



NNT : 2023ECDL0031

# THÈSE DE DOCTORAT

de l'École Centrale de Lyon  
membre de l'Université de Lyon

École Doctorale N° 488  
(Sciences, Ingénierie, Santé)

Spécialité de doctorat : Mécanique et Ingénierie

Soutenue publiquement le 10/07/2023, par :

**Loïc VILLIÉ**

## Étude numérique des hétérogénéités de déformation induites par des essais de compression uniaxiaux

Devant un jury composé de :

M. Hamid ZAHROUNI	Professeur	Université de Lorraine	Rapporteur
M. Benoît BLAYSAT	Professeur	Université Clermont Auvergne	Rapporteur
Mme Sandrine THUILLIER	Professeur	Université Bretagne Sud	Examinatrice
M. Éric FEULVARCH	Professeur	École Centrale de Lyon	Directeur de thèse
M. Philippe BOCHER	Professeur	École de Technologie Supérieure	Co-directeur de thèse
Mme Elodie CABROL	Mcf	École Centrale de Lyon	Co-encadrante
M. Lucas HOF	Professeur	École de Technologie Supérieure	Invité
M. Jean-Christophe ROUX	Mcf	École Centrale de Lyon	Invité

---

# Affidavit

Je soussigné, Loïc Villié, déclare par la présente que le travail présenté dans ce manuscrit est mon propre travail, réalisé sous la direction scientifique d'Eric Feulvarch et Philippe Bocher, dans le respect des principes d'honnêteté, d'intégrité et de responsabilité inhérents à la mission de recherche. Les travaux de recherche et la rédaction de ce manuscrit ont été réalisés dans le respect de la charte nationale de déontologie des métiers de la recherche.

Ce travail n'a pas été précédemment soumis en France ou à l'étranger dans une version identique ou similaire à un organisme examinateur.

Fait à Corbas, le 25/09/2023.

# Remerciements

---

J'adresse mes premiers remerciements aux membres du jury pour avoir accepté d'évaluer ces travaux de thèse :

- à Sandrine THUILLIER pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury et pour ses remarques pertinentes lors de la soutenance;
- à Benoît BLAYSAT et Hamid ZAHROUNI, pour avoir accepté d'examiner ce manuscrit de thèse. Je vous remercie pour votre travail méticuleux et pour les échanges constructifs que nous avons eus durant la soutenance.

Je tiens ensuite à remercier mes deux directeurs de thèse, Éric FEULVARCH et Philippe BOCHER pour m'avoir proposé ce travail de recherche et leur accompagnement. Les nombreuses discussions avec Éric m'ont permis de découvrir le monde de la simulation numérique et à m'intéresser à ses particularités. Tes conseils et ton écoute ont été précieux durant toute la durée de cette thèse. Je remercie Philippe pour son accueil chaleureux au sein du LOPFA. Ton expertise et ta patience ont été essentiels pour guider ces travaux et orienter les essais expérimentaux. Nos échanges m'ont permis d'apprendre énormément sur les transformations microstructurales et leurs subtilités.

Je remercie également Jean-Christophe ROUX, pour nos nombreux échanges afin de mettre en place l'ANOVA puis la méthode d'identification paramétrique. Ta pédagogie a été très précieuse pour comprendre ces sujets complexes. Merci également pour tes conseils avisés lors de la rédaction du manuscrit de thèse.

Mes remerciements vont maintenant aux équipes du LTDS que j'ai pu côtoyer pendant mes périodes de recherche à Saint Etienne. Je te tiens à remercier tout d'abord Bastien AGARD, François JOSSE, Kévin CHENEGRIN, Yassine SAADLAOUI, Timothé LÉVEILLE, et tous les autres avec qui j'ai eu plaisir à échanger pendant ces quelques années. J'adresse des remerciements tout particuliers à Remi BERTRAND pour nos longs échanges au début des travaux pour me guider dans l'univers complexe de la cotutelle et pour tes nombreux conseils. Enfin, je tiens à remercier Isabelle PLETTO pour sa présence quotidienne au côté des doctorants et sa gentillesse.

Je remercie les membres du LOPFA pour leur accueil et tous les bons moments passés

---

à Montréal. Je pense tout d'abord à Mohsen MOKHTABAD-AMREI et Yasser ZEDAN, pour leur temps passé à la réalisation des essais expérimentaux. Je remercie ensuite les autres doctorants du laboratoire avec qui j'ai passé tant de bons moments et particulièrement Clément POT, Yann AUSTERNAUD, Jean-Baptiste GODEFROY, Rémy SERRE et Aude SEGUR. Nos 5 à 7 ainsi que les escapades dans Montréal et au-delà restent d'excellents souvenirs.

Je pense ensuite à mes amis qui ont toujours été à mes côtés pendant ces travaux. Je remercie tous d'abord tous mes compagnons d'aventure à Montréal qui ont rendu cette période inoubliable et particulièrement Jules, Clem, Rohol, Dorian, Félix, Audrey, Thibaud et Maxime. J'ai une pensée toute particulière pour ceux qui sont à mes côtés depuis tant d'années : Fred, Robin, Nico, Rémi, Camille, So, Sousourd, Louise, Marion, Bastien, Christian, Erwan, Alicia et Aimée. Un grand merci à Togo pour le confort de son canapé stéphanois et son accueil dans les moments parfois difficiles de la thèse.

Je veux terminer par remercier ma famille pour leur écoute et leur soutien tout au long de cette thèse. Merci pour leur patience et leurs encouragements pendant la longue période de rédaction du manuscrit.

# Sommaire

---

<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Étude bibliographique</b>	<b>5</b>
<b>2 Méthodologie numérique et expérimentale</b>	<b>29</b>
<b>3 Analyse numérique du procédé de compression</b>	<b>43</b>
<b>4 Stratégie de détermination des paramètres matériau</b>	<b>67</b>
<b>5 Approche expérimentale du comportement de l'aluminium en compression</b>	<b>89</b>
<b>Conclusion générale et perspectives</b>	<b>109</b>
<b>Bibliographie</b>	<b>113</b>



# Table des matières

---

<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Étude bibliographique</b>	<b>5</b>
1.1 Les alliages d'aluminium . . . . .	6
1.1.1 Classification . . . . .	6
1.1.2 Les alliages à durcissement structural . . . . .	7
1.1.3 Les alliages à durcissement par écrouissage . . . . .	9
1.2 Comportement des matériaux . . . . .	10
1.2.1 Phénomènes physiques en jeu . . . . .	10
1.2.2 Comportement macroscopique . . . . .	13
1.2.3 Lois de comportement usuelles . . . . .	14
1.3 Le procédé de compression uniaxiale . . . . .	18
1.3.1 Gestion du frottement . . . . .	19
1.3.2 Correction des courbes contrainte - déformation . . . . .	24
<b>2 Méthodologie numérique et expérimentale</b>	<b>29</b>
2.1 Méthodologie numérique . . . . .	30
2.1.1 Maillage de l'échantillon . . . . .	30
2.1.2 Modélisation physique . . . . .	32
2.1.3 Plan d'expérience numérique . . . . .	33
2.2 Méthodologie expérimentale . . . . .	34
2.2.1 Essais sur des échantillons d'aluminium pur . . . . .	35
2.2.2 Essais sur des échantillons d'aluminium série 6082A . . . . .	37
2.2.3 Résultats expérimentaux . . . . .	39
<b>3 Analyse numérique du procédé de compression</b>	<b>43</b>
3.1 Introduction . . . . .	44
3.2 Hétérogénéités de forme . . . . .	44

---

3.3	Hétérogénéités de déformation . . . . .	48
3.4	Comportement au cœur de l'échantillon . . . . .	51
3.5	Traitement des courbes contrainte - déformation . . . . .	52
3.5.1	Correction des erreurs numériques . . . . .	52
3.5.2	Correction analytique avec le frottement . . . . .	55
3.6	Identification des erreurs sur les paramètres matériau . . . . .	56
3.6.1	Comportement élastoplastique . . . . .	56
3.6.2	Comportement visqueux . . . . .	58
3.6.3	Comportement élastoviscoplastique . . . . .	60
3.6.4	Approche en adoucissement . . . . .	63
3.7	Conclusion . . . . .	64
<b>4</b>	<b>Stratégie de détermination des paramètres matériau</b>	<b>67</b>
4.1	Introduction . . . . .	68
4.2	Présentation de la stratégie . . . . .	68
4.2.1	Simulations numériques préalables . . . . .	68
4.2.2	Détermination de l'hypersurface de réponse . . . . .	70
4.2.3	Obtention des coefficients par machine learning . . . . .	71
4.2.4	Calcul d'un ensemble de points de l'hypersurface . . . . .	71
4.2.5	Détermination de la solution optimale . . . . .	72
4.3	Analyse de sensibilité paramétrique . . . . .	73
4.3.1	Tests préalables . . . . .	73
4.3.2	ANOVA de Friedman . . . . .	74
4.4	Validation de la méthode d'hypersurface . . . . .	76
4.4.1	Influence de la vitesse . . . . .	77
4.4.2	Domaine réduit . . . . .	80
4.4.3	Domaine étendu . . . . .	82
4.4.4	Domaine adouci . . . . .	84
4.5	Comparaison avec les paramètres apparents . . . . .	85
4.6	Conclusion . . . . .	86
<b>5</b>	<b>Approche expérimentale du comportement de l'aluminium en compression</b>	<b>89</b>
5.1	Introduction . . . . .	90
5.2	Étude de l'alliage 6082A . . . . .	90
5.2.1	Essais de compression . . . . .	90
5.2.2	Étude de l'influence de la vitesse de déformation à froid . . . . .	96
5.3	Étude de l'aluminium pur . . . . .	96



---

5.3.1	Comportement matériau . . . . .	97
5.3.2	Identification des paramètres de comportement . . . . .	98
5.3.3	Exploitation des résultats de simulation . . . . .	100
5.3.4	Analyses microstructurales . . . . .	102
5.3.5	Analyse de la microdureté . . . . .	104
5.4	Essais de compression à chaud . . . . .	105
5.5	Conclusion . . . . .	107
	<b>Conclusion générale et perspectives</b>	<b>109</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>113</b>



## Liste des figures

---

1.1	Courbe contrainte - déformation présentant le durcissement par écrouissage.	9
1.2	Apparition de dislocations sous l'effet de l'écrouissage [12]. . . . .	11
1.3	Courbe contrainte - déformation typique des alliages d'aluminium . . . . .	13
1.4	Courbe contrainte - déformation d'un modèle d'élasto-plasticité avec écrouissage isotrope . . . . .	15
1.5	Abaque de détermination du coefficient de frottement $\mu$ à partir de la géométrie d'un anneau [45]. . . . .	20
1.6	Identification du coefficient de frottement pour un anneau d'acier à 1050°C [48]. . . . .	21
1.7	Géométrie des anneaux après des essais de détermination du frottement [48].	22
1.8	Comparaison théorique entre la courbe (apparente) obtenue à l'aide d'un essai de compression et la courbe matériau (réelle). . . . .	24
1.9	Résultats d'une méthode itérative considérant un matériau avec un comportement typique d'un écrouissage isotrope [69]. . . . .	26
2.1	Présentation des axes de symétrie utilisés pour la simplification du calcul. . .	30
2.2	Représentation simplifiée du maillage de l'éprouvette de compression. . . .	31
2.3	Maillage utilisé pour les simulations numériques présentées dans ces travaux.	32
2.4	Échantillon d'aluminium pur avant usinage. . . . .	35
2.5	Tomographie d'un échantillons brut d'aluminium pur. . . . .	36
2.6	Plan d'usinage des éprouvettes de traction. . . . .	36
2.7	Plan d'usinage des éprouvettes de compression. . . . .	38
2.8	Schéma du lopin avant et après compression présentant les grandeurs utilisées pour les calculs de contrainte et déformation macroscopique. . . . .	40
2.9	Montage expérimental pour la réalisation des essais de compression sur des éprouvettes cylindriques de 20 mm de hauteur et 10 mm de diamètre. . . .	41
2.10	Montage expérimental pour la réalisation des essais de microtraction. . . .	42

---

2.11 Montage expérimental pour la réalisation des essais de traction. . . . .	42
3.1 Cartographie de déformation plastique équivalente à $\epsilon = 0.6$ pour une loi d'érouissage pur avec $n = 0.5$ et $m = 0$ pour $\mu = 0.01$ (gauche) et $\mu = 0.30$ (droite). . . . .	44
3.2 Évolution du coefficient de renflement $b$ en fonction du coefficient de frottement $\mu$ , pour une loi d'érouissage pur, avec $n = 0.5$ et $m = 0$ . . . . .	45
3.3 Cartographie de déformation plastique équivalente à $\epsilon = 0.6$ pour une loi d'érouissage pur avec $n = 0.1$ (haut) et $n = 0.8$ (bas) pour $\mu = 0.15$ . . . . .	46
3.4 Évolution du coefficient de renflement $b$ en fonction des différents paramètres rhéologiques, avec $\mu = 0.15$ . . . . .	47
3.5 Répartition de la déformation plastique équivalente dans les échantillons pour différents coefficients de frottement à une déformation $\epsilon = 0.6$ ; avec $n = 0.5$ et $m = 0$ . . . . .	49
3.6 Répartition de la déformation plastique équivalente dans les échantillons pour différents paramètres rhéologiques à une déformation $\epsilon = 0.6$ . . . . .	49
3.7 Évolution de la vitesse de déformation au cœur de l'échantillon pour différents coefficients de frottement avec $n = 0.5$ et $m = 0$ . . . . .	51
3.8 Évolution de la vitesse de déformation au cœur de l'échantillon pour différents paramètres d'érouissage et de sensibilité à la vitesse de déformation, avec $\mu = 0.15$ . . . . .	52
3.9 Courbe force - déplacement obtenue en sortie de simulation numérique avec une loi de Ludwik ( $n = 0.05$ et $\mu = 0.15$ ). . . . .	53
3.10 Maillage raffiné utilisé pour vérifier la qualité de la méthode de lissage. . . . .	53
3.11 Courbe force - déplacement obtenue en sortie de simulation numérique avec un maillage raffiné et une loi de Ludwik ( $n = 0.05$ et $\mu = 0.15$ ). . . . .	54
3.12 Courbes contrainte - déformation pour une loi de Ludwik avec $n = 0.05$ et $\mu = 0.15$ . . . . .	55
3.13 Courbes contrainte - déformation pour une loi couplée avec $n = 0.5$ , $m = 0.2$ et $\mu = 0.15$ . . . . .	56
3.14 Courbes contrainte - déformation pour différents coefficients de frottement pour $n = 0.5$ . . . . .	57
3.15 Courbes contrainte - déformation pour différents paramètres d'érouissage avec un coefficient de frottement $\mu = 0.15$ . . . . .	58
3.16 Tracé de $\log \sigma$ relevé à $\epsilon = 0.3$ en fonction de la vitesse de déformation. . . . .	59
3.17 Rapport entre le coefficient d'érouissage apparent et matériau pour différentes vitesses de déformation et paramètres $m$ pour un intervalle de déformation jusque $\epsilon = 0.6$ , pour $n = 0.1$ et $0.5$ . . . . .	60

3.18	Rapport entre le coefficient d'écrouissage apparent et matériau pour différentes vitesses de déformation et paramètres $m$ pour différents intervalles de déformation (jusqu'à $\epsilon = 0.3$ et $0.6$ ), pour $n = 0.5$ . . . . .	61
3.19	Rapport entre le coefficient de viscosité apparent et matériau pour différents paramètres d'écrouissage à $\epsilon = 0.3$ , avec $\mu = 0.15$ . . . . .	62
3.20	Rapport entre le coefficient de viscosité apparent et matériau pour différents paramètres d'écrouissage à $\epsilon = 0.3$ et $0.6$ , avec $\mu = 0.15$ . . . . .	63
3.21	Courbe contrainte - déformation matériau et extrapolée à partir des paramètres apparents à $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$ avec $n = 0.1$ et $m = 0.1$ . . . . .	65
4.1	Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données centré avec un domaine réduit avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning. . . . .	80
4.2	Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données décalé avec un domaine réduit avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning. . . . .	81
4.3	Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données centré avec un domaine étendu avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning. . . . .	82
4.4	Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données décalé avec un domaine étendu avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning. . . . .	83
4.5	Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données avec de l'adoucissement avec b) une surface polynomiale d'ordre 3 et c) par machine learning. . . . .	85
4.6	Comparaison de l'erreur pour la méthode développée ici (inv) et la méthode classique (app). . . . .	86
5.1	Courbe contrainte - déformation de l'aluminium 6082A en compression pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ , lubrifié avec de la poudre de graphite. . . . .	91
5.2	Scans 3D des échantillons 12 et 13 après compression. . . . .	92
5.3	Courbe contrainte - déformation de l'aluminium 6082A en compression pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0.01$ et $0.5 \text{ s}^{-1}$ , sans lubrification. . . . .	93
5.4	Scans 3D des échantillons 4 et 2 après compression. . . . .	94
5.5	Microstructure complète de l'échantillon 4, essai réalisé à $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ sans lubrification. . . . .	95
5.6	Courbe contrainte - déformation de l'aluminium 6082A en traction pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = 0.01$ à $0.5 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	96

---

5.7	Courbe contrainte - déformation de l'aluminium pur en compression pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = 0.01$ et $0.5 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	97
5.8	Courbe contrainte - déformation de l'aluminium pur en traction. . . . .	98
5.9	Comparaison entre les courbes contrainte - déformation expérimentales et simulées d'un aluminium pur en compression pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = 0.01$ et $0.5 \text{ s}^{-1}$ avec une loi d'écrouissage. . . . .	99
5.10	Comparaison entre les courbes contrainte - déformation expérimentales et simulées d'un aluminium pur en compression pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = 0.01$ et $0.5 \text{ s}^{-1}$ avec une loi de comportement incluant un paramètre d'adoucissement. . . . .	100
5.11	Cartographie de déformation plastique équivalente pour les paramètres obtenus avec la méthode d'identification pour les essais de compression d'aluminium pur à $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	101
5.12	Évolution locale de la vitesse de déformation pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	102
5.13	Microstructure expérimentale d'un échantillon d'aluminium pur déformé à froid à une vitesse $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	103
5.14	Cartographie de dureté Vickers (HV) d'une éprouvette de compression à $\epsilon = 0.6$ déformée à $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	104
5.15	Courbes contrainte - déformation expérimentales d'un aluminium 6082A en compression à $460^\circ\text{C}$ pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = 0.002$ à $1.0 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	105
5.16	Courbes contrainte - déformation expérimentales d'un aluminium 6082A en compression à $460^\circ\text{C}$ pour des vitesses de déformation de $\dot{\epsilon} = 0.002$ à $1.0 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	106

## Liste des tableaux

---

1.1	Familles d'alliages d'aluminium . . . . .	7
1.2	Exemples de valeurs de paramètres de loi de comportement de Ludwik pour différents matériaux. . . . .	16
1.3	Valeurs des constantes matériau pour la loi de Johnson-Cook. . . . .	17
1.4	Valeurs du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation pour la loi de Norton-Hoff. . . . .	18
1.5	Valeurs des constantes matériau pour la loi d'Hansel-Spittel. . . . .	18
1.6	Coefficients de frottement pour des essais de compression à froid [47]. . . . .	21
1.7	Coefficient de frottement pour un acier A105 à 1050°C [48]. . . . .	22
2.1	Tableau récapitulatif des simulations numériques réalisées. . . . .	34
2.2	Tableau récapitulatif des conditions expérimentales pour les essais de compression d'aluminium pur. . . . .	37
2.3	Composition chimique d'un aluminium 6082A. . . . .	37
2.4	Tableau récapitulatif des conditions expérimentales pour les essais de compression d'aluminium 6082A. . . . .	39
3.1	Paramètre d'érouissage apparent calculé pour différent paramètres d'érouissage matériau. . . . .	58
3.2	Paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation apparent calculé pour différentes sensibilités à la vitesse de déformation. . . . .	59
3.3	Erreur sur le paramètre d'adoucissement dans différentes conditions avec $n = 0.5$ , $m = 0.2$ et $\mu = 0.15$ . . . . .	63
3.4	Erreur sur les paramètres d'adoucissement et érouissage dans différentes conditions avec $n = 0.5$ , $m = 0.2$ et $\mu = 0.15$ . . . . .	64
4.1	Données d'entrée pour une ANOVA de Friedman pour le paramètre $\sigma_0$ en fonction de $k$ , pour $n = 0.4$ , $m = 0.01$ et $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ . . . . .	75

4.2	Table d'ANOVA de Friedman présentant l'influence du paramètre $\sigma_0$ en faisant varier la constante $k$ . . . . .	75
4.3	Jeux de données issues de simulations numériques pour vérifier la qualité du modèle. . . . .	77
4.4	Résultats d'optimisation sur une partie du set centré, obtenus à partir des données de contrainte à $\dot{\epsilon}= 0.5 s^{-1}$ . . . . .	77
4.5	Résultats d'optimisation sur une partie du set centré, obtenus à partir d'une seule hypersurface avec les données à $\dot{\epsilon}= 0.01, 0.1$ et $0.5 s^{-1}$ . . . . .	78
4.6	Résultats d'optimisation sur une partie du set centré, obtenus à partir de trois hypersurfaces avec les données à $\dot{\epsilon}= 0.01, 0.1$ et $0.5 s^{-1}$ . . . . .	79
4.7	Résultats d'optimisation sur une partie du set centré à des vitesses de $0.05, 0.2$ et $0.4 s^{-1}$ , obtenus à partir de trois hypersurfaces avec les données à $\dot{\epsilon}= 0.01, 0.1$ et $0.5 s^{-1}$ . . . . .	79
5.1	Tableau présentant le facteur de forme $b$ mesuré sur les échantillons déformés avec ou sans lubrification. . . . .	94
5.2	Paramètres matériau de l'aluminium pur obtenus à partir de nos essais de compression pour une loi élasto-viscoplastique. . . . .	98
5.3	Paramètres matériau de l'aluminium pur obtenus à partir de nos essais de compression pour une loi incluant un paramètre d'adoucissement. . . . .	99
5.4	Paramètres matériau de l'aluminium 6082A obtenus à partir d'essais de compression à $460^\circ\text{C}$ . . . . .	106



## Liste des symboles

---

- $b$  Coefficient de renflement. xii, xvi, 23, 26, 40, 41, 44, 45, 47, 48, 64, 94
- $D_0$  Diamètre initial d'un échantillon cylindrique. 25, 36
- $\Delta H$  Différence entre la hauteur initiale et finale d'un échantillon de compression. 23, 39, 40, 53, 54
- $\Delta R$  Différence entre les rayons maximums et minimums d'un échantillon de compression. 23, 40
- $E$  Module de Young. 15, 100, 107
- $\varepsilon$  Déformation. xii, xiii, 13, 15, 24, 25, 39, 46, 48, 49, 51, 59, 61, 62, 63
- $\varepsilon_p$  Déformation plastique équivalente. 15
- $\dot{\varepsilon}$  Vitesse de déformation macroscopique. xiii, 18, 33, 34, 37, 59, 60, 61, 65
- $\dot{\varepsilon}_p$  Vitesse de déformation plastique équivalente. 16
- $F_{appliquée}$  Force appliquée lors d'un essai de compression. 40
- $H$  Hauteur d'un échantillon cylindrique en compression. 23, 25, 40
- $H_0$  Hauteur initiale d'un échantillon cylindrique. 23, 25, 30, 36, 39, 40, 53, 54
- $k'$  Paramètre multiplicatif apparent de loi de comportement. 86
- $k_T$  Cisaillement de l'échantillon. 19
- $k$  Paramètre multiplicatif de loi de comportement. xv, xvi, 15, 16, 17, 32, 33, 68, 69, 72, 75, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 98, 99, 106
- $m$  Paramètre de viscosité (aussi appelé paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation). xii, xiii, xv, 17, 18, 33, 34, 44, 45, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 56, 59, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 68, 69, 72, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 98, 99, 106
- $m_6$  Paramètre d'adoucissement (Hansel-Spittel). 18, 33, 34, 47, 48, 49, 50, 63, 64, 68, 69, 77, 84, 85, 86, 87, 99, 104, 105, 106
- $m'_6$  Paramètre d'adoucissement apparent. 63, 64, 85, 86

- $m'$  Paramètre de viscosité apparent. 59, 62, 85, 86
- $m_{JC}$  Paramètre de sensibilité à la température (Johnson-Cook). 16, 17
- $m_T$  Coefficient de frottement de Tresca. 19, 23, 25
- $\mu$  Coefficient de frottement de Coulomb. xi, xii, xiii, xv, 19, 20, 21, 22, 23, 25, 26, 32, 33, 34, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58, 62, 63, 64, 68, 90
- $n$  Paramètre d'écouissage (aussi appelé paramètre de sensibilité à la déformation). xii, xiii, xv, 15, 16, 17, 25, 32, 33, 34, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 68, 69, 72, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 98, 99, 106
- $n'$  Paramètre d'écouissage apparent. 58, 64, 85, 86
- R Rayon moyen d'un échantillon cylindrique en compression. 23, 25, 40
- $R_0$  Rayon initial d'un échantillon cylindrique. 23, 30, 40
- $R_{max}$  Rayon maximal d'un échantillon cylindrique après compression. 23
- $R_{min}$  Rayon minimal d'un échantillon cylindrique après compression. 23
- $\sigma$  Contrainte macroscopique. xii, 15, 16, 17, 24, 33, 40, 59
- $\sigma_0$  Limite d'élasticité du matériau. xv, xvi, 9, 13, 15, 16, 32, 33, 68, 69, 72, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 98, 99, 106
- $\sigma'_0$  Limite d'élasticité apparente du matériau. 86
- $\sigma_{app}$  Contrainte apparente obtenue en sortie d'un essai de compression. 24, 25, 55
- $\sigma_{corrigée}$  Contrainte corrigée avec une approche analytique. 25
- $\sigma_n$  Contrainte normale. 19, 32
- $\sigma_{VM}$  Contrainte équivalente de Von Mises. 19
- T Température du matériau (Johnson-Cook). 16
- $T_{Amb}$  Température ambiante des essais mécaniques (Johnson-Cook). 16
- $T_{Melt}$  Température de fusion du matériau (Johnson-Cook). 16, 17
- $\tau$  Contrainte tangentielle. 19, 32
- $\theta$  Angle de désorientation des sous-joints et joints de grains. 11, 12

# Introduction

---

Le procédé de forgeage est très utilisé dans l'industrie mécanique afin de réaliser la mise en forme de pièces métalliques de grandes dimensions, souvent à des températures élevées. Les grandes déformations et les vitesses de déformation en jeu dans ce mode de mise en forme en font un procédé complexe à mettre en œuvre industriellement et à modéliser numériquement. La mise en forme de pièces aux propriétés mécaniques maîtrisées est un enjeu industriel majeur et la bonne compréhension du comportement matériau sur des échantillons à géométries simples est essentielle.

Les essais de compression peuvent servir d'outils pour modéliser le comportement d'un matériau dans une gamme de vitesse de déformation ou de température maîtrisée. Ainsi, des machines de compression instrumentées sont couramment utilisées afin d'obtenir des données force - déplacement. Ces données expérimentales sont ensuite un support important afin de déterminer les paramètres rhéologiques d'un matériau. La vitesse de déformation et la déformation maximale admissibles par les machines instrumentées sont toutefois limitées. La bonne détermination des paramètres matériau est essentielle car ils constituent des données d'entrée essentielles pour les simulations numériques de procédés complexes, comme le laminage ou l'extrusion par exemple.

L'hypothèse de déformation homogène est primordiale pour le calcul des courbes contrainte - déformation afin de déterminer la contrainte appliquée macroscopiquement à la matière. La géométrie caractéristique des éprouvettes cylindriques en compression remet en cause cette hypothèse. Il convient donc de manier avec précaution les données issues de tels essais de caractérisation mécanique. Des échantillons de compression cylindriques présentent généralement un renflement appelé effet tonneau qui est un marqueur extérieur de la déformation hétérogène au sein de la matière.

Le frottement entre les pièces comprimées et les mors de la machine de compression est un phénomène déterminant dans l'apparition d'hétérogénéités de déformation dans les échantillons. Son rôle prépondérant doit être quantifié précisément afin d'identifier les conditions expérimentales optimales à la réalisation d'essais de compression avec des hétérogénéités limitées.

L'erreur entraînée par l'hypothèse de déformation homogène est bien connue et il

existe de nombreuses solutions de correction de la contrainte macroscopique obtenue à partir des données force - déplacement. Le cœur de ce travail se situera dans l'étude de l'impact des hétérogénéités de déformation dans la détermination des paramètres rhéologiques réels du matériau comprimé. Pour cela, une analyse quantitative de l'influence de chacun des paramètres rhéologiques doit être conduite afin de couvrir le champ de paramètres de l'ensemble des métaux courants et ainsi proposer une méthodologie robuste d'obtention des paramètres matériau. Un algorithme rapide et efficace d'identification est ainsi développé afin d'accéder aux paramètres rhéologiques du matériau en intégrant l'impact des hétérogénéités de déformation.

Les applications industrielles de l'aluminium sont multiples et en font ainsi un matériau de choix pour ces travaux. Ses excellentes propriétés mécaniques couplées à une densité faible sont une des raisons de la grande utilisation de l'aluminium dans l'industrie aéronautique. L'aluminium pur pourrait être un des matériaux clef du futur avec l'éventuel développement des batteries aluminium-air, potentiellement beaucoup plus puissantes que les batteries lithium-ion.

Cette thèse est réalisée en cotutelle entre le Laboratoire d'Optimisation des Procédés de Fabrication Avancés (LOPFA) de l'École de Technologie Supérieure (Montréal, Canada) et le Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes (LTDS) de Centrale Lyon-ENISE (Saint Etienne, France). Les deux laboratoires partenaires apportent leurs compétences dans leurs domaines respectifs : la caractérisation mécanique et métallurgique pour le LOPFA et la simulation numérique pour le LTDS.

## **Plan du manuscrit**

Le présent manuscrit se compose de 5 chapitres distincts. Le premier chapitre est une étude bibliographique qui présente tout d'abord les caractéristiques de différents alliages d'aluminium et leurs propriétés mécaniques. Ensuite, un lien est proposé entre les lois de comportement classiques et l'évolution microstructurale locale de la matière. Finalement les problématiques autour notamment de la détermination et de la correction du frottement sont abordées.

Dans le deuxième chapitre le modèle numérique utilisé afin de simuler le procédé de compression est introduit, avec les paramètres de toutes les simulations réalisées. La méthodologie expérimentale pour les essais mécaniques réalisés sur des échantillons d'aluminium est détaillée.

Le troisième chapitre se concentrera dans un premier temps sur la caractérisation des hétérogénéités de déformation lors d'essais de compression, et notamment sur l'influence du coefficient de frottement et des paramètres rhéologiques. Les courbes contrainte - déformation issues de la simulation numérique seront ensuite analysées afin de quantifier les erreurs réalisées lors de l'estimation des paramètres rhéologiques matériau.

Une méthodologie rapide et efficace de détermination des paramètres matériaux réels à partir d'essais de compression sera présentée dans le chapitre quatre. Une analyse de sensibilité ANOVA a été conduite afin de quantifier les influences de chacun des paramètres rhéologiques de la matière. La méthode est ensuite validée avec des jeux de données de simulation indépendants avant d'être comparée aux méthodes classiques ignorant les effets des hétérogénéités de déformation.

Enfin, le dernier chapitre présente les résultats expérimentaux obtenus pour des échantillons d'aluminium en compression. La méthode de détermination est appliquée sur les essais conduits pendant ces travaux. La microstructure est analysée et comparée aux résultats des simulations numériques conduites pour modéliser le comportement de l'aluminium en compression.



# 1

## Étude bibliographique

---

### Sommaire

---

<b>1.1 Les alliages d'aluminium . . . . .</b>	<b>6</b>
1.1.1 Classification . . . . .	6
1.1.2 Les alliages à durcissement structural . . . . .	7
1.1.3 Les alliages à durcissement par écrouissage . . . . .	9
<b>1.2 Comportement des matériaux . . . . .</b>	<b>10</b>
1.2.1 Phénomènes physiques en jeu . . . . .	10
1.2.2 Comportement macroscopique . . . . .	13
1.2.3 Lois de comportement usuelles . . . . .	14
<b>1.3 Le procédé de compression uniaxiale . . . . .</b>	<b>18</b>
1.3.1 Gestion du frottement . . . . .	19
1.3.2 Correction des courbes contrainte - déformation . . . . .	24

---

## Introduction

Les objectifs de cette première partie sont multiples. Nous présentons tout d'abord les propriétés de chacun des alliages d'aluminium puis les mécanismes d'évolution microstructurale de la matière au cours du procédé. C'est l'analyse de la texture et de la microstructure qui nous permettra de conclure expérimentalement sur les hétérogénéités de déformation.

