB à effet de champ Fei Quanta 400 mis à notre disposition par le laboratoire UMET de l'Université de Lille. Des images en électrons rétrodiffusés sont acquises et des cartographies élémentaires par EDS sont dressées pour chaque indenteur. Elles permettent de révéler la forme exacte du dépôt grippé en discernant l'aluminium (rouge) et le fer (bleu). La figure 2.19 montre cette analyse pour le troisième indenteur.

La forme du dépôt est assez proche de celles observées en figure 1.13 du chapitre précédent, typique d'un contact entre deux cylindres. Le sens de glissement est dirigé du bas de l'acquisition

vers le haut. Cette analyse met en évidence deux zones distinctes. La première est une demi-ellipse où la majorité de l'aluminium semble avoir adhéré. La seconde correspond à la sortie du contact, le dépôt semble alors résiduel.



FIGURE 2.19 – Surface du troisième indenteur au MEB et analysé par EDX.

## Traitement du relevé topographique

Les surfaces des indenteurs sont mesurées à l'aide du système d'acquisition MESRUG, développé par Deltombe et coll. [2014], et le profilomètre ZYGO NEWVIEW 7300. Une surface en trois dimensions de 9.5×5.5 mm<sup>2</sup>, décrite par 17536×10848 points, est obtenue. La figure 2.20 montre la topographie brute du troisième indenteur.



FIGURE 2.20 – Mesure 3D de la surface de l'indenteur 3.

Au centre de cette acquisition, le dépôt d'aluminium sur la surface de l'indenteur est perceptible, mais il n'est pas quantifiable en l'état. Pour permettre son évaluation, la forme cylindrique de l'indenteur doit être soustraite de la surface sans altérer la topographie de la zone endommagée.

Les mesures 3D sont redressées à l'aide d'un polynôme sans tenir compte de la trace de frottement. Pour déterminer le degré optimal, plusieurs polynômes sont testés allant des degrés 3 à 9. Les polynômes de degré 1 et 2 étant uniquement capables de supprimer un plan ou une forme symétrique, ils n'ont pas été employés. Le tableau 2.3 regroupe les formes supprimées et les topographies résultantes pour des polynômes de différents degrés. Les formes supprimées ne présentent pas de divergence significative suivant le degré employé. Cependant, pour les degrés 3 à 6, les topographies résultantes manifestent des ondulations suffisamment importantes pour altérer la mesure du volume de collage. À partir du polynôme de degré 7, les ondulations sont réduites convenablement, le dépôt apparait sur un fond uniforme et peu d'évolutions sont constatées pour les polynômes suivants. Ce dernier est donc sélectionné pour la suite des traitements mathématiques sur les relevés topographiques.



TABLEAU 2.3 – Forme supprimée et topographie résultante pour des polynômes de différent degré.

À la suite de ce redressement, une surface de  $5 \times 5 \text{ mm}^2$  comprenant la trace de frottement est extraite de la topographie résultante, ceci afin d'alléger les analyses ultérieures. La figure 2.21 montre une vue en trois dimensions de cette surface. En amont du contact, la trace de frottement présente un volume important de matière adhérée. En aval, le transfert de matière est présent dans une moindre mesure.



FIGURE 2.21 - Vue en 3D de la surface de l'indenteur après redressement.

### Seuillage de la surface

Le défi consiste maintenant à évaluer les volumes des pics correspondant au dépôt d'alliage d'aluminium. Une méthode de seuillage basée sur le taux de portance de la surface est utilisée afin d'extraire uniquement la partie grippée. La courbe de portance de la surface est donc tracée en suivant la norme ISO/TS 13565-2 [1996], elle est représentée par le graphique 2.22a. Le paramètre  $Mr_1$  est défini dans cette norme comme étant le taux de portance déterminé sur la ligne de coupure qui sépare les pics saillants du profil écrêté. Par conséquent, il est utilisé comme première valeur de seuillage. La figure 2.22b présente la surface après le seuillage par le taux de portance  $Mr_1$ . La trace de frottement est mise en évidence et sa forme correspond à l'analyse EDS. Cependant, des pics présents sur le reste de la surface subsistent après l'opération. Ces derniers n'appartiennent pas à la matière adhérée. Les prendre en compte dans la mesure du volume conduit donc à le surestimer. Une autre approche de seuillage plus discriminante est donc envisagée.



(a) Courbe de portance de la surface.

FIGURE 2.22 – Courbe de portance et surface de l'indenteur 3 après seuillage.

La seconde approche de seuillage est basée sur la détermination du point d'inflexion de la courbe de portance pour un taux compris entre 5 et 90 %. En s'inspirant des travaux de Wouts et coll. [2016], la position de ce point peut être reliée au maximum de la fonction décrite par l'équation 2.3, où Mr et *h* sont respectivement le taux de portance et la hauteur des aspérités.

$$g(\mathbf{M}r) = \left|\frac{1}{\mathbf{M}r}\int \mathbf{M}r\,\mathrm{d}h\right| \tag{2.3}$$

Le graphique 2.23a représente la fonction intégrale g(Mr) et donne la position du taux de portance au point d'inflexion  $Mr_i$ . La figure 2.23b montre la surface après le seuillage par ce taux. Les pics résiduels ne sont plus pris en compte dans le calcul du volume de matière déposée. La trace de frottement extraite est aussi en accord avec l'analyse EDS présentée au début de cette partie.



FIGURE 2.23 - Courbe de portance intégrée de la surface redressée de l'indenteur 3.

Le principal risque de cette méthode de seuillage est d'être trop discriminante et donc de sousévaluer le volume de matière déposée. Par conséquent, les deux surfaces seuillées sont utilisées pour la détermination du volume. Le tableau 2.4 donne les valeurs des taux de portance  $Mr_1$  et  $Mr_i$ pour chaque indenteur. La plage de portance correspondant à la différence entre ces taux est aussi donnée dans ce tableau. Elle vaut en moyenne 5%.

Indenteur	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$Mr_1$ (%)	17,47	20,93	26,37	9,96	31,36	18,43	9,36	17,60	19,49	27,04
$Mr_i$ (%)	10,83	18,70	23,74	0,35	30,53	13,90	1,96	11,05	15,87	20,90
$Mr_1$ - $Mr_i$ (%)	6,64	2,23	2,63	9,61	0,83	4,53	7,40	6,55	3,62	6,14

TABLEAU 2.4 – Valeurs des taux de portance seuils pour chaque indenteur.

La valeur du taux de portance au point d'inflexion est toujours inférieure à celle du taux  $Mr_i$ . Les indenteurs 1, 4, 7 et 8 correspondants à des pénétrations faibles présentent des plages de portance importantes comparées aux autres conditions. Cela signifie que les volumes relevés sont faibles et qu'il est par conséquent plus difficile de les mesurer précisément.

## Calcul du volume

Le volume du dépôt grippé au cours de l'essai est calculé à l'aide du logiciel MOUNTAINSMAP grâce au module de détection des îlots. La figure 2.24 montre les volumes mesurés pour chaque condition d'essai à une distance de glissement de 150 mm. Les barres d'erreurs représentent les

volumes maximal et minimal obtenus respectivement avec les surfaces seuillées par  $Mr_1$  et  $Mr_i$ . Seule la configuration 10 présente une barre d'erreur importante, mais elle ne représente que 6% du volume moyen. L'indenteur 9 présentant la valeur de *Sa* la plus importante ne semble pas avoir perturbé le mécanisme de collage attendu. Le volume d'aluminium mesuré sur l'indenteur 4 est très faible comparé aux autres conditions d'essai, ce qui est en accord avec les résultats précédents puisqu'il s'agit de la configuration la plus douce en matière d'effort (figure 2.12).



FIGURE 2.24 - Volumes des dépôts d'alliage d'aluminium pour chaque condition d'essai.

Les tendances de ce graphique sont similaires à celles des taux de frottement illustrés en figure 2.13. En effet, les volumes de matière relevés pour les essais à 20 mm.s<sup>-1</sup> ne semblent pas être influencés par la pénétration, à l'inverse des hautes vitesses. De plus, les volumes des configurations 1 et 2 sont supérieurs à ceux obtenus à haute vitesse, tout comme l'étaient les taux de frottement. Cela suggère un lien entre le coefficient de frottement et les mécanismes d'adhésion.

## 2.3.5 Synthèse des résultats

Cette partie a pour but de mettre en perspective l'ensemble des résultats expérimentaux de la campagne en traçant des surfaces de réponse. Celles-ci sont réalisées à l'aide du logiciel Matlab.



FIGURE 2.25 – Évolution des efforts en fonction de la pénétration et de la vitesse de glissement.

La figure 2.25 présente les efforts normaux et tangentiels en fonction de la pénétration effective et de la vitesse de glissement. Cette dernière met en évidence l'influence de la pénétration qui coïncide directement avec la déformation plastique de l'éprouvette sur les efforts relevés. L'effort normal répond de manière linéaire à la pénétration tandis que l'effort tangentiel tend à se stabiliser aux pénétrations supérieures à 100  $\mu$ m. En revanche, la vitesse de glissement ne semble pas avoir d'influence.



FIGURE 2.26 – Évolutions du taux de frottement et du volume de collage en fonction de la pénétration et de la vitesse de glissement.

La figure 2.26 montre les évolutions du taux de frottement et du volume de matière mesuré sur les indenteurs en fonction des conditions d'essai. L'augmentation de la pénétration entraîne un taux de frottement plus important ainsi qu'un transfert de matière plus conséquent. Ceci est vrai pour l'ensemble des conditions sauf pour la condition 3. Cette configuration est réalisée à une pénétration plus importante que pour les autres conditions d'essai. Il est possible que cela entraîne une cinétique des mécanismes d'adhésion différente où une partie du volume de matière transféré sur l'indenteur est aussitôt abrasé du fait de la forte pénétration.



FIGURE 2.27 – Évolutions du taux de frottement et du volume de collage en fonction de la pénétration et de la vitesse de glissement sans la configuration 3.

Pour aller plus loin dans l'analyse, la configuration 3 est retirée de l'interpolation et les surfaces

sont tracées à nouveau en figure 2.27. Si l'on considère uniquement ces configurations, il apparaît clairement que la vitesse de glissement joue un rôle prépondérant sur les mécanismes d'adhésion comme le montraient les travaux de Ruiz-Andrés et coll. [2015]. Le taux de frottement est aussi impacté par la vitesse de glissement. Enfin, l'influence de la pénétration est aussi importante sur le phénomène de collage.

Les graphiques suivants montrent le volume de matière mesuré en fonction du taux de frottement moyen obtenu pour les trois vitesses de glissement (figure 2.28). Ceux-ci montrent une forte corrélation entre le taux de frottement et les volumes de matière relevés. De plus, en observant les coefficients des régressions linéaires, il apparaît très clairement que le même régime de collage est observé aux vitesses élevées. À basse vitesse, le volume ne suit pas la même tendance, mais il est toujours lié au taux de frottement.



FIGURE 2.28 - Volume de matière en fonction du taux de frottement pour les trois vitesses.

# 2.4 Essais de filage en laboratoire

Des essais de mise en forme à froid de l'alliage d'aluminium 6082-T6 sont effectués à l'aide de la presse STRECON SP-150T. Initialement conçue pour assembler les outils de mise en forme et leurs bagues de précontrainte, cette presse hydraulique a été adaptée et instrumentée afin d'étudier une opération de réduction de section par extrusion, appelée filage avant. Détaillé en figure 2.29, ce procédé de mise en forme à froid se caractérise par une première étape de mise en forme suivie de l'éjection de la pièce.



FIGURE 2.29 – Schéma des opérations d'extrusion et d'éjection de la pièce

Les éprouvettes mises en forme proviennent de la barre en alliage d'aluminium 6082-T6. Par conséquent, leurs états de surface sont identiques à ceux relevés dans la partie précédente en figure 2.9. Lors de l'opération d'extrusion, le lubrifiant solide à base de bisulfure de molybdène est employé afin de se placer dans des conditions proches de celles de l'essai de compression-translation. À l'état initial, l'éprouvette est un cylindre de 15 mm de diamètre et de 12,5 mm de long. Les géométries de l'éprouvette avant et après l'opération de filage sont illustrées en figure 2.30.



FIGURE 2.30 – Éprouvette en aluminium 6082-T6 avant et après filage.

L'objectif de cette campagne d'essais est de montrer l'impact des mécanismes de collage sur ce procédé de mise en forme couramment employé dans l'industrie. L'instrumentation du dispositif réalisée durant ce travail de thèse permettra de relever des données au cours des essais telles que les efforts de formage, les déformations de l'outillage et les vitesses de déplacement des poinçons de mise en forme et d'extraction. Ces informations seront ensuite traitées afin de détecter les éventuels mécanismes de collage.

## 2.4.1 Instrumentation de la presse

La presse STRECON SP-150T est présentée en figure 2.31a. Elle est équipée d'une cellule d'effort d'une capacité maximale de 200 kN et d'un capteur de déplacement. Quant à la filière, six jauges de déformation ont été apposées sur sa face supérieure en s'inspirant des travaux de Lee et coll. [2002].

Une rosette rectangulaire à 45° est positionnée à 30 mm de l'entrée de la filière et trois jauges sont fixées radialement à 40 mm de cette même entrée (figure 2.31b). Deux jauges complémentaires sont appliquées sur le flanc de la filière (figure 2.31c). L'ensemble de ces jauges numérotées de 1 à 8 ont pour objectif de mesurer les déformations de l'outil au cours des opérations de filage et d'éjection de la pièce en alliage d'aluminium.



(a) Vue d'ensemble de la presse.

(c) Jauges sur les flancs.

FIGURE 2.31 – Instrumentation de la presse et de la filière.

## 2.4.2 Données relevées et analyse des résultats

Chaque essai de filage présenté dans cette partie est effectué dans les mêmes conditions de déplacement du poinçon de mise en forme. Il en est de même pour la phase d'éjection. Au cours de cette campagne, neuf essais ont été réalisés. Dans un premier temps, l'ensemble des données relevées est présenté pour un essai de filage, puis un bilan de l'ensemble des configurations est dressé. Les résultats présentés dans cette partie correspondent aux données relevées sur le quatrième essai de filage. Une analyse des mesures obtenues au cours de l'étape de mise en forme est présentée en figure 2.32. Les données de la phase d'éjection sont illustrées en figure 2.33. Au cours de ces deux étapes, la vitesse de descente du poinçon est de 8 mm.s<sup>-1</sup>.