Les enjeux et problématiques associées au procédé de compression uniaxiale sont détaillés, avec une attention particulière sur la détermination du frottement entre les échantillons et la machine. Pour finir, des travaux visant à corriger les données obtenues lors d'essais de compression sont présentés, autour d'algorithmes itératifs notamment.

## 1.1 Les alliages d'aluminium

### 1.1.1 Classification

L'aluminium est un des métaux les plus employés au monde, bien qu'il soit quasi-exclusivement utilisé sous la forme d'un alliage. Il a une masse volumique  $\rho = 2.7 \text{ kg/m}^3$  et possède une structure cristalline cubique à faces centrées. Les alliages d'aluminium sont très utilisés dans l'industrie mécanique de part leurs propriétés intéressantes. Ils ont un très bon rapport poids - résistance, une excellente résistance à la corrosion et sont faciles à mettre en forme [1]. Le point de fusion des alliages d'aluminium est bas, permettant de limiter la consommation d'énergie.

Il est possible de dissocier les alliages d'aluminium en deux familles distinctes : les alliages de corroyage, pour la mise en forme, et les alliages de fonderie avec une bonne coulabilité [2]. Les alliages d'aluminium sont désignés par les principaux éléments de leur composition (Tableau 1.1) et forment ainsi des séries que l'on désigne par des numéros. Nous pouvons retrouver 5 éléments principaux dans les alliages d'aluminium : Cuivre (Cu), Magnésium (Mg), Manganèse (Mn), Silicium (Si) et Zinc (Zn).

Pour ces travaux, l'étude se concentrera sur les alliages d'aluminium de corroyage. Ils peuvent être obtenus à chaud ou à froid et mis en forme de différentes façons : laminage, extrusion, forgeage... Au sein des alliages d'aluminium de corroyage, nous pouvons différencier les alliages en deux catégories : les alliages à durcissement structural et les alliages à durcissement par écrouissage.



TABLEAU 1.1 – Familles d'alliages d'aluminium

Série	Principaux éléments (Corroyage)	Série	Principaux éléments (Fonderie)
1XXX	99% d'aluminium minimum	1XX.X	99% d'aluminium minimum
2XXX	Cuivre	2XX.X	Cuivre
3XXX	Manganèse	3XX.X	Silicium avec cuivre et/ou magnésium
4XXX	Silicium	4XX.X	Silicium
5XXX	Magnésium	5XX.X	Magnésium
6XXX	Magnésium et Silicium	6XX.X	Série inutilisée
7XXX	Zinc	7XX.X	Zinc
8XXX	Autres éléments	8XX.X	Étain

### 1.1.2 Les alliages à durcissement structural

Un traitement thermique permet le renforcement de certains alliages d'aluminium. Ce procédé peut être décomposé en 3 étapes : la mise en solution, la trempe et le vieillissement. Les familles d'aluminium concernées par ce type de durcissement sont les séries 2000, 4000, 6000 et 7000.

#### Traitements thermiques

Le traitement thermique de ces alliages d'aluminium est réalisé en quatre temps :

- **La mise en solution** : les pièces sont tout d'abord portées à une température supérieure au solvus de chacun des éléments de l'alliage afin d'avoir une dissolution complète.
- **La trempe** : c'est un refroidissement brutal de la pièce chauffée précédemment. La trempe doit être suffisamment rapide pour ne pas permettre la formation de phases ou précipités instables qui ne sont pas souhaitables.
- **Le détensionnement** : l'étape de trempe pouvant faire apparaître des contraintes résiduelles importantes, une déformation plastique très faible du matériau (< 3 %) peut être réalisée pour relacher ces contraintes.
- **Maturation ou revenu** : deux stratégies différentes existent pour rétablir la stabilité de l'alliage. La maturation ou vieillissement naturel consiste à laisser refroidir l'alliage à température ambiante et le revenu ou vieillissement artificiel permet de retrouver la stabilité à une température comprise entre 100°C et 200°C. La temps de vieillissement a une influence directe sur la ténacité, la dureté ou encore la tenue en corrosion [3].

### **Série 2000**

Dans cette série, une des plus employées, le cuivre est utilisé comme principal élément d'alliage et permet notamment d'augmenter la résistance à la traction. Il dispose de plus d'une très bonne résistance à la fatigue. Ces alliages n'ont néanmoins pas la même qualité de résistance à la corrosion que les autres séries d'aluminium. Un revêtement de zinc ou d'aluminium haute pureté est nécessaire afin d'améliorer la résistance à la corrosion [4]. Ces revêtements peuvent toutefois diminuer la tenue à fatigue du matériau. Ils sont également difficiles à souder, mais leurs bonnes propriétés mécaniques les rendent adaptés dans des structures boulonnées ou rivetées. Cet alliage d'aluminium est très utilisé dans l'aéronautique [5] pour toutes les propriétés décrites ci-dessus. Il y a une vingtaine d'années, des travaux ont abouti à l'ajout de lithium dans cette série d'alliages, entraînant une diminution de la densité de 3% et une augmentation du module d'élasticité de 6% [6].

### **Série 4000**

Les alliages de cette série sont mélangés avec du silicium, qui a pour conséquence d'abaisser le point de fusion de l'aluminium. Grâce à cette propriété, il est très utilisé comme matériau d'apport pour la soudure ou le brasage. Certains des alliages de cette série particulière sont parfois traités thermiquement après soudure car ils se sont emparés de certains éléments d'alliage des pièces soudées.

### **Série 6000**

La série 6000, au contraire de la série 2000 vue précédemment, présente une très bonne résistance à la corrosion. Cet alliage est également thermodurcissable, très malléable et facilement soudable. L'ajout de silicium permet une augmentation importante de la résistance mécanique du matériau [7]. Cette série est très utilisée pour les extrusions d'aluminium car elle présente des propriétés d'allongement très intéressantes couplées à une grande ductilité à chaud [8]. Les deux nuances les plus utilisées sont le 6061 et le 6063. L'alliage 6061 est très intéressant car il conserve ses propriétés de résistance à la corrosion après traitement thermique.

### **Série 7000**

Afin d'améliorer les propriétés mécaniques, du magnésium peut être ajouté en petites proportions en plus du zinc. Ces alliages ont une très grande résistance mécanique ( $R_m = 600$  MPa), mais sont d'un autre côté difficiles à mettre en forme. Comme pour la série 2000, cet alliage est sensible à la corrosion et a besoin d'être protégé. Les alliages

les plus utilisés sont les 7050 et 7075, dans l'industrie aéronautique notamment, pour la fabrication de la partie supérieure des ailes d'avion. Ces pièces d'aéronautique sont généralement obtenues grâce à un procédé d'extrusion [9], malgré les difficultés que posent sa grande résistance mécanique. La série 7000 est celle qui présente le meilleur rapport poids - résistance parmi les alliages d'aluminium.

### 1.1.3 Les alliages à durcissement par écrouissage

Certains alliages ne peuvent être traités thermiquement et voient leurs propriétés mécaniques renforcées par du travail à froid (laminage, filage ou pliage). Ces procédés permettent d'augmenter la quantité de dislocations, qui entraîne une augmentation de la résistance mécanique du matériau. Ainsi, il devient de plus en plus difficile de déformer ces matériaux, ce qui se traduit à échelle macroscopique par une limite élastique plus importante et une dureté plus élevée. La contrepartie de ces stratégies de durcissement est une diminution de la ductilité, et un recuit peut être parfois nécessaire afin d'obtenir un meilleur compromis entre la résistance mécanique et la ductilité.

Le principe du durcissement par écrouissage est illustré sur la figure 1.1. L'objectif est d'appliquer un chargement afin de déformer la pièce au delà de sa limite d'élasticité  $\sigma_0$  pour atteindre le domaine plastique et une contrainte notée  $\sigma_0'$ . Le chargement est ensuite stoppé et la contrainte appliquée va redevenir nulle, le matériau va néanmoins conserver une déformation résiduelle  $\epsilon_0'$ . Lorsque la pièce subira un nouveau chargement, elle sera dans ce nouvel état initial avant de se déformer dans son domaine élastique jusqu'à atteindre la nouvelle limite élastique  $\sigma_0'$ .

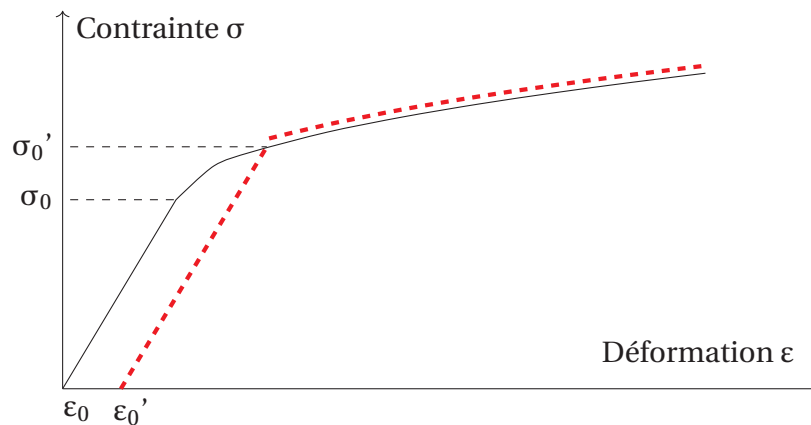


FIGURE 1.1 – Courbe contrainte - déformation présentant le durcissement par écrouissage.

### **Série 1000**

Ces alliages sont composés d'aluminium à plus de 99 %. C'est une série d'aluminium pur, qui présente la meilleure résistance à la corrosion et souvent utilisée en revêtement. De plus, cette série est très malléable et facile à mettre en forme. Ses bonnes conductivités thermique et électrique en font un matériau de choix dans la conception de batteries nouvelle génération.

### **Série 3000**

Cet alliage d'aluminium est renforcé avec du manganèse et un peu de magnésium. Les principales applications de cette série sont les tôles, les réservoirs ou encore les échangeurs de chaleur [10]. Ces alliages sont couramment mis en forme par un procédé de laminage influant directement sur la microstructure et la texture de la pièce [11]. Les canettes de bière ou de boissons gazeuses sont produites avec l'alliage 3304.

### **Série 5000**

L'élément d'alliage majoritaire est le magnésium pour la série 5000. Ces alliages possèdent une très forte résistance à la corrosion dans les milieux marins ainsi qu'une bonne résistance mécanique et une aptitude à la soudure. Ces alliages sont parmi les plus utilisés : il servent notamment pour les applications marines, les travaux publics, le transport ou encore l'industrie mécanique en général.

## **1.2 Comportement des matériaux**

L'objectif principal de l'étude des matériaux est de modéliser leur comportement et ainsi pouvoir réaliser des prédictions de leur microstructure ou de contraintes résiduelles. Il est essentiel d'obtenir une loi de comportement permettant de lier la contrainte d'écoulement d'un matériau à sa température, sa déformation ou encore sa vitesse de déformation. Nous allons tout d'abord présenter les différents mécanismes de déformation microstructuraux de métaux, puis montrer l'influence de ces transformations microstructurales sur le comportement macroscopique des métaux. Enfin, nous allons présenter quelques différentes lois de comportement développées dans la littérature.

### **1.2.1 Phénomènes physiques en jeu**

Ces travaux porteront une attention particulière au domaine plastique de déformation des matériaux. Une fois la limite d'élasticité matériau dépassée, des modifications

microstructurales du matériau peuvent être constatées sous l'effet conjoint de trois mécanismes distincts : l'écroutissage, la restauration et la recristallisation. Ces trois mécanismes peuvent opérer à des intensités différentes selon le matériau, la déformation, la vitesse de déformation, la température ou encore le type de sollicitation.

### L'écroutissage et la restauration dynamique

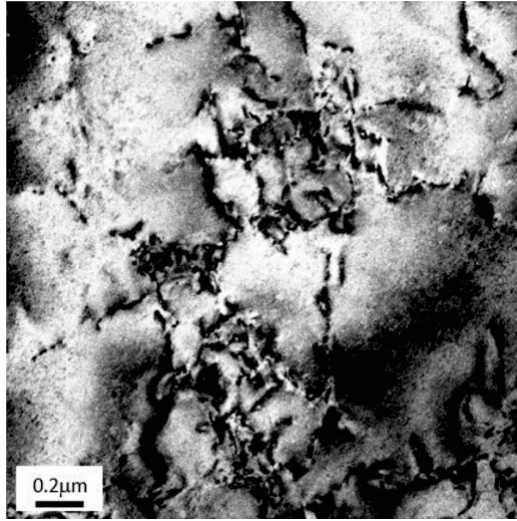


FIGURE 1.2 – Apparition de dislocations sous l'effet de l'écroutissage [12].

L'écroutissage définit un mécanisme microstructural qui induit la formation de dislocations dans le matériau (Fig. 1.2). L'énergie de la déformation est ainsi stockée sous la forme de dislocations. La restauration dynamique est un mécanisme qui entraîne de son côté un réarrangement des dislocations. La restauration dynamique a lieu à faibles déformations (en même temps que l'écroutissage) et permet d'absorber les dislocations soit par paires, soit dans les joints de grains.

Dans les faibles déformations de la matière, les mécanismes d'écroutissage (création de dislocations) et de restauration dynamique (réarrangement des dislocations) sont prédominants et « s'affrontent » jusqu'à atteindre un maximum de contraintes à partir duquel il devient impossible de créer ou réarranger des dislocations [13]. Il est possible d'observer une augmentation de la densité de dislocations, qui est toutefois modérée par le phénomène de restauration dynamique.

Avant déformation, le matériau est composé de peu de sous-joints et de joints de grains à forte désorientation ( $\theta > 45^\circ$ ), répartis de façon aléatoire et de tailles variables [14].  $\theta$  désigne ici l'angle de désorientation des sous-joints et joints de grains. La restauration dynamique permet de faciliter le mouvement des dislocations par les mécanismes de glissement dévié et de montée, notamment dans les matériaux à forte énergie de faute d'empilement [15]. Les dislocations peuvent ainsi être éliminées par paires ou absorbées dans les joints de grains. Dans le même temps, les dislocations s'organisent dans les grains

et forment des sous-joints [16]. Une interface entre deux cristaux est considérée comme un sous-joint lorsque  $\theta < 15^\circ$  et un joint lorsque  $\theta > 15^\circ$ . Au maximum des contraintes, la densité de dislocations peut atteindre  $10^{15} \text{ m/m}^3$  [17].

### La recristallisation dynamique

La recristallisation dynamique apparaît aux grandes déformations et désigne la formation d'une nouvelle structure de grains dans un matériau déformé par la formation et la migration de joints de grains entraînée par l'énergie de déformation stockée [18]. Pendant la déformation, les mécanismes d'écrouissage et de restauration sont en « compétition » en permanence afin de minimiser l'énergie du système. Une fois que le système atteint une densité de dislocations trop importante, le mécanisme de recristallisation se déclenche à son tour afin de supprimer plus de dislocations. C'est l'énergie élastique stockée dans les dislocations qui permet la réorganisation de la structure microcristalline. Lorsque la recristallisation et la restauration sont prédominantes, on parle d'adoucissement.

Le mécanisme de la recristallisation dynamique permet l'élimination des dislocations grâce au mouvement des sous-joints et des joints de grains qui absorbent les dislocations. L'absorption de ces dislocations entraîne une désorientation plus importante des sous-joints de grains qui deviennent des joints de grains ce qui provoque un raffinement de la structure. Ce mécanisme est très dépendant de la vitesse de déformation et de la température qui font office de catalyseurs accélérant la recristallisation. Pour l'aluminium 6063, des travaux font état de l'apparition de phénomènes de recristallisation dynamique à partir de 648 K pour de faibles vitesses de déformation [19].

Nous pouvons distinguer deux types de recristallisation dynamique :

- **Recristallisation dynamique discontinue (dDRX)** : désigne le phénomène de transformation des sous-grains en germes de recristallisation.
- **Recristallisation dynamique continue (cDRX)** : c'est la conséquence de l'accumulation des dislocations, qui entraîne une augmentation du degré de désorientation des sous-joints de grains.

Dans le cas des alliages d'aluminium qui nous intéressent ici, la cDRX est largement prédominante, c'est pourquoi nous allons revenir dessus. Aux petites déformations, les grains initiaux restent inchangés; on observe néanmoins la formation de sous-joints de faible désorientation dans les grains. Dans des régimes de déformation plus élevés, la fraction de sous-joints est beaucoup plus importante. On observe également une forte augmentation de joints de grains à forte désorientation, qui s'explique par la transformation de sous-joints en joints.

La **Recristallisation Dynamique Géométrique (gDRX)** intervient également dans les processus microstructuraux des alliages d'aluminium. Elle résulte de l'accroissement de

la surface des joints de grains, provoqué par l'allongement des grains initiaux du matériau. Un rapprochement des joints engendre un pincement des grains qui peut découper les grains en plusieurs parties. La différence avec la cDRX est que ce mécanisme est provoqué par le mouvement de joints initialement présents dans le matériau, là où la cDRX implique la formation de nouveaux joints de grains. La forme et la taille de grains initiaux influencent grandement l'occurrence de ces deux mécanismes de recristallisation.

### 1.2.2 Comportement macroscopique

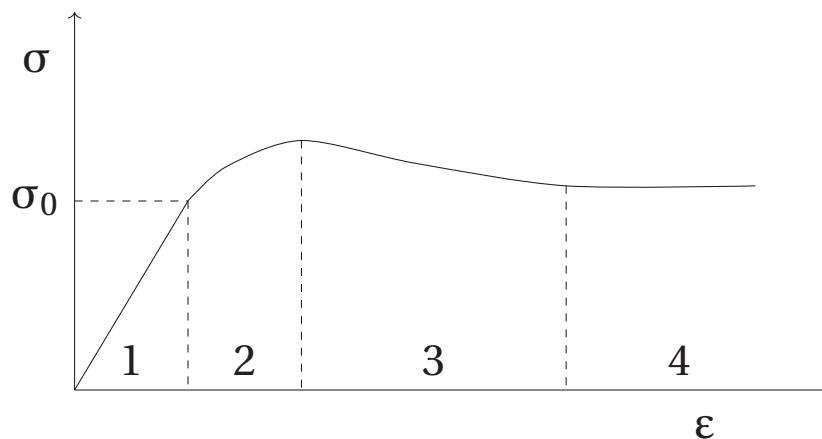


FIGURE 1.3 – Courbe contrainte - déformation typique des alliages d'aluminium

Le comportement des matériaux peut être étudié à l'échelle macroscopique via la réalisation d'essais de traction, compression ou torsion. Ces essais permettent d'obtenir la courbe contrainte - déformation d'un matériau pour des conditions expérimentales données. La figure 1.3 présente une courbe contrainte - déformation qui possède une forme caractéristique de la recristallisation dynamique continue [20], qui est majoritaire dans les aluminiums étudiés dans ces travaux. Nous pouvons distinguer 4 étapes différentes :

- **Élasticité** : se caractérise par une zone de déformation au sein de laquelle le matériau retourne dans son état initial lors du relâchement de la contrainte appliquée (Zone 1),
- **Écrouissage** : début de la déformation plastique, augmentation de la contrainte car l'effet d'écrouissage est plus fort que la restauration dynamique (Zone 2),
- **Adoucissement** : intervient lorsque la restauration et la recristallisation prennent le pas sur l'écrouissage, se caractérise par une diminution de la contrainte lorsque la déformation augmente. C'est dans cette zone que débute le mécanisme de recristallisation dynamique (Zone 3),
- **État stationnaire** : le matériau a atteint un état de stabilité et les effets de recristallisation, de restauration et d'écrouissage se compensent, la contrainte n'évolue plus (Zone 4). Cet état est atteint en grandes déformations ( $\epsilon > 1$ ).



La contrainte d'écoulement  $\sigma$  augmente lorsque la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  augmente ou que la température diminue [17]. Pour l'écrouissage, une augmentation de la déformation et de la vitesse de déformation entraînera une augmentation de la contrainte d'écoulement. De son côté, une augmentation de la température diminuera la contrainte d'écoulement car le mouvement des dislocations est favorisé par les températures élevées.

Pour l'étape d'adoucissement, plus la déformation augmente et plus la contrainte d'écoulement diminue. Les mécanismes de restauration et de recristallisation prennent le dessus plus rapidement sur l'écrouissage et les dislocations disparaissent peu à peu. Une température plus élevée va permettre un mouvement plus facile des dislocations et ainsi une diminution de la contrainte d'écoulement. Une vitesse de déformation plus grande va entraîner la formation plus rapide des dislocations en laissant moins de temps à la restauration pour les annuler, ce qui va augmenter la contrainte d'écoulement.

A l'état stationnaire, la déformation crée des dislocations qui sont immédiatement supprimées par la restauration et la recristallisation (fraction recristallisée constante), ce qui entraîne une contrainte d'écoulement constante.

Il est important de préciser que de telles courbes contrainte - déformation ne peuvent pas être observées avec tous les matériaux ni dans toutes les conditions expérimentales. La température étant un moteur essentiel de la restauration et de la recristallisation, il est rare d'observer une diminution de la contrainte d'écoulement lors d'essais à froid. Lors d'essais de traction, nous observerons vraisemblablement une rupture en fin de zone d'écrouissage, le matériau étant trop étiré. Nous pouvons également noter que les amplitudes de déformation pour chaque zone changent pour chaque matériau, et l'on observe par exemple un grand nombre de courbes sans état stationnaire (il nécessite de très grandes déformations de la matière parfois complexes à atteindre).

### 1.2.3 Lois de comportement usuelles

Les lois de comportement que nous présentons ici sont données pour un matériau au comportement isotrope. Les lois de comportement peuvent être divisées en 3 catégories distinctes :

- les modèles phénoménologiques ;
- les modèles semi-physiques ;
- les modèles physiques.

Les modèles phénoménologiques sont les plus couramment utilisés dans le but de caractériser le comportement matériau grâce à leur facilité de mise en œuvre. Ils ne nécessitent que peu d'essais afin d'identifier leurs paramètres et sont d'une forme adaptée à des simulations numériques rapides. Les modèles physiques ou semi-physiques sont basés sur la physique de la déformation des matériaux. Ils sont composés de variables



internes représentant l'histoire de la déformation locale du matériau qui peuvent être ensuite utilisées pour faire des parallèles avec les tailles de grains ou densités de dislocation. Ils sont difficiles à mettre en œuvre et ne sont que peu utilisés au regard de leur complexité.

Dans le cadre de ces travaux, nous considérerons des modèles phénoménologiques, dans le but de travailler avec des lois et formalismes couramment retrouvés dans la littérature. Plusieurs lois de comportement sont maintenant présentées afin d'introduire la loi utilisée dans ces travaux. Le second objectif est de réaliser une analyse rapide de la littérature afin de sélectionner les valeurs des paramètres matériau qui seront étudiés dans les simulations numériques. La qualité des paramètres ne sera pas discutée ici, l'objectif étant d'identifier des ordres de grandeur.

### Lois d'écrouissage

Cette étude se concentrera tout d'abord sur des lois de comportement permettant de modéliser uniquement l'écrouissage du matériau (Fig. 1.4).



FIGURE 1.4 – Courbe contrainte - déformation d'un modèle d'élasto-plasticité avec écrouissage isotrope

Ce sont les premières lois de comportement utilisées, souvent à température constante et vitesse de déformation imposée. La seule variable ici considérée est la déformation plastique équivalente  $\epsilon_p$ . La contrainte d'écoulement peut être exprimée avec un paramètre  $n$  de sensibilité à la déformation, qui agit comme puissance de la déformation comme dans la loi de Ludwig [21] (1.1) ou de Hollomon [22] (1.2).

$$\sigma = \sigma_0 + k\epsilon_p^n \quad (1.1)$$

$$\sigma = k\epsilon_p^n \quad (1.2)$$

Les paramètres des lois de comportement décrites ci-dessus ont été déterminés pour

divers matériaux dans des travaux précédents et quelques valeurs pour la loi de Ludwik sont données dans le tableau 1.2.

TABLEAU 1.2 – Exemples de valeurs de paramètres de loi de comportement de Ludwik pour différents matériaux.

Matériau	$\sigma_0$ (MPa)	$k$ (MPa)	$n$	Référence
Cuivre brut	252	291	0.805	[23]
Cuivre après recuit	0.5	558	0.506	
Acier inoxydable 321	233	1836	0.907	[24]
Aluminium AA 2014	149	250	0.236	[25]

Il est également possible de lier directement la déformation à la contrainte grâce à une loi de Voce [26] (1.3). Cette formulation présente l'avantage d'être capable de modéliser l'état stationnaire d'un matériau. Nos essais de compression sont réalisés dans des gammes de déformation trop petites afin d'observer ce régime stationnaire. Nous ne retiendrons donc pas cette loi de comportement.

$$\sigma = \sigma_S + (\sigma_0 - \sigma_S) \exp(-\varepsilon/\varepsilon_0) \quad (1.3)$$

### Influence de la vitesse de déformation

La loi de Johnson-Cook est une des lois les plus utilisées en mécanique des matériaux afin de déterminer la contrainte à partir de données de déformation, vitesse de déformation et température [27, 28]. Cette loi peut s'écrire comme ci-dessous, avec  $\dot{\varepsilon}_p$  : vitesse de déformation plastique équivalente,  $T$  : température du milieu,  $T_{Melt}$  : température de fusion,  $T_{Amb}$  : température ambiante.  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$ ,  $m_{JC}$  et  $\dot{\varepsilon}_0$  sont des constantes matériau.

$$\sigma = \underbrace{(A + B\varepsilon_p^n)}_{\text{Déformation}} \underbrace{(1 + C \ln \dot{\varepsilon}_p / \dot{\varepsilon}_0)}_{\text{Vitesse de déformation}} \underbrace{(1 - T^{*m_{JC}})}_{\text{Température}} \quad (1.4)$$

$$T^* = \frac{T - T_{Amb}}{T_{Melt} - T_{Amb}} \quad (1.5)$$

La formulation de la vitesse de déformation de la loi de Johnson-Cook est très complète et efficace pour modéliser des essais à grandes vitesses [29] mais ne sera ici pas retenue afin de limiter le nombre de paramètres matériau. Toutefois, l'utilisation très large de cette loi permet d'avoir accès à une base de données de nombreux matériaux pour le paramètre d'écrouissage  $n$  (Tableau 1.3). Le paramètre d'écrouissage  $n$  qui nous intéresse ici est compris entre 0.10 pour un acier HY-100 et 0.84 pour de l'inconel 601, avec des valeurs entre 0.3 et 0.5 pour la majorité des métaux ici présentés.

TABLEAU 1.3 – Valeurs des constantes matériau pour la loi de Johnson-Cook.

Matériau	A (MPa)	B (MPa)	C	$n$	$m_{JC}$	$T_{Melt}(K)$	Ref
Cuivre OFHC	90	292	0.025	0.31	1.09	1356	[27]
Laiton	112	505	0.009	0.42	1.68	1189	
Nickel 200	163	648	0.006	0.33	1.44	1726	
Fer ARMCO	175	380	0.060	0.32	0.55	1811	
Acier 1006	350	275	0.055	0.40	1.00	1811	
Aluminium 2024-T351	265	426	0.015	0.34	1.00	775	
Aluminium 7039	337	343	0.010	0.41	1.00	877	
Acier 4340	792	510	0.014	0.26	1.03	1793	
Acier à outil S-7	1539	477	0.012	0.18	1.00	1763	
Tungstène	1506	177	0.016	0.12	1.00	1763	
DU-.75Ti	1079	1120	0.007	0.25	1.00	1473	
Acier HY-100	182	550	0.023	0.11	0.7		[30]
Ti-6Al-4V	418	394	0.035	0.47	1.0		
Acier 52100	688	150	0.043	0.34	2.77		[31]
Magnésium AZ31	175	2332	0.063	0.42	1.34		[32]
Inconel 601	424	1496	0.010	0.84	1.2		[33]

Le modèle de Norton-Hoff [34] introduit une stratégie différente de modélisation de l'influence de la vitesse de déformation avec une équation de la forme présentée en (1.6), où  $m$  est le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation.

$$\sigma = k \dot{\epsilon}_p^m \epsilon_p^n \quad (1.6)$$

Comme la loi de Johnson-Cook, cette formulation a été très étudiée dans la littérature et il est possible de connaître les valeurs du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation pour différents matériaux (Tableau 1.4). Dans les études présentées dans ce tableau, le paramètre de sensibilité  $m$  a été obtenu avec (1.7). Chaque paramètre  $m$  est donc lié à la moyenne entre  $\dot{\epsilon}_2$  et  $\dot{\epsilon}_1$ , et une influence notable de la vitesse de déformation sur le paramètre  $m$  a pu être relevée. Pour l'étude réalisée dans ce manuscrit, nous considérerons le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation comme étant indépendant de la vitesse.

$$m = \frac{\log(\sigma_2/\sigma_1)}{\log(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)} \quad (1.7)$$

TABLEAU 1.4 – Valeurs du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation pour la loi de Norton-Hoff.

Matériau	Température	Paramètre $m$	Vitesse $\dot{\epsilon}$ ( $s^{-1}$ )	Référence
Alliage Al-Mg	350°C	0.10	2.00	[35]
		0.27	0.80	
		0.68	0.01	
Alliage de cuivre	500 °C	0.25	0.01	[36]
Ti-6Al-4V	950 °C	0.25	0.01	[37]
	750 °C	0.20	0.01	

### Ajout d'un paramètre d'adoucissement

Dans les essais de compression à des températures élevées, un effet d'adoucissement important peut être observé [38]. C'est pourquoi nous nous sommes penchés sur des lois plus complexes comme celle d'Hansel-Spittel (1.8) qui inclut de nombreux paramètres. Ici l'adoucissement peut être modélisé à travers des paramètres  $m_4$  ou  $m_6$  négatifs afin de retrouver une diminution de la contrainte d'écoulement en grandes déformations.

$$\sigma = A e^{m_1 T} \epsilon^{m_2} \dot{\epsilon}^{m_3} e^{m_4/\epsilon} (1 + \epsilon)^{m_5 T} e^{m_6 \epsilon} \dot{\epsilon}^{m_7 T} T^{m_8} \quad (1.8)$$

De la même façon que précédemment, nous donnerons dans le tableau 1.5 des ordres de grandeur des paramètres de lois de comportement pour différents matériaux à partir de travaux de la littérature. Tous les essais présentés ici ont été conduits à des températures élevées et le paramètre  $m_6$  est systématiquement prédominant avec un adoucissement dès le début de la déformation.

TABLEAU 1.5 – Valeurs des constantes matériau pour la loi d'Hansel-Spittel.

Matériau	A (MPa)	$m_1$	$m_2$	$m_3$	$m_4$	$m_5$	$m_6$	$m_7$	$m_8$	Ref
Ti-6Al-4V	285	0.01	0.09	0.22	0	0	-0.84	0	-16.5	[39]
AA 6060	0	-0.03	0.13	-0.03	0	0	-0.40	0	15.7	[40]
AA 6063	0	-0.05	0.24	-0.10	0	0	-1.02	0	33.2	
Acier	148	-0.01	-0.45	0.19	-0.03	0	-1.08	0	0	[41]
Alliage Mg	1667	-0.01	-0.12	0.24	0	0	-1.64	0	0	[42]

## 1.3 Le procédé de compression uniaxiale

Les essais de compression sont couramment réalisés afin d'obtenir des données de contrainte - déformation et ainsi déterminer les paramètres matériau [43]. Leur mise en

œuvre est très complexe en raison notamment de l'effet déterminant du frottement entre l'échantillon et les mors de compression. Les méthodologies expérimentales ou numériques développées sont tout d'abord présentées afin de déterminer le coefficient de frottement. Ensuite, divers travaux visant à corriger les données obtenues avec des essais de compression seront exposés.

### 1.3.1 Gestion du frottement

Le coefficient de frottement est la donnée d'entrée la plus importante afin de modéliser un essai de compression et obtenir des résultats en cohérence avec l'expérimentation. Il est possible de distinguer plusieurs approches afin de déterminer le frottement de façon optimale : une stratégie avec des essais de compression sur des anneaux, une analyse de la géométrie d'échantillons cylindriques en fin de compression ou bien encore des méthodes itératives impliquant des calculs par éléments finis.

#### Modélisation du frottement

En mécanique, les deux principaux modèles de frottement utilisés sont le modèle de Coulomb et le modèle de Tresca. L'objectif de ces modèles est de déterminer le plus fidèlement possible la contrainte tangentielle  $\tau$  à partir des efforts subis par les échantillons. La loi de Coulomb peut s'écrire de la façon suivante (avec  $\sigma_n$  la contrainte normale) :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau \leq \mu \sigma_n \\ \text{Si } \tau < \mu \sigma_n \text{ alors il y a une adhésion entre les deux surfaces,} \\ \text{Si } \tau = \mu \sigma_n \text{ alors il y a un glissement tangentiel proportionnel à } \tau. \end{array} \right.$$

La loi de Coulomb inclut un seuil de frottement aux efforts normaux.  $\mu$  désigne ici le coefficient de frottement, considéré constant pour une configuration donnée mais dépendant des matériaux, de la température, etc.

Le modèle de Tresca peut s'écrire tel que :

$$\left\{ \begin{array}{l} \tau \leq m_T k_T \\ \text{Si } \tau < m_T k_T \text{ alors il y a une adhésion entre les deux surfaces,} \\ \text{Si } \tau = m_T k_T \text{ alors il y a un glissement tangentiel proportionnel à } \tau. \end{array} \right.$$

Dans l'approche de Tresca,  $m_T$  est le coefficient de friction de cisaillement,  $k_T$  le cisaillement de l'échantillon tel que  $k_T = \sigma_{VM}/\sqrt{3}$  avec  $\sigma_{VM}$  la contrainte équivalente de Von Mises. Comme pour le modèle de Coulomb, ce glissement est considéré constant et proportionnel à la contrainte tangentielle.

Ces deux approches sont très similaires. Cependant, pour les simulations numériques réalisées pour ces travaux, nous considérerons uniquement un frottement de Coulomb,

très documenté dans la littérature et pour lequel il est possible d'obtenir des valeurs de  $\mu$  pour de nombreux matériaux dans les conditions expérimentales qui nous intéresseront pour cette étude.

### Détermination du frottement avec des anneaux

La méthode classique la plus utilisée expérimentalement implique l'utilisation d'anneaux de dimensions identiques. Les anneaux sont ensuite comprimés dans les conditions expérimentales étudiées jusqu'à différents niveaux d'écrasement. Le diamètre interne de l'anneau est ensuite mesuré pour chacun des essais [44]. Des abaques sont ensuite utilisées afin de lier la géométrie de l'anneau avec les variations de hauteur et de diamètre interne de l'anneau (Fig. 1.5) [45]. Pour un anneau en compression, le diamètre interne augmente lorsque le frottement est faible et diminue avec un frottement important [46].

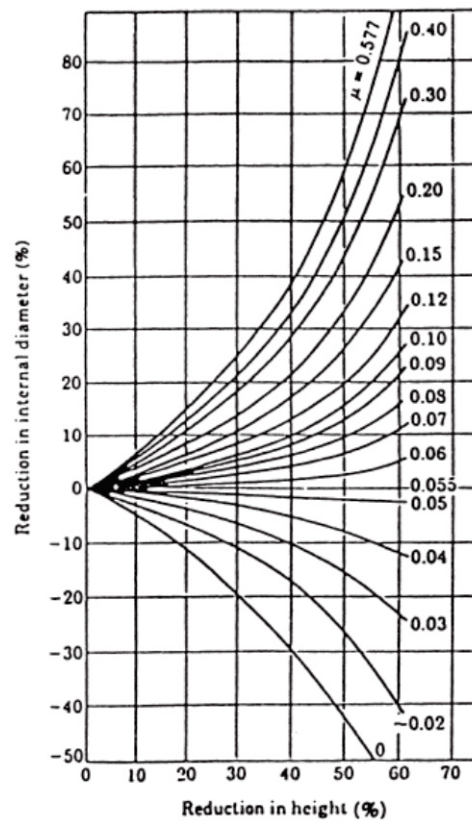


FIGURE 1.5 – Abaque de détermination du coefficient de frottement  $\mu$  à partir de la géométrie d'un anneau [45].

Les résultats obtenus pour divers matériaux sont détaillés dans le tableau 1.6, pour des essais à froid [47].

TABLEAU 1.6 – Coefficients de frottement pour des essais de compression à froid [47].

Matériau	Condition de frottement	Coefficient de frottement $\mu$
Aluminium 6061-T6	Sec	0.090
Aluminium 6061-T651	Sec	0.064
	Lubrifié	0.025
Aluminium 2024 - T4	Sec	0.064
	Lubrifié	0.044
Acier 1018	Sec	0.080
	Graphite	0.052

Cette stratégie d'obtention des paramètres peut également se faire via des simulations numériques par éléments finis [48]. Ces auteurs proposent de simuler la réponse d'un anneau en compression pour différents coefficients de frottement afin d'obtenir de nouvelles abaques. La figure 1.6 présente les nouvelles abaques ainsi obtenues avec les isovaleurs pour la réduction du diamètre interne du cercle en fonction de l'écrasement de l'anneau. Le frottement est ensuite déduit en plaçant les données expérimentales (ici avec du graphite) sur les données obtenues avec la simulation numérique.

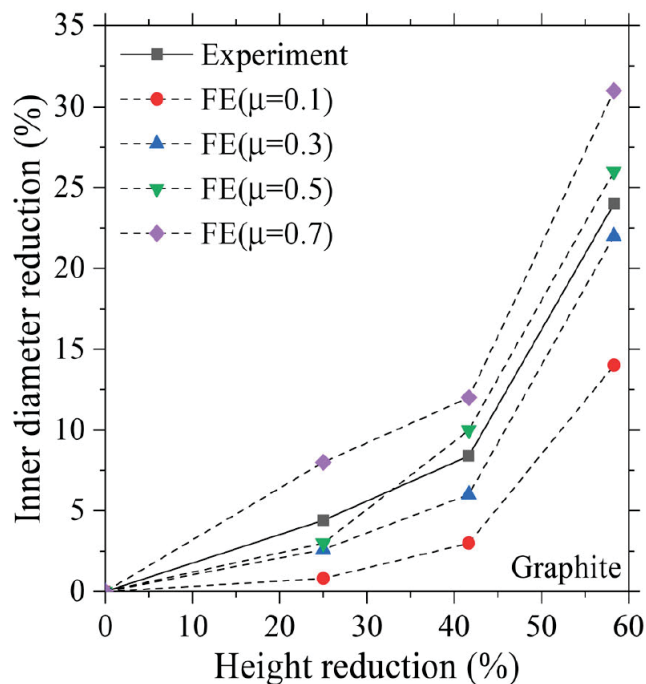


FIGURE 1.6 – Identification du coefficient de frottement pour un anneau d'acier à 1050°C [48].

Ces travaux ont permis notamment d'illustrer l'importance du mode de lubrification sur le coefficient de frottement. Les résultats sont résumés dans le tableau 1.7 [48]. En comparant les valeurs obtenues pour des essais à froid avec un acier 1018, il peut être

noté qu'une augmentation de la température provoque une augmentation du frottement, passant de 0.05 avec du graphite à froid à 0.46 pour une température de 1050°C.

TABLEAU 1.7 – Coefficient de frottement pour un acier A105 à 1050°C [48].

Condition de frottement	Coefficient de frottement $\mu$
Sans lubrification	0.62
Graphite	0.46
Mica	0.29
Poudre de verre	0.18

Cette méthode de détermination du frottement à partir d'essais de compression sur des anneaux pose néanmoins des problèmes majeurs. En effet, cette approche ne prend pas en compte le renflement observé sur l'anneau en compression et qui est observé expérimentalement (Fig. 1.7), le diamètre interne est mesuré en ignorant cet effet. De plus, le trou central de l'anneau peut ne pas avoir une géométrie parfaitement circulaire en fin d'essai ce qui complique considérablement la mesure du diamètre interne.

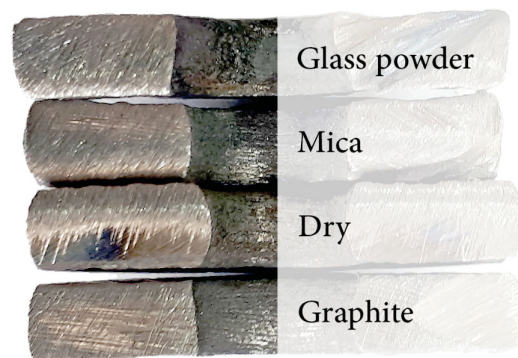


FIGURE 1.7 – Géométrie des anneaux après des essais de détermination du frottement [48].

### Calcul du frottement à partir d'échantillons cylindriques

Des auteurs ont suggéré que le renflement observé sur la figure 1.7 pourrait servir d'indicateur et ainsi permettre d'identifier le coefficient de frottement [49, 50]. De la même façon que précédemment, des abaques basées sur des simulations numériques peuvent être développées sur des échantillons cylindriques afin de déterminer le frottement à partir d'essais expérimentaux [47, 51].



Le théorème de la limite supérieure lie la puissance de la limite supérieure à la puissance interne de déformation, à la puissance de cisaillement et la puissance engendrée par la compression [52]. A partir de ce théorème, Ebrahimi et al. [53] ont proposé une relation qui lie directement le coefficient de frottement de Tresca à la forme de l'échantillon :

$$m_T = \frac{(R/H)b}{(4/\sqrt{3}) - (2b/3\sqrt{3})} \quad (1.9)$$

avec :

$$R = R_0 \sqrt{\frac{H_0}{H}} \quad (1.10)$$

Où  $R_0$  est le rayon initial de l'échantillon de compression. Nous définissons  $b$  comme le coefficient de renflement, qui se calcule selon (1.11).  $R$  est le rayon moyen de l'échantillon,  $\Delta R$  est la différence entre les rayons maximums et minimums,  $H_0$  la hauteur initiale de l'échantillon et  $\Delta H$  la différence entre la hauteur initiale et finale.

$$b = 4 \frac{\Delta R}{R} \frac{H_0}{\Delta H} \quad (1.11)$$

Le rayon minimal (observé sur les extrémités de l'échantillon en contact avec les mors mobiles) est calculé selon (1.12), en faisant l'hypothèse que les échantillons comprimés ont un profil d'arc de cercle. Cela permet d'éviter les problématiques expérimentales de mesure sur la face supérieure qui n'est pas toujours parfaitement cylindrique.

$$R_{min} = \sqrt{3 \frac{H_0}{H} R_0^2 - 2R_{max}^2} \quad (1.12)$$

Il est enfin possible de lier les coefficients de frottement de Coulomb et de Tresca, en supposant que les contraintes tangentielles modélisées par ces deux approches sont égales [54]. Il est ainsi possible d'écrire :

$$\mu = \frac{m_T}{\sqrt{3}} \quad (1.13)$$

Plus récemment, d'autres approches ont été développées autour de simulations numériques, en se basant sur le profil des échantillons [55]. Leur approche s'appuie sur le coefficient de renflement  $b$  et les données force - déplacement. Les auteurs se basent sur des essais réalisés sur des aluminiums dont les paramètres de loi de comportement sont connus. Ensuite, ils réalisent une multitude de simulations numériques avec divers coefficients de frottement afin de sélectionner le frottement qui retourne un effet tonneau au plus proche de celui mesuré expérimentalement.

### 1.3.2 Correction des courbes contrainte - déformation

Les problématiques liées au frottement lors d'un essai de compression ont rapidement fait apparaître que la courbe contrainte - déformation obtenue avec des essais de compression ne correspondait pas à la courbe réelle du matériau (Fig. 1.8). La courbe réelle (ou matériau) correspond au comportement réel de la matière, sans les erreurs entraînées par les hétérogénéités de déformation. La courbe apparente correspond de son côté à la courbe contrainte - déformation tracée à partir des données force - déplacement issues des essais de compression. La différence entre les courbes apparentes et matériau est estimée à 8 % [53]. Des approches plus anciennes corrigent la contrainte calculée sous l'hypothèse de déformation homogène avec les calculs expérimentaux du coefficient de frottement de Tresca. Plus récemment, des algorithmes itératifs ont été développés afin de réaliser une détermination conjointe du coefficient de frottement et des courbes matériau réelles.

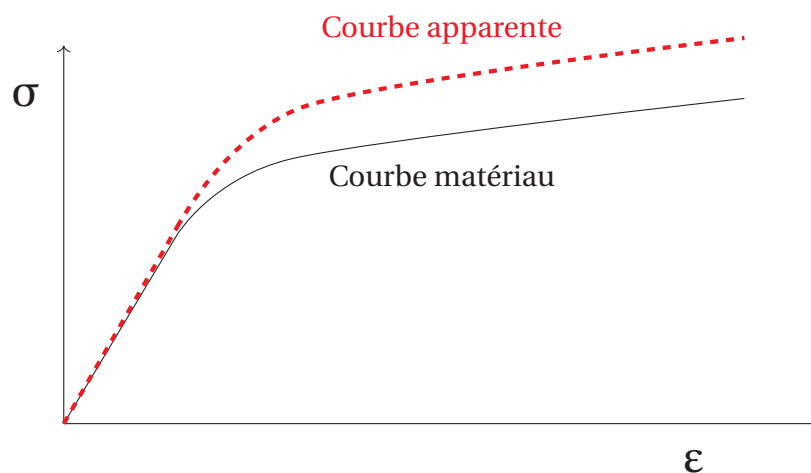


FIGURE 1.8 – Comparaison théorique entre la courbe (apparente) obtenue à l'aide d'un essai de compression et la courbe matériau (réelle).

#### Approches analytiques

Des méthodes ont été développées pour corriger la contrainte calculée lors d'essais de compression par Avitzur [56]. Le postulat initial de cette correction implique une vitesse de déformation constante dans l'échantillon. Cette hypothèse est toutefois en contradiction avec les observations expérimentales réalisées mais a pu donner de bons résultats dans des essais de compression sur des échantillons de géométries diverses [57].

Ces corrections peuvent être appliquées sur les courbes contrainte - déformation obtenues en compression avant de réaliser des prédictions de microstructure par simulation numérique [58, 59, 60]. Il est ainsi possible de calculer la contrainte corrigée du matériau à partir de la contrainte apparente  $\sigma_{app}$  avec :

$$\sigma_{corrigée} = \sigma_{app} \left( 1 + m_T \frac{1}{3\sqrt{3}H_0/D_0} \exp(3\varepsilon/2) \right)^{-1} \quad (1.14)$$

D'autres méthodologies analogues existent également, basées sur les dimensions de l'échantillon pendant la compression [61, 62]. Leur stratégie suppose une nouvelle fois la déformation homogène au cours de la déformation [63]. Cette approche est intéressante car elle implique un coefficient de frottement de Coulomb  $\mu$ , et se formule ainsi :

$$\sigma_{corrigée} = \frac{C^2 \sigma_{app}}{2(\exp C - C - 1)} \quad (1.15)$$

avec :

$$C = \frac{2\mu R}{H} \quad (1.16)$$

Les approches analytiques précédentes ont montré leurs limites dans certains travaux, ne pouvant pas rendre compte de tous les effets en jeu dans le procédé de compression [64].

### Approches numériques

Le principe des méthodes itératives est assez simple : le procédé de compression est modélisé via un modèle éléments finis et un algorithme recherche les paramètres matériaux optimaux en réalisant un certain nombre de calculs afin d'essayer de retrouver en sortie la courbe apparente expérimentale [63]. Une autre stratégie consiste en la détermination d'un correctif dépendant du matériau et du frottement sur la contrainte apparente [65].

Les premières méthodes itératives afin de corriger les courbes contrainte - déformation observées ont été réalisées sur des essais de compression avec des anneaux d'acier [66]. Afin de calibrer leur modèle, les auteurs ont considéré le diamètre interne de l'anneau en fin d'essai ainsi que les courbes contrainte - déformation apparentes. Après une vingtaine d'itérations, ils ont pu ainsi identifier le coefficient de frottement  $\mu$  ainsi que le coefficient d'érouissage  $n$  pour une loi de Ludwik.

Nous nous concentrerons maintenant sur les modélisations impliquant des échantillons cylindriques. Les premiers travaux réalisés font état de jeux de données paramétriques restreints avec seulement 4 configurations testées par paramètre [67]. Ces stratégies améliorent la qualité des résultats mais ne permettent pas de trouver le résultat de façon optimale. Un algorithme itératif a été développé afin de retrouver la courbe matériau réelle à l'aide de calculs par éléments finis [68] en ne considérant toutefois pas le frottement et l'effet tonneau engendré par un essai de compression. Wang et al. [69] ont

développé une méthode similaire tout en incluant le coefficient de frottement de Coulomb dans leur modèle (Fig. 1.9). Ils utilisent le coefficient de renflement  $b$  comme donnée expérimentale complémentaire.

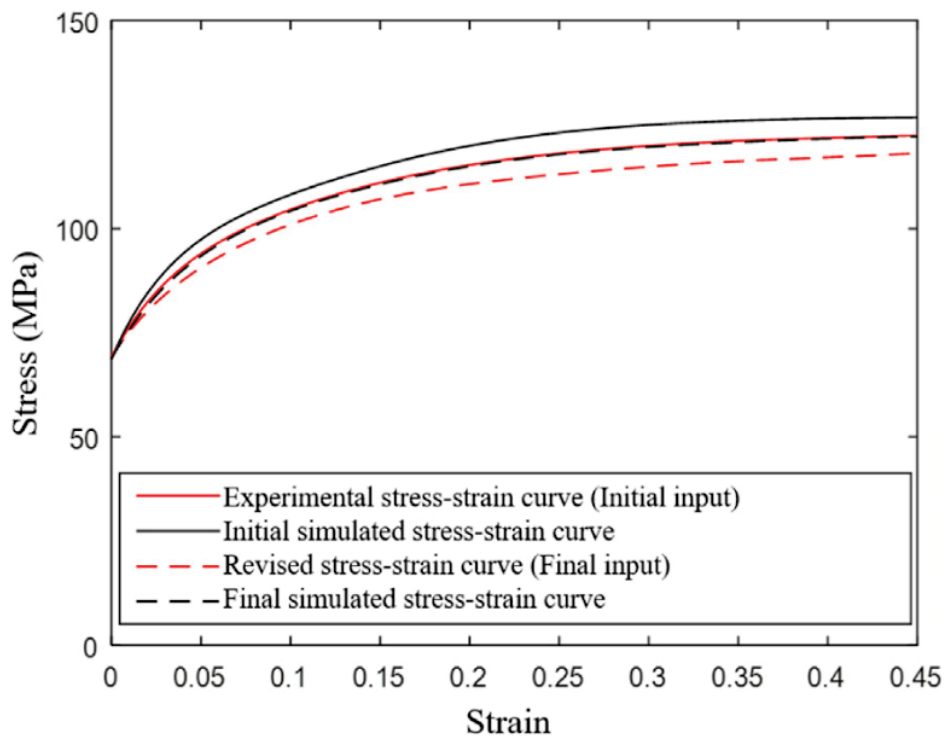


FIGURE 1.9 – Résultats d’une méthode itérative considérant un matériau avec un comportement typique d’un écrouissage isotrope [69].

L’effet de la température a également été pris en compte dans le cadre d’autres travaux [70], avec une loi de comportement de type Arrhenius (1.17). La correction de la contrainte est effectuée en ajoutant à la loi de comportement un deuxième membre de forme similaire à la loi afin de gommer les écarts. Cette méthode n’a pas donné satisfaction. Il semble plus pertinent d’essayer de modifier les paramètres d’entrée que de complexifier la loi de comportement.

$$\sigma = A\epsilon^n \dot{\epsilon}^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.17)$$

Des algorithmes itératifs incluant la température ont été développés plus récemment, tout en conservant une structure utilisant des lois de comportement simples [71, 72]. Cette modélisation est réalisée sur une simulation numérique uniaxiale, avec un frottement de Coulomb  $\mu$  constant et égal à 0.5. L’erreur réalisée sur la courbe contrainte - déformation a été quantifiée pour une multitude de conditions testées par simulations par éléments finis. Les courbes obtenues en éléments finis ont ensuite été comparées aux courbes expérimentales et un correctif a été appliqué en fonction de l’erreur quantifiée précédemment.

Des méthodes de machine learning sont également développées afin de modéliser le comportement matériau. Elles ont permis d'obtenir des résultats cohérents malgré une hypothèse de déformation homogène dans un cylindre en compression [73]. Il est possible également de réaliser des essais mécaniques de traction visant à maximiser les hétérogénéités de déformation afin d'augmenter le nombre de données d'entrée du problème via une caractérisation des hétérogénéités [74, 75]. Cette approche permet de régler les problématiques de non-unicité des solutions rencontrées parfois.

## Conclusion

Au cours de ce chapitre bibliographique, les propriétés des alliages d'aluminium ont été décrits. L'utilisation très large de la série 6000 dans des industries de pointe en fait un alliage de choix dans le cadre de nos essais. De la même façon, les propriétés intéressantes de l'aluminium pur justifient ce second choix pour les essais de compression uniaxiale. Les microstructures associées aux différents modes de déformation ont été présentées par la suite.

Les problématiques d'hétérogénéités de déformation ont été précédemment soulevées à travers différents essais ou simulations numériques. Des méthodes de correction des courbes contrainte - déformation existent mais ne permettent toutefois pas une détermination directe des paramètres rhéologiques de la matière.



# 2

## Méthodologie numérique et expérimentale

---

### Sommaire

---

<b>2.1</b>	<b>Méthodologie numérique . . . . .</b>	<b>30</b>
2.1.1	Maillage de l'échantillon . . . . .	30
2.1.2	Modélisation physique . . . . .	32
2.1.3	Plan d'expérience numérique . . . . .	33
<b>2.2</b>	<b>Méthodologie expérimentale . . . . .</b>	<b>34</b>
2.2.1	Essais sur des échantillons d'aluminium pur . . . . .	35
2.2.2	Essais sur des échantillons d'aluminium série 6082A . . . . .	37
2.2.3	Résultats expérimentaux . . . . .	39

---

## 2.1 Méthodologie numérique

La méthode des éléments finis a été utilisée afin de modéliser la compression d'une éprouvette cylindrique. L'objectif de cette simulation numérique est de récréer le plus fidèlement possible les conditions expérimentales communément observées dans la littérature et suivies pour les essais expérimentaux de ces travaux. Le logiciel de calcul par éléments finis SYSTUS® a servi de support à la réalisation de ces simulations.

Les proportions et dimensions ont été choisies pour être au plus près des tailles classiques de petits échantillons de compression. La pièce possède une forme cylindrique avec une hauteur  $H_0$  de 10 mm et un rayon  $R_0$  de 2.5 mm. Deux hypothèses de symétrie ont été posées afin de limiter le nombre d'éléments du système en réalisant le calcul en deux dimensions (Fig. 2.1). Le matériau est considéré anisotrope dans les simulations ici conduites. Cela permet de limiter le temps de calcul sans altérer la qualité des résultats. Ainsi, la simulation numérique s'appuie sur une axisymétrie de direction verticale et un plan de symétrie séparant l'échantillon dans le sens de la hauteur.

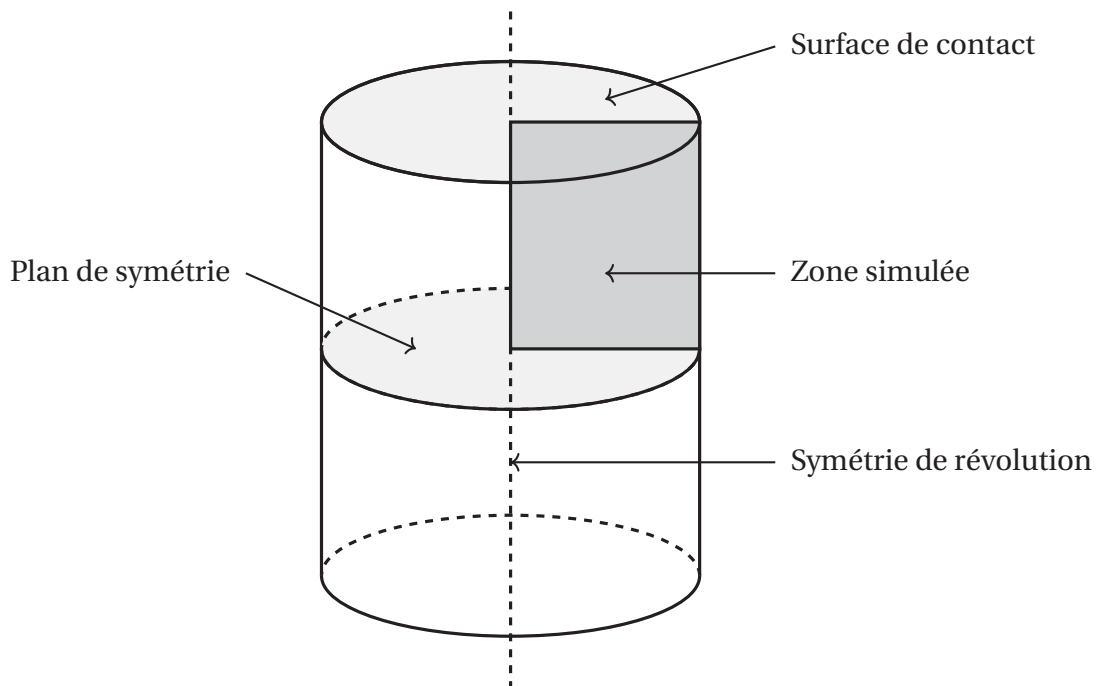


FIGURE 2.1 – Présentation des axes de symétrie utilisés pour la simplification du calcul.

### 2.1.1 Maillage de l'échantillon

Le maillage est composé d'éléments quadrangles linéaires à intégration sélective. Sur la figure 2.2, les nœuds N1 sont ceux en contact avec le mors mobile de compression. C'est leur déplacement vertical vers le bas qui permet la réalisation de l'essai de compression,



le mors mobile n'étant pas représenté ici mais considéré comme un solide infiniment rigide.

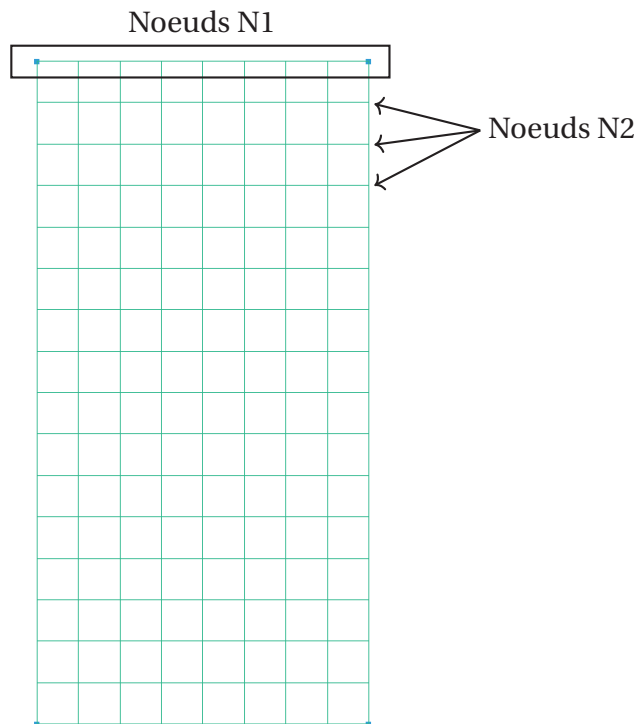


FIGURE 2.2 – Représentation simplifiée du maillage de l'éprouvette de compression.

L'enjeu principal du maillage réalisé est de réussir à gérer le déplacement des nœuds N2 (Fig. 2.2) situés en haut à droite. En effet, les nœuds N2 descendent moins rapidement que les nœuds N1 en contact avec le mors mobile dès le début de l'opération de mise en forme. Afin de contourner les éventuelles distorsions de maillage que cela pourrait causer, les nœuds N2 ont été configurés de telle sorte de ne pas pouvoir se situer plus haut que les nœuds N1.

Cette solution pourrait entraîner le fait qu'il ne soit pas possible de faire aboutir les simulations avec les nœuds N2 qui croiseraient les nœuds N1. De plus, les grandes déformations dans cette zone peuvent entraîner un allongement important des éléments qui pourrait de plus occasionner des problèmes de convergence numérique.

Afin de gérer au mieux cette zone tout en évitant un remaillage qui pourrait altérer la qualité des résultats et allonger le temps de calcul, le maillage présenté dans la figure 2.3 a été réalisé. L'expérience a montré que cette géométrie permet tout d'abord aux nœuds N2 de se placer à la même hauteur que les nœuds N1 sans les croiser, grâce à l'espace plus important entre les nœuds N1 et N2. De plus, la découpe des éléments à 45° (dans la direction de la bande de cisaillement) permet d'éviter une distorsion trop importante des éléments. Le maillage présenté dans la figure 2.3 est composé de 1196 éléments quadrangles linéaires.

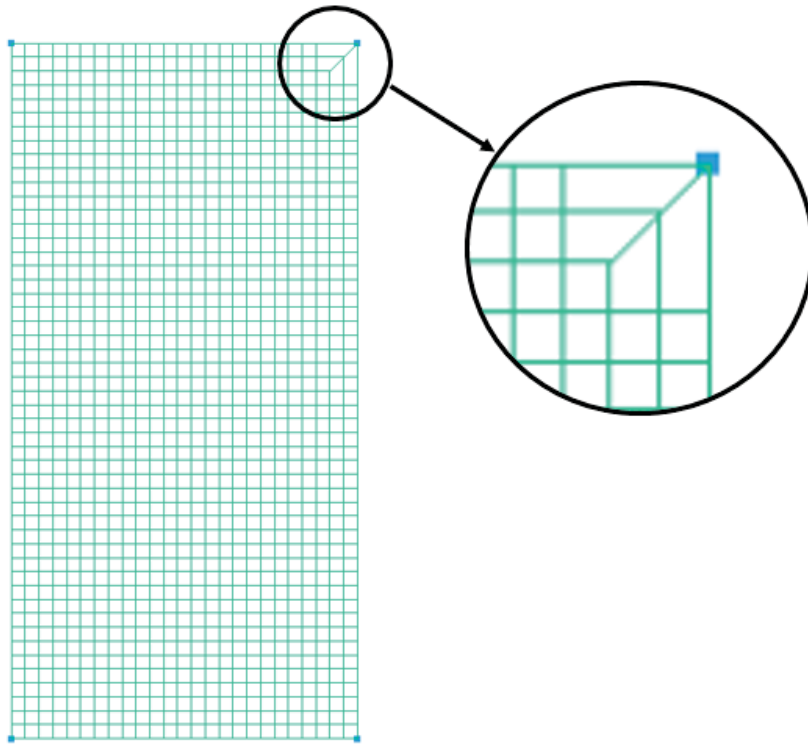


FIGURE 2.3 – Maillage utilisé pour les simulations numériques présentées dans ces travaux.

### 2.1.2 Modélisation physique

Le contact entre l'échantillon et le mors de compression est modélisé tel un contact entre deux surfaces dures, avec le mors de compression infiniment rigide et ne subissant aucune déformation (plastique ou élastique). Un modèle de frottement de Coulomb a été choisi pour la réalisation de toutes les simulations. Comme présenté dans le chapitre bibliographique, ce modèle peut être décrit en deux parties : l'adhésion puis le glissement. Tant que la contrainte tangentielle  $\tau$  est inférieure au coefficient de frottement de Coulomb  $\mu$  multiplié par la contrainte normale  $\sigma_n$ , il n'y a pas de déplacement relatif de l'échantillon par rapport aux mors. Une fois ce seuil atteint, il y a un déplacement contrôlé par les paramètres du modèle. Le glissement est ici défini comme une translation selon l'axe  $x$  des coordonnées des nœuds N1. Dans le cadre de ces travaux, le contact entre l'échantillon et les mors mobiles est modélisé avec une loi de frottement de glissement uniquement.