## Étape de mise en forme

L'effort de mise en forme relevé sur cette configuration est illustré en figure 2.32a. Ce dernier augmente puis atteint un pic à 136 kN. Ensuite, une chute progressive des efforts est observée. En analysant le déplacement du poinçon, cela correspond au passage de la matière après la zone de réduction de section. Les relevés des déformations sur les jauges 1, 2 et 3 placées à 40 mm de l'entrée de la filière sont illustrés en figure 2.32b. Elles présentent une augmentation avec l'avancée du poinçon de mise en forme. Ces trois jauges étant toutes placées à une même distance de l'entrée de la filière, une courbe moyenne de la déformation radiale est tracée. Les jauges 4, 5 et 6, dont les relevés sont donnés en figure 2.32c, présentent une évolution similaire à celle observée pour l'effort


de filage. On notera que les déformations relevées au niveau de ces jauges plus proches de l'entrée de la filière sont supérieures à celles obtenues avec les jauges radiales 1, 2 et 3 plus éloignées de 10 mm. Enfin, les jauges 7 et 8 détectent de légères déformations sur le flanc de la filière pouvant être liées à la pression de l'éprouvette sur la surface interne de l'outil.

FIGURE 2.32 – Effort et déformations relevés durant l'étape de filage de l'éprouvette 4.

# Étape d'éjection

Avant de réaliser l'éjection de la pièce mise en forme, l'ensemble des jauges de déformation est réinitialisé. L'effort d'éjection est présenté en figure 2.33a. Le niveau de ce dernier est plus faible que celui obtenu durant l'opération de mise en forme. L'effort augmente pour atteindre un maximum de 14 kN puis il décroît pour se stabiliser à un déplacement de 10 mm. L'effort résiduel peut être attribué au grippage du poinçon dans la zone de réduction de section de la filière où le transfert d'aluminium opère.

Les relevés des déformations au niveau des jauges 1, 2 et 3 illustrés en figure 2.33b présentent une évolution logique. En effet, la baisse de la déformation observée correspond à la libération des contraintes suite à l'éjection de l'éprouvette mise en forme. Les déformations illustrées en figure 2.33c correspondent aux jauges 4, 5 et 6. Les évolutions de la déformation au niveau des jauges 4 et 6 ne traduisent pas une tendance aussi significative que celles observées sur les jauges radiales 1, 2 et 3. La jauge 4 présente même un tendance inverse. Seule la jauge 5 positionnée dans le même sens que ces dernières manifeste le même comportement. La déformation relevée sur cette jauge est supérieure, elle l'était déjà durant l'étape précédente. Enfin, les déformations relevées en figure 2.33d sur les jauges 7 et 8 ne présentent pas de tendance significative. Il est possible que les manipulations de la filière afin de la positionner pour l'éjection de l'éprouvette aient engendré des erreurs de mesure.



FIGURE 2.33 – Effort et déformations relevés durant l'étape d'éjection de l'éprouvette 4.

#### Synthèse des résultats

Au cours de cette campagne d'essai, seules neuf éprouvettes ont été mises en forme. En effet, les mécanismes de collage de l'aluminium ont sévèrement impacté la filière ce qui a conduit au grippage des poinçons de mise en forme et d'éjection dès la huitième éprouvette. L'évolution des efforts maximaux de formage en fonction du nombre d'éprouvettes mises en forme est représentée en figure 2.34a. Il apparaît clairement que le filage de la huitième éprouvette est problématique. L'effort relevé au cours de sa mise en forme est supérieur aux autres essais. Il en est de même pour les déformations relevées sur les jauges 4 et 8 représentées respectivement en figures 2.34b et 2.34c. Les autres jauges ne présentent pas de variations significatives durant cette étape. Les résultats obtenus au cours de la phase d'éjection ne comportant pas de tendances significatives, ils ne sont pas présentés dans cette partie. Les efforts d'éjection sont identiques à celui relevé lors de l'éjection de la quatrième éprouvette et les déformations ne sont pas suffisamment élevées pour permettre

de conclure.

La sévérité des mécanismes d'adhésion a pris son origine dès la troisième éprouvette où les premiers pics d'effort et de déformation sont observés. Cependant, les efforts chutent par la suite, indiquant que le filage des éprouvettes suivantes est moins perturbé. À partir de la sixième éprouvette, l'ensemble des données augmente à nouveau. Cela peut être attribué aux mécanismes de grippage, mais seule une vérification de l'état de surface de la filière permettrait de valider cette hypothèse.



(c) Déformations maximales en jauge 8.

FIGURE 2.34 – Efforts maximaux de filage et déformations maximales au niveau des jauges 4 et 8 relevées pour les éprouvettes filées.

# 2.4.3 Évolution de la surface de la filière

Pour suivre les dégradations de la surface de la filière, des relevés de son état de surface sont effectués entre chaque éprouvette mise en forme. Cela permet de suivre l'évolution du dépôt d'aluminium sur la surface de la filière et de déterminer son influence sur les pièces produites. Cependant, la forme de la filière ne permettant pas de mesure directe par profilométrie optique, une résine à base de silicone est injectée dans la filière entre chaque essai afin d'obtenir des moulages à haute résolution de la surface interne. La précision obtenue selon les spécifications du fabricant est d'environ  $0.1 \mu m$ . Ainsi, ces répliques constituent l'historique de la surface interne de la filière et permettent de quantifier les dégradations subies au cours des différents essais.

Des acquisitions de 1,5 × 1,5 mm<sup>2</sup> sont réalisées au niveau de la zone de réduction de section sur la réplique de la surface interne de la filière. La figure 2.35 montre les topographies redressées à l'aide de polynômes de degré 3. À l'état initial, la filière présente une surface avec peu de défauts. Seule une légère ondulation est observée. À partir de la deuxième éprouvette, un dépôt de matière d'une hauteur de 15 µm est relevée au niveau de ces ondulations. Ensuite le dépôt croît jusqu'à une hauteur de 40 µm suite à la mise en forme de la sixième éprouvette. Ce niveau de dépôt semble être critique puisqu'ensuite la hauteur relevée se stabilise.



FIGURE 2.35 – Évolution de la surface de la filière au cours des essais de filage.

Ces dépôts d'aluminium sont très importants par rapport à ceux constatés lors des essais UST. Cependant, la vitesse de filage est très faible (8 mm.s<sup>-1</sup>) et peut expliquer la criticité de ces mécanismes d'adhésion. Cet essai réalisé en laboratoire dans des conditions semi-industrielles a donc mis en évidence les effets néfastes du collage pouvant mener rapidement au grippage des outils de mise en forme.

# 2.5 Conclusions

La première partie de ce chapitre est consacrée à la description de l'essai de compressiontranslation (UST). Ce dispositif permet de reproduire des conditions de contact frottant en prenant en compte les déformations plastiques rencontrées en mise en forme à froid des alliages d'aluminium. Après une présentation détaillée de la méthode d'exploitation et du principe de fonctionnement de cet essai, les différentes techniques de mesure et d'analyse des surfaces sont mises en avant. Deux technologies optiques sont présentées, l'interférométrie et la focalisation étendue. La première est employée à la détermination de la rugosité des surfaces et pour la quantification des transferts de matière, tandis que la seconde est dédiée à la mesure rapide de formes.

La seconde partie de ce chapitre présente la campagne expérimentale dédiée à l'étude des mécanismes de collage. Une large gamme de conditions de contact sont simulées à l'aide de l'UST avec des indenteurs en acier à outil X38CrMoV5-3 et des lopins en alliage d'aluminium 6082-T6. Ces derniers sont revêtus d'une couche de lubrifiant solide en bisulfure de molybdène. Pour amorcer le collage, dix conditions d'essai sont réalisées à température ambiante en faisant varier la vitesse de glissement et la déformation plastique. Pour chacune des configurations, un transfert d'aluminium sur la surface de l'indenteur est obtenu. Une méthode d'analyse spécifique est développée afin de déterminer le volume de matière déposée. Cette dernière repose sur le couplage des mesures profilométriques et des analyses EDS. Une nouvelle méthode de traitement des mesures topographiques est proposée pour la quantification des dépôts. Celle-ci repose sur l'analyse approfondie de la courbe de portance.

Les volumes de matière relevés à la suite des essais sont étroitement liés aux taux de frottement. Cela suggère qu'un modèle d'usure basé uniquement sur la pression de contact et la distance de glissement, comme le modèle d'Archard, aurait un pouvoir prédictif modéré sur les phénomènes de collage observés. Par conséquent, une approche énergétique basée sur le travail des forces de frottement semble plus appropriée. Pour mieux comprendre les mécanismes d'adhésion intervenants lors de ces essais, les conditions de contact locales doivent être déterminées par une analyse thermomécanique précise de chaque configuration à l'aide d'un modèle éléments finis.

Enfin, un essai de mise en forme par extrusion a été instrumenté afin d'obtenir l'effort de formage et les déformations de l'outillage au cours du procédé. Le suivi de l'évolution de la surface de la filière a été réalisé et a montré qu'une hauteur maximale de dépôt de 40 µm peut être atteinte. Cette analyse a permis de mettre en évidence la criticité des mécanismes de collage lors de la mise en forme de l'alliage d'aluminium 6082-T6 qui a conduit au grippage du dispositif.

Dans le chapitre suivant, l'objectif est de développer le modèle numérique de l'essai et un outil permettant de décrire les mécanismes d'adhésion. Dans un premier temps, la caractérisation rhéologique de l'alliage d'aluminium 6082-T6 est présentée. Il s'agit de déterminer un modèle de comportement précis du matériau afin d'alimenter la modélisation numérique de l'essai UST. Cette dernière sera employée à déterminer les pressions de contact, les vitesses de glissement ou les températures au niveau de l'interface indenteur/éprouvette. Grâce à cette analyse, il sera alors possible de définir un modèle pour décrire l'apparition du collage de l'alliage d'aluminium 6082-T6 en mise en forme à froid.

# 2.6 Références

- Bataille, C., E. Luc, M. Bigerelle, R. Deltombe et M. Dubar. 2016, «Rolls wear characterization in hot rolling process», *Tribology International*, vol. 100, p. 328–337. 42nd Leeds-Lyon Symposium on Tribology- Surfaces and Interfaces : Mysteries at Different Scales. 38
- Bouquerel, J., B. Diawara, A. Dubois, M. Dubar, J. B. Vogt et D. Najjar. 2015, «Investigations of the microstructural response to a cold forging process of the 6082-T6 alloy», *Materials & Design*, vol. 68, p. 245–258. 37
- Brocail, J. 2011, Analyse expérimentale et numérique du contact à l'interface outil-copeau lors de l'usinage à grande vitesse des métaux, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 42
- Danzl, R., F. Helmli et S. Scherer. 2011, «Focus variation : a robust technology for high resolution optical 3d surface metrology», *Journal of mechanical engineering*, vol. 57, nº 3, p. 245–256. 36
- Das, S., L. Pelcastre, J. Hardell et B. Prakash. 2013, «Effect of static and dynamic ageing on wear and friction behavior of aluminum 6082 alloy», *Tribology International*, vol. 60, p. 1–9. 44
- Debras, C. 2016, *Analyse multifactorielle de la dérive vers l'usure des outillages de frappe à froid,* Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 41
- Deltombe, R., K. J. Kubiak et M. Bigerelle. 2014, «How to select the most relevant 3D roughness parameters of a surface», *Scanning*, vol. 36, nº 1, p. 150–160. 45
- Dubar, L., A. Dubois et M. Dubar. 2015, *Friction Analysis in Bulk Metal Forming*, Chap. Material Characterization and Tribology, 60 Excellent Inventions in Metal Forming, p. 23–28. 33
- Dubar, M., L. Dubar, A. Dubois, A. Verleene et J. Oudin. 2001, «Wear criteria of cold forging tools», *Surface Engineering*, vol. 17, nº 2, p. 119–122. 40
- Dubar, M., A. Dubois et L. Dubar. 2005, «Wear analysis of tools in cold forging : PVD versus CVD TiN coatings», *Wear*, vol. 259, nº 7-12, p. 1109–1116. 15<sup>th</sup> International Conference on Wear of Materials. 34
- Dubois, A., M. Dubar et L. Dubar. 2014, «Warm and hot upsetting sliding test : Tribology of metal processes at high temperature», *Procedia Engineering*, vol. 81, p. 1964–1969. 11<sup>th</sup> International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 19-24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan. 33
- Dubois, A., L. Lazzarotto, L. Dubar et J. Oudin. 2001, «A multi-step lubricant evaluation strategy for wire drawing–extrusion–cold heading sequence», *Wear*, vol. 249, nº 10–11, p. 951–961. 40
- Dubois, A., D. Patalier, P. Picart et J. Oudin. 1996, «Optimization of the upsetting-sliding test parameters for the determination of friction laws at medium and high contact pressures», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 62, nº 1, p. 140 – 148. 40
- ISO/TS 13565-2. 1996, «Geometrical product specifications (GPS) Surface method : Profile method, Surfaces having stratified functional properties - Part 2 : Height characterization using the linear material ratio curve», *International Organization for Standardization*. 47
- ISO/TS 25178-2. 2012, «Geometrical product specifications (GPS) Surface texture : Areal Part 2 : Terms, definitions and surface texture parameters», *International Organization for Standardization.* 38

- ISO/TS 4287. 1997, «Geometrical product specifications (GPS) Surface texture : Profile method, Terms, definitions and surface texture parameters», *International Organization for Standardization.* 40
- Lazzarotto, L., L. Dubar, A. Dubois, P. Ravassard et J. Oudin. 1997, «Identification of Coulomb's friction coefficient in real contact conditions applied to a wire drawing process», *Wear*, vol. 211, nº 1, p. 54–63. 34
- Lee, Y. S., J. H. Lee, J. U. Choi et T. Ishikawa. 2002, «Experimental and analytical evaluation for elastic deformation behaviors of cold forging tool», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 127, n° 1, p. 73–82. 52
- Marteau, J. 2013, Caractérisation multi-échelle et analyse par essai d'indentation instrumentée de matériaux à gradient générés par procédés mécaniques et thermochimiques de traitement de surface, Thèse de doctorat, Université Technologique de Compiègne. 35
- Nosar, N. S. et M. Olsson. 2013, «Influence of tool steel surface topography on adhesion and material transfer in stainless steel/tool steel sliding contact», *Wear*, vol. 303, nº 1-2, p. 30–39. 44
- Pham, T. 2015, *Endommagement en surface des alliages d'aluminium en mise en forme à froid*, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 37
- Pujante, J., L. Pelcastre, M. Vilaseca, D. Casellas et B. Prakash. 2013, «Investigations into wear and galling mechanism of aluminium alloy-tool steel tribopair at different temperatures», *Wear*, vol. 308, n° 1-2, p. 193–198. 44
- Ruiz-Andrés, M., A. Conde, J. de Damborenea et I. García. 2015, «Wear behavior of aluminum alloys at slow sliding speeds», *Tribology Transactions*, vol. 58, nº 5, p. 955–962. 41, 51
- Wouts, J., G. Haugou, M. Oudjene, D. Coutellier et H. Morvan. 2016, «Strain rate effects on the compressive response of wood and energy absorption capabilities Part A : Experimental investigations», *Composite Structures*, vol. 149, p. 315–328. 48



# Modélisation numérique et prédiction des mécanismes de collage



# Sommaire

3.1	<b>Introduction</b>	
3.2	Caractérisation thermomécanique de l'alliage 6082-T6	
	3.2.1 Essais de compression	
	3.2.2 Modèle rhéologique à base physique 66	
	3.2.3 Modèle de Hansel et Spittel	
3.3	Modélisation numérique des essais	
	3.3.1 Description du modèle 75	
	3.3.2 Analyse d'une configuration d'essai	
	3.3.3 Synthèse des résultats	
3.4	Développement de l'outil de prédiction du collage	
	3.4.1 Identification d'un modèle de collage	
	3.4.2 Mise en œuvre du programme	
	3.4.3 Analyse des résultats	
3.5	Conclusions	
3.6	Références	

# 3.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, des essais de compression-translation dédiés à l'étude de l'amorçage des phénomènes de collage ont montré que le taux de frottement joue un rôle majeur sur le volume de matière transféré. Afin de mieux comprendre les mécanismes en jeu, une analyse thermomécanique de l'essai est développée dans ce chapitre. Celle-ci a pour but d'identifier les paramètres tels que la pression de contact, la vitesse de glissement et la température à l'interface indenteur/éprouvette pour chaque configuration. Ces données serviront à l'identification d'un critère permettant de décrire l'apparition du collage en mise en forme à froid de l'alliage 6082-T6.