Différentes lois de comportement ont été étudiées dans le cadre de cette expérimentation numérique autour du procédé de compression. L'effet de l'écroutissage a été analysé grâce à une loi puissance de Ludwik que nous appellerons ici loi d'écroutissage pur (2.1).  $\sigma_0$  est ici la limite élastique apparente.  $k$  est une constante et  $n$  le coefficient d'écroutissage.

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon_p^n \quad (2.1)$$

De la même façon, la viscosité du matériau a ici été modélisée à l'aide d'une loi puissance (2.2), avec  $m$  le paramètre de viscosité ou coefficient de vitesse de déformation.

$$\sigma = \sigma_0 + k\dot{\varepsilon}_p^m \quad (2.2)$$

L'effet couplé de l'écroutissage et de la viscosité a été étudié avec l'équation 2.3, issue des deux loi présentées précédemment pour étudier indépendamment les deux effets.

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon_p^n \dot{\varepsilon}_p^m \quad (2.3)$$

Finalement, il nous fallait ajouter un élément supplémentaire à la loi de comportement utilisée afin de modéliser l'adoucissement du matériau. Pour cela, nous nous sommes inspirés de la loi d'Hansel-Spittel. Dans cette loi, le paramètre responsable de l'adoucissement est un paramètre  $m_6$ , introduit de la façon suivante :  $e^{m_6 \times \varepsilon_p}$  dans l'équation 2.4. Dans cette formulation, le paramètre  $m_6$  doit être négatif afin d'observer une diminution de la contrainte macroscopique. Si  $m_6 > 0$ , alors il peut être utilisé afin de modéliser plus finement l'écroutissage d'un matériau.

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon_p^n \dot{\varepsilon}_p^m e^{m_6 \times \varepsilon_p} \quad (2.4)$$

### 2.1.3 Plan d'expérience numérique

Les paramètres de la simulation numérique ont été analysés grâce à un plan d'expérience numérique afin de quantifier l'influence des paramètres matériau (écroutissage  $n$ , viscosité  $m$  et adoucissement  $m_6$ ) et du procédé de compression (coefficient de frottement  $\mu$  et vitesse de déformation macroscopique  $\dot{\varepsilon}$ ). Plusieurs séries de calculs ont été réalisées de la façon suivante :

- La première série de simulations a porté sur l'effet du coefficient de frottement  $\mu$ , d'une part avec une loi d'écroutissage pur (2.1) et d'autre part avec une loi de viscosité pure (2.2). Le coefficient de frottement a été analysé dans un intervalle de 0 à 0.30, avec un coefficient d'écroutissage variant de 0.1 à 0.8 et un paramètre de viscosité compris entre 0.01 et 0.3.
- Une deuxième série a été faite avec un coefficient de frottement constant à 0.15, mais en faisant varier cette fois la vitesse de déformation de 0.01 à 0.5  $s^{-1}$ . Une loi de viscosité pure a été utilisée ici avec un paramètre  $m$  compris entre 0.01 et 0.3.

- L'effet couplé des phénomènes d'érouissage et de viscosité a été analysé avec la loi décrite dans l'équation 2.3. Tous les paramètres varient dans leurs champs de valeurs courants à l'exception du coefficient de frottement  $\mu = 0.15$ .
- L'effet du paramètre d'adoucissement a été étudié avec une variation de  $m_6$  entre -2.0 et -0.1. Le coefficient d'érouissage a été fixé à 0.5, avec  $m = 0.2$  et un frottement  $\mu = 0.15$ . Une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$  est commune à tous les calculs.
- Dans le cadre d'une loi d'adoucissement, l'influence du paramètre d'érouissage est analysé dans un intervalle compris entre 0.1 et 0.8. Les autres paramètres ont été fixés aux valeurs suivantes :  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ ,  $\mu = 0.15$ ,  $m = 0.5$  et  $m_6 = -0.3$ .

TABLEAU 2.1 – Tableau récapitulatif des simulations numériques réalisées.

Série	Vitesse de déformation ( $\text{s}^{-1}$ )	Frottement $\mu$	Loi de comportement
1	0.5	$0 < \mu < 0.30$	Érouissage : $0.1 < n < 0.8$ Viscosité : $0.01 < m < 0.3$
2	0.01, 0.1 & 0.5	0.15	Viscosité : $0.01 < m < 0.3$
3	0.01, 0.1 & 0.5	0.15	Couplage : $0.1 < n < 0.8$ $0.01 < m < 0.3$
4	0.5	0.15	Adoucissement : $n = 0.5$ ; $m = 0.2$ $-2.0 < m_6 < -0.1$
5	0.5	0.15	Adoucissement : $0.1 < n < 0.8$ $m = 0.2$ ; $m_6 = -0.3$

## 2.2 Méthodologie expérimentale

Dans le cadre de ces travaux, plusieurs campagnes expérimentales de compression et de traction sur des éprouvettes d'aluminium ont été menées. Les dimensions des échantillons ainsi que les paramètres ont été choisis afin de travailler dans des gammes similaires à celles observées dans la littérature. Les matériaux étudiés sont l'aluminium pur et un alliage d'aluminium répandu dans l'aéronautique (série 6082). Des analyses microstructurales, de dureté et géométriques sur les éprouvettes déformées ont suivi les essais. L'intégralité de ces essais se sont déroulés au sein du LOPFA à Montréal.

### 2.2.1 Essais sur des échantillons d'aluminium pur

#### Préparation des échantillons

L'aluminium utilisé ici est un aluminium 4N (série 1000), soit 99.99% de pureté. Afin de réaliser des essais mécaniques, des pièces d'aluminium brutes de forge ont été utilisées (Fig. 2.4). Deux parties distinctes peuvent ici être observées : une masselotte caractéristique d'un procédé de coulage et une partie basse de la géométrie du moule. Le diamètre de la partie basse est de 8 centimètres et la hauteur totale des échantillons de 5 centimètres.



FIGURE 2.4 – Échantillon d'aluminium pur avant usinage.

Une analyse de tomographie portant sur les échantillons coulés a permis d'identifier les éventuels défauts du procédé de coulage de l'aluminium pur. Ces essais ont montré la présence de porosités en faible nombre dans les échantillons, mais de taille importante (environ 5 mm). Ces porosités se trouvent dans la partie basse de la matière, la masselotte de son côté ne présente aucun défaut (Fig. 2.5). Les porosités ont été repérées afin d'usiner dans des zones pleines pour les éprouvettes de traction. Les masselottes ont de leur côté permis d'obtenir les échantillons de compression.

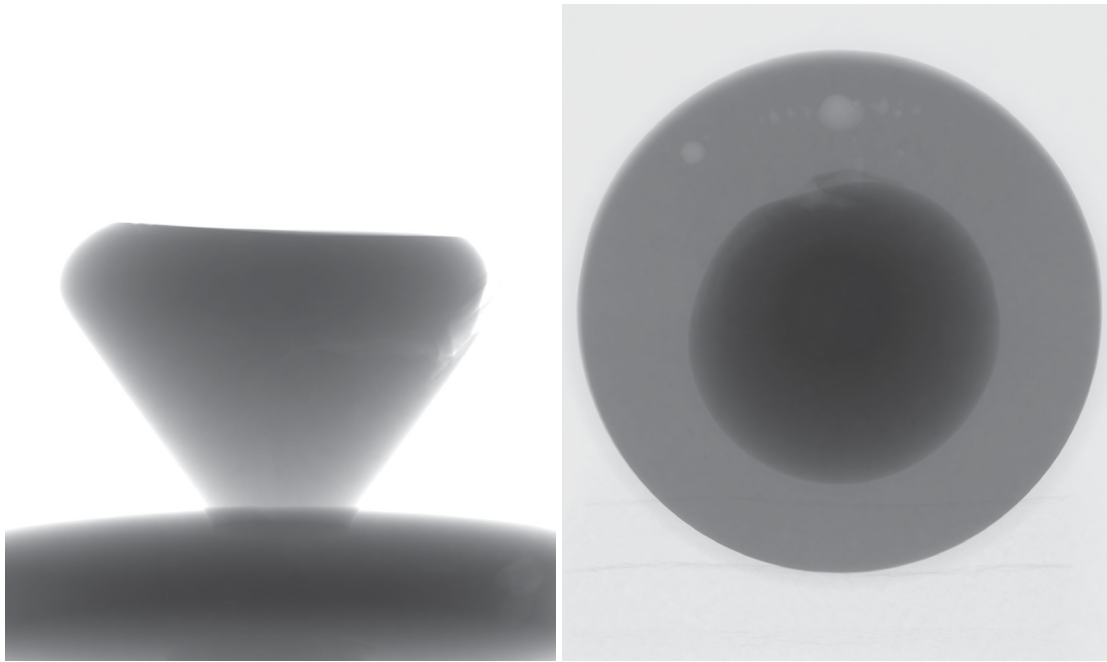


FIGURE 2.5 – Tomographie d'un échantillons brut d'aluminium pur.

Les essais de compression et de traction sur des échantillons d'aluminium pur ont eu lieu pendant la session d'automne 2021 au laboratoire LOPFA de l'ÉTS à Montréal. 5 échantillons de compression ont été usinés avec une hauteur  $H_0$  de 20 mm et un diamètre  $D_0$  de 10 mm pour un ratio de 2. Les 3 éprouvettes de microtraction sont de dimensions communément utilisées au sein du LOPFA (Fig. 2.6).

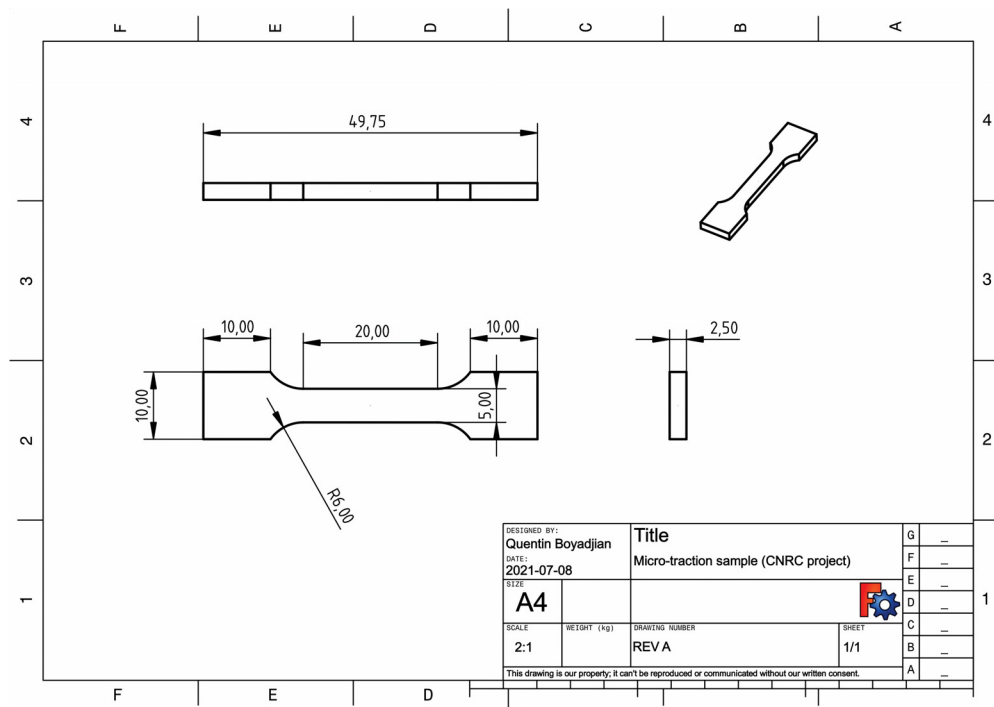


FIGURE 2.6 – Plan d'usinage des éprouvettes de traction.

### Conditions expérimentales

Par la suite, différentes conditions expérimentales ont été étudiées avec différentes vitesses de déformation macroscopique et ici en ayant un contact machine - échantillon lubrifié avec de la poudre de graphite pour tous les échantillons (résumé dans le tableau 2.2).

TABLEAU 2.2 – Tableau récapitulatif des conditions expérimentales pour les essais de compression d'aluminium pur.

Numéro échantillon	$\dot{\epsilon}$ ( $s^{-1}$ )	Hauteur initiale	Diamètre initial	Lubrification
1	0.01	18.31 mm	10 mm	Graphite
2	0.01	18.79 mm	10 mm	Graphite
3	0.1	16.80 mm	10 mm	Graphite
4	0.5	19.11 mm	10 mm	Graphite
5	0.5	19.86 mm	10 mm	Graphite

Les compressions uniaxiales sont réalisées à une vitesse de déformation macroscopique constante tout au long des essais. Afin de valider cette condition, la machine de compression doit être pilotée avec une vitesse de descente du mors mobile variable au cours de l'essai en raison de la diminution de la longueur de l'échantillon durant l'essai.

Les essais de microtraction ont de leur côté été conduits à une vitesse de déformation macroscopique non constante en raison des contraintes liées à la machine. Les vitesses de déplacement ont été choisies afin de rester dans un ordre de grandeur similaire aux essais de compression précédemment réalisés : 20  $\mu\text{m/s}$ , 10  $\mu\text{m/s}$  et 2  $\mu\text{m/s}$ . Les limites liées à la machine de microtraction ne permettaient pas d'avoir un allongement de l'éprouvette supérieur à 6 mm. Pour une longueur utile de 20 mm, cela correspond à un allongement maximal de 30%.

#### 2.2.2 Essais sur des échantillons d'aluminium série 6082A

Les essais sur l'alliage d'aluminium couramment utilisé dans l'industrie aéronautique série 6082A se sont déroulés au LOPFA à Montréal. La composition chimique de l'aluminium 6082A est détaillée dans le tableau 2.3.

TABLEAU 2.3 – Composition chimique d'un aluminium 6082A.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Autres	Al
0.7-1.3	0.5	0.1	0.4-1.0	0.6-1.2	0.25	0.25	0.1	0.15	reste

Un alliage coulé a ici été utilisé, avec une faible taille de grains. Les échantillons ont été obtenus à partir de lopins cylindriques de grandes dimensions qui ont été ensuite débités puis usinés (Fig. 2.7) afin de produire des échantillons d'une hauteur 20 mm et un diamètre 10 mm.

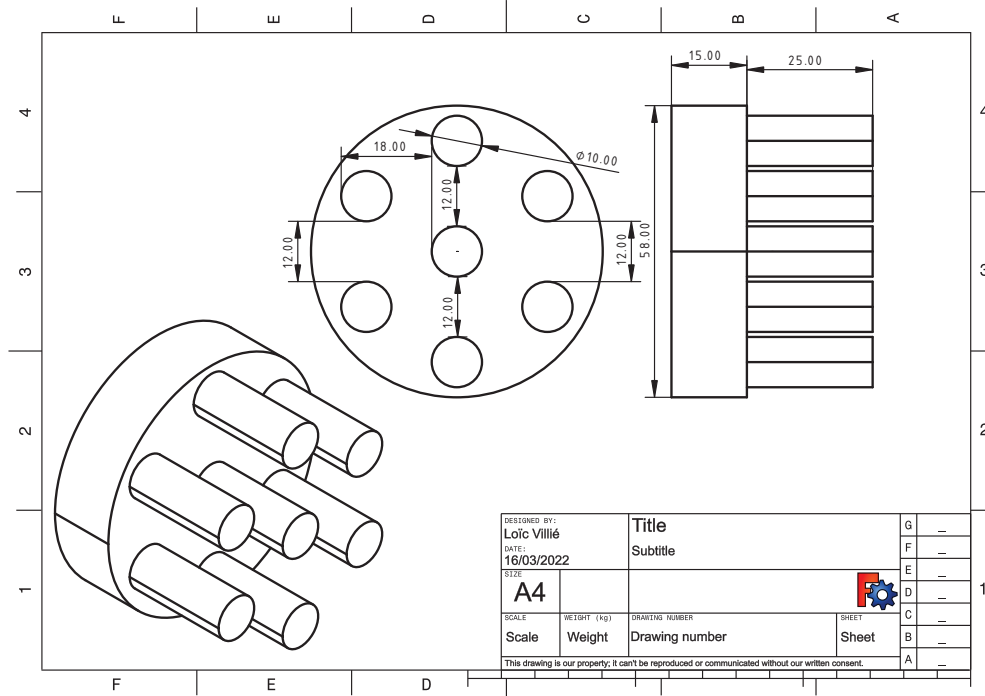


FIGURE 2.7 – Plan d’usinage des éprouvettes de compression.

Lors de cette série d’essais, 16 échantillons ont été testés à différentes conditions expérimentales (Tableau 2.4). Pour ces essais, différentes conditions de lubrification ont été testées, avec ou sans poudre de graphite. Les gammes de vitesse de déformation sont identiques à celles précédemment mises en œuvre, avec ajout d’une vitesse plus faible à  $0.001 s^{-1}$ .

Des éprouvettes de traction ont également été usinées dans un lopin d’aluminium série 6082A en reproduisant la géométrie précédemment utilisée pour les éprouvettes d’aluminium pur. Pour ces essais, une machine de traction classique a été utilisée, permettant de conserver une vitesse de déformation macroscopique constante. Huit échantillons ont été testés ici avec des vitesses de déformation similaires à celles présentées pour les essais de compression (3 éprouvettes déformées à  $0.01 s^{-1}$ , 2 à  $0.1 s^{-1}$  et 3 à  $0.5 s^{-1}$ ).



TABLEAU 2.4 – Tableau récapitulatif des conditions expérimentales pour les essais de compression d'aluminium 6082A.

Numéro échantillon	$\dot{\epsilon}(s^{-1})$	Hauteur initiale	Diamètre initial	Lubrification
1	0.01	19.00 mm	9.95 mm	NON
2	0.5	19.13 mm	9.98 mm	NON
3	0.5	19.40 mm	9.95 mm	NON
4	0.01	19.42 mm	10 mm	NON
5	0.01	19.46 mm	9.98 mm	Graphite
6	0.1	19.52 mm	9.96 mm	Graphite
7	0.5	19.55 mm	9.96 mm	Graphite
8	0.01	19.60 mm	9.98 mm	NON
9	0.01	19.65 mm	9.98 mm	Graphite
10	0.1	19.70 mm	9.97 mm	Graphite
11	0.5	19.70 mm	9.98 mm	Graphite
12	0.001	19.82 mm	9.98 mm	Graphite
13	0.001	19.82 mm	9.98 mm	Graphite
14	0.01	19.96 mm	9.97 mm	Graphite
15	0.1	19.97 mm	9.95 mm	Graphite
16	0.5	19.98 mm	9.98 mm	Graphite

### 2.2.3 Résultats expérimentaux

#### Essais de compression

Les données expérimentales récupérées pendant l'essai de compression sont le déplacement axial des mors mobiles et l'effort appliqué par la machine sur les éprouvettes. Le schéma 2.8 présente la géométrie du lopin avant et après compression afin d'introduire les données géométriques qui seront utilisées dans la suite de cette partie.

Ces grandeurs permettent par la suite de calculer la déformation macroscopique du lopin à partir des données de déplacement du mors mobile. Dans (2.5),  $H_0$  est la hauteur initiale de l'échantillon,  $\Delta H$  la différence entre la hauteur initiale et la hauteur actuelle de l'échantillon et  $\epsilon$  la déformation macroscopique de l'échantillon.

$$\epsilon = -\ln \frac{H_0 - \Delta H}{H_0} \quad (2.5)$$

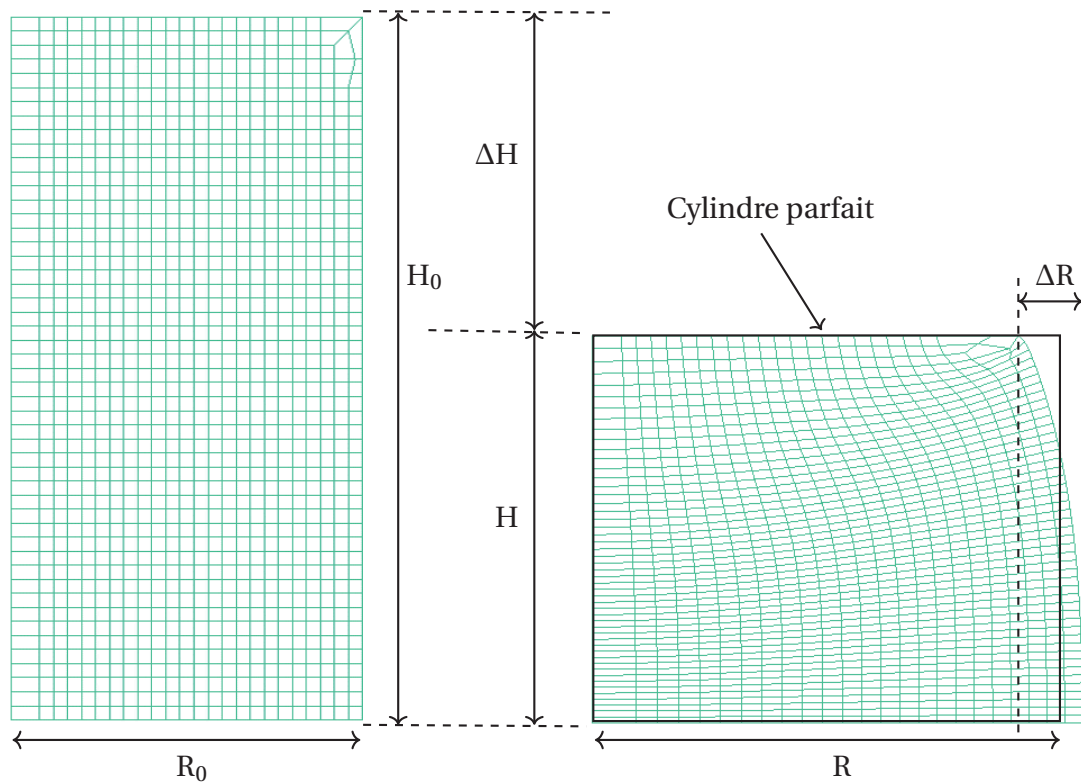


FIGURE 2.8 – Schéma du lopin avant et après compression présentant les grandeurs utilisées pour les calculs de contrainte et déformation macroscopique.

Le rayon moyen de l'échantillon peut être calculé en faisant l'hypothèse d'une déformation homogène qui suppose que l'échantillon conserve une géométrie parfaitement cylindrique (2.6). Les efforts mesurés par la machine appliqués sur l'échantillon permettent de calculer la contrainte macroscopique de l'échantillon en utilisant le calcul précédent (2.7).

$$R = \sqrt{\frac{H_0 \times R_0^2}{H}} \quad (2.6)$$

$$\sigma = \frac{F_{\text{appliquée}}}{\pi R^2} \quad (2.7)$$

A la suite des essais de compression, les échantillons déformés ont été analysés avec des instruments de métrologie optique afin d'obtenir les profils après déformation. Ces profils ont permis de mesurer les diamètres minimaux et maximaux de l'échantillon (dans la zone centrale) afin de calculer le coefficient de renflement  $b$  (2.8).

$$b = 4 * \frac{\Delta R}{R} \frac{H_0}{\Delta H} \quad (2.8)$$

Ce coefficient  $b$  permet de quantifier simplement l'hétérogénéité géométrique d'un échantillon. Une valeur plus importante signifie que la forme de l'échantillon est plus éloignée d'un cylindre parfait.



FIGURE 2.9 – Montage expérimental pour la réalisation des essais de compression sur des éprouvettes cylindriques de 20 mm de hauteur et 10 mm de diamètre.

Certaines éprouvettes de compression ont également été découpées dans le sens de la hauteur afin de réaliser des mesures de dureté et des analyses microstructurales. Une cartographie complète de dureté a été réalisée afin de quantifier un éventuel effet de durcissement du matériau localement. Les échantillons d'aluminium pur ont quand à eux été analysés à l'EBS (Electron BackScatter Diffraction) pour visualiser l'influence du procédé sur l'orientation cristalline des grains. Une anodisation des échantillons d'aluminium 6082 a été réalisée afin d'observer au mieux la géométrie des grains.

### Essais de microtraction

Pour les essais de microtraction réalisés sur les échantillons d'aluminium pur, les données utilisées afin de calculer les courbes contrainte - déformation sont celles données par la machine. Une caméra a été placée à la verticale des éprouvettes pendant les essais (Fig. 2.10). Elle a permis d'identifier les zones d'amorçage de déformation, avec l'aide d'un logiciel d'analyse d'image. L'état de surface de l'éprouvette déformée n'a pas permis une analyse plus poussée des images en raison d'une surface non plane.

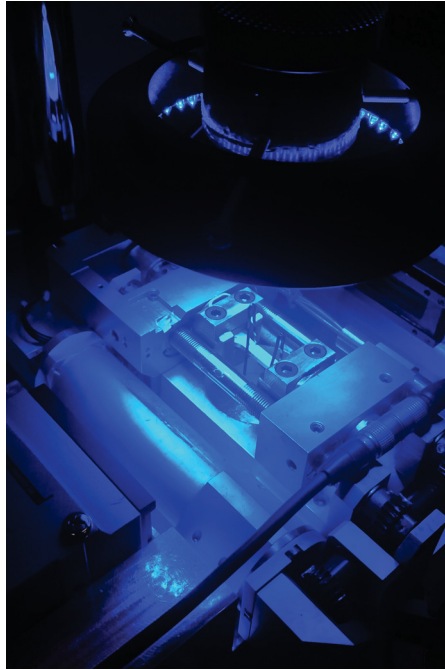


FIGURE 2.10 – Montage expérimental pour la réalisation des essais de microtraction.

### Essais de traction

Pour les essais de traction, un extensomètre ont été placés sur la zone utile des éprouvettes afin de mesurer l'allongement (Fig. 2.11). Les efforts appliqués sont extraits des données de sortie de la machine de traction.



FIGURE 2.11 – Montage expérimental pour la réalisation des essais de traction.

# 3

## Analyse numérique du procédé de compression

---

### Sommaire

---

<b>3.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>44</b>
<b>3.2</b>	<b>Hétérogénéités de forme</b>	<b>44</b>
<b>3.3</b>	<b>Hétérogénéités de déformation</b>	<b>48</b>
<b>3.4</b>	<b>Comportement au cœur de l'échantillon</b>	<b>51</b>
<b>3.5</b>	<b>Traitement des courbes contrainte - déformation</b>	<b>52</b>
3.5.1	Correction des erreurs numériques	52
3.5.2	Correction analytique avec le frottement	55
<b>3.6</b>	<b>Identification des erreurs sur les paramètres matériau</b>	<b>56</b>
3.6.1	Comportement élastoplastique	56
3.6.2	Comportement visqueux	58
3.6.3	Comportement élastoviscoplastique	60
3.6.4	Approche en adoucissement	63
<b>3.7</b>	<b>Conclusion</b>	<b>64</b>

---

### 3.1 Introduction

Les simulations numériques ont permis de quantifier les hétérogénéités induites par le procédé de compression uniaxiale. Ces hétérogénéités sont décrites à travers trois aspects distincts : la forme, la déformation et la vitesse de déformation. Les jeux de données présentés dans le chapitre précédent serviront de support afin de décrire ces hétérogénéités. Ensuite, une analyse des courbes contrainte - déformation macroscopique sera réalisée pour déterminer les erreurs induites par l'hypothèse de déformation homogène en fonction des propriétés matériau.

### 3.2 Hétérogénéités de forme

Dans un premier temps, le jeu de données 1 a été modélisé avec une loi d'écroutissage de Ludwik, sans prendre en compte l'effet de la viscosité. Le coefficient d'écroutissage  $n$  est compris entre 0.1 et 0.8, avec un frottement  $\mu$  dans une plage de valeurs allant de 0 à 0.30. La figure 3.1 présente la différence de répartition de la déformation plastique équivalente pour un même matériau avec deux coefficients de friction différents. Pour un faible coefficient de frottement, la déformation reste très homogène dans l'échantillon, au contraire du cas étudié avec  $\mu = 0.30$ . Dans un premier temps, l'analyse s'attardera sur la géométrie très différente des deux lopins, avec un effet tonneau marqué pour l'échantillon avec le coefficient de frottement le plus élevé. Avec un faible coefficient de frottement, l'échantillon semble conserver une géométrie cylindrique.

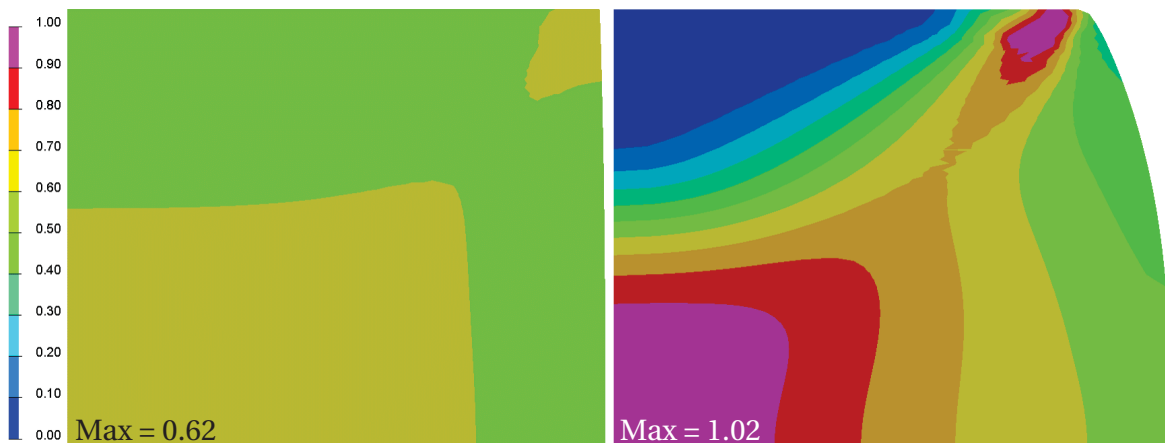


FIGURE 3.1 – Cartographie de déformation plastique équivalente à  $\epsilon = 0.6$  pour une loi d'écroutissage pur avec  $n = 0.5$  et  $m = 0$  pour  $\mu = 0.01$  (gauche) et  $\mu = 0.30$  (droite).

Pour quantifier plus précisément l'influence du coefficient de frottement sur la géométrie, le coefficient de renflement  $b$  est calculé pour une gamme de coefficients de frottement de 0 à 0.30, pour une déformation macroscopique de 0.6 (Fig. 3.2). Une loi d'écroutis-

sage a été utilisée pour toutes les simulations avec un paramètre  $n = 0.5$ . Ce graphe confirme la tendance observée précédemment sur la figure 3.3. Le renflement  $b$  augmente de façon quasi-linéaire avec l'augmentation du coefficient de frottement, dans la plage  $0 < \mu < 0.12$ . A partir d'un frottement  $\mu = 0.2$ , le frottement n'a plus que peu d'influence sur la géométrie de l'échantillon. Un renflement de 1.20 est relevé pour un coefficient de frottement de 0.15, qui servira de référence pour la suite des analyses géométriques.

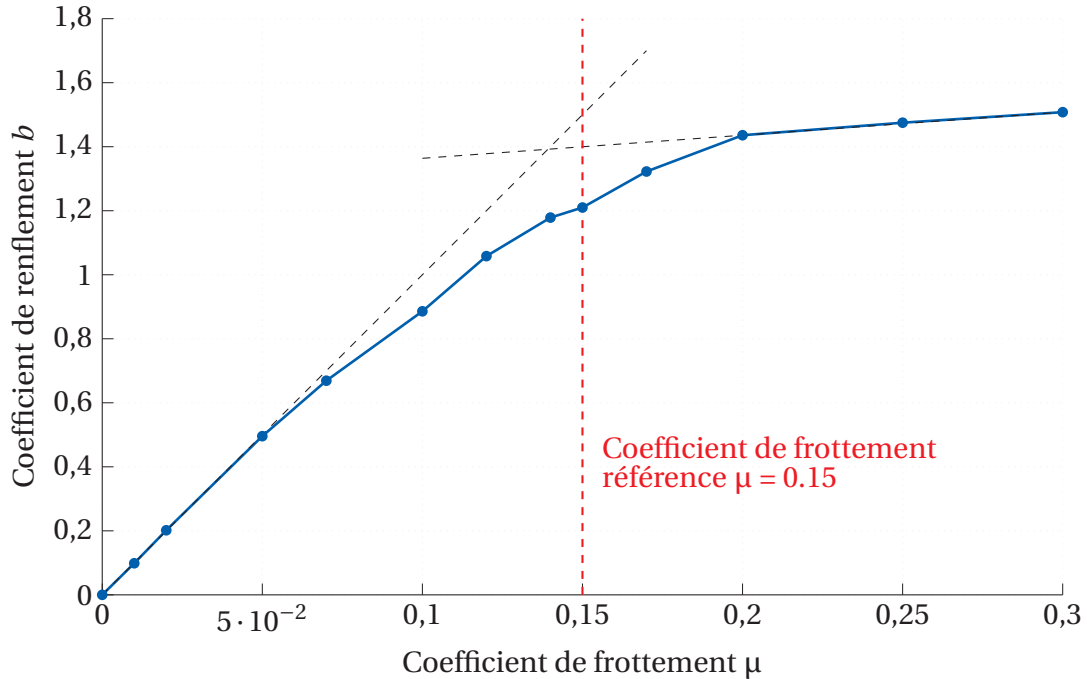


FIGURE 3.2 – Évolution du coefficient de renflement  $b$  en fonction du coefficient de frottement  $\mu$ , pour une loi d'écroutissage pur, avec  $n = 0.5$  et  $m = 0$ .