La première partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation thermomécanique de l'alliage d'aluminium 6082-T6. Des essais de compression uniaxiale sont réalisés à plusieurs températures et différentes vitesses de déformation à l'aide du dispositif GLEEBLE 3500. Deux modèles de comportement sont identifiés à partir des résultats obtenus. Le premier repose sur l'étude du taux d'écrouissage du matériau et le modèle de la contrainte mécanique seuil ou mechanical threshold stress (MTS). Ce modèle rhéologique à base physique permet de décrire le comportement du matériau en prenant en compte son état microstructural, sa composition chimique ou son historique de déformation [Puchi-Cabrera et coll., 2016]. Le second est une loi Hansel et Spittel [1979] simplifiée qui est utilisée par défaut dans le logiciel dédié aux procédés de mise en forme, FORGE NxT 1.0 [Agouti, 2012].

La seconde partie de ce chapitre introduit le modèle numérique de l'essai de compressiontranslation. Ce dernier utilise la formulation arbitrairement lagrangienne-eulérienne (ALE). Chacune des configurations d'essai présentées dans le chapitre précédent est simulée afin de déterminer les conditions de contact locales. Grâce à ces informations précieuses, un modèle permettant de décrire les mécanismes de collage est développé. Un programme de traitement des résultats des simulations est défini. Il permet de calculer le transfert de matière inhérent à l'essai et d'appliquer les modifications de la surface de l'indenteur au modèle numérique.

# 3.2 Caractérisation thermomécanique de l'alliage 6082-T6

# 3.2.1 Essais de compression

La caractérisation thermomécanique de l'alliage 6082-T6 repose sur des essais de compression réalisés à l'aide du dispositif GLEEBLE 3500 (figure 3.1). Ce simulateur thermomécanique est équipé d'une cellule d'effort dynamométrique capable de supporter des efforts statiques allant jusqu'à 100 kN. Un extensomètre longitudinal permet de mesurer la variation de hauteur de l'éprouvette au cours de l'essai. La chambre de test est dépressurisée afin d'éviter l'oxydation du matériau.



(a) Vue d'ensemble.

(b) Intérieur de la chambre d'essai.

FIGURE 3.1 – Plateforme thermomécanique GLEEBLE 3500 du LAMIH.

#### Campagne expérimentale

Plusieurs études récentes montrent que la sensibilité à la vitesse de déformation de l'alliage d'aluminium 6082-T6 est limitée [Chen et coll., 2009; Moćko et coll., 2012; Yibo et coll., 2013]. Par conséquent, la campagne de caractérisation n'est réalisée qu'aux vitesses de déformation de 0.1 et  $1 \text{ s}^{-1}$ . Pour pouvoir prendre en compte l'autoéchauffement par déformation plastique du matériau lors de sa mise en forme, les essais de compression sont effectués sur la gamme de température comprise entre 298 et 423 K. Des éprouvettes cylindriques de 10 mm de diamètre et de 12 mm de long ont été choisies pour cette campagne expérimentale. Elles ont été usinées dans le sens longitudinal de la barre filée en alliage d'aluminium 6082-T6. Pour limiter la dispersion des résultats, des tolérances géométriques sont imposées sur le parallélisme des faces, la perpendicularité à l'axe de révolution et les dimensions globales de l'éprouvette, comme le montre la figure 3.2.



FIGURE 3.2 – Plan de l'éprouvette de compression.

Dans un premier temps, l'échantillon est chauffé par effet Joule à la vitesse de 5 K.s<sup>-1</sup> puis il est maintenu pendant 20 secondes à la température désirée pour garantir une température homogène. Au cours de cette étape, les tas de compression suivent la dilatation thermique de l'éprouvette afin d'éviter une prédéformation de cette dernière. Un thermocouple de type K est soudé en surface à mi-hauteur de l'éprouvette afin d'assurer la mesure et le contrôle de la température. Pendant l'essai, l'extensomètre longitudinal mesure la longueur courante de l'échantillon ce qui permet de réguler la vitesse de déformation par rétroaction. Pour limiter l'effet du frottement au niveau des tas de compression, une graisse graphitée chargée en nickel est appliquée aux extrémités de l'éprouvette.

La déformation  $\varepsilon_{exp}$  et la contrainte  $\sigma_{exp}$  expérimentales sont déterminées par les équations suivantes, où  $l_c$  est la longueur courante de l'éprouvette mesurée par l'extensomètre,  $l_0$  et  $R_0$  sont ses dimensions initiales et F est l'effort mesuré par la cellule dynamométrique.

$$\varepsilon_{exp} = \ln\left(\frac{l_c}{l_0}\right) \tag{3.1}$$

$$\sigma_{exp} = \frac{F}{\pi R_0^2} \exp(\varepsilon_{exp})$$
(3.2)

#### **Comportement thermomécanique**

Les courbes de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique effective obtenues pour les deux vitesses de déformation et les différentes températures sont représentées sur la figure 3.3. La partie élastique est enlevée après l'identification de la limite d'élasticité définie pour une déformation plastique de 0.2%. Ces courbes présentent un écrouissage classique et indiquent clairement un comportement thermoplastique. En effet, l'augmentation de la température entraîne une chute de la contrainte effective. La sensibilité à la vitesse de déformation de la limite d'élasticité de l'alliage d'aluminium 6082-T6 est modérée, voire négligeable. Un écart de comportement entre les deux vitesses de déformation testées est constaté au-delà d'une déformation plastique effective de 0,2. En effet, les essais à haute vitesse présentent un adoucissement pouvant être expliqué par l'autoéchauffement de la matière.



FIGURE 3.3 – Courbes brutes de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique effective obtenues par les essais de compression.

D'après Chalon [2016], le dispositif de chauffage équipant le simulateur GLEEBLE est capable de palier à une chute de la température, mais il ne peut malheureusement pas compenser un autoéchauffement par déformation plastique de l'éprouvette au-delà de la cinétique de refroidissement du système opérationnel de compression. L'autoéchauffement est mis en évidence par les relevés de température en fonction de la déformation plastique illustrés en figure 3.4. À haute vitesse, l'élévation de température peut atteindre 40 K de plus que la consigne initiale. Il est important de souligner qu'à basse vitesse de déformation le système est capable de maintenir la température désirée sauf pour l'essai à température ambiante qui aux grandes déformations se rapproche de celui réalisé à 323 K. Le développement d'un modèle rhéologique doit donc être précédé d'une correction des valeurs de la contrainte effective en fonction de la variation de température observée.



FIGURE 3.4 – Exemples de températures mesurées en fonction de la déformation plastique effective.

L'évolution de la vitesse de déformation en fonction de la déformation plastique effective est présentée en figure 3.5 pour les deux vitesses de déformation testées. Ce graphique montre que malgré quelques oscillations, le pilotage du dispositif par l'extensomètre longitudinal a bien été bien respecté dans les deux cas. Il ne sera donc pas nécessaire d'appliquer un traitement correctif sur les valeurs de la contrainte effective.



FIGURE 3.5 – Exemples de vitesses de déformation mesurées en fonction de la déformation plastique effective.

#### 3.2.2 Modèle rhéologique à base physique

Le modèle rhéologique proposé dans cette partie permet de formuler l'évolution de la contrainte d'écoulement de l'alliage d'aluminium 6082-T6 en fonction de la déformation, la température et la vitesse de déformation. La méthodologie mise en œuvre repose sur l'analyse du taux d'écrouissage du matériau et l'utilisation du modèle de la contrainte mécanique seuil ou MTS pour décrire les dépendances à la vitesse de déformation et à la température des paramètres impliqués. Le modèle MTS est une approche physique et sa formulation présentée dans ce chapitre s'appuie sur les modèles proposés par Puchi-Cabrera et coll. [2013a,b, 2011].

#### Analyse du taux d'écrouissage

L'évolution du taux d'écrouissage  $\theta$  en fonction de la contrainte  $\sigma$  pour l'essai réalisé à 423 K et à une vitesse de déformation de 1 s<sup>-1</sup> est représentée sur la figure 3.6. Ce type d'évolution est aussi constaté pour les autres conditions d'essai.



FIGURE 3.6 – Évolution du taux d'écrouissage en fonction de la contrainte effective.

Deux régimes distincts sont identifiés sur ce graphique. Le premier est caractérisé par une chute linéaire du taux d'écrouissage avec l'augmentation de la contrainte effective pour ensuite atteindre une contrainte de transition  $\sigma_t$ , à partir de laquelle un second régime est observé. L'extrapolation de cette droite pour une valeur de taux d'écrouissage nul permet de déterminer une contrainte de saturation apparente  $\sigma_s$  correspondant à l'établissement du second régime défini par un taux d'écrouissage constant.

#### Description du modèle physique

Pour décrire l'évolution linéaire de  $\theta$  entre la limite d'élasticité  $\sigma_y$  et la contrainte de transition  $\sigma_t$ , l'équation d'écrouissage de Voce [1948] est employée. Elle est présentée par l'équation 3.3 :

$$\theta(\sigma) = \frac{\mu(T)}{A_0} \left[ 1 - \frac{\sigma}{\sigma_s(\dot{\varepsilon}, T)} \right] = \theta_0 \left[ 1 - \frac{\sigma}{\sigma_s(\dot{\varepsilon}, T)} \right]$$
(3.3)

Après la contrainte de transition  $\sigma_t$ , le taux d'écrouissage est constant. Il peut donc être exprimé par l'équation ci-dessous :

$$\theta(\sigma) = \frac{\mu(T)}{A_0} \left[ 1 - \frac{\sigma_t(\dot{\varepsilon}, T)}{\sigma_s(\dot{\varepsilon}, T)} \right] = \theta_0 \left[ 1 - \frac{\sigma_t(\dot{\varepsilon}, T)}{\sigma_s(\dot{\varepsilon}, T)} \right]$$
(3.4)

Dans les équations précédentes,  $\mu(T)$  représente le module de cisaillement dépendant de la température T,  $\dot{\epsilon}$  est la vitesse de déformation effective,  $A_0$  un paramètre à déterminer expérimentalement et  $\theta_0$  le taux d'écrouissage initial. Le module de cisaillement de l'alliage d'aluminium peut être évalué à partir de l'équation suivante proposée par Follansbee et Kocks [1988] :

$$\mu(T) = \mu_0 - \frac{D}{\exp\left(\frac{T_0}{T}\right) - 1}$$
(3.5)

où  $\mu_0$  représente le module de cisaillement à la température absolue, D et T<sub>0</sub> sont des constantes identifiées à partir des données expérimentales issues des travaux de Kocks [1976]. Ces dernières sont représentées avec l'équation de Follansbee et Kocks [1988] en figure 3.7.



FIGURE 3.7 – Module de cisaillement en fonction de la température.

D'après le modèle MTS, la limite d'élasticité du matériau peut être exprimée en fonction de la température et de la vitesse de déformation par l'équation suivante :

$$\sigma_{\gamma}(\dot{\varepsilon}, \mathbf{T}) = \sigma_{a} + \hat{\sigma}_{\gamma} \cdot \frac{\mu(\mathbf{T})}{\mu_{0}} \left\{ 1 - \left[ \frac{k\mathbf{T}}{\mu(\mathbf{T})b^{3}g_{0\gamma}} \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{0\gamma}}{\dot{\varepsilon}}\right) \right]^{2/3} \right\}^{2}$$
(3.6)

Dans l'équation ci-dessus,  $\sigma_a$  représente la contrainte athermale,  $\hat{\sigma}_y$  est la contrainte d'écoulement seuil à la température absolue, correspondante à l'interaction des dislocations avec les solutés atomiques et les faibles précipités,  $g_{0y}$  est une énergie d'activation normalisée et  $\dot{\epsilon}_{0y}$  est une vitesse de déformation seuil. Ces constantes seront identifiées à l'aide des données expérimentales. k est la constante de Boltzmann (1,381·10<sup>-23</sup> J.K<sup>-1</sup>) et b le vecteur de Burgers (0.286 nm) [Puchi-Cabrera, 2006]. De manière comparable, il est possible de décrire les contraintes de transition et de saturation apparente en fonction de la température et de la vitesse de déformation grâce au modèle MTS. Par conséquent, chaque paramètre peut être décrit respectivement par :

$$\sigma_t(\dot{\varepsilon}, T) = \hat{\sigma}_t \cdot \frac{\mu(T)}{\mu_0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0t}}\right) \overline{\mu(T) b^3 g_{0t}}$$
(3.7)

$$\sigma_{s}(\dot{\varepsilon}, \mathrm{T}) = \hat{\sigma}_{s} \cdot \frac{\mu(\mathrm{T})}{\mu_{0}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0s}}\right) \frac{k\mathrm{T}}{\mu(\mathrm{T})b^{3}g_{0s}}$$
(3.8)

Dans les équations ci-dessus,  $\hat{\sigma}_t$  et  $\hat{\sigma}_s$  représentent les contraintes mécaniques seuil correspondantes,  $\dot{\epsilon}_{0t}$  et  $\dot{\epsilon}_{0s}$  sont des vitesses de déformation seuils, alors que  $g_{0t}$  et  $g_{0s}$  représentent des énergies d'activation normalisées. Ces constantes seront déterminées à l'aide des données expérimentales.