Dans un second temps, une étude de l'influence des paramètres rhéologiques sur la géométrie des échantillons est réalisée. Des simulations numériques ont été réalisées avec une loi de Ludwik en faisant varier le coefficient d'écroutissage avec un coefficient de frottement identique. La figure 3.3 présente les cartographies de déformation plastique équivalente pour les coefficients d'écroutissage extrêmes étudiés ici. Il apparaît tout d'abord qu'une diminution du coefficient d'écroutissage entraîne un maximum de déformation plus élevé au cœur de l'échantillon, avec 1.09 pour  $n = 0.1$  et 0.85 pour  $n = 0.8$ . Le rayon maximal de l'échantillon en fin d'essai de compression semble différent en fonction du paramètre d'écroutissage choisi. Le paramètre d'écroutissage aurait donc une influence sur la géométrie de l'échantillon, avec un effet tonneau plus prononcé pour des coefficients plus faibles.

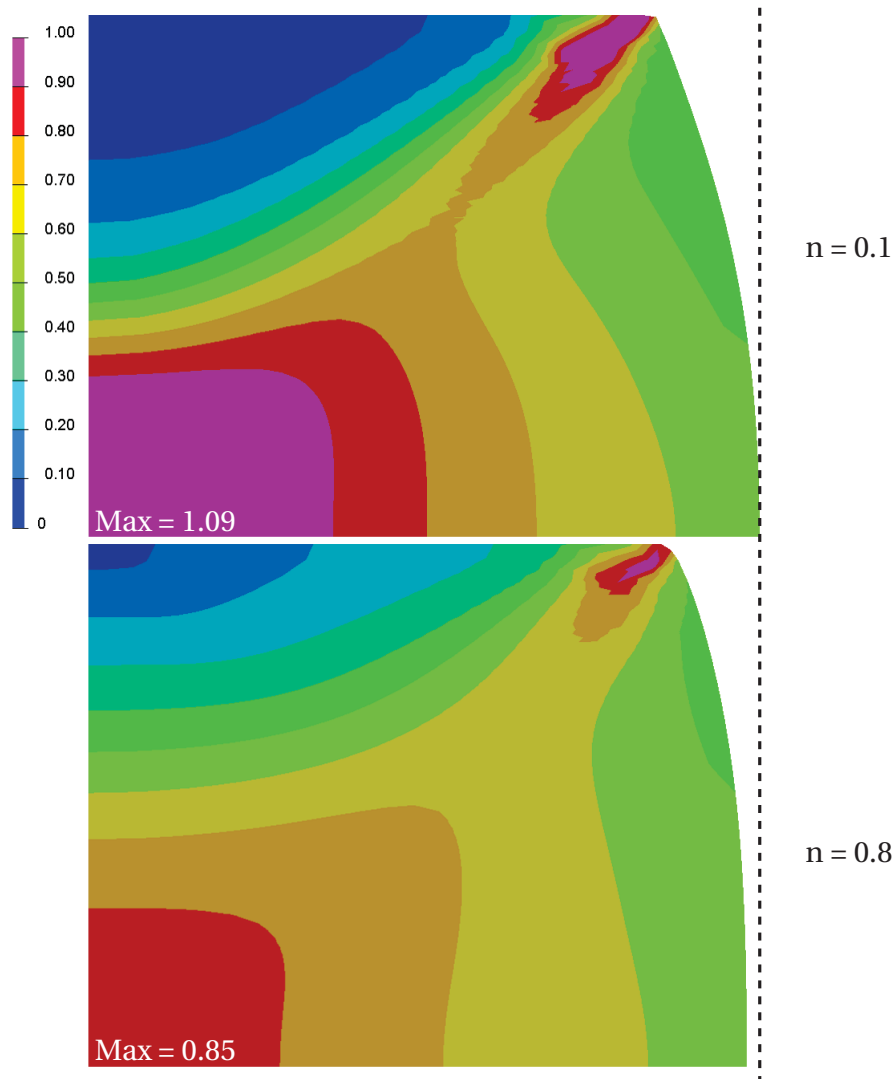


FIGURE 3.3 – Cartographie de déformation plastique équivalente à  $\epsilon = 0.6$  pour une loi d'écouissage pur avec  $n = 0.1$  (haut) et  $n = 0.8$  (bas) pour  $\mu = 0.15$ .

Comme effectué précédemment avec le frottement, une étude plus poussée de l'influence du paramètre d'écouissage sur la géométrie est réalisée en calculant le coefficient de renflement pour différents paramètres  $n$ . La figure 3.4 montre l'influence du paramètre d'écouissage  $n$  sur la géométrie du matériau pour un coefficient de frottement fixe  $\mu = 0.15$ . Une augmentation du paramètre d'écouissage entraîne une diminution du coefficient de renflement de l'échantillon et ainsi une homogénéisation de la géométrie. Le renflement est très sensible au paramètre d'écouissage pour de faibles valeurs d'écouissage avec une diminution rapide du renflement entre  $n = 0.1$  et  $0.4$ . Le coefficient de renflement reste toutefois plutôt stable entre  $0.4$  et  $0.8$ .



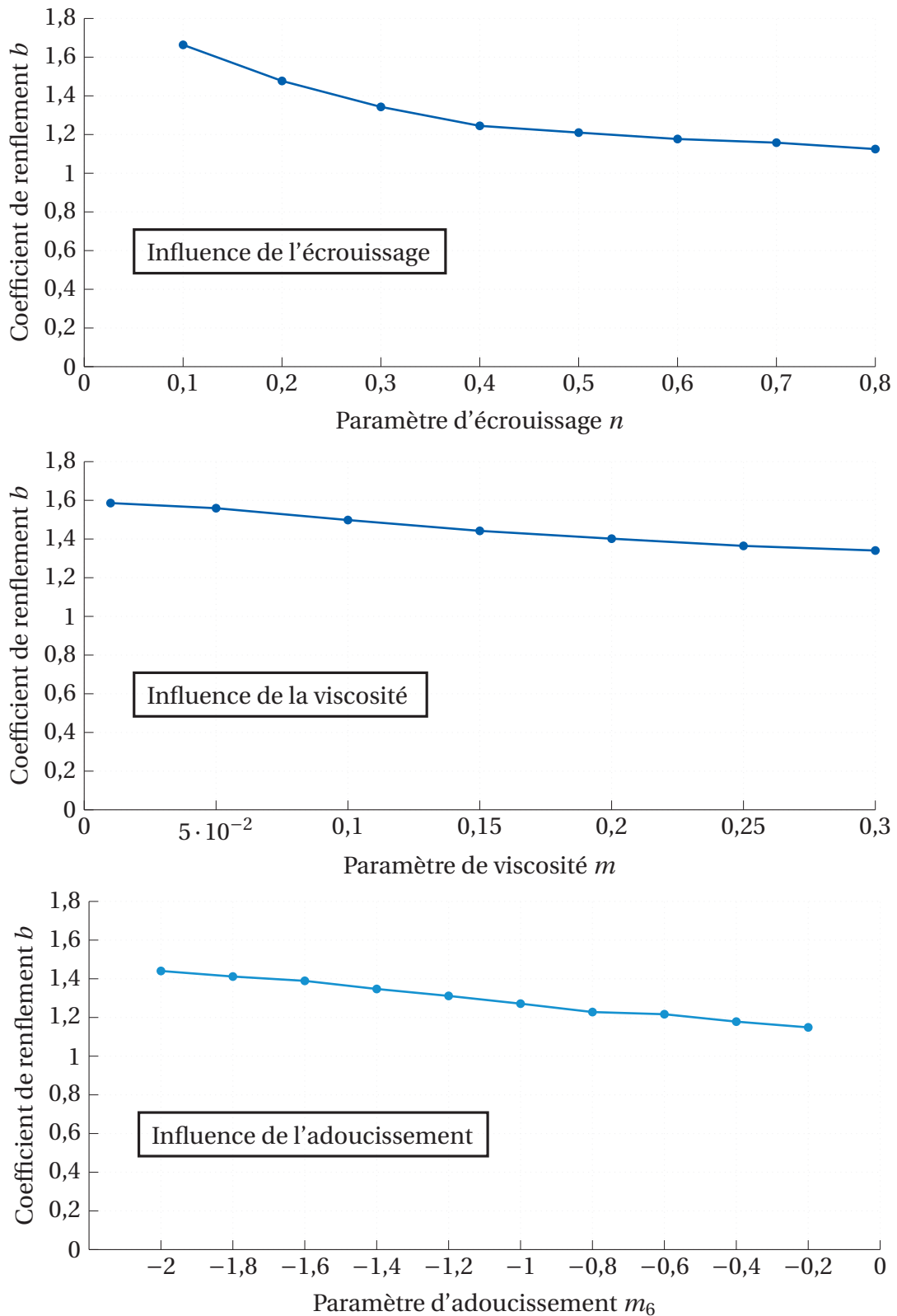


FIGURE 3.4 – Évolution du coefficient de renflement  $b$  en fonction des différents paramètres rhéologiques, avec  $\mu = 0.15$ .

L'analyse précédente a été reproduite dans le cas d'une loi de viscosité pure afin de visualiser l'influence du paramètre de viscosité  $m$  sur le coefficient de renflement  $b$  (Fig. 3.4). Il apparaît ici que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation soit également influent à l'instar du coefficient d'écrouissage. L'évolution du coefficient de renflement  $b$  est linéaire vis à vis du paramètre  $m$ , au contraire du paramètre d'écrouissage pour lequel l'influence de  $n$  semble se stabiliser pour des valeurs de  $n$  élevées.

Un matériau présentant une capacité d'adoucissement forte présentera de son côté un effet tonneau plus marqué. Là aussi il semble avoir une relation linéaire entre le renflement  $b$  et le coefficient d'adoucissement  $m_6$ .

## Conclusion

Le coefficient de renflement  $b$  (et la géométrie de l'échantillon dans sa globalité) est donc affecté conjointement par le coefficient de frottement  $\mu$ , ainsi que les paramètres matériau d'écrouissage  $n$  et de sensibilité à la vitesse de déformation  $m$ . Le coefficient de frottement est le premier responsable de la géométrie de l'échantillon. Néanmoins, il semble incorrect de procéder comme parfois dans la littérature en étudiant la géométrie de l'échantillon uniquement sous le prisme du frottement. Il faut considérer les propriétés du matériau lui même pour essayer d'en prédire la géométrie en fin d'un essai de compression.

## 3.3 Hétérogénéités de déformation

L'étude de l'influence du frottement sur la géométrie de l'échantillon a permis de voir que la déformation plastique est répartie de façon hétérogène dans les échantillons déformés (Fig. 3.1). Le coefficient de frottement a une influence non négligeable sur sa distribution. Un faible frottement ( $\mu = 0.01$ ) entraîne une différence de seulement 0.08 entre la déformation maximale et minimale, là où cette différence atteint 0.86 pour un frottement  $\mu$  égal à 0.3. L'apparition d'une zone morte ( $\epsilon < 0.20$ ) peut également être notifiée pour un frottement  $\mu = 0.3$ . Les calculs précédemment réalisés pour étudier la géométrie ont été analysés et la répartition de la déformation dans l'échantillon en fonction du frottement est synthétisée dans la figure 3.5. Il apparaît ici que le coefficient de frottement est directement lié au hétérogénéités de déformation avec la taille des zones très déformées et non déformées augmentant avec le frottement. Au delà d'un frottement de 0.2, la taille des zones extrêmes n'évolue plus.

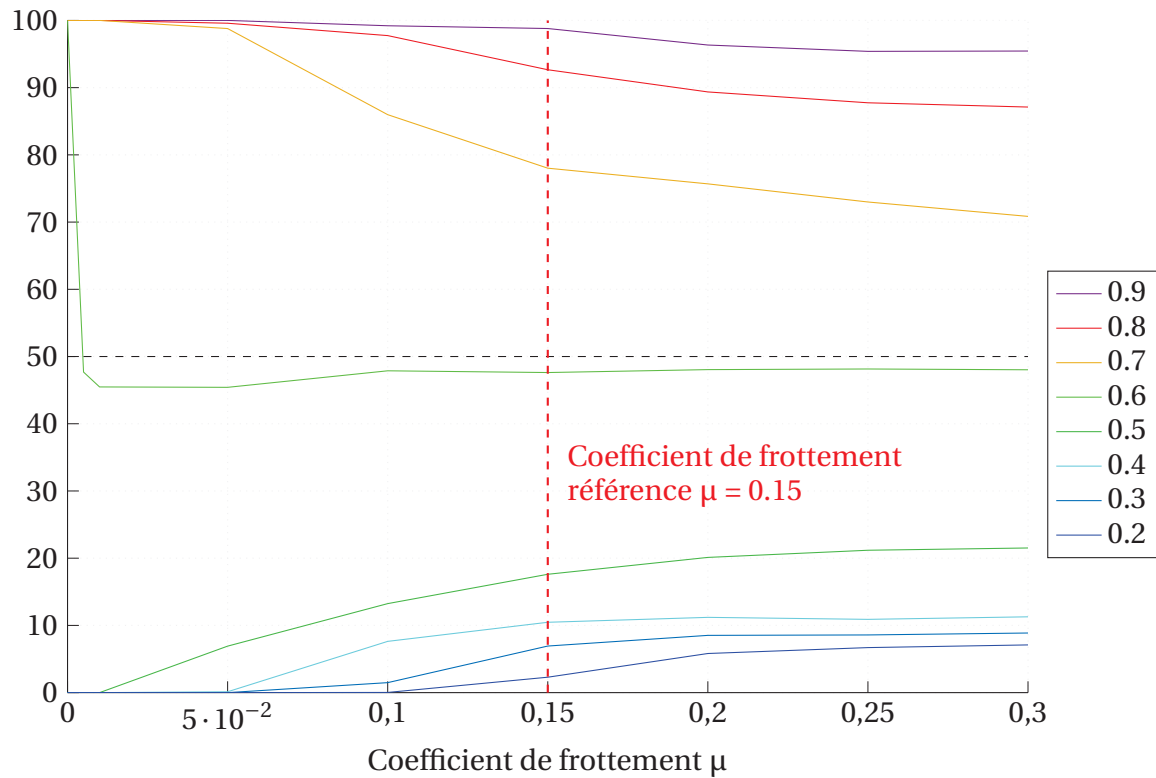
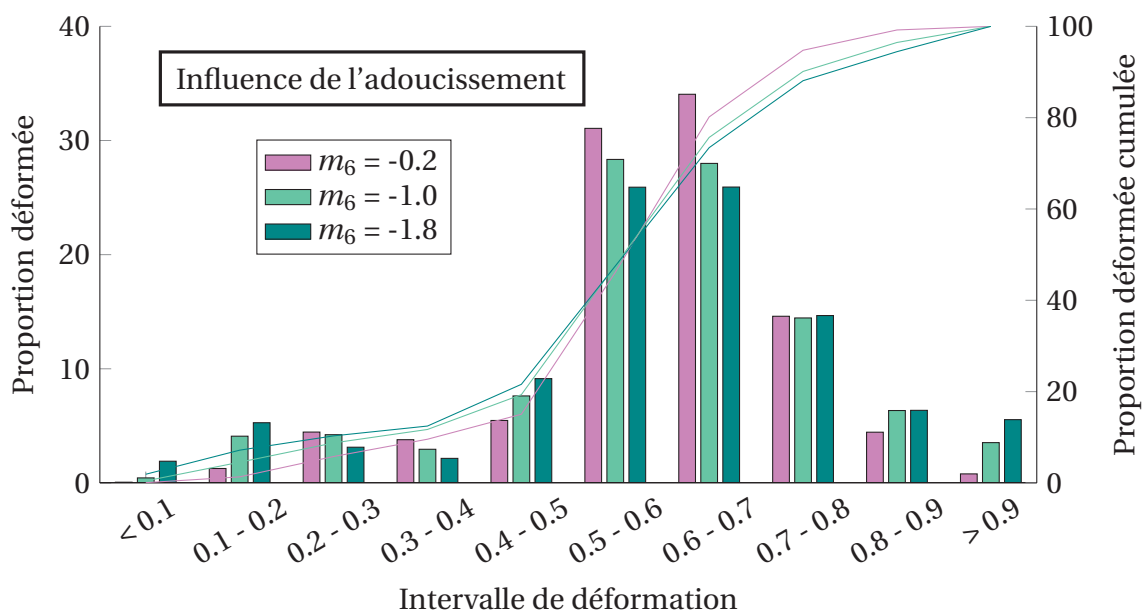
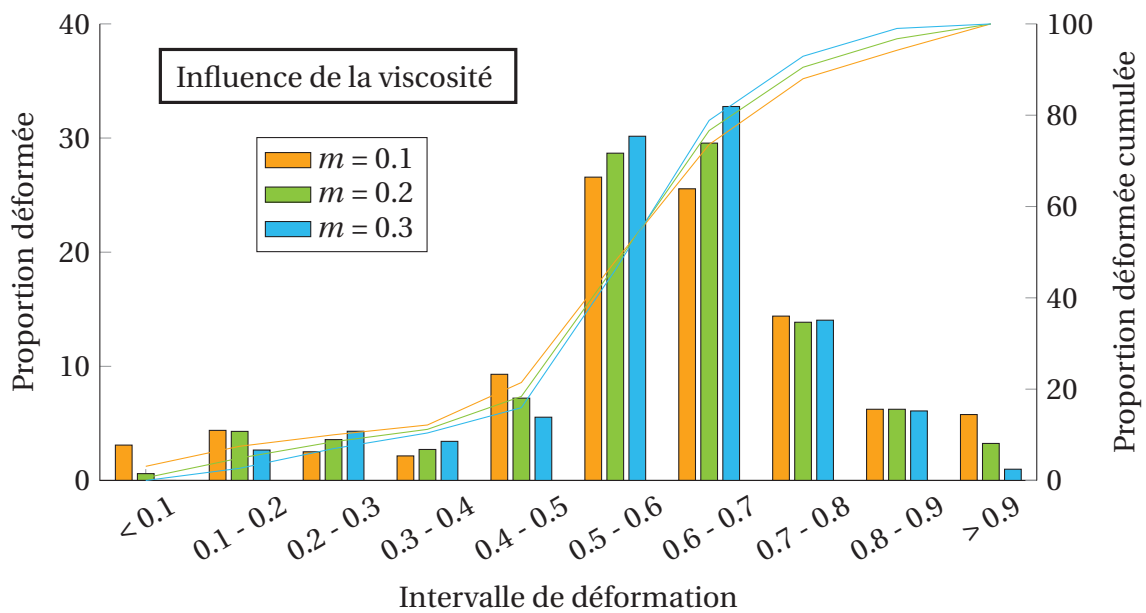
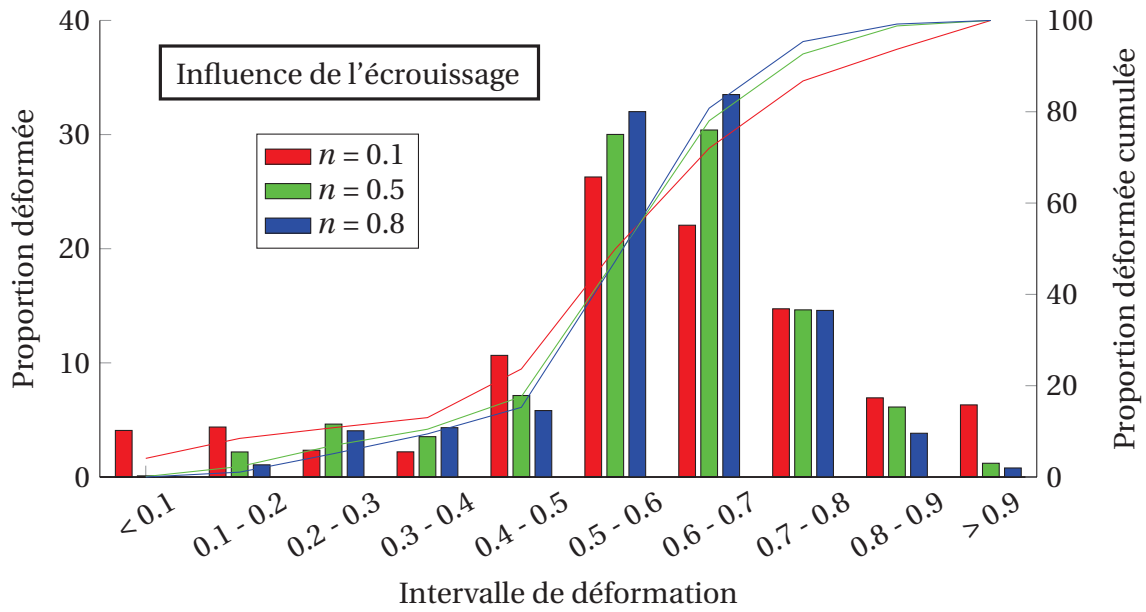


FIGURE 3.5 – Répartition de la déformation plastique équivalente dans les échantillons pour différents coefficients de frottement à une déformation  $\varepsilon = 0.6$ ; avec  $n = 0.5$  et  $m = 0$ .

Lors de l'analyse de la géométrie, il est apparu qu'un coefficient d'écroutissage  $n$  plus faible provoque un maximum de déformation plus important dans l'échantillon (Fig. 3.3). De la même façon qu'avec le frottement, les simulations réalisées pour quantifier l'effet des paramètres rhéologiques sur la géométrie sont étudiées afin de visualiser la répartition de la déformation en fonction des paramètres  $n$ ,  $m$  et  $m_6$  (Fig. 3.6 page suivante). Comme observé précédemment, un paramètre d'écroutissage plus faible entraîne une déformation répartie de façon plus hétérogène. La même conclusion peut être faite avec le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation  $m$ . De son côté un matériau avec un adoucissement plus prononcé ( $m_6 = -1.8$ ) sera caractérisé par une déformation plus hétérogène que les matériaux peu sensibles à l'adoucissement.

FIGURE 3.6 – Répartition de la déformation plastique équivalente dans les échantillons pour différents paramètres rhéologiques à une déformation  $\varepsilon = 0.6$ .



### 3.4 Comportement au cœur de l'échantillon

Les mailles situées en plein centre de l'échantillon ont ensuite été isolées afin d'étudier plus en détail l'évolution de la vitesse de déformation dans cette zone. La vitesse de déformation est l'un des moteurs de la recristallisation dynamique : sa quantification est cruciale dans un objectif de prédiction de microstructure [76].

Une augmentation du coefficient de frottement entraîne une augmentation de la vitesse de déformation au cœur de l'échantillon (Fig. 3.7). Ainsi, un frottement nul n'influence pas la vitesse de déformation à cœur, là où un frottement important ( $\mu = 0.3$ ) se caractérise par une vitesse 2.5 fois plus grande à cœur qu'à l'échelle macroscopique pour  $\varepsilon = 0.6$ .

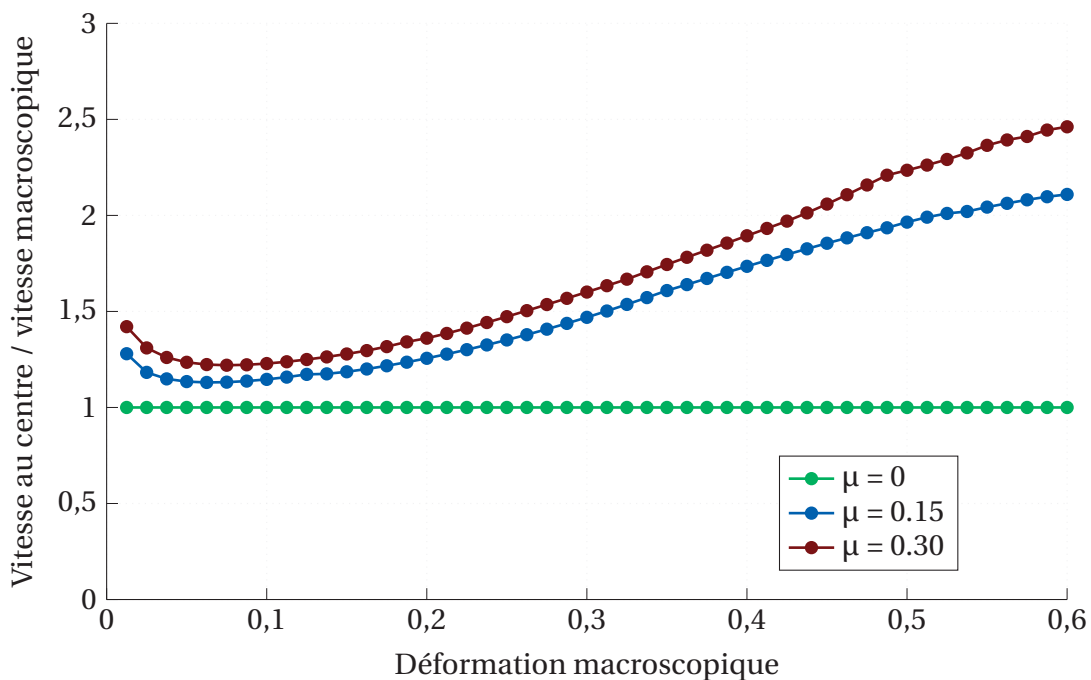


FIGURE 3.7 – Évolution de la vitesse de déformation au cœur de l'échantillon pour différents coefficients de frottement avec  $n = 0.5$  et  $m = 0$ .

De la même façon, une analyse de l'influence des paramètres rhéologiques sur la vitesse de déformation à cœur a été effectuée (Fig. 3.8). Il est relevé ici que des matériaux avec des paramètres d'écrouissage ou de sensibilité à la vitesse de déformation plus faibles ont une vitesse de déformation à cœur plus importante. Un couplage entre un frottement important et un matériau peu sensible à la déformation entraînera une vitesse encore plus importante au cœur de l'échantillon. Il pourrait être envisagé de piloter l'essai de compression afin de maintenir une vitesse de déformation constante à cœur. Cela permettrait d'observer une microstructure avec une histoire maîtrisée et ainsi pouvoir lier directement ce qui est observé avec la vitesse de déformation.

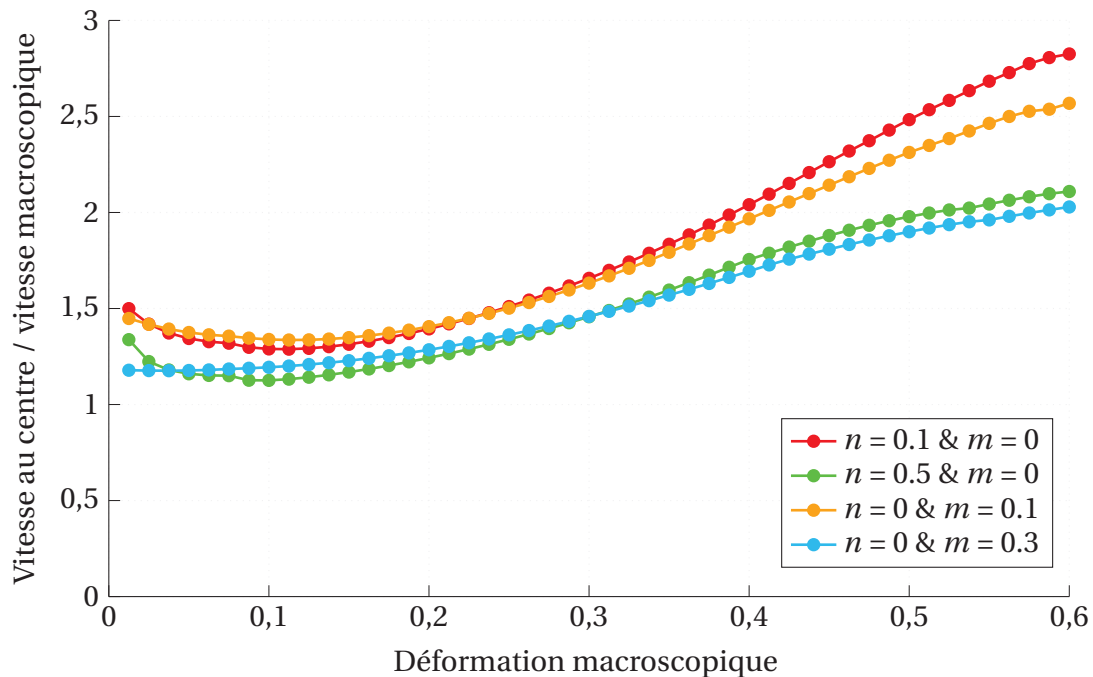


FIGURE 3.8 – Évolution de la vitesse de déformation au cœur de l'échantillon pour différents paramètres d'érouissage et de sensibilité à la vitesse de déformation, avec  $\mu = 0.15$ .

### 3.5 Traitement des courbes contrainte - déformation

L'étude des données de sortie de la simulation numérique a été réalisée de façon à appliquer les méthodologies classiques expérimentales. Ainsi, la déformation macroscopique de l'échantillon a été calculée à partir de l'évolution de la hauteur de l'échantillon. La contrainte macroscopique est calculée avec l'effort appliqué sur l'échantillon en faisant l'hypothèse de déformation homogène.

#### 3.5.1 Correction des erreurs numériques

Les courbes force - déplacement obtenues en sortie de simulation numérique présentent des sauts (Fig. 3.9). Ces erreurs apparaissent lorsque les nœuds situés sur le côté du maillage viennent se placer au niveau des nœuds supérieurs, entraînant une augmentation de la surface de contact avec le mors mobile. En effet, l'effort appliqué à chaque nœud reste identique ; mais comme un nœud supplémentaire se situe sur la partie supérieure, l'effort global augmente.

Les courbes contrainte - déformation calculées à partir de ces données présentent également ce saut caractéristique et doivent être lissées afin d'être exploitables par la suite.

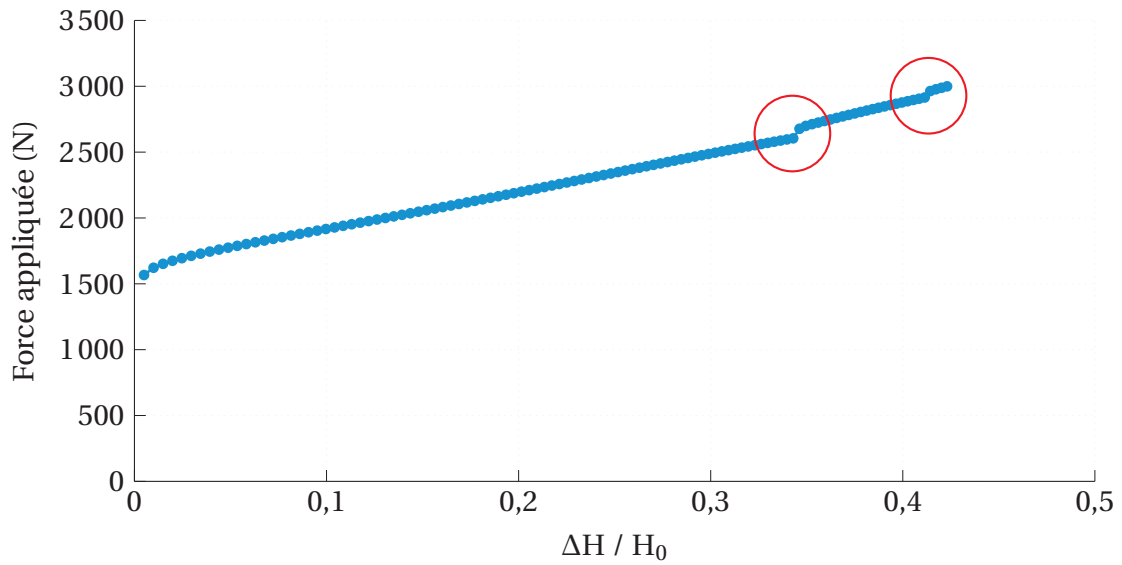


FIGURE 3.9 – Courbe force - déplacement obtenue en sortie de simulation numérique avec une loi de Ludwik ( $n = 0.05$  et  $\mu = 0.15$ ).

Afin d’avoir une référence pour vérifier la qualité de notre lissage des données, des simulations avec un maillage extrêmement raffiné ont été réalisées (Fig. 3.10). Ce maillage est composé de 19 991 éléments quadrangles linéaires. Pour rappel, le précédent maillage comportait 1 196 éléments.

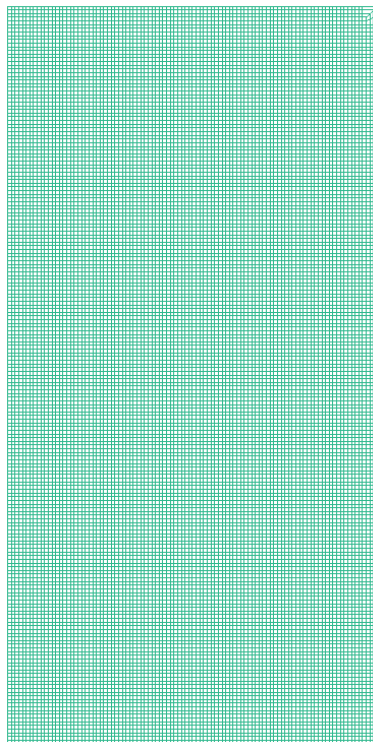


FIGURE 3.10 – Maillage raffiné utilisé pour vérifier la qualité de la méthode de lissage.

Les données de force - déplacement obtenues ne présentent plus de sauts. Le grand nombre d'éléments permet de supprimer ces erreurs numériques grâce aux nœuds qui se collent au mors de compression à chaque pas de temps (Fig. 3.11).

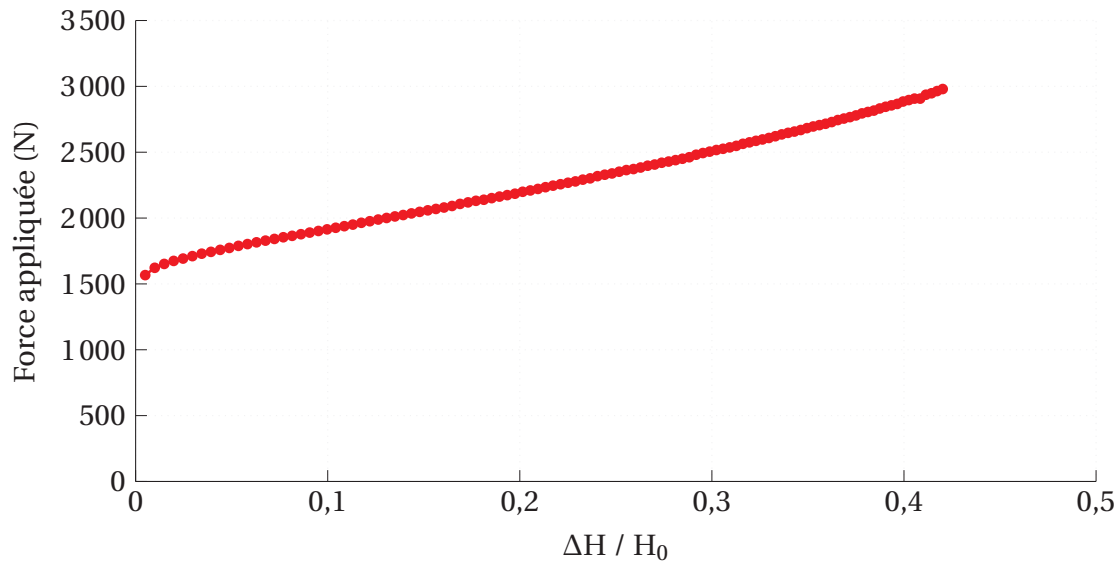


FIGURE 3.11 – Courbe force - déplacement obtenue en sortie de simulation numérique avec un maillage raffiné et une loi de Ludwik ( $n = 0.05$  et  $\mu = 0.15$ ).

Ce maillage présente malgré tout quelques défauts en grandes déformations. En effet, lorsque l'effet tonneau de l'échantillon devient trop marqué, les nœuds situés dans le coin supérieur droit commencent à se superposer, entraînant des problèmes de convergence. Il faudrait recourir à un remaillage afin de les réorganiser en grandes déformations. Dans le cadre de ces travaux, le choix a été fait d'éviter un remaillage et de privilégier un traitement des données de sortie. De plus, le temps de calcul est de 25 minutes pour le maillage de base, là où il atteint 1h30 pour le maillage raffiné.

La figure 3.12 montre que la méthode de lissage utilisée dans ces travaux permet de corriger l'erreur numérique apparue lors du collage des éléments sur la face supérieure. Ce lissage a été réalisé avec la fonction « smooth » du logiciel MATLAB, qui lisse les données à l'aide d'une méthode de moyennes mobiles. Le saut est ici totalement effacé et la courbe lissée suit parfaitement la courbe supposée parfaite obtenue avec le maillage raffiné. Cette méthode de lissage a été appliquée à toutes les courbes qui seront présentées dans la suite de ce chapitre afin de gommer les erreurs numériques éventuelles.



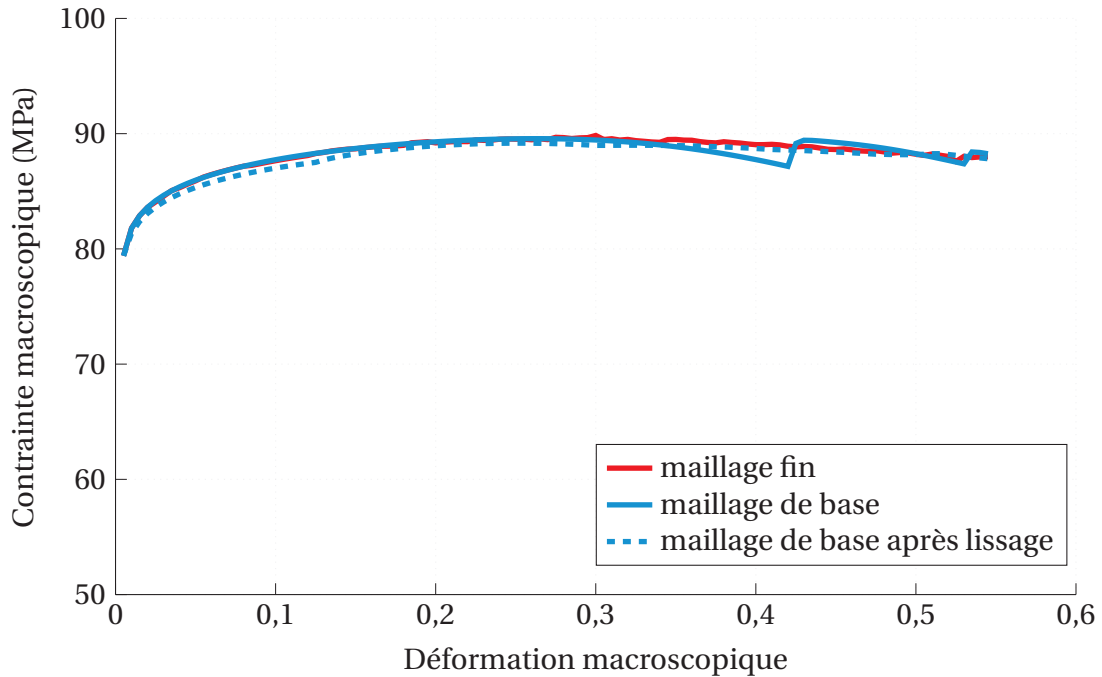


FIGURE 3.12 – Courbes contrainte - déformation pour une loi de Ludwik avec  $n = 0.05$  et  $\mu = 0.15$ .

### 3.5.2 Correction analytique avec le frottement

A la suite de l'étude bibliographique, nous savions que les courbes obtenues à partir des données force - déplacement ne seraient pas identiques aux courbes matériau réelles. Une approche analytique de l'erreur en frottement a été appliquée avec la méthode de correction présentée au chapitre bibliographique autour du coefficient de frottement de Coulomb.

La correction a été appliquée sur la contrainte apparente  $\sigma_{app}$  calculée à partir des données force - déplacement. La correction avec la méthode analytique est trop forte et entraîne une sous-estimation de la contrainte macroscopique dans l'échantillon (Fig. 3.13). Il apparaît même ici que la courbe apparente soit plus proche de la courbe matériau que la courbe corrigée. Pour la suite de ces travaux, nous considérerons donc uniquement les courbes apparentes du matériau.

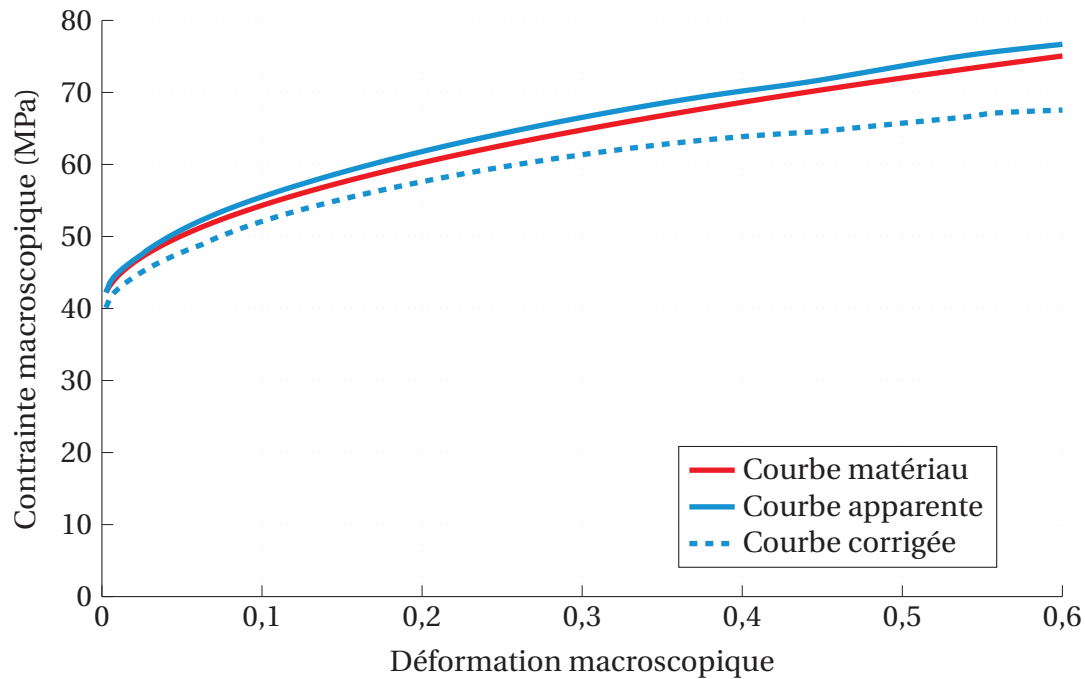


FIGURE 3.13 – Courbes contrainte - déformation pour une loi couplée avec  $n = 0.5$ ,  $m = 0.2$  et  $\mu = 0.15$ .

## 3.6 Identification des erreurs sur les paramètres matériau

Dans cette dernière partie, nous allons appliquer les méthodes d'identification de paramètres utilisées de façon classique sur les courbes contrainte - déformation obtenues expérimentalement afin de quantifier l'erreur réalisée si les données de sortie ne sont pas traitées. Les lois de comportement sont étudiées consécutivement afin d'isoler l'erreur sur chacun des paramètres, avant de quantifier l'erreur dans le cas d'une loi plus complexe.

### 3.6.1 Comportement élastoplastique

La loi de comportement élastoplastique a été utilisée comme support afin de visualiser l'influence du frottement sur les courbes contrainte - déformation issues d'un essai de compression. Pour cela nous comparons sur la figure 3.14 la courbe contrainte - déformation matériau à celle obtenue en sortie de simulation pour différents coefficients de frottement. Pour un essai de compression avec un frottement nul, les courbes matériau et apparentes sont identiques ce qui valide l'hypothèse de déformation homogène si les essais sont réalisés avec un glissement parfait. Dans des conditions plus proches des expérimentations réelles, le frottement provoque une surestimation de la contrainte réelle.

Pour un frottement important ( $\mu = 0.3$ ) un phénomène que nous qualifierons d'adoucissement géométrique peut être repéré en grandes déformations. La contrainte apparente se stabilise fortement, allant jusqu'à devenir plus faible que la contrainte matériau. La localisation très forte de la déformation à cœur dans cette configuration crée une zone très déformée qui commencera à se déformer plus aisément que le reste du lopin. A l'échelle macroscopique, l'échantillon aura moins de difficultés à se déformer avec cette zone qui va absorber aisément une grande partie des efforts et ainsi provoquer une diminution de la contrainte appliquée pour une déformation équivalente.

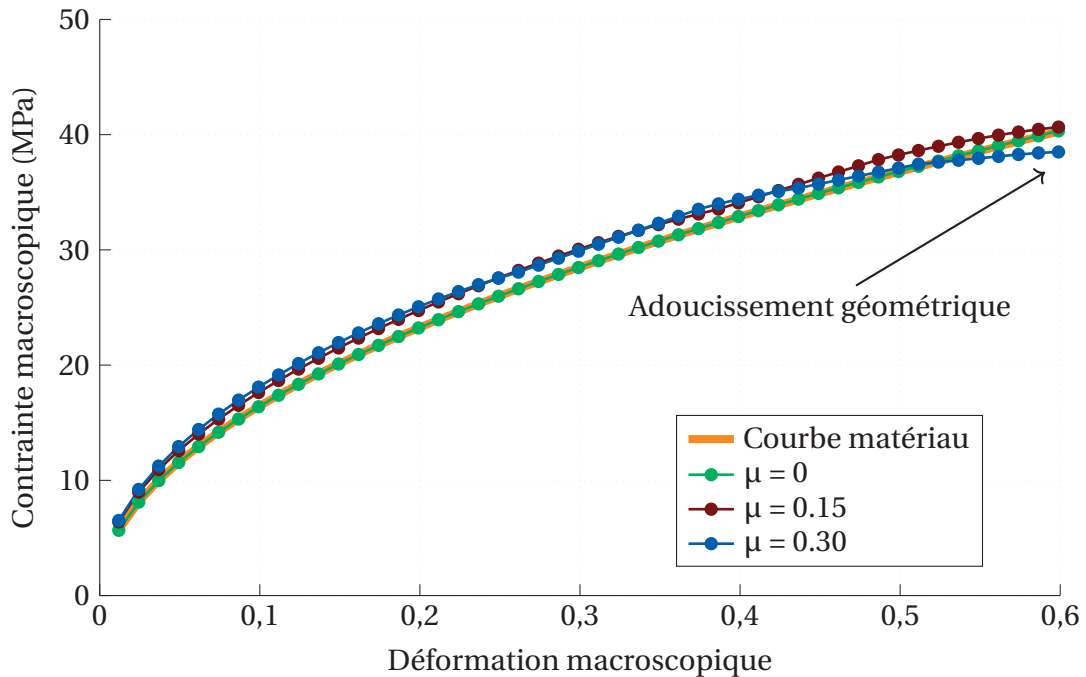


FIGURE 3.14 – Courbes contrainte - déformation pour différents coefficients de frottement pour  $n = 0.5$ .

Pour la quantification des erreurs sur l'estimation des paramètres apparents, un coefficient de frottement  $\mu = 0.15$  sera utilisé. La comparaison entre les courbes apparentes et matériau pour différents paramètres d'écroutissage est présentée en figure 3.15. Il est tout d'abord possible de relever des niveaux de contrainte très différents en petites déformations alors que  $\sigma_0$  est constant. En effet, le coefficient d'écroutissage a une influence très forte en faibles déformations et les matériaux avec un paramètre  $n = 0.2$  dans ce cas présenteront une augmentation très rapide de la contrainte en petites déformations. La contrainte apparente est supérieure à la contrainte matériau réelle dans toutes les conditions. Le phénomène d'adoucissement géométrique observé pour des frottements importants est retrouvé ici pour  $n = 0.2$ . En grandes déformations, les matériaux avec un paramètre d'écroutissage faible ont un comportement qui tend à devenir indépendant de la déformation. Les hétérogénéités de déformation présentes dans l'échantillon ont alors tendance à provoquer un phénomène d'adoucissement avec une localisation très forte de

la déformation à cœur.

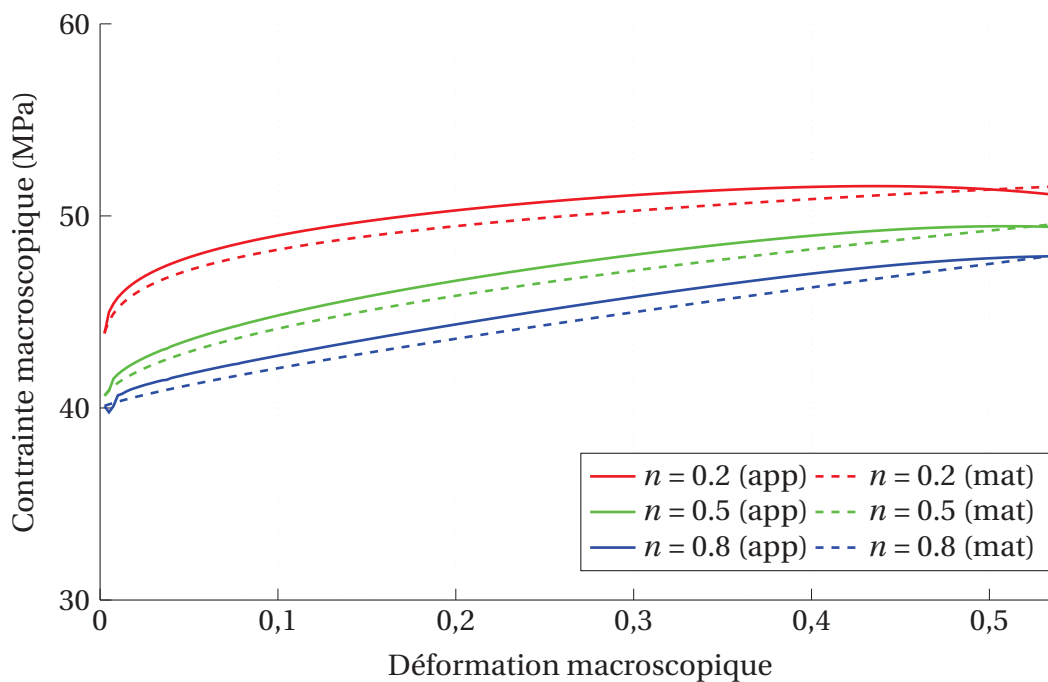


FIGURE 3.15 – Courbes contrainte - déformation pour différents paramètres d'écouissage avec un coefficient de frottement  $\mu = 0.15$ .

Pour quantifier l'influence de l'erreur réalisée en utilisant les courbes apparentes, le paramètre d'écouissage apparent  $n'$  est déterminé en réalisant une optimisation aux moindres carrés sur les courbes apparentes calculées à partir des données de sortie de la simulation numérique. Le paramètre d'écouissage apparent  $n'$  calculé est ainsi comparé au paramètre d'écouissage matériau  $n$  dans le tableau 3.1. Un coefficient d'écouissage plus faible entraîne ici une erreur plus importante entre les paramètres apparents et matériaux. Il est observé que l'erreur reste constante à partir d'un coefficient d'écouissage  $n = 0.5$ .

TABEAU 3.1 – Paramètre d'écouissage apparent calculé pour différent paramètres d'écouissage matériau.

Paramètre matériau $n$	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8
Paramètre apparent $n'$	0.077	0.177	0.277	0.373	0.470	0.560	0.660	0.760
Erreur	23 %	11 %	8 %	7 %	6 %	6 %	5 %	5 %

### 3.6.2 Comportement visqueux

Après avoir quantifié l'erreur d'identification du paramètre d'écouissage, une étude analogue est réalisée sur le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation apparent

avec une loi de comportement purement visqueuse. Pour cela, une méthodologie expérimentale classique a été appliquée en réalisant des simulations à différentes vitesses de déformation pour les mêmes propriétés matériau. La contrainte macroscopique a été relevée à une déformation  $\varepsilon = 0.3$  puis son logarithme est tracé en fonction du logarithme de la vitesse de déformation (Fig. 3.16). Le coefficient directeur de la droite ainsi tracée correspond au paramètre de viscosité apparent de l'essai.

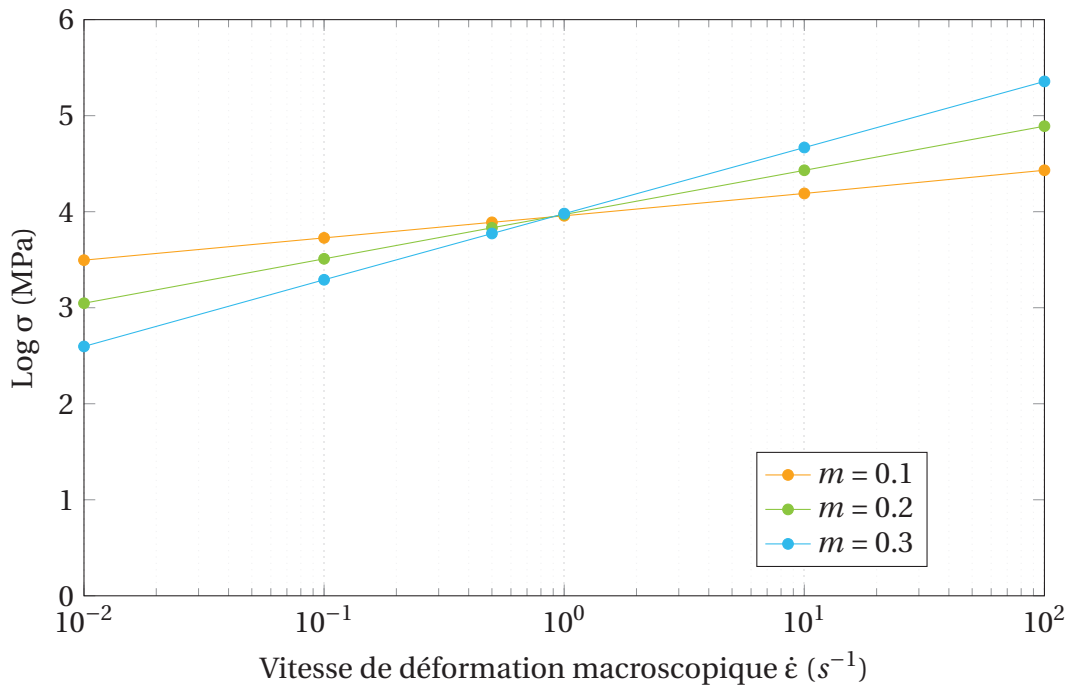


FIGURE 3.16 – Tracé de  $\log \sigma$  relevé à  $\varepsilon = 0.3$  en fonction de la vitesse de déformation.

Les valeurs des coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation apparents  $m'$  sont présentées dans le tableau 3.2. Pour des matériaux peu sensibles à la vitesse de déformation, le paramètre  $m$  est sur estimé avec une erreur de 18 % pour  $m = 0.01$ . A partir de  $m = 0.1$ , le paramètre est sous-estimé avec toutefois des erreurs qui restent très faibles (< 1%).

TABEAU 3.2 – Paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation apparent calculé pour différentes sensibilités à la vitesse de déformation.

Paramètre matériau $m$	0.01	0.05	0.1	0.2	0.3
Paramètre apparent $m'$	0.0118	0.0523	0.0994	0.1987	0.2972
Erreur	18 %	4.6 %	0.6 %	0.7 %	0.9 %

### 3.6.3 Comportement élastoviscoplastique

Une loi couplant les effets d'écouissage et de viscosité a été utilisée dans une gamme paramétrique donnée afin d'investiguer sur les éventuelles influences réciproques entre les paramètres des lois de comportement.

#### Erreur sur le paramètre d'écrouissage

Dans un premier temps, le paramètre d'écrouissage apparent a été déterminé en étudiant les courbes contrainte - déformation de sortie jusqu'à  $\varepsilon = 0.6$  pour deux paramètres d'écrouissage différents (Fig. 3.17). Pour les deux paramètres d'écrouissage ici étudiés, un essai de compression réalisé à faible vitesse accentue l'erreur entre les paramètres apparents et matériau. Dans le cas critique pour  $n = 0.1$  et  $m = 0.3$ , cette erreur atteint même 43 %. Nous pouvons également relever sur cette figure qu'un matériau avec une sensibilité plus faible à la vitesse de déformation sera plus enclin à provoquer des erreurs plus importantes d'estimation de son paramètre d'écrouissage réel. Effectivement, l'erreur atteint seulement 24 % dans les conditions les plus critiques pour  $n = 0.5$ .

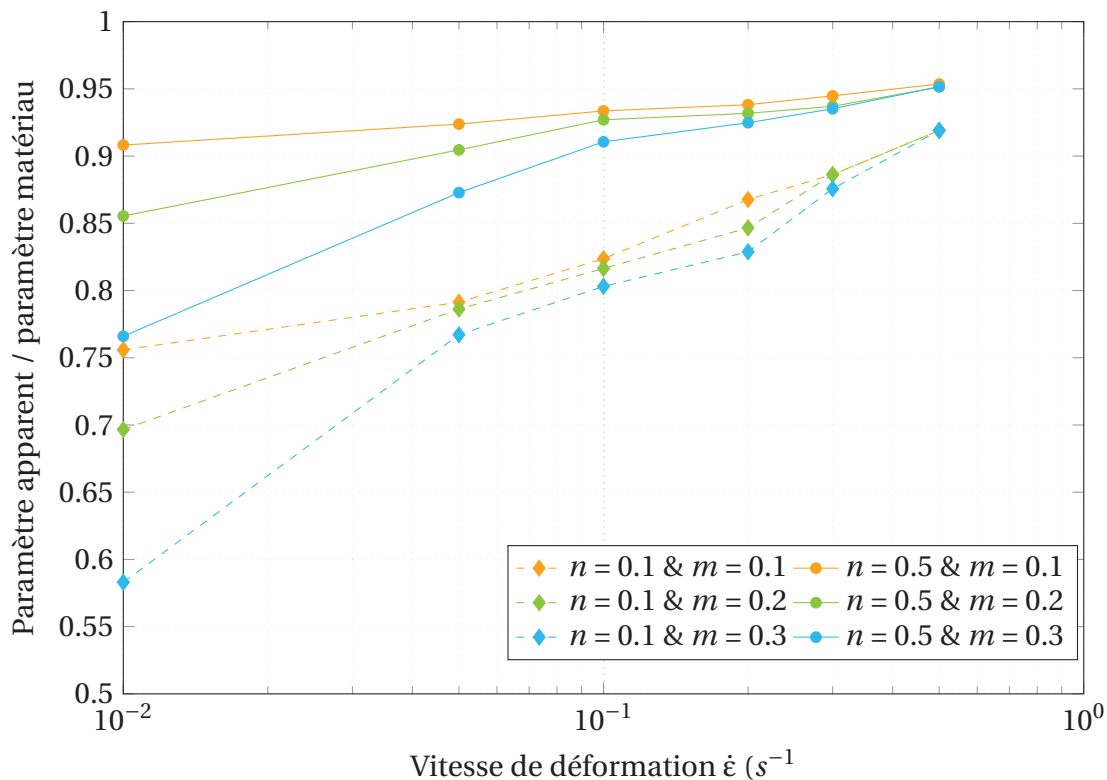


FIGURE 3.17 – Rapport entre le coefficient d'écrouissage apparent et matériel pour différentes vitesses de déformation et paramètres  $m$  pour un intervalle de déformation jusque  $\varepsilon = 0.6$ , pour  $n = 0.1$  et  $0.5$ .

Ces erreurs peuvent s'expliquer par l'allure des courbes contrainte - déformation sur lesquelles la détermination des paramètres apparents a été réalisée. Les courbes les moins sensibles à la déformation sont celles qui présentent les erreurs les plus importantes. Dans la gamme de vitesse ici étudiée, un matériau avec un paramètre de sensibilité important aura une contrainte qui sera moins sensible à la déformation, avec des courbes contrainte - déformation plus « plates ». Ces allures caractéristiques provoquent des effets d'adoucissement géométrique préalablement relevés pour des frottements importants.

Afin d'étudier l'influence de cet effet d'adoucissement géométrique, une analyse comparative du paramètre d'écroutissage apparent a été réalisée en étudiant seulement le comportement matériau jusqu'à  $\epsilon = 0.3$  et le comportement jusqu'à  $\epsilon = 0.6$  (Fig. 3.18). Le paramètre d'écroutissage matériau étudié ici est  $n = 0.5$ . L'analyse du coefficient d'écroutissage apparent en petites déformations permet de limiter la différence entre le paramètre apparent et matériau, avec 13 % d'erreur dans le cas le plus critique. La différence entre apparent et matériau est globalement minimisée dans toutes les configurations. Une analyse en petites déformations apparaît ici comme une solution correcte afin de limiter l'influence de la localisation extrême de la déformation dans le matériau et l'adoucissement géométrique.

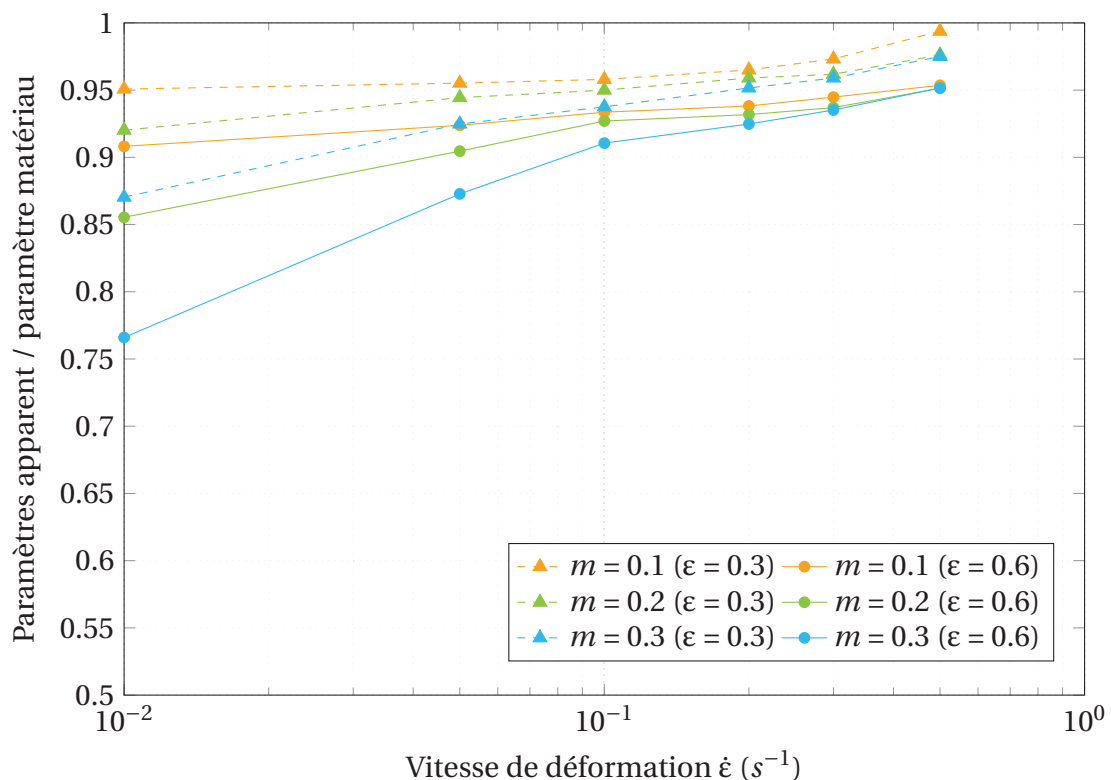


FIGURE 3.18 – Rapport entre le coefficient d'écroutissage apparent et matériau pour différentes vitesses de déformation et paramètres  $m$  pour différents intervalles de déformation (jusqu'à  $\epsilon = 0.3$  et  $0.6$ ), pour  $n = 0.5$ .