#### Correction de la variation de température

La méthode de correction présentée dans cette partie est comparable à celle développée dans les travaux de thèse de Chalon [2016]. Dans un premier temps, les courbes de contrainte déformation brutes sont décrites par le modèle de Voce [1948] sous sa forme intégrée, valable uniquement pour des conditions constantes en matière de vitesse de déformation et de température. La contrainte d'écoulement est alors exprimée par l'équation 3.9 ci-dessous :

$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_y - \sigma_s) \cdot \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)$$
(3.9)

où  $\varepsilon_r$  est la déformation à relaxation, dépendante du taux d'écrouissage initial  $\theta_0$ :

$$\varepsilon_r = \frac{\sigma_s}{\theta_0} \tag{3.10}$$

Dans un second temps, sur chaque courbe expérimentale, la contrainte de saturation apparente et la température moyenne  $\overline{T}$  sont déterminées. La contrainte  $\sigma_s$  est exprimée en fonction du modèle MTS par l'équation 3.8 dont les constantes sont déterminées par une régression non linéaire. Finalement, les variations de température sont évaluées en s'appuyant sur les équations 3.8 et 3.9 pour développer les équations suivantes :

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{d\sigma}{d\sigma_s} \cdot \frac{d\sigma_s}{dT} = \frac{d\sigma_s}{dT} \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)\right]$$
(3.11)

$$\sigma_{\text{corrigée}} = \sigma_{\text{non corrigée}} - \frac{d\sigma_s}{dT} \cdot (\overline{T} - T)$$
(3.12)

L'équation 3.12 montre bien qu'une augmentation de la température entraîne une diminution de la contrainte d'écoulement. Les courbes de contrainte-déformation brutes sont corrigées une à une en fonction de la variation de température qui leur est propre, par cette méthode. Il est essentiel de souligner que les constantes de l'équation 3.8 identifiées au cours de cette procédure ne seront plus utilisées par la suite puisqu'elles proviennent des courbes non corrigées.

La figure 3.8 illustre les courbes de contrainte effective corrigée en fonction de la déformation plastique effective. L'effet de la correction est significatif pour les essais réalisés à la vitesse de déformation de 1 s<sup>-1</sup>, le phénomène d'adoucissement a disparu et les courbes présentent une évolution très proche de celles obtenues à basse vitesse. De plus, la courbe de l'essai réalisé à température ambiante ne se confond plus avec celle obtenue à 323 K. La correction de l'autoéchauffement permet donc de montrer que l'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte effective est modérée sur la plage de déformation plastique testée. Cette observation est en phase avec les conclusions des études de Chen et coll. [2009]; Moćko et coll. [2012]; Yibo et coll. [2013].



FIGURE 3.8 – Courbes corrigées de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique effective obtenues par les essais de compression.

# Identification des paramètres du modèle

Après la correction de l'autoéchauffement, les courbes expérimentales ajustées <sup>1</sup> sont analysées individuellement pour déterminer les contraintes  $\sigma_y$ ,  $\sigma_t$  et  $\sigma_s$ . Pour identifier les constantes de l'équation 3.6, celle-ci est réécrite sous la forme d'une relation linéaire :

$$\left[\frac{\sigma_{y} - \sigma_{a}}{\mu(T)}\right]^{1/2} = \left(\frac{\hat{\sigma}_{y}}{\mu_{0}}\right)^{1/2} - \left(\frac{1}{g_{0y}}\right)^{2/3} \left(\frac{\hat{\sigma}_{y}}{\mu_{0}}\right)^{1/2} \left[\frac{kT}{\mu(T)b^{3}}\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{0y}}{\dot{\varepsilon}}\right)\right]^{2/3}$$
(3.13)

Ainsi, en traçant  $\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)}\right]^{1/2}$  en fonction de  $\left[\frac{kT}{\mu(T)b^3}\ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_{0y}}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{2/3}$ , il est possible de déterminer les valeurs de  $g_{0y}$  et  $\hat{\sigma}_y$  par la méthode des moindres carrés non linéaires. La figure 3.9 illustre les données expérimentales et la représentation graphique de l'équation 3.13. La meilleure corrélation entre les données expérimentales et cette équation est obtenue en supposant  $\sigma_a$  égal à 20 MPa.



FIGURE 3.9 – Données expérimentales de la contrainte d'écoulement et la courbe ajustée de l'équation 3.13 en fonction de la vitesse de déformation et de la température.

<sup>1.</sup> Dans la suite de ce chapitre, les courbes « expérimentales » sont ajustées sauf indication contraire.

Sur le même principe, il est possible d'identifier les constantes des équations 3.7 et 3.8. La figure 3.10 illustre les points expérimentaux et les courbes ajustées de ces équations. Les constantes ont aussi été identifiées grâce à la méthode des moindres carrés non linéaires. Le modèle MTS permet donc de décrire avec précision les évolutions de la limite d'élasticité ainsi que celles des contraintes de transition et de saturation apparente en fonction de la température et de la vitesse de déformation.



(a) Contrainte de transition normalisée.

(b) Contrainte de saturation normalisée.

FIGURE 3.10 – Contraintes de transition et de saturation normalisées en fonction de la vitesse de déformation et de la température.

L'aspect final concernant la formulation du modèle de comportement pour l'alliage 6082-T6 est la détermination du taux d'écrouissage initial  $\theta_0$  correspondant au rapport du module de cisaillement  $\mu(T)$  et de la constante  $A_0$ . La figure 3.11 montre la corrélation de ce taux d'écrouissage avec le module de cisaillement élastique indiquant que la constante  $A_0$  vaut 3,1. L'erreur maximale commise est de 8%.



FIGURE 3.11 – Corrélation entre le taux d'écrouissage initial et le module de cisaillement élastique.

Toutes les constantes étant identifiées, l'ensemble des équations de 3.3 à 3.8 représente le modèle de comportement physique du matériau. La comparaison entre les courbes expérimentales moyennées de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique effective et celles obtenues par le modèle rhéologique physique est donnée en figure 3.12. L'analyse de l'erreur de prédiction du modèle par rapport aux données expérimentales est présentée en figure 3.13. Le coefficient de détermination est élevé  $R^2 = 0,971$  et l'erreur du modèle sur l'ensemble des données est strictement inférieure à 5%. Par conséquent, une représentation satisfaisante des données

expérimentales est atteinte, permettant l'utilisation de ce modèle de comportement dans les prochaines simulations numériques.



FIGURE 3.12 – Comparaison entre les courbes contrainte-déformation expérimentales moyennées et le modèle rhéologique physique.



FIGURE 3.13 – Analyse de l'erreur de prédiction du modèle rhéologique physique par rapport aux données expérimentales.

#### Implémentation du modèle physique

Le modèle physique proposé dans la partie précédente est présenté sous une forme différentielle. L'avantage de ce type de modèle est qu'il permet de prendre en compte l'historique de déformation en actualisant les variations de température et de vitesse de déformation à chaque incrément, tout en calculant la contrainte effective à partir de l'incrément précédent. Cependant, dans les codes éléments finis, la formulation différentielle est rarement employée, voire écartée au profit d'une formulation incrémentale ou intégrée. Dans le cadre de ces travaux, le modèle rhéologique a été implémenté dans le logiciel de calcul par éléments finis ABAQUS/EXPLICIT à l'aide d'une routine utilisateur VUHARD.

#### **Formulation RK4**

Pour reproduire le comportement de l'alliage d'aluminium, deux méthodes d'implémentation distinctes peuvent être employées. La plus complète consiste à résoudre l'équation différentielle du modèle à l'aide de la méthode de Runge-Kutta classique d'ordre 4 (RK4) [Chalon et coll., 2016]. Bien que cette méthode permette de reproduire fidèlement le comportement du matériau, l'utilisation de l'algorithme RK4 peut augmenter légèrement le temps de calcul puisque la résolution de l'équation est effectuée à chaque incrément avec un nombre d'opérations plus important. Cependant, aucune différence significative au niveau du temps de calcul n'a été observée. L'algorithme RK4 est détaillé dans le tableau 3.1.

TABLEAU 3.1 - Modèle physique implémenté avec l'algorithme RK4.

(i) Calcul des paramètres du modèle physique  $\mu(T), \sigma_{\nu}(\dot{\epsilon}, T), \sigma_t(\dot{\epsilon}, T), \sigma_s(\dot{\epsilon}, T)$ (ii) Initialisation de la contrainte avec le modèle de Voce [1948] intégré  $\sigma_1 = \sigma_s + (\sigma_y - \sigma_s) \cdot \exp\left(-\frac{\theta_0}{\sigma_s}\Delta\varepsilon_1\right)$ (iii) Résolution RK4 du modèle lorsque  $\sigma_{i-1} \leq \sigma_t$  aux incréments  $i \geq 2$  $k_1 = \theta_0 \left( 1 - \frac{\sigma_{i-1}}{\sigma_s} \right), \quad w_1 = \sigma_{i-1} + \frac{k_1}{2}$  $k_2 = \theta_0 \left( 1 - \frac{w_1}{\sigma_c} \right), \qquad w_2 = \sigma_{i-1} + \frac{k_2}{2}$  $k_3 = \theta_0 \left( 1 - \frac{w_2}{\sigma_2} \right), \qquad w_3 = \sigma_{i-1} + k_3$  $k_4 = \theta_0 \left( 1 - \frac{w_3}{\sigma_2} \right)$  $\sigma_{\mu}^{i} = \sigma_{s}$  $\Rightarrow \quad \sigma_i = \sigma_{i-1} + \frac{\Delta \varepsilon_i}{6} \left( k_1 + \frac{k_2}{2} + \frac{k_3}{2} + k_4 \right)$ (iv) Résolution RK4 du modèle lorsque  $\sigma_{i-1} > \sigma_t$  $k_1 = \theta_0 \left( 1 - \frac{\sigma_u^{i-1}}{\sigma_s} \right), \quad w_1 = \sigma_u^{i-1} + \frac{k_1}{2}$  $k_2 = \theta_0 \left( 1 - \frac{w_1}{\sigma_s} \right), \qquad w_2 = \sigma_u^{i-1} + \frac{k_2}{2}$  $k_3 = \theta_0 \left( 1 - \frac{w_2}{\sigma_1} \right), \qquad w_3 = \sigma_u^{i-1} + k_3$  $k_4 = \theta_0 \left( 1 - \frac{w_3}{\sigma_s} \right)$  $\sigma_{u}^{i} = \sigma_{u}^{i-1} + \frac{\Delta \varepsilon_{i}}{6} \left( k_{1} + \frac{k_{2}}{2} + \frac{k_{3}}{2} + k_{4} \right)$  $\Rightarrow \quad \sigma_i = \sigma_{i-1} + \Delta \varepsilon_i \left[ \theta_0 \left( 1 - \frac{\sigma_t}{\sigma_c} \right) + \frac{1}{6} \left( k_1 + \frac{k_2}{2} + \frac{k_3}{2} + k_4 \right) \right]$ (v) Variables envoyées à la routine utilisateur VUHARD à chaque incrément i

 $\sigma_i, \frac{\partial \sigma_i}{\partial \varepsilon}, \frac{\partial \sigma_i}{\partial \dot{\varepsilon}}, \frac{\partial \sigma_i}{\partial T}$ 

Dans cette formulation,  $\sigma_i$  et  $\Delta \varepsilon_i$  sont respectivement la contrainte effective et l'incrément de déformation plastique à l'incrément de calcul *i*. Dans un premier temps, la contrainte est initialisée à partir du modèle de Voce [1948] intégré. Ensuite, tant que la contrainte est inférieure à la contrainte de transition, l'équation 3.3 est résolue à l'aide de la méthode RK4. Lorsque la contrainte de transition est dépassée, l'équation 3.4 est résolue, mais avec une spécificité. En effet, le taux d'écrouissage exprimé par l'équation 3.4 ne permet pas de décrire correctement l'évolution de la contrainte lorsque la vitesse de déformation ou la température présentent une variation. Ceci provient du fait que le taux d'écrouissage n'est pas exprimé en fonction de la contrainte effective. Par conséquent, la variation de contrainte due aux évolutions de température ou de vitesse de déformation est évaluée par la résolution de la loi 3.3 à l'aide de la méthode RK4 initialisée à la contrainte de saturation. Enfin, les variables nécessaires au bon fonctionnement de la routine sont définies. Il s'agit de la contrainte  $\sigma_i$  et de ses dérivées partielles par rapport à la déformation plastique effective, la vitesse de déformation et la température.

#### Formulation intégrée

La seconde implémentation, plus sommaire, consiste à utiliser la forme intégrée du modèle en exprimant la contrainte effective  $\sigma$  en fonction de la déformation plastique totale  $\varepsilon$ . Cette dernière présente l'avantage d'être rapidement exploitable, mais elle est valable uniquement lorsque les conditions de déformation sont constantes ou lorsque les gradients de vitesse de déformation et de température sont modérés [Le Mercier et coll., 2017]. Elle est tout de même développée ici afin de comparer les réponses entre ces deux méthodes d'implémentation. L'algorithme de la formulation intégrée est détaillé dans le tableau 3.2. La déformation plastique correspondante à la contrainte de transition est notée  $\varepsilon_t$ .

TABLEAU 3.2 – Modèle physique implémenté sous sa forme intégrée.

(i) Calcul des paramètres du modèle physique

 $\mu(T), \sigma_{\nu}(\dot{\epsilon}, T), \sigma_t(\dot{\epsilon}, T), \sigma_s(\dot{\epsilon}, T)$ 

(ii) Calcul de la contrainte avec le modèle de Voce [1948] intégré lorsque  $\sigma \leq \sigma_t$ 

$$\Rightarrow \quad \sigma = \sigma_s + (\sigma_y - \sigma_s) \cdot \exp\left(-\frac{\theta_0}{\sigma_s}\varepsilon\right)$$

(iii) Calcul de la contrainte avec le modèle intégré lorsque  $\sigma > \sigma_t$ 

$$\varepsilon_t = -\frac{\sigma_s}{\theta_0} \cdot \ln\left(\frac{\sigma_t - \sigma_s}{\sigma_y - \sigma_s}\right)$$
$$\Rightarrow \quad \sigma = \sigma_t + \theta_0 \left(1 - \frac{\sigma_t}{\sigma_s}\right) (\varepsilon - \varepsilon_t)$$

(iv) Variables envoyées à la routine utilisateur VUHARD

$$\sigma, \frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon}, \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}}, \frac{\partial \sigma}{\partial T}$$

#### Modélisation d'un cas de compression à température variable

Une simulation d'un essai de compression théorique réalisé à une vitesse de déformation de 5 s<sup>-1</sup> et à une température initiale de 298 K suivie d'une augmentation de 75 K de la température à une déformation plastique effective de 0.6 permet de mieux comprendre la différence entre ces deux types d'implémentation. Les courbes prédites sont données en figure 3.14. Dans un premier temps, les deux courbes suivent la même forme puisque les conditions de température et de vitesse de déformation sont constantes. En revanche, lorsque le changement brusque de température intervient, le modèle intégré se comporte comme un faisceau de courbes et reproduit directement le

comportement d'un essai à 5 s<sup>-1</sup> et 373 K en « oubliant » complètement l'historique de déformation plastique antérieur. La méthode RK4 tient compte de cet historique, ce qui entraine une évolution physique de la chute de contrainte par l'augmentation de la température, elle est donc privilégiée pour la suite de ces travaux.