### Erreur sur le paramètre de viscosité

De la même façon, l'influence du paramètre d'écroutissage sur le paramètre de viscosité a été étudiée avec les contraintes déterminées à  $\varepsilon = 0.3$  (Fig. 3.19). Il apparaît ici que pour  $m > 0.1$ , le paramètre apparent est sous-estimé par rapport au paramètre matériau. Dans toutes les conditions, le paramètre apparent est de plus en plus faible par rapport au paramètre matériau lorsque le paramètre d'écroutissage augmente.

Pour les valeurs de viscosité  $m$  plus faible, un paramètre d'écroutissage faible entraîne une surestimation du paramètre matériau  $m$ . Lorsque le paramètre d'écroutissage est suffisamment grand, le paramètre matériau redevient sous-estimé.

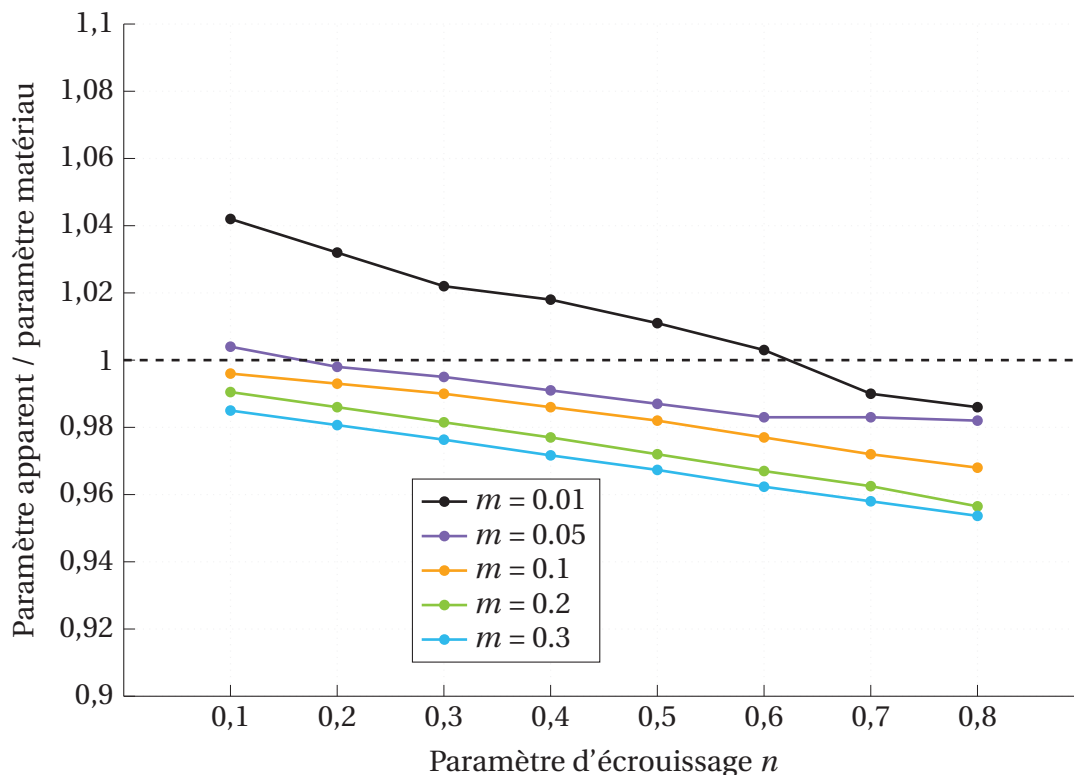


FIGURE 3.19 – Rapport entre le coefficient de viscosité apparent et matériau pour différents paramètres d'écroutissage à  $\varepsilon = 0.3$ , avec  $\mu = 0.15$ .

Dans un second temps, le paramètre de viscosité apparent  $m'$  a été calculé pour des valeurs de contraintes relevées à  $\varepsilon = 0.3$  et  $\varepsilon = 0.6$  (Fig. 3.20). Pour  $m = 0.3$ , le paramètre  $m$  ne semble plus dépendant du paramètre d'écroutissage et il est surestimé de 5 % pour toutes les conditions étudiées ici. Cette tendance se confirme pour  $m = 0.05$  avec une surestimation plus importante de l'ordre de 9 % pour  $n = 0.1$ .

Il semble ici qu'une détermination du paramètre de viscosité en grande déformation permettrait de l'isoler du paramètre d'écroutissage pour des valeurs de  $m$  importantes. Ce n'est toutefois pas le cas pour des paramètres  $m$  plus faibles. Une analyse en grandes



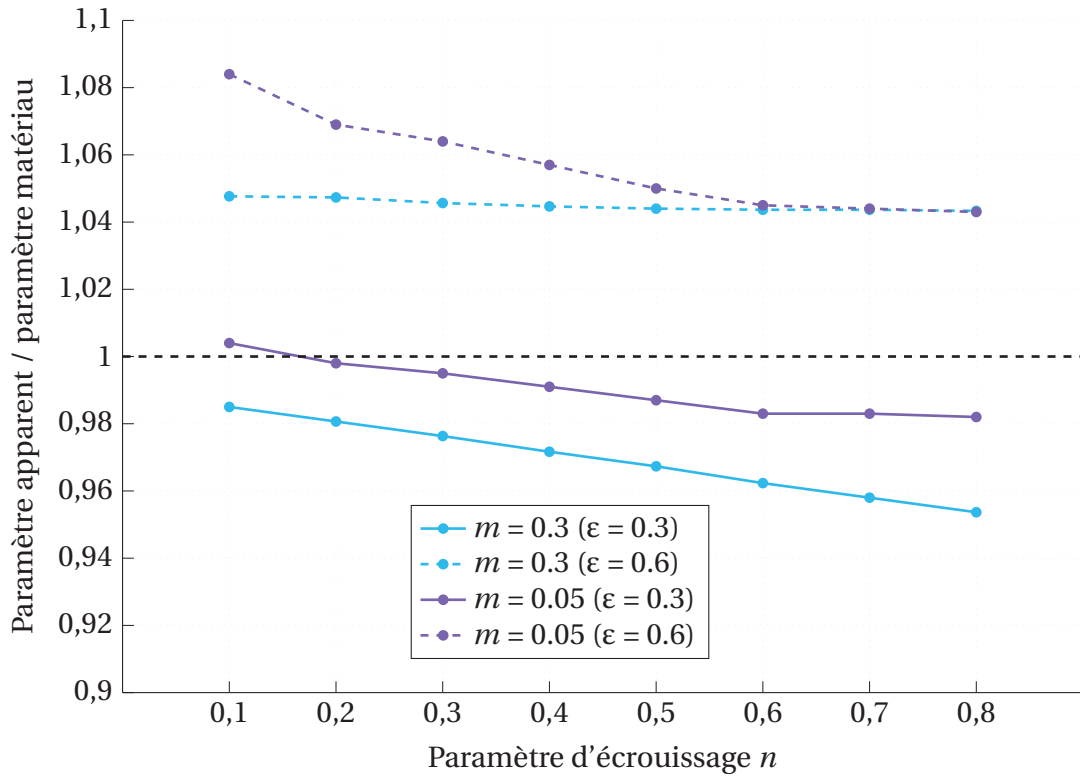


FIGURE 3.20 – Rapport entre le coefficient de viscosité apparent et matériau pour différents paramètres d’écrouissage à  $\epsilon = 0.3$  et  $0.6$ , avec  $\mu = 0.15$ .

déformations n’apparaît pas ici comme une solution idéale afin de calculer au mieux le paramètre de viscosité.

### 3.6.4 Approche en adoucissement

Finalement, une analyse de l’erreur sur le paramètre d’adoucissement a été effectuée (Tableau 3.3). Dans cette première configuration, nous nous sommes placés dans un cas irréaliste où nous connaîtrions le paramètre d’écrouissage matériau mais pas le paramètre d’adoucissement afin d’en isoler l’erreur. Dans cette configuration spécifique où une méthode d’identification efficace du paramètre d’écrouissage aurait été développée, l’erreur sur le paramètre  $m_6$  diminue avec lorsque l’effet de l’adoucissement devient de plus en plus fort.

TABLEAU 3.3 – Erreur sur le paramètre d’adoucissement dans différentes conditions avec  $n = 0.5$ ,  $m = 0.2$  et  $\mu = 0.15$ .

Paramètre matériau $m_6$	-0.2	-0.6	-1.0	-1.4	-1.8
Paramètre apparent $m'_6$	-0.31	-0.81	-1.29	-1.77	-2.27
Erreur	54 %	35 %	30 %	27 %	26 %

Dans un second temps, nous nous sommes placés dans une configuration classique où le paramètre d'écouissage ne serait pas connu (Tableau 3.4). A l'inverse des résultats précédents, il apparaît ici qu'une augmentation en valeur absolue du paramètre  $m_6$  rend plus critique sa détermination avec une erreur de 72 % pour  $m_6 = -1.8$ . Une augmentation du paramètre d'adoucissement  $m_6$  cause également des erreurs importantes sur le paramètre d'écouissage  $n$ . Sans adoucissement, l'erreur sur le paramètre était de seulement 6 % pour  $n = 0.5$ , nous atteignons ici 38 % d'erreur pour  $m_6 = -1.8$ .

TABLEAU 3.4 – Erreur sur les paramètres d'adoucissement et écouissage dans différentes conditions avec  $n = 0.5$ ,  $m = 0.2$  et  $\mu = 0.15$ .

Paramètre matériau $m_6$	-0.2	-0.6	-1.0	-1.4	-1.8
Paramètre apparent $m'_6$	-0.28	-0.86	-1.51	-2.15	-3.10
Erreur	40 %	43 %	51 %	0.54 %	72 %
Paramètre apparent $n'$	0.49	0.52	0.57	0.61	0.69
Erreur	3 %	4 %	15 %	21 %	38 %

### 3.7 Conclusion

Le frottement est la condition provoquant des hétérogénéités de déformation de la matière dans un échantillon cylindrique en compression. Toutefois, l'influence des paramètres rhéologiques ne peut être négligée avec des conséquences notables sur la réponse du matériau. Le coefficient de renflement  $b$  ne peut être utilisé comme un outil fiable afin de déterminer le frottement entre l'échantillon et les mors mobiles de compression.

Des valeurs de paramètres d'écouissage et de viscosité plus faibles augmentent l'effet tonneau et les hétérogénéités de déformation. A l'inverse les matériaux très sensibles à la déformation auront une déformation plus homogène car plus faciles à déformer. A l'inverse, aussi, un matériau présentant un fort adoucissement aura un renflement plus marqué et une déformation plus hétérogène.

Le comportement au centre des échantillons est à étudier particulièrement soigneusement de par les grandes déformations et vitesses de déformation subies par cette zone. La vitesse de déformation peut y être plus de deux fois supérieure à la vitesse de déformation macroscopique, ce qui pourrait expliquer une éventuelle localisation de la recristallisation au centre du matériau comme observée parfois.

Les hétérogénéités de déformation observées dans les échantillons comprimés peuvent également causer des phénomènes d'adoucissement géométrique causés par la localisation de la déformation au cœur du matériau. Pour les matériaux les moins sensibles à la déformation, cela se traduit par des erreurs importantes au moment de l'estimation du paramètre d'écouissage qui peuvent toutefois être limitées en étudiant le comportement

en petites déformations. L'ajout d'un paramètre d'adoucissement à la loi de comportement augmente considérablement les erreurs sur le paramètre d'écroutissage.

Afin d'illustrer les conséquences des erreurs sur les paramètres de la loi de comportement, nous avons utilisé une méthodologie classique afin de déterminer les paramètres apparents d'un matériau tel que  $n = 0.1$ ,  $m = 0.1$  pour des vitesses de  $0.01$ ,  $0.1$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ . Une simulation numérique à  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$  a ensuite été réalisée afin de comparer les résultats en extrapolation et la différence entre la courbe matériau réelle et celle simulée avec les paramètres apparents (Fig. 3.21). La détermination des paramètres matériau apparaît ici comme critique afin de prédire au mieux le comportement dans des gammes qui ne peuvent être couvertes par des essais de compression classique (grandes déformations ou vitesses de déformation).

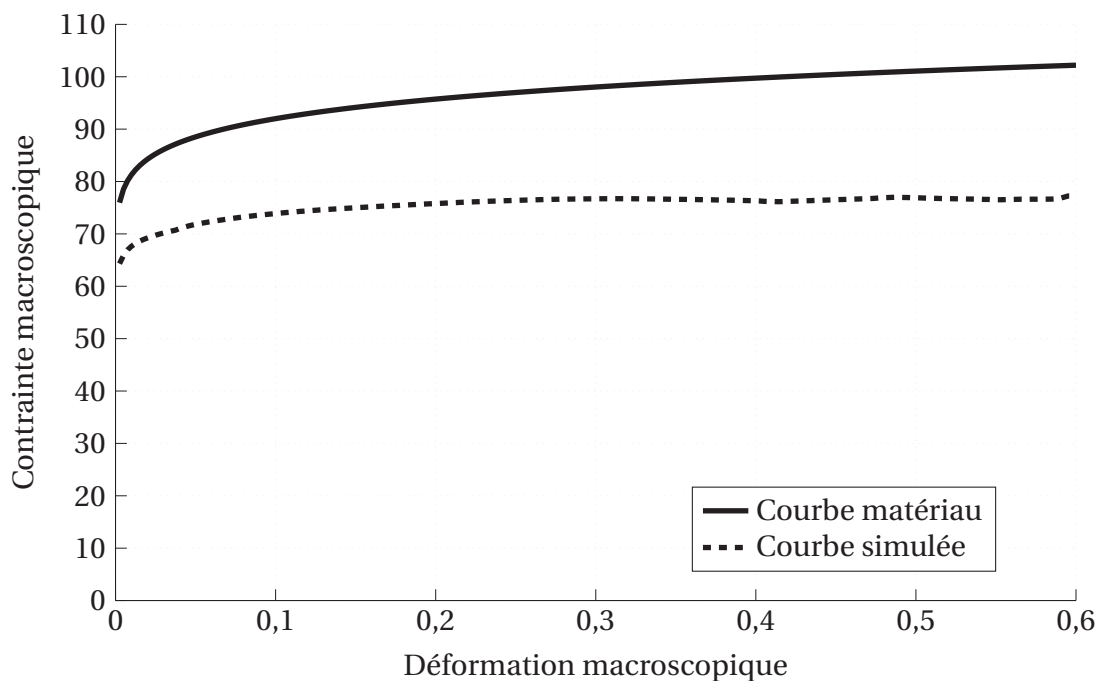


FIGURE 3.21 – Courbe contrainte - déformation matériau et extrapolée à partir des paramètres apparents à  $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$  avec  $n = 0.1$  et  $m = 0.1$ .



# 4

## Stratégie de détermination des paramètres matériau

---

### Sommaire

---

<b>4.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>68</b>
<b>4.2</b>	<b>Présentation de la stratégie</b>	<b>68</b>
4.2.1	Simulations numériques préalables	68
4.2.2	Détermination de l'hypersurface de réponse	70
4.2.3	Obtention des coefficients par machine learning	71
4.2.4	Calcul d'un ensemble de points de l'hypersurface	71
4.2.5	Détermination de la solution optimale	72
<b>4.3</b>	<b>Analyse de sensibilité paramétrique</b>	<b>73</b>
4.3.1	Tests préalables	73
4.3.2	ANOVA de Friedman	74
<b>4.4</b>	<b>Validation de la méthode d'hypersurface</b>	<b>76</b>
4.4.1	Influence de la vitesse	77
4.4.2	Domaine réduit	80
4.4.3	Domaine étendu	82
4.4.4	Domaine adouci	84
<b>4.5</b>	<b>Comparaison avec les paramètres apparents</b>	<b>85</b>
<b>4.6</b>	<b>Conclusion</b>	<b>86</b>

---

## 4.1 Introduction

Comme exposé dans le chapitre 3, les hétérogénéités de déformation lors d'essais de compression entraînent des erreurs importantes dans la détermination des paramètres matériau des lois de comportement. Il est donc apparu la nécessité de travailler sur une nouvelle méthode de détermination des paramètres matériau suite à un essai de compression. Ce quatrième chapitre décrit la stratégie et les techniques mises en œuvre dans ces travaux afin de modéliser le comportement réel du matériau à partir de mesures expérimentales. Dans un premier temps est présentée la stratégie de détermination des paramètres matériau. Une analyse de sensibilité paramétrique est réalisée ensuite grâce à une ANOVA (analysis of variance). Les résultats obtenus sont validés par rapport aux paramètres matériaux réels avant d'être comparés à ceux obtenus avec les méthodes classiques de détermination des paramètres.

## 4.2 Présentation de la stratégie

Notre méthode s'appuie sur la construction d'une base de données entrées - sortie importante. Cette base de données permet la construction d'un modèle de substitution (une surface de réponse) pour la prédiction de valeurs de sortie correspondant à des entrées qui n'apparaissent pas dans notre base de données. Dans ce but, la stratégie d'obtention des paramètres matériaux présentée ici est la suivante :

- simulations numériques d'essais de compression uniaxiale dans des gammes classiques pour les paramètres matériau étudiés ( $\sigma_0$ ,  $k$ ,  $n$ ,  $m$  et  $m_6$ ) ;
- détermination des coefficients d'une hypersurface en 6 dimensions présentant les données de sortie (ici la contrainte macroscopique) en fonction des paramètres d'entrée ;
- calcul d'un ensemble de données de sortie à partir de paramètres d'entrée proches d'un matériau spécifique ;
- comparaison entre les données expérimentales et les données calculées précédemment afin d'identifier les paramètres matériaux correspondants aux données calculées les plus proches des données expérimentales.

### 4.2.1 Simulations numériques préalables

Une vaste campagne de simulations numériques a été lancée afin d'obtenir un ensemble de couples de données entrées sortie conséquent. Trois ensembles de données ont été traités consécutivement au fur et à mesure de l'avancée des travaux. Toutes les simulations ont été réalisées à un coefficient de frottement  $\mu$  de 0.05, afin d'être au plus

proche des essais expérimentaux réalisés dans le cadre de ces travaux portant pour la plupart sur des surface lubrifiées. Pour la suite de cette analyse, le coefficient de frottement sera ainsi considéré comme une donnée expérimentale fiable et connue. La loi de comportement utilisée en entrée de simulation est la même que pour le chapitre précédent; son expression est la suivante :

$$\sigma = \sigma_0 + k \varepsilon_p^n \dot{\varepsilon}_p^m e^{m_6 \times \varepsilon_p} \quad (4.1)$$

### Domaine réduit

Tout d'abord, un domaine réduit autour des paramètres typiques de l'aluminium dans un cas sans adoucissement est analysé à 3 vitesses de déformation (0.01, 0.1 et 0.5 s<sup>-1</sup>) avec les paramètres suivants :

- $\sigma_0$  : 20, 25 et 30 MPa;
- $k$  : 80, 90 et 100 MPa;
- $n$  : 0.4, 0.5 et 0.6;
- $m$  : 0.01, 0.05 et 0.09.

### Domaine étendu

Dans le but de couvrir un ensemble paramétrique plus large et ainsi pouvoir appliquer la stratégie à l'ensemble des matériaux métalliques courants, la gamme suivante a été simulée aux trois mêmes vitesses de déformation que précédemment :

- $\sigma_0$  : 20, 25, 30, 100, 200 et 300 MPa;
- $k$  : 50, 80, 90, 100, 200 et 300 MPa;
- $n$  : 0.1, 0.4, 0.5, 0.6 et 0.8;
- $m$  : 0.001, 0.01, 0.05, 0.09 et 0.2.

### Domaine avec adoucissement

Et finalement la loi complète avec un paramètre d'adoucissement a été utilisée afin de réaliser un troisième ensemble de données afin de permettre à notre méthode de prédire les comportements matériau lors d'essais de compression à chaud :

- $\sigma_0$  : 20, 25, 30, 100, 200 et 300 MPa,
- $k$  : 50, 80, 90, 100, 200 et 300 MPa,
- $n$  : 0.1, 0.4, 0.5, 0.6 et 0.8,
- $m$  : 0.001, 0.01, 0.05, 0.09 et 0.2,
- $m_6$  : -0.3, -0.6, -1.2 et -2.0.

### 4.2.2 Détermination de l'hypersurface de réponse

Deux modélisations différentes de la réponse du système ont été étudiées. Dans la première, une surface unique prenant en compte l'intégralité des paramètres est calculée selon l'expression :

$$f(\sigma_0, k, n, m, m_6, \dot{\epsilon}, \epsilon) = \sigma \quad (4.2)$$

La seconde modélisation met en œuvre 3 fonctions distinctes : une par vitesse de déformation analysée :

$$\begin{cases} f_{0.01}(\sigma_0, k, n, m, m_6, \epsilon) = \sigma \\ f_{0.1}(\sigma_0, k, n, m, m_6, \epsilon) = \sigma \\ f_{0.5}(\sigma_0, k, n, m, m_6, \epsilon) = \sigma \end{cases} \quad (4.3)$$

Les fonctions choisies afin de reproduire le plus fidèlement possible le comportement matériau sont des fonctions polynomiales de degré 2 ou 3, dont la qualité des résultats sera comparée par la suite. Parallèlement à ces calculs, une méthode basée sur les techniques de machine learning ont été mises en place sur les mêmes données d'entrée afin de servir de référence et ainsi juger de la qualité de notre stratégie.

#### Modèle polynomial

Les fonctions polynomiales sont de la forme (4.4). Dans cette expression, et afin d'alléger les écritures, le polynôme  $f$  est du second degré et dépend uniquement de trois variables  $x$ ,  $y$  et  $z$ . Il s'écrit ainsi à l'aide de 10 coefficients  $A_i$  :

$$f(x, y, z) = A_1 + A_2x + A_3y + A_4z + A_5xy + A_6xz + A_7yz + A_8x^2 + A_9y^2 + A_{10}z^2 \quad (4.4)$$

Pour la suite de l'exposé, une résolution basée sur l'équation (4.4) est présentée. Nous considérons pour la suite un ensemble de données entrée - sortie de la forme suivante :

$$\begin{aligned} f(x_1, y_1, z_1) &= B_1 \\ f(x_2, y_2, z_2) &= B_2 \\ &\vdots \\ f(x_n, y_n, z_n) &= B_n \end{aligned} \quad (4.5)$$

Les coefficients de l'hypersurface d'ordre deux sont calculés en résolvant un système linéaire de la forme<sup>1</sup> :

---

1. L'opérateur « division à gauche » MATLAB a été utilisé ici. Il résout le système d'équations linéaires



$$MA = B \quad (4.6)$$

où : M : matrice des monômes, A : coefficients de l'hypersurface et B : valeurs de contrainte en sortie de simulation numérique.

La qualité du calcul du vecteur colonne A afin de modéliser au mieux la réponse du système B a été mesurée grâce à un coefficient de détermination  $R^2$ . Dans le cadre de notre étude matériau, ces coefficients sont systématiquement supérieurs à 0.99 dans le cas d'équations polynomiales d'ordre 2 ou 3.

### 4.2.3 Obtention des coefficients par machine learning

Cette recherche d'une approche modélisant l'hypersurface de réponse de la simulation numérique de compression a été réalisée avec l'application MATLAB « regression-Learner » [77]. Cette application entraîne des modèles de régression pour la prédiction de valeurs inconnues. Il est possible de réaliser des entraînements automatisés de modèles tels que des modèles de régression linéaire, des processus de régression gaussiens, des modèles de réseaux de neurones, ...

Parmi toutes les techniques proposées, il a été choisi dans le cadre de ces travaux d'utiliser les processus de régression gaussiens, réputés robustes. Ils ont en effet produit des résultats concluants dans le cadre d'études de procédés tels que le soudage [78].

Considérant ces calculs par processus gaussiens comme une référence, cette étape nous permet à la fois de valider et de comparer nos propres résultats afin de conclure sur la pertinence et l'efficacité de la méthode employée pour déterminer la surface de réponse. A noter, enfin, que la fonction noyau choisie dans les calculs par processus gaussiens est de la forme « quadratique rationnelle », classique et robuste [77].

### 4.2.4 Calcul d'un ensemble de points de l'hypersurface

Dans cette section, nous considérerons des données expérimentales  $\epsilon_{exp}$  et  $\sigma_{exp}$  pour lesquelles nous recherchons les paramètres matériau :

$$\begin{aligned} \epsilon_{exp} &= (\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \dots, \epsilon_n) \\ \sigma_{exp} &= (\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \dots, \sigma_n) \end{aligned} \quad (4.7)$$

Une fois les paramètres de l'hypersurface obtenus, il est ainsi possible de calculer une

---

$MA = B$ . L'intérêt principal de cet opérateur est sa robustesse, et son adaptation à la nature et au conditionnement de la matrice du système, afin d'assurer au mieux la qualité de la solution calculée. Le temps de calcul pour la détermination des paramètres de l'hypersurface est de quelques secondes.

grande quantité de courbes contrainte - déformation macroscopiques et ainsi de simuler celle qui correspond au comportement réel du matériau. Nous prendrons ici l'exemple d'une recherche paramétrique pour un aluminium, en se basant sur le domaine réduit d'entrées présenté précédemment.

Pour ce calcul, les entrées sont les paramètres matériau que l'on cherche à déterminer ( $\sigma_0$ ,  $k$ ,  $n$  et  $m$ ), ainsi que la déformation associée à notre essai  $\varepsilon_{exp}$ . Afin de limiter le temps de calcul (exponentiel avec le nombre de configurations testées), le calcul de l'ensemble de points est réalisé sur une zone de taille limitée comme présenté ci-dessous. De plus, nous sommes bloqués par le logiciel MATLAB qui ne permet pas de stocker des matrices de taille suffisante pour tester plus de 500 000 configurations environ. Dans le cadre du jeu de données réduit pour un aluminium comprimé à froid, les paramètres à déterminer varient de la façon suivante :

- $\sigma_0$  de 20 à 30 MPa avec un pas de 0.5, soit 21 valeurs,
- $k$  de 80 à 100 MPa avec un pas de 0.5, soit 41 valeurs,
- $n$  de 0.4 à 0.6 avec un pas de 0.01, soit 21 valeurs,
- $m$  de 0.01 à 0.09 avec un pas de 0.005, soit 17 valeurs.

Le calcul est ici réalisé sur 307 377 configurations différentes, pour lesquelles une donnée de contrainte est calculée pour toutes les déformations d'entrée. Le temps de calcul total pour l'ensemble des configurations est de seulement 35s.

Pour les équations d'hypersurfaces obtenues par machine learning, la même méthodologie est appliquée avec des données d'entrée identiques. Néanmoins, la taille conséquente des fonctions obtenues par ce procédé ne permet pas un calcul rapide et il faudrait ici par exemple un peu plus de 6 jours pour tester les 307 377 configurations. Nous employons donc un pas beaucoup plus grossier pour cette technique tel que :

- $\sigma_0$  de 20 à 30 MPa avec un pas de 1, soit 11 valeurs,
- $k$  de 80 à 100 MPa avec un pas de 1, soit 21 valeurs,
- $n$  de 0.4 à 0.6 avec un pas de 0.05, soit 5 valeurs,
- $m$  de 0.01 à 0.09 avec un pas de 0.005, soit 9 valeurs.

C'est ainsi 10395 configurations qui sont testées, pour un temps de calcul total de 2h30.

#### 4.2.5 Détermination de la solution optimale

Chacune des courbes contrainte - déformation obtenues précédemment est comparée aux données de sortie  $\sigma_{exp}$  (4.7) d'un essai de compression. Pour chacune des 307377 courbes contrainte - déformation obtenue, nous déterminons l'écart entre les courbes que nous appellerons C ((4.8)).

$$C = \sum_{i=1}^n |\sigma_{exp_n} - \sigma_{test_n}| \quad (4.8)$$

Pour chaque courbe est conservée une valeur unique C représentant la qualité du jeu de paramètre pour reproduire les données expérimentales. Les jeux de paramètres sont ensuite classés, du plus efficace au moins efficace. Plusieurs approches potentielles ont ensuite été étudiées pour déterminer la solution optimale :

- sélection du jeu de paramètres pour lequel C est minimisé,
- moyenne des n meilleurs jeux de paramètres,
- valeur médiane des n meilleurs jeux de paramètres.

Après une analyse rapide de ces trois approches, il est apparu que la sélection du meilleur jeu de paramètre ne donnait pas de résultats de bonne qualité avec une grande variabilité des erreurs. L'approche consistant à sélectionner une valeur moyenne ou médiane des meilleurs jeux de paramètres a été réalisée afin de limiter l'influence d'une éventuelle inflexion locale de l'hypersurface et d'apporter plus de stabilité à la détermination de la réponse du système. A noter que la sélection de la moyenne ou de la médiane ont donné des résultats équivalents. Nous avons donc choisi pour la suite la moyenne et sa plus grande facilité de calcul. Pour la suite de cette étude, tous les résultats présentés sont obtenus en calculant la moyenne des 1000 meilleurs jeux de paramètres. Pour la détermination avec le machine learning, c'est la moyenne des 100 meilleurs jeux de paramètres qui est considérée.

### 4.3 Analyse de sensibilité paramétrique

La construction de l'hypersurface de réponse d'un essai de compression a permis d'obtenir un jeu de données étendu et assez exhaustif de la réponse de différents matériaux lors de cet essai. Il a semblé alors pertinent d'effectuer une analyse de sensibilité paramétrique de l'essai via une méthode d'ANOVA afin de voir si il était possible de déterminer les influences de chacun des paramètres. L'objectif de cette analyse ANOVA est de simplifier les équations paramétriques des hypersurfaces et ainsi de gagner en rapidité de calcul.

#### 4.3.1 Tests préalables

L'ANOVA impose de remplir plusieurs hypothèses essentielles : l'indépendance des paramètres d'entrée, l'hypothèse de normalité et enfin l'homoscédasticité (homogénéité des variances).

Tout d'abord l'indépendance des paramètres d'entrée peut être vérifiée. La façon de conduire les expérimentations et les essais, qu'ils soient réels ou numériques, le garantit :

chaque mesure (ou calcul) n'influence en aucune façon sur les suivantes, et ne dépend pas des précédentes.

La vérification de normalité des données d'entrée a été réalisée avec un test de Kolmogorov - Smirnov, adapté aux échantillons de taille importante. Ce test a globalement rejeté l'hypothèse de normalité au risque  $\alpha = 5\%$ .

Du fait du rejet de l'hypothèse de normalité, nous nous orientons donc vers l'utilisation d'une ANOVA de Friedman pour nos analyses de sensibilité. En conséquence, nous n'avons pas donné suite aux vérifications de l'hypothèse d'homoscédasticité, inutile dans ce cas.

### 4.3.2 ANOVA de Friedman

Comme nous venons de le voir, en raison de la non-validation des tests de normalité précédents, il n'était pas acceptable mathématiquement de réaliser une ANOVA de Fisher, qui aurait permis de déterminer les influences couplées des paramètres d'entrée sur la sortie. Une ANOVA de Friedman à un paramètre permet de s'affranchir de l'hypothèse de normalité, sans étudier les influences croisées des paramètres d'entrée. En raison de notre nombre de paramètres d'entrée important (5 paramètres), nous avons décidé pour chaque jeu de données d'ANOVA de fixer 3 paramètres.

Le tableau 4.1 présente un exemple de jeu de données utilisé pour étudier l'influence de  $\sigma_0$  pour lequel  $n$ ,  $m$  et  $\epsilon$  ont été fixés. Chacun des blocs contient les données de contrainte pour 5 valeurs de déformations comprises entre 0.58 et 0.6 afin de faire gagner en robustesse à l'ANOVA. Il est considéré ici que la déformation a une influence négligeable dans une variation de 0.02 et qu'elle n'altère pas la qualité de l'analyse.