FIGURE 3.14 - Comparaison entre la forme intégrée et la résolution RK4 du modèle physique.

#### 3.2.3 Modèle de Hansel et Spittel

Le modèle de Hansel et Spittel est une loi de comportement de type élastoviscoplastique. Dans le logiciel FORGE NxT 1.0, ce modèle est utilisé sous une forme simplifiée décrite par l'équation 3.14 où la contrainte  $\sigma$  est décrite par les constantes  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $m_3$  et  $m_4$  représentant respectivement la sensibilité à la température, le coefficient d'écrouissage, la sensibilité à la vitesse de déformation et le coefficient d'adoucissement. La constante A<sub>hs</sub> correspond à la consistance du matériau.

$$\sigma = A_{hs} \cdot \exp(m_1 T) \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot \dot{\varepsilon}^{m_3} \cdot \exp\left(\frac{m_4}{\varepsilon}\right)$$
(3.14)

Ces constantes ont été identifiées à partir des courbes expérimentales par une méthode des moindres carrés. Elles sont données dans le tableau 3.3. La comparaison entre les courbes expérimentales moyennées de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique effective et celles obtenues par le modèle de Hansel et Spittel est donnée en figure 3.15.



FIGURE 3.15 – Comparaison entre les courbes contrainte-déformation expérimentales moyennées et le modèle de Hansel et Spittel.

TABLEAU 3.3 – Constantes du modèle de Hansel et Spittel.

A <sub>hs</sub> (MPa)	$A_{hs}$ (MPa) $m_1$		$m_3$	$m_4$	
593,469	$-1,250 \cdot 10^{-3}$	$4,151 \cdot 10^{-2}$	$1,157 \cdot 10^{-3}$	$5,750 \cdot 10^{-5}$	

Afin de comparer ce modèle à celui développé précédemment, l'analyse de l'erreur de prédiction du modèle par rapport aux données expérimentales est présentée en figure 3.16. Le coefficient de détermination est assez élevé  $R^2 = 0,959$ , mais se révèle inférieur à celui obtenu précédemment. L'erreur de cette loi sur l'ensemble des données est aussi strictement inférieure à 5%. Cependant, ce modèle exprime la contrainte en fonction de la déformation plastique totale comme le ferait le modèle physique intégré. Il est donc incapable de supporter les variations soudaines de température et de vitesse de déformation. Par conséquent, ce modèle est abandonné au profit du modèle physique.



FIGURE 3.16 – Analyse de l'erreur de prédiction du modèle de Hansel et Spittel [1979] par rapport aux données expérimentales.

# 3.3 Modélisation numérique des essais

Dans cette partie, une analyse thermomécanique de l'essai de frottement est développée à l'aide du logiciel de calcul par éléments finis ABAQUS/EXPLICIT. L'objectif est d'accéder aux conditions de contact locales afin de mieux décrire les phénomènes de collage présents sur chacune des configurations réalisées. Après une description détaillée du modèle, les résultats des simulations sont présentés pour une configuration. Une synthèse est ensuite proposée pour l'ensemble des conditions d'essai. Enfin, un outil de traitement des données issues des simulations est développé afin de décrire les modifications géométriques dues aux mécanismes d'adhésion.

#### 3.3.1 Description du modèle

Pour mener à bien l'analyse numérique des essais, une modélisation 3D à base eulérienne utilisant la méthode arbitrairement lagrangienne-eulérienne ALE a été mise au point en s'inspirant des travaux de Brocail [2011]. Une description du modèle est présentée en figure 3.17. Le formalisme ALE découple le déplacement de la matière de celui du maillage afin d'éviter les éventuelles distorsions de celui-ci. La géométrie du modèle et ses conditions limites sont présentées en figure 3.17. L'analyse se concentre sur l'interface indenteur/éprouvette. Compte tenu des propriétés de symétrie, seule la moitié du problème est considérée et des conditions limites sur les deux antagonistes sont imposées en conséquence. Deux surfaces eulériennes sont définies sur l'éprouvette. La première correspond au flux de matière entrant, une vitesse de déplacement correspondante à celle de l'essai lui est appliquée suivant l'axe x. La seconde correspond au flux sortant. Au niveau de ces surfaces, des conditions limites sont appliquées au maillage. En effet, au niveau de l'entrée de matière, les nœuds sont immobilisés tandis que ceux de la sortie autorisent uniquement les déplacements sur les axes y et z. Une condition limite sur la matière est appliquée à la partie inférieure de l'éprouvette ne laissant libre que le déplacement suivant l'axe x. Enfin, l'indenteur est piloté en effort avec pour consigne l'effort normal relevé lors de l'essai. Il se déplace uniquement suivant l'axe z.



FIGURE 3.17 - Description du modèle 3D ALE de l'essai UST.

Le modèle de frottement employé est celui de Coulomb, traduisant la proportionnalité entre la contrainte de cisaillement interfaciale  $\sigma_f$  et la pression de contact  $\sigma_n$  par le coefficient  $c_f$ . Il est décrit par l'équation 3.15. Pour chaque configuration d'essai, le modèle numérique a pour objectif de déterminer le coefficient de frottement local de l'essai. Par conséquent, la valeur de  $c_f$  est une variable du modèle qui est optimisée à l'aide d'une méthode itérative visant à minimiser l'erreur entre l'effort tangentiel prédit par le modèle numérique et celui obtenu expérimentalement.

$$\sigma_f = c_f \cdot \sigma_n \tag{3.15}$$

Dans le premier chapitre, la description de l'acier à outil X38CrMoV5-3 indiquait une limite d'élasticité très élevée à température ambiante. Par conséquent, le matériau de l'indenteur est modélisé par un comportement mécanique purement élastique. Celui de l'alliage d'aluminium 6082-T6 est modélisé à l'aide de la routine utilisateur VUHARD développée pour le modèle physique sous la forme de l'algorithme RK4 décrit plus haut. Le mode d'écrouissage est isotrope et suit le critère de plasticité de von Mises.

#### Modélisation thermique

Le modèle est considéré adiabatique, les pertes de chaleur par convection et rayonnement sont négligées sur l'ensemble des surfaces [Brocail, 2011]. L'autoéchauffement par déformation

plastique de l'éprouvette est pris en compte ainsi que la génération de chaleur par friction. Les échanges thermiques par conduction sont modélisés aussi bien dans la matière qu'au niveau de l'interface indenteur/éprouvette.

Le flux de chaleur  $\phi$  généré par frottement est défini à l'aide de l'équation 3.16 où  $\eta$  est la fraction d'énergie de friction convertie en chaleur,  $\sigma_f$  est la contrainte de cisaillement interfaciale et X est la distance de glissement. Dans le cadre de ces travaux, la totalité de l'énergie de friction est considérée convertie en flux de chaleur,  $\eta = 1$ .

$$\phi = \eta \cdot \sigma_f \cdot \frac{\partial X}{\partial t} \tag{3.16}$$

En s'appuyant sur les études de Brocail et coll. [2010], ce flux de chaleur est réparti entre l'indenteur et l'éprouvette en fonction de leurs effusivités thermiques. Le flux de chaleur transféré à l'éprouvette noté  $\phi^e$  est calculé à partir de l'équation suivante, où  $e^e$  et  $e^i$  représentent respectivement les effusivités thermiques de l'alliage d'aluminium et de l'acier à outil. L'équation 3.18 exprime l'éffusivité d'un matériau en fonction de sa conductivité thermique  $\lambda$ , sa masse volumique  $\rho$  et sa capacité thermique massique  $C_p$ .

$$\phi^e = \phi \cdot \frac{e^e}{e^e + e^i} \tag{3.17}$$

$$e = \sqrt{\lambda \cdot \rho \cdot C_p} \tag{3.18}$$

L'élévation de température  $\Delta T$  due au travail de la déformation plastique du matériau est calculée à partir de l'équation 3.19 où  $\beta$  représente le coefficient d'autoéchauffement par déformation plastique, aussi connu sous le nom de coefficient de Taylor et Quinney [1934]. La contrainte effective est notée  $\sigma$  tandis que  $\Delta \varepsilon$  représente la variation de déformation plastique.

$$\Delta \mathbf{T} = \frac{\beta}{\boldsymbol{\rho} \cdot \mathbf{C}_p} \cdot \boldsymbol{\sigma} \cdot \Delta \boldsymbol{\varepsilon}$$
(3.19)

Enfin, le transfert par conduction entre l'éprouvette et l'indenteur est pris en compte. L'influence de la conductance thermique de contact sur la température à l'interface est discutée dans la partie suivante. Les valeurs des propriétés thermomécaniques nécessaires à la modélisation des échanges thermiques sont indiquées dans le tableau 3.4 pour l'alliage d'aluminium 6082-T6 et l'acier à outil X38CrMoV5-3. Les données concernant l'alliage d'aluminium sont issues d'une étude effectuée par Moćko et coll. [2015] et celles de l'acier à outil proviennent des travaux de Qayyum et coll. [2016].

Matériau	$\rho~(kg.m^{-3})$	$C_p (J.kg^{-1}.K^{-1})$	$\lambda~(W.m^{-1}.K^{-1})$	$e({\rm J.K^{-1}.m^{-2}.s^{1/2}})$	β
6082-T6	2750	920	170	20739	0.9
X38CrMoV5-3	7850	500	33	11381	-

TABLEAU 3.4 - Paramètres thermiques de l'alliage d'aluminium et de l'acier à outil.

# Influence du maillage

Les deux parties du modèle ALE sont modélisées avec des éléments C3D8RT. Ces éléments solides à 8 nœuds ont pour option l'intégration réduite et offrent la possibilité de modéliser les transferts thermiques. Dans l'étude de Brocail [2011], la taille de maille est de 0,33 mm au niveau de l'interface, mais aucune information concernant l'influence du maillage sur les résultats n'y est proposée. Dans le cadre de ces travaux, afin de déterminer une taille de maille optimale permettant une analyse à la fois rapide et suffisamment précise pour décrire les conditions locales à l'interface indenteur/éprouvette, plusieurs degrés de raffinement sont testés. Le critère de sélection repose sur un compromis entre deux aspects. Le premier concerne l'évaluation des résultats obtenus à

l'interface tels que la pression de contact. Le second est relatif au temps de calcul. Le tableau 3.5 présente l'impact du maillage sur ces deux aspects pour une condition test à une vitesse de 200 mm.s<sup>-1</sup> et un effort normal évolutif de 0 à 4 kN. Les modèles présentés ont un nombre d'éléments de 3500, 14000 et 56000 correspondants respectivement à des tailles de maille de 0,4, 0,2 et 0,1 mm au niveau du contact entre l'indenteur et l'éprouvette.



TABLEAU 3.5 – Étude de l'influence du maillage.

Le temps de calcul est sévèrement impacté par le raffinement du maillage. En effet, l'attente des résultats de la simulation fine est rédhibitoire pour une analyse de ce type. Le maillage intermédiaire permet d'observer une forme de champ de pression de contact proche de celle obtenue avec le maillage fin avec un temps de calcul encore important. Quant au maillage grossier, il permet de rendre compte, dans un temps plus raisonnable, de la forme du champ de pression à l'interface. Il semble moins précis que ses deux homologues, mais si l'on observe la valeur maximale de  $\sigma_n$ , elle est très proche de celle du maillage fin.



FIGURE 3.18 – Influence du raffinement de maillage sur la pression de contact moyenne relevée.

Les évolutions des pressions de contact moyennes pour chaque raffinement sont présentées en figure 3.18. Les écarts semblent se réduire avec la diminution de la taille de maille. Cependant, aucun raffinement supérieur n'a été testé au regard des temps de calcul jugés déraisonnables. Le maillage grossier semble éloigné de la solution du problème avec un écart de 27% par rapport à la solution fine. Il est donc abandonné au profit du maillage intermédiaire pour la suite des analyses.

#### Influence de la conductance thermique de contact

La conductance thermique de contact est un paramètre conditionnant les échanges thermiques au niveau de l'interface. En mise en forme, il est plus courant d'utiliser le terme de résistance thermique de contact<sup>2</sup> [Brocail, 2011]. Ce paramètre trouve son origine dans la situation imparfaite où la rugosité présente sur les surfaces en contact réduit la zone d'échange [Kaza, 2010]. Les aspérités en contact deviennent alors le lieu privilégié du flux de chaleur entraînant une discontinuité de température à l'interface.

Pour analyser l'influence de ce paramètre, trois conductances thermiques distinctes sont appliquées au modèle avec le raffinement intermédiaire. Le cas test employé est identique à celui développé pour la sensibilité au maillage. Les températures moyennes des surfaces en contact sont évaluées pour les conductances thermiques de 10<sup>3</sup>, 10<sup>5</sup> et 10<sup>8</sup> W.m<sup>-2</sup>.K<sup>-1</sup>. La figure 3.19 regroupe les évolutions de température observées sur les surfaces en contact de l'éprouvette et de l'indenteur.



FIGURE 3.19 – Influence de la conductance thermique de contact sur la température moyenne au niveau de l'éprouvette et de l'indenteur.

Le graphique 3.19a montre la faible influence de ce paramètre sur la température moyenne en surface de l'éprouvette. Il est important de garder en mémoire que la matière flue au sein du volume maillé avec une température initiale de 293 K. Cela provoque un refroidissement de la zone étudiée qui s'équilibre avec les différents échauffements rencontrés. En revanche, la conductance thermique a une influence sur la température moyenne en surface de l'indenteur. D'après le graphique 3.19b, un écart de 8 K est observé entre les conductances faible et élevée. Par conséquent, faute de mesure de la température de l'indenteur au cours des essais et de la faible influence de ce paramètre sur la simulation, le contact thermique entre l'indenteur et l'éprouvette sera considéré parfait en supposant la conductance thermique de contact élevée dans les prochaines simulations.

#### Réduction du modèle

Les analyses de sensibilité ont mis en avant l'importance du maillage sur les résultats des simulations et l'effet de la conductance thermique de contact sur l'estimation des températures à

<sup>2.</sup> Il s'agit de l'inverse de la conductance thermique de contact.

l'interface. Le maillage intermédiaire permet d'obtenir des résultats précis, mais le temps CPU reste important, environ 160 h. Par conséquent, les derniers leviers pour minimiser convenablement le temps de calcul sont de restreindre la géométrie du modèle et de faire un ultime compromis sur la taille de maille. La restriction de la géométrie du modèle est basée sur l'analyse des résultats issus du modèle intermédiaire. La figure 3.20 montre les isovaleurs de déformation plastique et de température sur ce modèle pour le cas test évoqué précédemment. La conductance thermique de contact est fixée à  $10^8$  W.m<sup>-2</sup>.K<sup>-1</sup>. La température maximale est de 336,8 K et se situe au niveau de l'interface indenteur/éprouvette et la déformation plastique de l'éprouvette est d'environ 0,14.





En observant les résultats obtenus, il apparaît clairement qu'une zone importante du modèle n'est pas utile à l'analyse, notamment au niveau de l'entrée eulérienne. La température est constante sur 2 mm d'écoulement, il est donc possible de déplacer cette entrée vers la zone de contact. De même, la carte d'isovaleurs de la température de l'indenteur montre qu'il n'est pas nécessaire d'étudier une longueur si importante puisqu'une grande partie de ce dernier est encore à la température initiale. Finalement, le modèle a été modifié de manière à réduire fortement le temps de calcul en tenant compte des analyses précédentes. Il est présenté en figure 3.21, l'ensemble est modélisé par 3380 nœuds soit 2475 éléments abaissant le temps CPU à 4h30. La taille de maille à l'interface est maintenant de 0,28 mm et les dimensions ont été réduites.



FIGURE 3.21 – Modèle 3D ALE final de l'essai UST.

# 3.3.2 Analyse d'une configuration d'essai

Les résultats présentés dans cette partie sont issus de la simulation optimisée de la configuration 10 (tableau 2.2) correspondante à une vitesse de glissement de 200 mm.s<sup>-1</sup> et une pénétration effective d'environ 100  $\mu$ m à la distance de glissement de 40 mm. Cette présentation met l'accent sur les données locales relevées telles que la pression de contact, la température et la distance de glissement à l'interface. La méthode d'identification du coefficient de frottement et la validation de la simulation sur la pénétration effective sont aussi mises en avant.

# Importance du pilotage en effort

Auparavant, ce type de modèle était piloté en déplacement en fonction de la pénétration effective relevée expérimentalement [Brocail et coll., 2010]. Il fallait alors identifier le coefficient de frottement puis vérifier les efforts pour valider le modèle. Cette approche est valable uniquement si l'indenteur est considéré rigide. Dans le cas d'un comportement élastique, la déformation de l'indenteur réduit légèrement la pénétration effective de quelques micromètres comme le montre la figure 3.22.



(c) Déformation élastique de l'indenteur.



Cet écart de pénétration effective peut conduire à une sous-estimation des efforts si une consigne de déplacement est imposée à l'indenteur. Par conséquent, l'effort normal expérimental de la configuration simulée est directement appliqué à l'indenteur. De plus, cela facilite l'identification du coefficient de frottement par la minimisation de l'erreur sur l'effort tangentiel. La pénétration effective expérimentale devient alors le critère de validation du modèle.

# Coefficient de frottement et pénétration

La comparaison entre les courbes expérimentales moyennées des efforts en fonction de la distance de glissement et celles obtenues par le modèle de l'essai est donnée en figure 3.23a. La consigne d'effort normal a bien été respectée, les courbes correspondantes se superposent. Le meilleur ajustement de l'effort tangentiel numérique pour cette configuration est obtenu avec un coefficient de frottement de Coulomb  $c_f$  de 0,08 se traduisant par un coefficient de détermination

 $R^2$  de 0,75 entre l'expérience et la modélisation. La faible corrélation peut être expliquée par l'écart important entre l'effort tangentiel prédit et celui relevé expérimentalement notamment sur les quinze premiers millimètres de glissement. Au cours de l'essai, le taux de frottement décroit en fonction de la distance de glissement (figure 2.11b), or dans le modèle ALE, le coefficient de Coulomb est supposé constant.



FIGURE 3.23 – Comparaison entre les courbes expérimentales moyennées des efforts et de la pénétration en fonction de la distance de glissement et celles obtenues par le modèle ALE.

La comparaison des pénétrations effectives issues de la simulation et de l'analyse des traces de frottement est présentée en figure 3.23b. Le coefficient de détermination vaut 0,978 entre les relevés expérimentaux et numériques compris entre 5 et 45 mm de glissement. La déformation de l'éprouvette est légèrement sous-estimée, mais relativement bien prédite dans l'ensemble. Le mérite de ce résultat revient au modèle de comportement de l'alliage d'aluminium développé dans la partie précédente. En effet, l'effort normal étant représentatif du comportement mécanique de l'éprouvette, il est tout à fait logique que la pénétration soit bien estimée, étant donnée la précision de la loi de comportement physique.

# Données calculées à l'interface

Après avoir optimisé le coefficient de frottement et vérifié la pénétration effective, il est maintenant possible d'utiliser la fonction première du modèle numérique, relever le maximum d'informations à l'interface indenteur/éprouvette. Un aperçu des données à l'interface est présenté en figure 3.24, elles correspondent à une distance de glissement globale de 40 mm. Seuls les résultats en surface de l'indenteur sont présentés puisque ceux obtenus en surface de l'éprouvette sont très proches, voire identiques.

La figure 3.24a est une carte d'isovaleurs de la distance de glissement locale sur la surface de l'indenteur. Un maximum de glissement se produit au centre de la zone en contact. Ce résultat était prévisible. En effet, les phases d'approche et de sortie de l'indenteur représentent environ  $1/5^e$  de son trajet sur la surface de l'éprouvette. Par conséquent, le contact est établi au centre de la surface sur un glissement plus important que la périphérie. La forme de la trace de frottement relevée en figure 3.24a est en accord avec ce qui avait été observé expérimentalement notamment sur les analyses EDS. Le modèle permet aussi d'évaluer l'aire de contact maximale qui dans cette configuration vaut 8,83 mm<sup>2</sup>.

La vitesse de glissement et la pression de contact sont respectivement illustrées en figure 3.24b et 3.24c. L'analyse de ces deux paramètres permet de mieux comprendre la morphologie des dépôts d'aluminium en surface des indenteurs, observée en figure 2.21. Cette dernière est caractérisée par deux zones, l'amont du contact où une majeure partie des phénomènes d'adhésion



FIGURE 3.24 – Données locales relevées sur la surface de l'indenteur pour une distance de glissement globale de 40 mm.

est localisée et l'aval où le transfert de matière est présent dans une moindre mesure. En combinant ces deux figures, il est possible d'affirmer que l'amont du contact est sujet à de fortes pressions de contact où la vitesse de glissement locale est réduite. L'aval de l'interface est plutôt caractérisé par une élévation de la vitesse de glissement où les pressions de contact sont réduites. Compte tenu des études présentes dans la littérature et de nos observations concernant l'effet de la vitesse de glissement et de la pression de contact sur les mécanismes d'adhésion, les données locales relevées grâce au modèle numérique permettent d'expliquer la morphologie des dépôts. La pression de contact moyenne est de 427 MPa sur l'ensemble des nœuds en contact.

L'étude bibliographique réalisée dans le premier chapitre a présenté l'impact négatif de l'élévation de température sur les mécanismes d'adhésion de l'aluminium. Par conséquent, la carte d'isovaleurs de la température en surface de l'indenteur est relevée en figure 3.24d. La température maximale est de 347,9 K soit une élévation d'environ 54 K au centre du contact. La température moyenne en prenant en compte l'ensemble des nœuds en contact est de 326 K.

#### 3.3.3 Synthèse des résultats

Cette partie a pour objectif de mettre en perspective le niveau de corrélation du modèle numérique aux données expérimentales et de dresser un bilan des résultats obtenus grâce à ce dernier. Tout comme dans la dernière section du chapitre précédent, les résultats sont présentés sous la forme de surfaces de réponse. Les coefficients de frottement identifiés par méthode inverse sont donnés dans le tableau 3.6.

Configuration	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
$c_f$	0,13	0,14	0,08	0,06	0,07	0,09	0,06	0,07	0,07	0,08

TABLEAU 3.6 – Coefficients de frottement identifiés par méthode inverse.

## Analyse des erreurs du modèle

L'analyse de l'erreur de prédiction du modèle ALE sur la pénétration effective par rapport aux données expérimentales est présentée en figure 3.25. Cette analyse est réalisée pour la pénétration effective de l'indenteur à une distance de glissement comprise entre 5 et 45 mm. Le coefficient de détermination est très élevé  $R^2 = 0,979$ . L'erreur du modèle numérique sur l'ensemble des données est majoritairement inférieure à 20% pour les pénétrations supérieures à 45 µm. En revanche, pour les faibles pénétrations, l'erreur commise est plus importante et peut atteindre 60 %.



FIGURE 3.25 – Analyse de l'erreur de prédiction du modèle ALE par rapport aux données expérimentales de la pénétration effective.

Concernant l'effort tangentiel, nous avions constaté que le coefficient de détermination entre les efforts numérique et expérimental était de 0,75 pour la configuration 10 (vitesse de glissement de 200 mm.s<sup>-1</sup> et pénétration effective de 100  $\mu$ m), malgré l'optimisation du coefficient de frottement. Cette faible corrélation est aussi constatée sur les autres configurations. L'approche énergétique présentée dans la partie 1.2.3 du premier chapitre relie le volume d'usure au travail des forces de frottement. Ce dernier, aussi appelé énergie dissipée cumulée  $E_d$  est exprimé par l'équation 3.20 où  $F_t$  est l'effort tangentiel et X la distance de glissement.

$$\mathbf{E}_d = \int_0^X \mathbf{F}_t \, \mathrm{d}x \tag{3.20}$$

Le travail de l'effort tangentiel du modèle numérique et celui de l'essai sont calculés par le biais de cette équation puis comparés. L'analyse de l'erreur du modèle ALE par rapport aux données expérimentales est présentée en figure 3.26. Le coefficient de détermination est très élevé et



FIGURE 3.26 – Analyse de l'erreur de prédiction du modèle ALE par rapport aux données expérimentales du travail du frottement.

vaut 0,995. L'erreur du modèle est strictement inférieure à 12%. Le modèle numérique permet

donc d'obtenir une bonne représentation de l'énergie dissipée cumulée de chaque essai, ce qui se révèlera essentiel pour décrire les mécanismes de collage dans la suite de ce chapitre.

# Données à l'interface

Comme dans le chapitre précédent, les données relevées sont présentées sous la forme de surfaces en fonction de la vitesse de glissement et de la pénétration effective. La figure 3.27a montre l'évolution de la pression de contact moyenne en fonction de ces deux paramètres d'essai. Chaque point représente une configuration testée, les valeurs représentées correspondent à une distance de glissement de 40 mm. La pression de contact moyenne est principalement influencée par la pénétration effective et tend à se stabiliser lorsque la pénétration est supérieure à 100  $\mu$ m. Cela provient du phénomène d'expansion de la surface explicité par la figure 3.27b. En effet, lorsque la pénétration augmente, la surface en contact est plus importante et la pression de contact moyenne diminue. La température moyenne à l'interface est représentée en figure 3.27c. Elle



FIGURE 3.27 – Évolutions des données locales relevées à l'interface en fonction de la pénétration et de la vitesse de glissement.

augmente avec la pénétration effective de l'indenteur. L'élévation de la température est donc principalement influencée par l'autoéchauffement par déformation plastique. L'augmentation de la vitesse de glissement ne semble pas avoir d'influence importante sur la température moyenne. Finalement, l'ensemble des données locales relevées grâce au modèle numérique de l'essai suivent des tendances logiques, déjà observées auparavant dans l'étude de Brocail et coll. [2010].

# 3.4 Développement de l'outil de prédiction du collage

Afin de décrire les mécanismes de collage, un outil de post-traitement basé sur l'utilisation de programmes PYTHON est développé. Il permet de calculer de nouvelles variables à partir des résultats des simulations. Ces dernières sont déterminées en s'appuyant sur les modèles d'usure introduits dans le premier chapitre. L'objectif est de réaliser la modification de la géométrie de l'indenteur inhérente au transfert de matière observé expérimentalement.

#### 3.4.1 Identification d'un modèle de collage

Pour modifier la géométrie de l'indenteur à la suite de l'analyse d'une configuration UST, il est nécessaire de relier les données locales obtenues, à la hauteur du dépôt d'aluminium en chaque nœud de la surface de l'indenteur participant au contact. Pour identifier un modèle permettant de décrire les mécanismes d'adhésion, une première analyse des résultats numériques est réalisée. Deux approches distinctes sont mises en œuvre. La première fait intervenir le paramètre  $P_a$  inspiré du modèle d'usure de Archard [1953] sous sa forme incrémentale. La seconde est une approche énergétique proche de la précédente, mais elle introduit le coefficient de frottement  $c_f$  identifié pour chaque configuration d'essai. Les paramètres  $P_a$  et  $P_e$  sont décrits à l'aide des équations 3.21 et 3.22 où  $\sigma_n$  est la pression de contact,  $\Delta X$  est la variation de glissement entre deux trames du fichier contenant les résultats de la simulation. J et *j* représentent respectivement l'ensemble des trames et la trame courante.

$$\mathbf{P}_a = \sum_{j=1}^{J} \boldsymbol{\sigma}_n \cdot \Delta \mathbf{X} \tag{3.21}$$

$$P_e = \sum_{j=1}^{J} c_f \cdot \sigma_n \cdot \Delta X \tag{3.22}$$

Après avoir calculé ces deux paramètres à l'aide du fichier contenant les résultats de la simulation, des cartes d'isovaleurs sont relevées. Elles sont représentées en figure 3.28 pour la configuration 10. Le paramètre  $P_e$  est proportionnel à  $P_a$  par le coefficient de frottement optimisé. Par conséquent, les deux cartes sont identiques, mais leurs échelles sont différentes. La forme observée correspond à la géométrie du dépôt relevée lors des analyses EDS. Pour définir un modèle de collage, il faut relier les valeurs ainsi calculées à la hauteur réelle du dépôt d'aluminium relevée expérimentalement.



FIGURE 3.28 – Carte finale d'isovaleurs des paramètres  $P_a$  et  $P_e$  pour la configuration 10.

L'aire de contact A et le volume de matière adhérée W de chaque configuration sont connus. Le rapport de ces deux paramètres correspond à une hauteur moyenne du dépôt d'aluminium. Par conséquent, pour chaque configuration, la valeur de ce rapport est comparée à la valeur moyenne des paramètres  $P_a$  et  $P_e$  en figure 3.29.



FIGURE 3.29 – Évolution de la hauteur moyenne du dépôt en fonction des moyennes des paramètres  $P_a$  et  $P_e$ .

Le meilleur ajustement des données est atteint avec le paramètre  $P_e$  à l'aide d'une loi puissance, en excluant les configurations 1 et 2 dont le coefficient de frottement optimisé est supérieur à 0,1. Le coefficient de détermination est alors de 0,957 entre les données expérimentales et numériques. Cette loi est retenue pour représenter les mécanismes de collage. Elle peut être assimilée à un modèle énergétique et sa plage de validité correspond aux coefficients de frottement inférieurs à 0,1. L'équation 3.23 présente ce modèle reliant la hauteur de collage *w* au paramètre  $P_e$  par les constantes  $K_e$  et v valant respectivement 4,528 · 10<sup>-08</sup> et 5,474. De plus, lorsque le paramètre  $P_e$  est nul, on notera que le modèle assure l'absence de dépôt.

$$w = (\mathbf{K}_e \cdot \mathbf{P}_e)^{\upsilon} \tag{3.23}$$

#### 3.4.2 Mise en œuvre du programme

L'approche proposée pour décrire les mécanismes de collage s'inspire des travaux de Behrens [2008]; Choi et coll. [2012] basés sur le modèle de Archard [1953]. Elle est découplée de l'analyse thermomécanique, cela signifie que le calcul du dépôt d'aluminium est réalisé à la fin de la simulation. Une autre approche employée par Bortoleto et coll. [2013] permet de coupler l'analyse thermomécanique au calcul de l'usure en utilisant la technique du remaillage ALE. Cette dernière repose sur l'emploi d'une routine utilisateur appelée UMESHMOTION qui n'existe que dans la version implicite du logiciel, ABAQUS/STANDARD. Par conséquent, cette approche ne peut pas être employée dans le cadre de ces travaux.

Le fonctionnement du programme de traitement des données locales issues de la simulation est décrit par l'organigramme 3.30. Dans un premier temps, le modèle ALE est paramétré afin de suivre l'effort normal de la condition d'essai simulée. La résolution du problème est effectuée pour une distance de glissement totale de 50 mm et un fichier contenant les données locales désirées est créé. À partir de ces données, le modèle de collage est calculé en chaque nœud de la surface de l'indenteur. Les normales au contact en chaque nœud du modèle sont déterminées en parallèle à l'aide de l'équation 3.24, afin de définir la direction de la modification du maillage. Pour faciliter cette opération, le vecteur  $\vec{v}$  est unitaire. Une fois combiné au modèle d'usure, il est possible de modifier la géométrie de l'indenteur en actualisant la position des nœuds où le collage opère.

$$\vec{v} = \frac{\sum_{j=1}^{J} \vec{v}_{j}}{\left\| \sum_{j=1}^{J} \vec{v}_{j} \right\|}$$
(3.24)

L'avantage de cet algorithme de calcul du dépôt est qu'il est adaptable. Le modèle numérique représente un essai sur une distance de glissement de 50 mm. Par conséquent, pour estimer la hauteur des dépôts après 10 passes, il est possible de lancer 10 calculs avec une modification du maillage entre chaque étape, ou estimer directement la modification de la géométrie avec un seul calcul et une interpolation linéaire de l'évolution du dépôt. Les travaux de Behrens [2008] ont montré que la première solution donne de meilleurs résultats, cependant la seconde option permet une première approximation rapide des mécanismes d'adhésion.



FIGURE 3.30 – Fonctionnement de l'outil de prédiction du collage.



FIGURE 3.31 – Calcul des hauteurs et des normales en chaque nœud et géométrie modifiée pour la configuration 10.

La figure 3.31 présente les étapes centrales du programme de traitement des données. Les

valeurs estimées des hauteurs du dépôt ainsi que les vecteurs normés, normaux au contact sont illustrés en figure 3.31a pour la configuration 10 à une distance de glissement totale de 150  $\mu$ m estimée à partir d'un unique calcul. La figure 3.31b présente la géométrie de l'indenteur suite à la modification de la position des nœuds par le programme.

## 3.4.3 Analyse des résultats

La comparaison entre la surface de l'indenteur de la configuration 10 et la carte d'isovaleurs représentant les hauteurs du dépôt estimées à partir du programme est donnée en figure 3.32. La forme du dépôt en amont du contact est bien représentée par le modèle, les dimensions de la demi-ellipse sont très proches sur les deux analyses. Seule la partie en aval du contact où le dépôt est résiduel semble moins bien représentée, mais des hauteurs de collage très faibles y sont tout de même relevées.



FIGURE 3.32 – Comparaison entre le dépôt mesuré par profilométrie optique et le résultat du programme Python pour la configuration 10.

La hauteur maximale de dépôt calculée est proche de 80  $\mu$ m (figure 3.32b). Cette valeur est supérieure à la hauteur maximale du dépôt relevé pour cette configuration qui est de 40  $\mu$ m. Ceci peut s'expliquer par l'approche employée qui considère un collage cumulatif sans régression possible du dépôt puisque l'analyse de l'usure est découplée de l'analyse thermomécanique. Il s'agit d'une des limites de ce type de post-traitement. Néanmoins, en comparant les hauteurs moyennes



FIGURE 3.33 – Comparaison entre les hauteurs moyennes mesurées par profilométrie optique et celles issues du programme PYTHON pour les configurations 3 à 10.
expérimentales et numériques, une meilleure corrélation est obtenue. En effet, le graphique en figure 3.33 montre que l'approche proposée permet de suivre des tendances correctes malgré les erreurs observées. De plus, les hauteurs mesurées sont très faibles, d'une vingtaine de micromètres dans la plupart des cas. Par conséquent, le programme développé reste un bon indicateur de la dégradation de la surface de l'indenteur et permet une estimation de la hauteur moyenne du dépôt.

#### 3.5 Conclusions

La première partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation rhéologique de l'alliage d'aluminium 6082-T6. Une campagne expérimentale d'essais de compression a été réalisée à l'aide du simulateur thermomécanique GLEEBLE pour des températures comprises entre 298 K et 423 K et à deux vitesses de déformation de 0,1 et 1 s<sup>-1</sup>. Ces essais ont mis en évidence un comportement thermoplastique de l'alliage et sa faible dépendance à la vitesse de déformation. Un modèle rhéologique à base physique a été développé afin de décrire le comportement de l'alliage. Une loi de comportement Hansel et Spittel [1979] est aussi identifiée mais elle sera écartée au profit du modèle à base physique, plus précis. Ce dernier repose sur l'analyse du taux d'écrouissage et du modèle MTS. Deux techniques d'implémentation de ce modèle dans le logiciel ABAQUS/EXPLICIT ont été présentées. La méthode de résolution RK4 est l'approche la plus robuste. Elle est donc retenue pour la suite des travaux.

La seconde partie de ce chapitre présente le modèle numérique de l'essai UST. Ce modèle utilise la formulation ALE avec une base eulérienne permettant de simuler uniquement le contact entre l'indenteur et l'éprouvette. Une analyse des sensibilités au maillage et à la conductance thermique de contact a été effectuée. La taille de maille finale du modèle a été fixée à 0,28 mm afin de garantir un compromis efficace entre le temps de calcul et les données relevées à l'interface indenteur/éprouvette. La conductance thermique de contact n'ayant pas d'impact significatif sur les températures locales relevées, le contact est supposé parfait sur le plan des échanges thermiques. Une analyse des résultats a mis en lumière l'importance du pilotage en effort de l'essai lorsque l'indenteur est considéré élastique pour limiter les erreurs commises sur la pénétration effective. Grâce au modèle de comportement physique, une bonne représentation de la pénétration effective expérimentale est atteinte. L'optimisation du coefficient de frottement permet au modèle numérique de bien représenter les travaux des forces de frottement relevés lors des essais. Ensuite, les données locales au contact sont relevées. L'analyse de la pression de contact et de la vitesse de glissement à l'interface permet d'expliquer la forme des traces de frottement relevées suite aux essais UST.

Enfin, la dernière partie est dédiée à l'identification d'un modèle permettant de décrire les mécanismes de collage. Un programme de traitement des fichiers résultants de l'analyse par éléments finis a été développé et fonctionne avec le modèle ALE. Il permet d'estimer la variation de hauteur des nœuds de la surface de l'indenteur due à l'adhésion de matière sur sa surface. Un modèle basé sur le travail de la contrainte de cisaillement interfaciale est développé. Il s'agit d'une formulation proche du modèle de Archard [1953] utilisant le coefficient de frottement. Elle est exprimée sous la forme d'une loi puissance. Quelques défauts de cette approche ont été pointés, comme la surestimation de la hauteur maximale et l'impossibilité de simuler une régression du dépôt d'aluminium car il n'y a pas de couplage avec le calcul mécanique. Cependant, la hauteur moyenne du dépôt est assez bien représentée au regard de son échelle, du cumul des erreurs au niveau des mesures expérimentales et des simplifications du modèle numérique.

## 3.6 Références

- Agouti, S. 2012, Étude de l'origine de défauts détectés dans des pièces en alliage d'aluminium de la série 7XXX destinées à l'industrie aéronautique, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. 63
- Archard, J. 1953, «Contact and rubbing of flat surfaces», *Journal of Applied Physics*, vol. 24, p. 981–988. 86, 87, 90
- Behrens, B. 2008, «Finite element analysis of die wear in hot forging processes», *CIRP Annals Manufacturing Technology*, vol. 57, nº 1, p. 305–308. 87, 88
- Bortoleto, E. M., A. C. Rovani, V. Seriacopi, F. J. Profito, D. C. Zachariadis, I. F. Machado, A. Sinatora et R. M. DeSouza. 2013, «Experimental and numerical analysis of dry contact in the pin on disc test», *Wear*, vol. 301, nº 1, p. 19–26. 87
- Brocail, J. 2011, Analyse expérimentale et numérique du contact à l'interface outil-copeau lors de l'usinage à grande vitesse des métaux, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis. 75, 76, 77, 79
- Brocail, J., M. Watremez et L. Dubar. 2010, «Identification of a friction model for modelling of orthogonal cutting», *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 50, n° 9, p. 807–814. 77, 81, 85
- Chalon, J. 2016, *Couplages matériaux procédés pour les alliages de cuivre du transport ferroviaire,* Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis. 65, 68
- Chalon, J., J. D. Guérin, L. Dubar, A. Dubois et E. S. Puchi-Cabrera. 2016, «Characterization of the hot-working behavior of a Cu-Ni-Si alloy», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 667, p. 77–86. 72
- Chen, Y., A. H. Clausen, O. S. Hopperstad et M. Langseth. 2009, «Stress–strain behaviour of aluminium alloys at a wide range of strain rates», *International Journal of Solids and Structures*, vol. 46, n<sup>o</sup> 21, p. 3825 – 3835. 64, 68
- Choi, C., A. Groseclose et T. Altan. 2012, «Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, nº 8, p. 1742–1752. 87
- Follansbee, P. S. et U. F. Kocks. 1988, «A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable», *Acta Metallurgica*, vol. 36, nº 1, p. 81 93. 67
- Hansel, A. et T. Spittel. 1979, «Kraft und arbeitsbedarf bildsomer formgeburgs verfahren», *VEB Deutscher Verlang fur Grundstoffindustrie, Lipsk*, vol. 77. 63, 74, 75, 90
- Kaza, G. 2010, Contribution à l'étude de la résistance thermique de contact et à sa modélisation à travers l'écrasement de l'interface tôle/outil dans la mise en forme à chaud de tôles d'acier, Thèse de doctorat, Université de Toulouse. 79
- Kocks, U. F. 1976, «Laws for work-hardening and low-temperature creep», *Journal of engineering materials and technology*, vol. 98, nº 1, p. 76–85. 67
- Le Mercier, K., M. Watremez, E. S. Puchi-Cabrera, L. Dubar, J. D. Guérin et L. Fouilland-Paillé. 2017, «Dynamic recrystallization behaviour of spheroidal graphite iron. application to cutting operations», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 239, p. 315 325. 73

- Moćko, W., J. Janiszewski, J. Radziejewska et M. Grazka. 2015, «Analysis of deformation history and damage initiation for 6082-T6 aluminium alloy loaded at classic and symmetric Taylor impact test conditions», *International Journal of Impact Engineering*, vol. 75, p. 203 213. 77
- Moćko, W., J. A. Rodríguez-Martínez, Z. L. Kowalewski et A. Rusinek. 2012, «Compressive viscoplastic response of 6082-T6 and 7075-T6 aluminium alloys under wide range of strain rate at room temperature : experiments and modelling», *Strain*, vol. 48, n° 6, p. 498 509. 64, 68
- Puchi-Cabrera, E. S. 2006, «Simple constitutive description of Al–5.5Mg alloy deformed at elevated temperatures and strain rates», *Materials Science and Technology*, vol. 22, nº 6, p. 699 705. 67
- Puchi-Cabrera, E. S., J. D. Guérin, D. Barbier, M. Dubar et J. Lesage. 2013a, «Plastic deformation of structural steels under hot-working conditions», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 559, p. 268 275. 66
- Puchi-Cabrera, E. S., J. D. Guérin, M. Dubar, L. Dubar et A. Dubois. 2016, «A novel approach for modeling the flow stress curves of austenite under transient deformation conditions», *Materials Science & Engineering A*, vol. 673, p. 660–670. 63
- Puchi-Cabrera, E. S., M. H. Staia, J. D. Guérin, J. Lesage, M. Dubar et D. Chicot. 2013b, «Analysis of the work-hardening behavior of C-Mn steels deformed under hot-working conditions», *International Journal of Plasticity*, vol. 51, p. 145 160. 66
- Puchi-Cabrera, E. S., M. H. Staia, E. Ochoa-Pérez, J. G. Barbera-Sosa, C. Villalobos-Gutierrez et A. Brenlla-Caires. 2011, «Flow stress and ductility of AA7075-T6 aluminum alloy at low deformation temperatures», *Materials Science and Engineering : A*, vol. 528, nº 3, p. 895 – 905. 66
- Qayyum, F., M. Shah, O. Shakeel, F. Mukhtar, M. Salem et F. Rezai-Aria. 2016, «Numerical simulation of thermal fatigue behavior in a cracked disc of {AISI} h-11 tool steel», *Engineering Failure Analysis*, vol. 62, p. 242 253. 77
- Taylor, G. I. et H. Quinney. 1934, «The latent energy remaining in a metal after cold working», *Proceedings of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences,* vol. 143, n° 849, p. 307 326. 77
- Voce, E. 1948, «The relationship between stress and strain for homogeneous deformation», *Journal of Institute of Metals*, vol. 74, p. 537 562. 67, 68, 72, 73
- Yibo, P., W. Gang, Z. Tianxing, P. Shangfeng et R. Yiming. 2013, «Dynamic mechanical behaviors of 6082-t6 aluminum alloy», *Advances in Mechanical Engineering*, vol. 5, p. 878016. 64, 68

# **Conclusion générale**



« La confiance est un élément majeur : sans elle, aucun projet n'aboutit. »

Éric Tabarly

## Conclusions

L'étude présentée dans ce manuscrit de thèse concerne les mécanismes d'usure adhésive rencontrés lors de la mise en forme des alliages d'aluminium. L'objectif de ce travail de thèse est de contribuer à une meilleure compréhension de ces mécanismes pour permettre à terme d'optimiser les procédés de formage de ce matériau. Une approche couplée expérimentale et numérique est développée afin d'alimenter une base de données d'indicateurs de dégradations des surfaces.

L'étude bibliographique du premier chapitre a recensé les diverses dégradations des outillages de mise en forme à froid. Les mécanismes d'usure font partie des phénomènes les plus courants et dépendent d'une multitude d'aspects. Un aperçu des modèles permettant de les décrire est présenté. Le modèle de Archard est le plus répandu, mais de nouvelles approches émergent comme les modèles énergétiques faisant intervenir le coefficient de frottement ou ceux basés sur les principes de la thermodynamique. Les approches énergétiques ont été retenues pour leur facilité de mise œuvre dans la méthode des éléments finis. Une étude approfondie des mécanismes de collage lors de la mise en forme des alliages d'aluminium est ensuite proposée. Ces investigations sont principalement basées sur des approches expérimentales. Elles mettent en avant l'importance de la préparation de la surface des outils ainsi que l'effet bénéfique des revêtements sur la réduction des mécanismes d'usure adhésive. L'influence des paramètres relatifs au procédé de mise en forme tels que la vitesse de glissement, la pression de contact ou la température sont aussi discutés. En général, les mécanismes d'adhésion sont fortement dépendants de la vitesse de glissement et de la température. En particulier lorsque la vitesse de glissement est faible. Suite aux conclusions de ces investigations, les matériaux de l'étude ont été sélectionnés pour permettre le développement de l'approche expérimentale. Il s'agit de l'alliage d'aluminium 6082-T6 et de l'acier à outil X38CrMoV5-3.

Le second chapitre est dédié au développement de l'approche expérimentale. Celle-ci repose sur l'utilisation du banc d'essai de compression-translation. Ce dispositif permet de reproduire les conditions de contact rencontrées en mise en forme à froid. Des indenteurs en acier à outil X38CrMoV5-3 et des lopins en alliages d'aluminium 6082-T6 sont employés afin de reproduire une large gamme de conditions de contact en faisant varier la vitesse de glissement de 20 à 200 mm.s<sup>-1</sup> et la pénétration de l'indenteur dans les éprouvettes. Une méthode d'analyse des surfaces basée sur des mesures par profilométrie optique et des analyses au microscope électronique à balayage est développée. Elle permet d'évaluer le volume de matière adhérée sur les indenteurs de chaque configuration d'essai. Les volumes relevés sont ensuite reliés aux différentes données des essais telles que les efforts et la vitesse de glissement. Une corrélation entre les volumes déposés et les taux de frottement est mise en évidence. Cela souligne l'importance de la prise en compte de la contrainte de cisaillement interfaciale dans la définition d'un modèle représentant les mécanismes de collage. Enfin, un essai d'extrusion est instrumenté afin de révéler l'incidence de ces mécanismes sur la surface de l'outillage. Des analyses des efforts de filage et des déformations sur la filière ont permis d'identifier la dérive vers la forme la plus sévère de l'usure adhésive, le grippage. Ceci est aussi confirmé par l'analyse de la surface interne de l'outil.

L'approche numérique est développée dans le dernier chapitre. Dans un premier temps, le comportement rhéologique de l'alliage d'aluminium 6082-T6 est caractérisé à l'aide du simulateur thermomécanique GLEEBLE 3500 sur la gamme de températures de 298 à 423 K et à deux vitesses de déformation de 0,1 et 1 s<sup>-1</sup>. Un modèle de comportement physique est développé et son implémentation dans le logiciel éléments finis ABAQUS/EXPLICIT est discutée. Ce dernier repose sur l'étude du taux d'écrouissage du matériau et l'utilisation du modèle de la contrainte mécanique seuil. Un autre modèle couramment employé, celui de Hansel et Spittel, est aussi identifié, mais il est écarté au profit de la formulation différentielle du modèle physique. En effet, cette dernière assure une meilleure représentation des données expérimentales. De plus, elle est mieux adaptée au conditions évolutives de températures et de vitesses de déformation. Le modèle numérique de l'essai de caractérisation tribologique est développé. Il s'agit d'une analyse thermomécanique

utilisant la formulation arbitrairement lagrangienne-eulérienne ce qui permet de réduire strictement la simulation au niveau de l'interface indenteur/éprouvette. Cette dernière a été optimisée et plusieurs analyses de sensibilité ont été effectuées. Suite à cela, ce modèle est capable de représenter correctement le travail des efforts de frottement de chaque configuration d'essai. Les données locales relevées permettent aussi de mieux comprendre les mécanismes de collage observés expérimentalement. En effet, les pressions de contact et les vitesses de glissement locales calculées grâce au modèle permettent de décrire la morphologie des dépôts. L'apport de l'approche numérique est donc indéniable, voire indispensable pour décrire les mécanismes de d'adhésion. Grâce à ce modèle, un programme PYTHON a été développé afin de réaliser les modifications géométriques de l'indenteur en fonction du dépôt de collage relevé expérimentalement. Un modèle d'usure basé sur le travail des forces de frottement est identifié sous la forme d'une loi puissance. Cette approche découplée de l'analyse mécanique peut surestimer la hauteur maximale du dépôt mais permet tout de même de bien représenter la hauteur moyenne de ce dernier. Cet outil est un bon indicateur de la tendance au collage et permet une première approximation de ce mécanisme. Cependant, quelques améliorations de l'approche peuvent être envisagées. Elles sont présentées dans la partie suivante.

### **Perspectives**

L'approche expérimentale proposée dans ce mémoire a été réalisée sur l'alliage d'aluminium 6082-T6. Pour développer la base d'indicateurs de dégradation, il sera nécessaire de multiplier les essais sur d'autres couples de matériaux outil/pièce. Dans un premier temps, il serait intéressant de réaliser une campagne d'essai sur d'autres états métallurgiques comme l'état T0. Cela accroîtrait notre connaissance de ce matériau largement employé dans l'industrie mécanique. Les aciers inoxydables seraient aussi de bons candidats à cette approche puisqu'ils rencontrent les mêmes problématiques de collage durant leur mise en forme. Cette approche peut aussi être appliquée à d'autres mécanismes de dégradation des surfaces comme l'usure abrasive. Cependant, il serait alors nécessaire de réaliser les essais sur de plus grandes distances de glissement. Dans le cadre de ces travaux, les volumes de matière relevés sur chaque configuration d'essai ont été obtenus après un glissement de 150 mm. Il serait intéressant de poursuivre sur quelques essais supplémentaires afin de pouvoir décrire l'évolution du dépôt en fonction du nombre de passes effectuées sur le banc UST. Cela permettrait aussi de faire une comparaison plus poussée avec les résultats du programme développé pour décrire les mécanismes de collage. Enfin, les états de surface des éprouvettes et des indenteurs ont été fixés avant de réaliser la campagne expérimentale. Toujours pour alimenter la base d'indicateurs de dégradations, différentes préparations des surfaces telles que l'application de revêtements DLC sur la surface de l'indenteur peuvent aussi être envisagées. L'efficacité des lubrifiants peut aussi être intégrée dans cette démarche.

La modélisation numérique de l'essai de compression-translation permet d'obtenir des informations sur les données locales à l'interface. Les données relevées ont été exploitées afin de déterminer un modèle de collage. Ce dernier a été identifié de manière directe dans la partie 3.4.1 en utilisant des données moyennées. Pour améliorer la prédiction de cet outil, une alternative aurait été d'identifier ce modèle de collage par une méthode inverse en couplant la simulation numérique et le programme de calcul des dépôts dans un logiciel d'optimisation. Dans ce cas, il serait alors possible de ne considérer qu'une seule configuration d'essai. En effet, la pression de contact et la vitesse de glissement ne sont pas uniformes au niveau du contact entre l'indenteur et l'éprouvette. Le modèle de collage pourrait donc être identifié à partir d'une configuration en reliant directement les hauteurs de dépôts relevées expérimentalement aux données obtenues en chaque nœud du modèle. Cette unique configuration doit cependant être réalisée à une pénétration élevée et une vitesse de glissement importante pour avoir un large champ de pressions et réduire les temps de calcul<sup>3</sup>.

<sup>3.</sup> Le modèle est développé sous ABAQUS/EXPLICIT

Pour aller plus loin dans cette approche, une autre technique de simulation utilisant les éléments discrets permettrait de modéliser à l'échelle mésoscopique la rugosité réelle de surface des outils. La précision du modèle serait alors théoriquement plus élevée, mais de nombreuses mises au point seraient à prévoir, comme la détermination de l'échelle de représentation de la rugosité et l'identification des critères de rupture entre les liaisons des éléments discrets.



## Données complémentaires

## A.1 Efforts relevés au cours des essais de compression-translation



FIGURE A.1 – Efforts relevés à 20 mm.s<sup>-1</sup>



FIGURE A.2 – Efforts relevés à 100 mm.s $^{-1}$ 



 ${\rm Figure}~A.3-{\rm Efforts}~relevés~a~200~mm.s^{-1}$ 

## A.2 Constantes du modèle physique

A <sub>0</sub>	μ <sub>0</sub> (GPa)	D (GPa)	T <sub>0</sub> (K)	$\sigma_a$ (MPa)	$\hat{\sigma}_y$ (MPa)	$\dot{\epsilon}_{0y}~(s^{-1})$	$g_{0y}$
3,1	28,69	2,39	160,5	20,0	416,0	$1,0.10^{7}$	3,3
$\hat{\sigma}_t$ (MPa)	$\dot{\epsilon}_{0t}~(\mathrm{s}^{-1})$	$g_{0t}$	$\hat{\sigma}_{s}$ (MPa)	$\dot{\epsilon}_{0s}~(s^{-1})$	$g_{0s}$		
491,4	$5,07 \cdot 10^{10}$	1,304	494,8	2,16·10 <sup>11</sup>	1,364		

TABLEAU A.1 – Constantes du modèle physique.

### Résumé

La mise en forme à froid des alliages d'aluminium peut être limitée par les transferts de matière sur la surface des outillages pouvant mener au grippage. L'objectif de ce travail de thèse est de contribuer à une meilleure compréhension de ces mécanismes pour permettre à terme d'optimiser les procédés de formage d'un alliage Al-Mg-Si. Une approche couplée expérimentale et numérique est développée afin d'alimenter une base de données d'indicateurs de dégradations des surfaces. L'approche expérimentale développée au cours de ces travaux repose sur l'utilisation de l'essai de compression-translation. Ce dispositif permet de reproduire une large gamme de conditions de contact rencontrées en mise en forme à froid. Une méthode d'analyse des surfaces reposant sur des mesures par profilométrie optique et des analyses au microscope électronique à balayage est développée afin d'évaluer le volume de matière adhérée sur les outils de chaque configuration d'essai. Le comportement rhéologique de l'alliage Al-Mg-Si est caractérisé à l'aide du simulateur thermomécanique GLEEBLE 3500 sur la gamme de températures de 298 à 423 K et à deux vitesses de déformation de 0,1 et 1 s<sup>-1</sup>. Un modèle de comportement physique reposant sur l'analyse du taux d'écrouissage et l'utilisation du modèle de la contrainte mécanique seuil est développé puis implémenté dans un logiciel éléments finis. Un modèle numérique de l'essai de caractérisation tribologique est développé. Il s'agit d'une analyse thermomécanique utilisant la formulation arbitrairement lagrangienne-eulérienne. Les données locales telles que la pression de contact et la vitesse de glissement calculées par ce modèle permettent de mieux comprendre les mécanismes de collage observés expérimentalement. Enfin, un programme de traitement des résultats numériques est développé afin de réaliser les modifications géométriques de la surface de l'outil en fonction du dépôt relevé expérimentalement. Un modèle d'usure basé sur le travail des forces de frottement est identifié. Ce dernier est un bon indicateur de la tendance au collage et permet une première approximation de ce mécanisme.

Mots-clés : usure, collage, aluminium, Al-Mg-Si, comportement thermomécanique, UST, MEF, ALE.

#### Abstract

Cold forming of aluminium alloys can be limited by a severe material transfer to the die surfaces, compromising the process viability. The purpose of this research work is to contribute to a broader understanding of the galling mechanisms which would further allow the optimisation of the forming processes of an Al-Mg-Si alloy. A methodology combining experimental and numerical approaches is introduced in order to build up a database of surface degradations indicators. The experimental approach is carried out by means of upsetting-sliding tests which reproduce a wide range of contact conditions experienced at the tool/workpiece interface during cold forming operations. To evaluate the amounts of adhered material on the tools of each test configuration, surface topography acquisitions are performed by optical profilometry and coupled to scanning electron microscope analyses. Axisymmetric compression tests are carried out by means of the GLEEBLE 3500 thermomechanical simulator to determine the deformation behaviour of the Al-Mg-Si allow at high strains, in the temperature range of 298 to 423 K and strain rates of 0.1 and 1 s<sup>-1</sup>. A constitutive model based on both the Mechanical Threshold Stress model and the analysis of the work-hardening rate is proposed and then implemented in a finite element code. A finite element simulation of the upsetting-sliding test, which is a thermomechanical analysis using the arbitrary lagrangian-eulerian formulation, is introduced. The local contact variables such as the contact pressure and the sliding velocity are evaluated through this simulation and allow a better understanding of the galling mechanisms observed experimentally. Finally, a post-processing program, which analyses the results of the finite element simulation and updates the tool shape according to the amount of adhered material determined experimentally, is developed. A wear model based on the friction work is introduced. This model is a good indicator of the galling tendency and allows a first approximation of this mechanism.

Keywords : wear, galling, aluminium, Al-Mg-Si, thermomechanical behaviour, UST, FEM, ALE.