TABLEAU 4.1 – Données d'entrée pour une ANOVA de Friedman pour le paramètre  $\sigma_0$  en fonction de  $k$ , pour  $n = 0.4$ ,  $m = 0.01$  et  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ .

	$\sigma_0 = 20$	$\sigma_0 = 25$	$\sigma_0 = 30$	
$k = 80$	84.70	89.75	94.80	$\epsilon = 0.58$
	84.81	89.86	94.92	$\epsilon = 0.585$
	84.92	89.98	95.02	$\epsilon = 0.59$
	85.03	90.09	95.14	$\epsilon = 0.595$
	85.15	90.20	95.25	$\epsilon = 0.60$
$k = 90$	92.75	97.80	102.85	$\epsilon = 0.58$
	92.88	97.93	102.98	$\epsilon = 0.585$
	93.00	98.06	103.11	$\epsilon = 0.59$
	93.13	98.18	103.23	$\epsilon = 0.595$
	93.25	98.31	103.36	$\epsilon = 0.60$
$k = 100$	100.80	105.86	110.91	$\epsilon = 0.58$
	100.94	105.99	111.05	$\epsilon = 0.585$
	101.08	106.14	111.19	$\epsilon = 0.59$
	101.22	106.28	111.33	$\epsilon = 0.595$
	101.36	106.41	111.47	$\epsilon = 0.60$

L'ANOVA teste l'hypothèse nulle  $H_0$  de l'égalité des moyennes de chaque colonne contre l'hypothèse alternative que l'une au moins des moyennes diffère des autres. Ceci s'interprète par le fait que le facteur en colonne a de l'influence ou non (rejet ou acceptation de  $H_0$ ) sur les valeurs des données de sortie. Si la valeur p retournée est inférieure à 0.05, alors nous pouvons conclure que les colonnes ont une influence sur la donnée de sortie étudiée. L'ANOVA réalisée sur les données présentées ci dessus donne une valeur de p égale à  $7.19 \times 10^{-9}$ , qui est inférieure au seuil 0.05. Cela signifie que pour  $n = 0.4$ ,  $m = 0.01$  et  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ , le paramètre  $\sigma_0$  a une influence sur la contrainte relevée à une déformation de 0.6.

TABLEAU 4.2 – Table d'ANOVA de Friedman présentant l'influence du paramètre  $\sigma_0$  en faisant varier la constante  $k$ .

$\sigma_0$	$k$	$n$	$m$	$\dot{\epsilon}$	p	Conclusion
Ref	Var	0.4	0.01	0.01	$7.19 \times 10^{-9}$	Influence
Ref	Var	0.4	0.01	0.1	$7.19 \times 10^{-9}$	Influence
Ref	Var	0.4	0.01	0.5	$7.19 \times 10^{-9}$	Influence
Ref	Var	0.4	0.05	0.01	$7.19 \times 10^{-9}$	Influence
	$\vdots$		$\vdots$		$\vdots$	
Ref	Var	0.6	0.09	0.1	$7.19 \times 10^{-9}$	Influence
Ref	Var	0.6	0.09	0.5	0	Non étudié

Cette méthode a été répétée pour tous les couples de paramètres  $n$ ,  $m$  et  $\dot{\epsilon}$ . Une partie des résultats est présentée dans le tableau 4.2. L'ANOVA indique une influence du paramètre  $\sigma_0$  pour chacun des couples de paramètre  $n$ ,  $m$  et  $\dot{\epsilon}$ . La valeur de la donnée p de sortie est identique pour une très grande majorité des ANOVAs de Friedman, avec une valeur de  $7.19 \times 10^{-9}$ . Cette spécificité peut s'expliquer par la stratégie de récupération des données de contraintes. En effet, tous les paramètres étant fixés sauf un, la variation de ce paramètre entraîne un lien constant entre toutes les colonnes de tous les tableaux. Cela induit une ANOVA qui conclut sur des efficacités similaires de tous les paramètres et renvoie des valeurs identiques.

Pour les paramètres présentés en dernière ligne du tableau l'analyse n'a pas été faite en raison de la non convergence des simulations pour ces paramètres. Il aurait été possible de réaliser ces calculs en diminuant la précision recherchée, mais il a été décidé de ne pas avoir de disparité de précision entre les calculs afin de comparer au mieux les influences.

Cette méthodologie a été appliquée pour tous les paramètres d'entrée de notre analyse, en faisant varier pour chacun d'entre eux un autre paramètre à chaque fois. Nous avons ainsi observé que pour toutes les configurations, la contrainte macroscopique relevée en sortie est influencée par le paramètre d'entrée étudié. Par conséquent, il n'est donc pas possible de simplifier l'équation paramétrique des hypersurfaces sans altérer la qualité des résultats.

## 4.4 Validation de la méthode d'hypersurface

Dans cette section, nous présentons successivement les résultats obtenus pour chacun des domaines de données d'entrée étudiés. Les données expérimentales analysées ici correspondent à des simulations numériques réalisées pour des paramètres différents de ceux utilisés pour construire les hypersurfaces. Ainsi, nous pouvons comparer les paramètres matériau d'entrée et de sortie du modèle et vérifier efficacement la qualité de la méthode. Les 3 sets de données de test sont présentés dans le tableau 4.3. Ici, l'ensemble des jeux de données testés pour la détermination des paramètres sont fixés à l'avance avec des valeurs dans le voisinage de celles des paramètres à déterminer. L'objectif est ici uniquement de constater si l'hypersurface est efficace dans le domaine cible.

TABLEAU 4.3 – Jeux de données issues de simulations numériques pour vérifier la qualité du modèle.

Jeu de données	$\sigma_0$	$k$	$n$	$m$	$m_6$	nombre
1 : Set centré	25	85	0.48	0.02	//	20
				0.03		
				0.04		
				0.06		
			0.08			
2 : Set décalé	55	108	0.25	0.12	//	12
				0.14		
				0.16		
3 : Adoucissement	70	105	0.08	0.04	-0.20	24
			0.30	0.12	-0.40	
			0.45		-1.10	
			0.62			

#### 4.4.1 Influence de la vitesse

Dans un premier temps, nous avons essayé d'obtenir les paramètres matériau du jeu de donnée centré présenté dans le tableau 4.3 à partir des données de sortie obtenues uniquement à la vitesse  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ . Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 4.4. Pour cette optimisation, 307 377 configurations ont été testées et la moyenne des 1000 meilleures solutions est calculée ici.

TABLEAU 4.4 – Résultats d'optimisation sur une partie du set centré, obtenus à partir des données de contrainte à  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ .

Test	$\sigma_0$	$k$	$n$	$m$	Erreur $\sigma_0$	Erreur $k$	Erreur $n$	Erreur $m$
1	25	85	0.48	0.04	3.72	0.72	4.79	32.53
2	25	85	0.48	0.06	3.21	0.58	4.06	11.23
3	25	85	0.52	0.04	2.38	1.57	2.26	25.01
4	25	85	0.52	0.06	1.33	0.11	1.90	15.08
5	25	95	0.48	0.04	0.69	1.92	7.33	26.21
6	25	95	0.48	0.06	1.15	0.30	7.27	15.93
7	25	95	0.52	0.04	7.91	3.37	4.30	9.08
8	25	95	0.52	0.06	8.20	2.21	3.37	16.16
Total					3.53 %	1.35 %	4.41 %	18.90 %

Il apparaît rapidement que les estimations des paramètres matériaux sont de bonne qualité, avec une erreur de moins de 5 % pour les paramètres  $\sigma_0$ ,  $k$  et  $n$ . Néanmoins, une erreur importante (autour de 20%) est relevée pour le paramètre de viscosité  $m$  (en puissance de la vitesse de déformation). Dans la stratégie classique de détermination paramé-

trique,  $m$  est calculé en utilisant des données expérimentales obtenues à partir d'essais à vitesses de déformation différentes. Afin de corriger cette erreur, nous choisissons donc d'utiliser pour la suite des données expérimentales à 0.01, 0.1 et 0.5  $s^{-1}$ .

Dans un premier temps, nous avons tenté de déterminer les paramètres matériau à partir d'une seule hypersurface, en incluant  $\dot{\epsilon}$  dans les paramètres de l'équation polynomiale. Pour le jeu de données présenté précédemment, nous avons obtenu les résultats synthétisés dans le tableau 4.5. Une amélioration globale de la qualité des résultats peut être relevée, avec une diminution de l'erreur pour tous les paramètres. La méthode d'optimisation reste très efficace pour  $\sigma_0$ ,  $k$  et  $n$  mais est toujours incapable d'estimer efficacement le paramètre de viscosité  $m$ , malgré une amélioration.

TABLEAU 4.5 – Résultats d'optimisation sur une partie du set centré, obtenus à partir d'une seule hypersurface avec les données à  $\dot{\epsilon} = 0.01, 0.1$  et  $0.5 s^{-1}$ .

Test	$\sigma_0$	$k$	$n$	$m$	Erreur $\sigma_0$	Erreur $k$	Erreur $n$	Erreur $m$
1	25	85	0.48	0.04	7.67	1.26	3.59	18.35
2	25	85	0.48	0.06	1.25	0.14	4.08	12.42
3	25	85	0.52	0.04	7.25	1.54	3.63	14.26
4	25	85	0.52	0.06	1.79	0.37	4.98	11.04
5	25	95	0.48	0.04	6.28	0.32	3.35	16.52
6	25	95	0.48	0.06	0.49	0.73	2.27	13.22
7	25	95	0.52	0.04	6.59	0.58	3.74	14.65
8	25	95	0.52	0.06	1.58	0.46	3.32	12.02
Total					4.11 %	0.68 %	3.62 %	14.06 %

Ensuite, le même jeu de données réduit que précédemment a été utilisé, toujours pour trois vitesses de déformation différentes, mais en déterminant cette fois les coefficients de l'équation paramétrique pour trois hypersurfaces (une par vitesse de déformation). Les résultats présentés pour cette stratégie dans le tableau 4.6 montrent une amélioration nette de la qualité des résultats. Ainsi, l'erreur d'estimation des trois premiers paramètres est encore plus faible, avec une erreur moyenne d'environ 3 % pour  $\sigma_0$ , 2.15 % pour  $n$  et seulement 0.25 % de différence pour  $k$ . De plus, la différence tombe à seulement 3.84 % pour le paramètre de viscosité  $m$ . Les résultats sont donc très satisfaisants en travaillant avec trois hypersurfaces à trois vitesses de déformation différentes, c'est pourquoi nous continuerons d'appliquer cette stratégie dans la suite de l'analyse que nous réalisons ici.



TABLEAU 4.6 – Résultats d'optimisation sur une partie du set centré, obtenus à partir de trois hypersurfaces avec les données à  $\dot{\epsilon} = 0.01, 0.1$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ .

Test	$\sigma_0$	$k$	$n$	$m$	Erreur $\sigma_0$	Erreur $k$	Erreur $n$	Erreur $m$
1	25	85	0.48	0.04	1.53	0.15	1.47	1.89
2	25	85	0.48	0.06	0.85	0.21	1.33	0.26
3	25	85	0.52	0.04	1.53	0.24	0.96	2.51
4	25	85	0.52	0.06	2.63	0.40	1.89	3.89
5	25	95	0.48	0.04	1.85	0.11	0.71	2.49
6	25	95	0.48	0.06	2.48	0.21	1.59	2.75
7	25	95	0.52	0.04	7.51	0.50	4.04	8.92
8	25	95	0.52	0.06	7.96	0.14	5.20	8.02
Total					3.29 %	0.25 %	2.15 %	3.84 %

Afin de clôturer cette section sur l'analyse de l'influence de la vitesse de déformation, nous allons présenter les résultats d'un test d'optimisation sur des courbes contrainte - déformation obtenues à des vitesses différentes de celles utilisées pour déterminer les coefficients des équations paramétriques des hypersurfaces. De la même façon, les vitesses  $0.01, 0.1$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$  ont permis de déterminer les coefficients de l'hypersurface, là où cette fois les données expérimentales sont issues de simulations à  $0.05, 0.2$  et  $0.4 \text{ s}^{-1}$ . Les résultats du tableau 4.7 montrent qu'une telle stratégie entraîne des erreurs très importantes dans l'estimation du paramètre de viscosité  $m$ . La qualité des résultats est une nouvelle fois acceptable pour les autres paramètres.

TABLEAU 4.7 – Résultats d'optimisation sur une partie du set centré à des vitesses de  $0.05, 0.2$  et  $0.4 \text{ s}^{-1}$ , obtenus à partir de trois hypersurfaces avec les données à  $\dot{\epsilon} = 0.01, 0.1$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ .

Test	$\sigma_0$	$k$	$n$	$m$	Erreur $\sigma_0$	Erreur $k$	Erreur $n$	Erreur $m$
1	25	85	0.48	0.04	4.01	4.82	1.53	40.68
2	25	85	0.48	0.06	3.37	4.95	2.14	28.72
3	25	85	0.52	0.04	0.36	5.09	0.86	31.24
4	25	85	0.52	0.06	2.25	5.03	1.31	19.63
5	25	95	0.48	0.04	9.70	10.26	4.53	58.43
6	25	95	0.48	0.06	8.92	10.59	2.79	41.87
7	25	95	0.52	0.04	10.86	10.53	5.24	57.45
8	25	95	0.52	0.06	10.54	10.60	4.06	39.58
Total					6.26 %	7.73 %	2.81 %	39.70 %

#### 4.4.2 Domaine réduit

Dans cette partie nous nous concentrerons sur les hypersurfaces obtenues pour le domaine situé autour des paramètres classiques de l'aluminium (domaine réduit). Pour cela nous présenterons les résultats d'optimisation pour 3 cas de figures différents : surface polynomiale d'ordre 2, d'ordre 3 et obtenue par machine learning. Afin de synthétiser au mieux les résultats, les erreurs seront présentées sous forme de « boîte à moustache » ou « boxplot ». Pour le set de données 1 centré des résultats de bonne qualité sont obtenus comme montré dans la figure 4.1. Il peut être relevé que si les erreurs d'estimation restent maîtrisées pour les surfaces polynomiales d'ordre 2 et 3, des erreurs plus importantes apparaissent pour la méthode de machine learning, notamment pour  $m$ . De plus, pour les paramètres  $\sigma_0$  et  $n$ , la surface polynomiale d'ordre 2 est celle qui permet d'obtenir les meilleurs résultats. Il semblerait ainsi qu'une « rigidification » de la courbe en diminuant le nombre de coefficients peut être bénéfique.

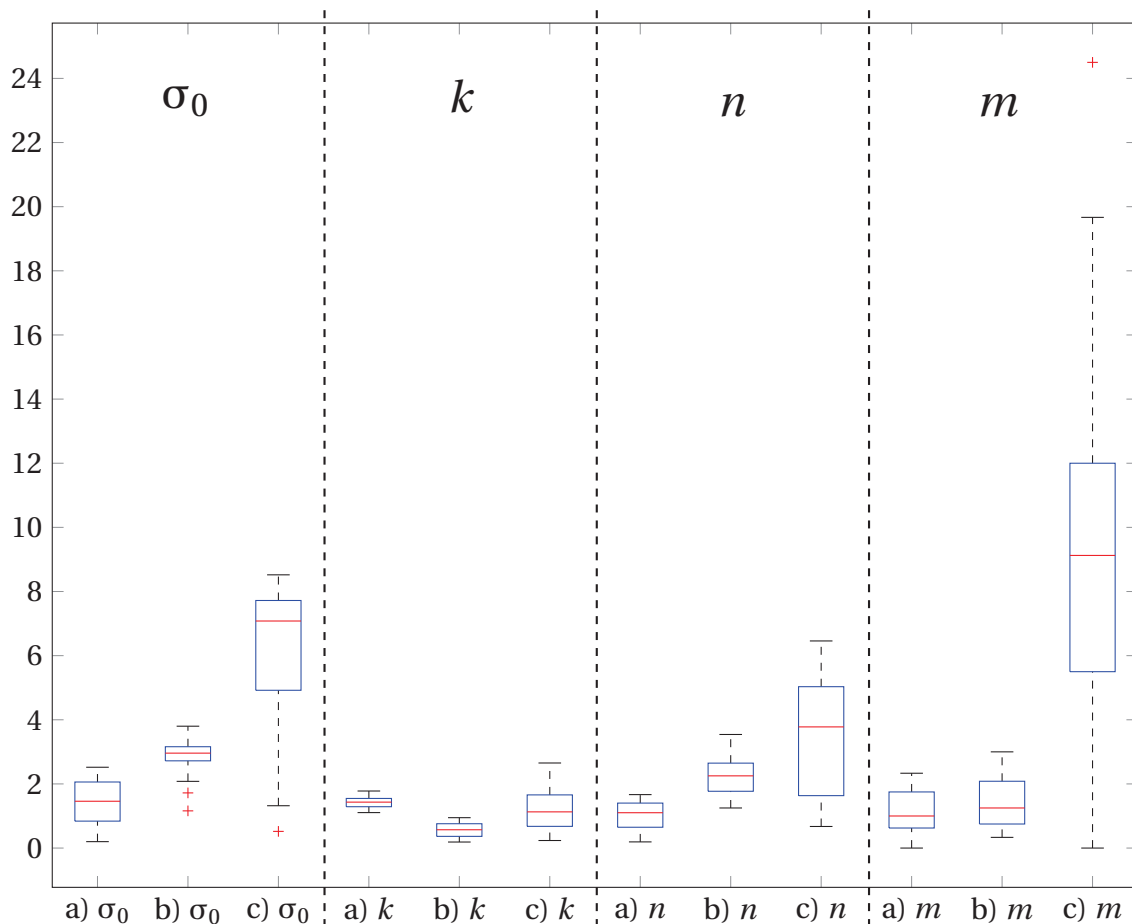


FIGURE 4.1 – Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données centré avec un domaine réduit avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning.

Le set de donnée 2 décalé a été testé sur les hypersurfaces obtenues avec le domaine

de simulations numériques réduit, ce qui revient à réaliser une extrapolation. En effet, les paramètres du set 2 sont tous situés en dehors du champ des simulations numériques pour ces hypersurfaces. Les résultats, comme montré dans la figure 4.2, ne sont pas satisfaisants dans ce cas. En effet, si les erreurs restent acceptables pour  $\sigma_0$  et  $k$  avec moins de 10% de différence, elles atteignent des proportions importantes pour  $n$  et  $m$ . La disparité très importante des erreurs pour ces deux paramètres, avec des erreurs oscillant entre 15 et 45 %, ne permet pas d'utiliser ces résultats. Il semble donc impossible dans le cas de notre stratégie de détermination paramétrique de réaliser une extrapolation. Il est donc essentiel de travailler sur des hypersurfaces avec des champs de données d'entrée plus importants afin d'appliquer notre méthode à des matériaux autres que l'aluminium.

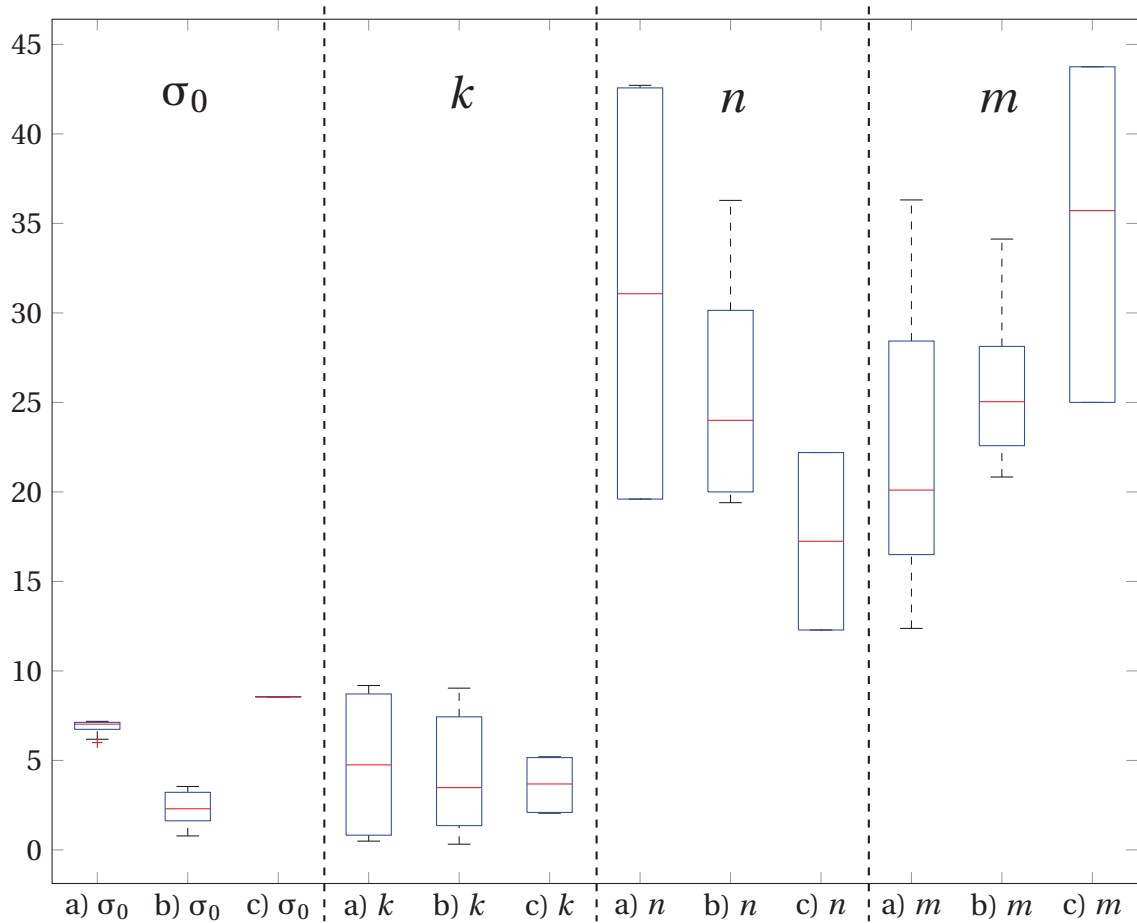


FIGURE 4.2 – Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données décalé avec un domaine réduit avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning.

### 4.4.3 Domaine étendu

Afin d'éviter absolument d'extrapoler les paramètres matériau, de nouvelles hypersurfaces ont été construites avec des bornes suffisamment étendues pour couvrir l'ensemble des métaux courants, en accord avec la bibliographie réalisée préalablement. Dans un premier temps, nous vérifions que l'extension des bornes du domaine n'altère pas la qualité des résultats obtenus pour les jeux de paramètres situés dans la gamme de l'aluminium (Fig. 4.3). Une nouvelle fois, l'erreur reste maîtrisée pour  $\sigma_0$ ,  $k$  et  $n$ , avec moins de 5 % de différence entre les paramètres matériau et ceux obtenus avec notre stratégie. L'équation paramétrique d'ordre 2 entraîne de son côté des erreurs importantes pour le paramètre  $m$ , là où l'erreur reste contrôlée pour l'équation d'ordre 3 et le machine learning.

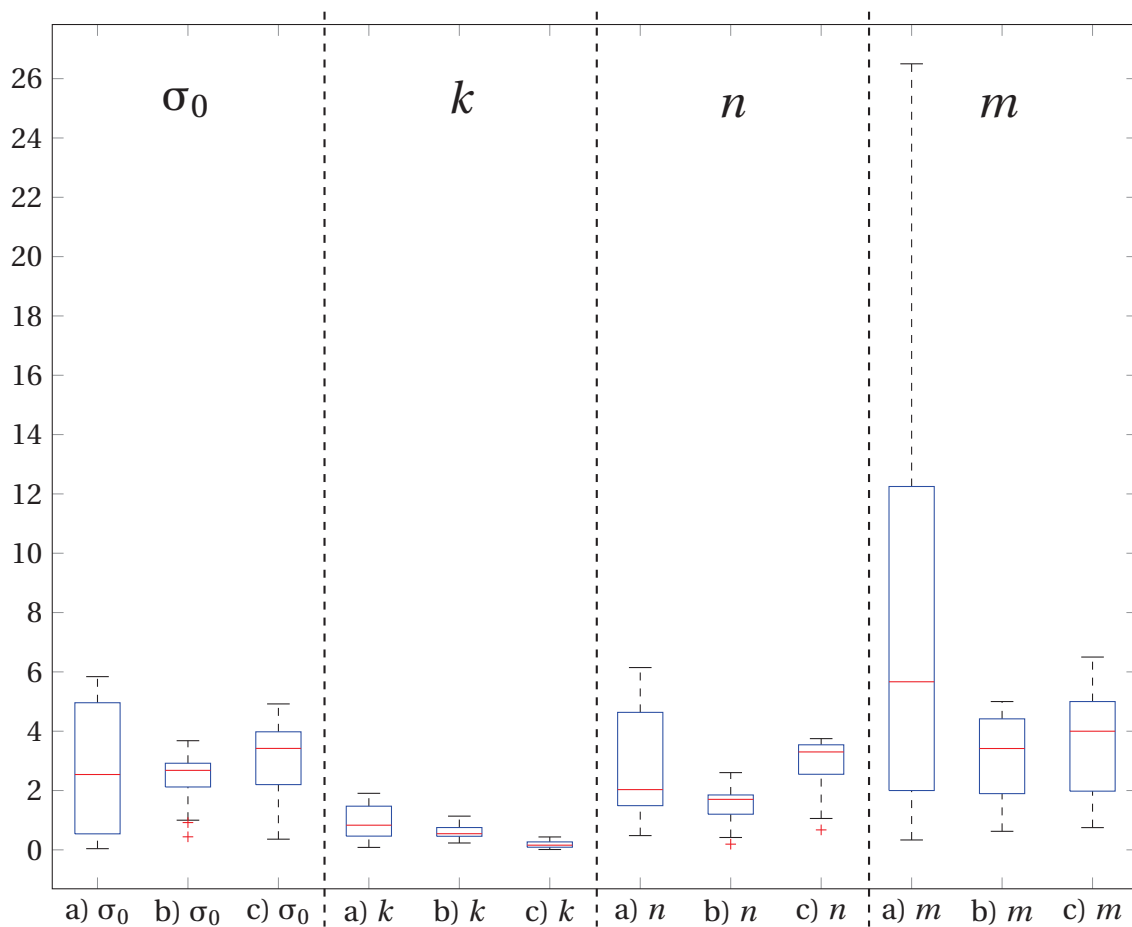


FIGURE 4.3 – Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données centré avec un domaine étendu avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning.

Le manque de flexibilité de la surface polynomiale d'ordre 2 ne semble pas convenir à un jeu de données trop important, et elle ne parvient pas à s'adapter convenablement aux variations de l'ensemble des données. A contrario, la méthode par machine learning donne des résultats de meilleure qualité. En effet, plus la quantité de données est importante, meilleur est l'apprentissage inhérent à ce type de méthode. Avec une quantité de données suffisamment importante, et si l'on fait abstraction des temps de calcul bien plus importants, cette méthode de détermination peut devenir plus efficace que l'hyper-surface d'ordre 3.

La qualité de l'hyper-surface étendue est vérifiée avec le jeu de données numéro 2 décalé (Fig. 4.4) que nous avons utilisé précédemment afin de vérifier si il était possible de réaliser une extrapolation. A nouveau, les méthodes avec une équation d'ordre 3 et avec machine learning donnent des résultats très satisfaisants. L'équation d'ordre 2 ne parvient pas cette fois-ci à ajuster convenablement le paramètre d'écroutissage  $n$ , au contraire du paramètre  $m$  qui est dans un ordre de grandeur acceptable.

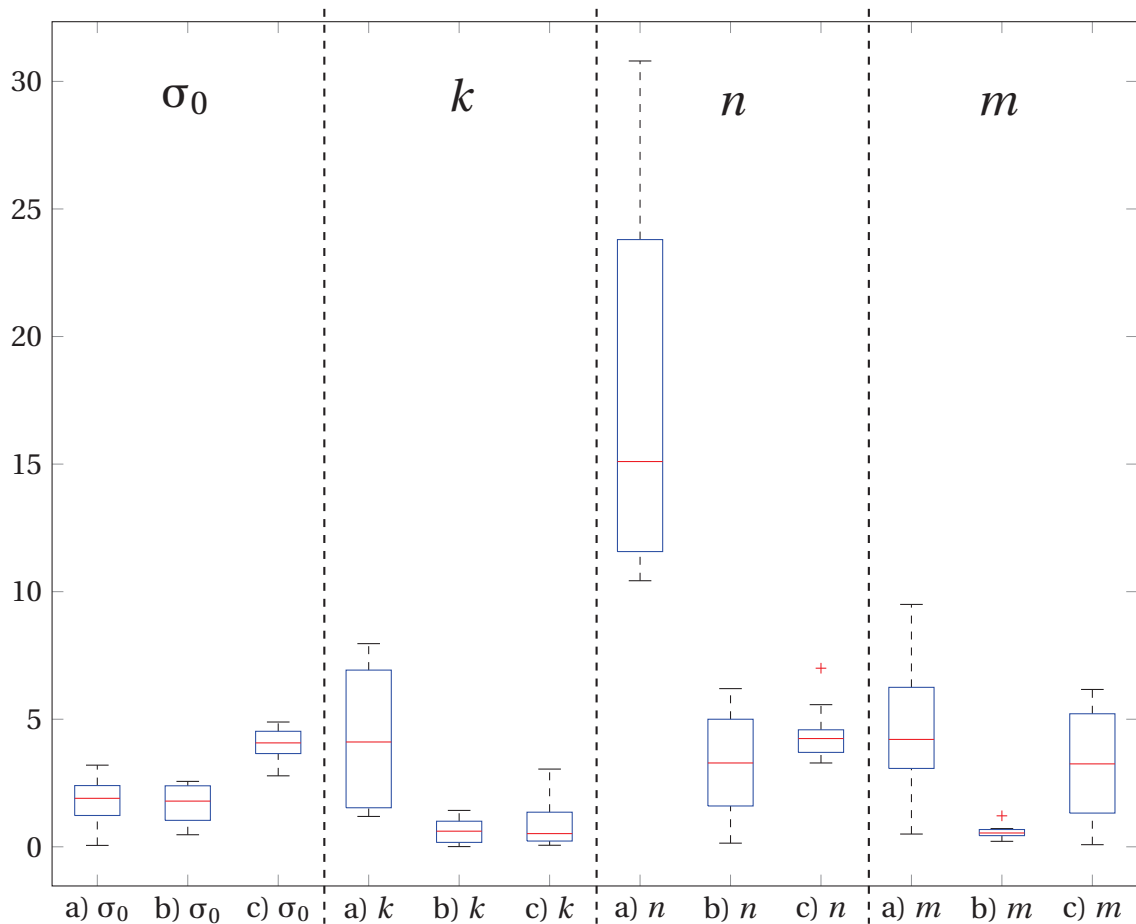


FIGURE 4.4 – Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données décalé avec un domaine étendu avec a) une surface polynomiale d'ordre 2, b) d'ordre 3 et c) par machine learning.

Pour conclure sur ces optimisations réalisées avec un domaine de valeur étendues, il semble que deux méthodes sortent du lot et donnent des résultats de meilleure qualité : l'équation d'ordre 3 et le machine learning. L'équation d'ordre 2 manque probablement un peu de flexibilité pour ajuster au mieux les données d'entrée et ne peut être retenue dans ce cas.

#### 4.4.4 Domaine adouci

Pour terminer ce chapitre sur une nouvelle méthode de détermination des paramètres matériau, nous allons expérimenter une hypersurface en ajoutant un paramètre d'adoucissement  $m_6$ , dans le cas où est considérée une loi de comportement de la forme décrite dans l'équation 4.1. Une valeur négative du paramètre  $m_6$  permet de modéliser le comportement d'un matériau présentant une diminution de la contrainte mesurée lors d'un essai de compression, typique d'un essai à température élevée.

Dans cette section, nous présenterons uniquement les résultats avec une surface polynomiale d'ordre 3 et en machine learning, les surfaces d'ordre 2 ayant montré leurs limites pour les domaines trop étendus. De la même façon que précédemment, les résultats obtenus ont été présentés sous la forme de boîtes à moustache afin de comparer au mieux l'efficacité des méthodes (Fig. 4.5). Tout d'abord, il y a très peu d'erreur entre les paramètres matériau et ceux estimés pour  $\sigma_0$  et  $k$ . La différence est ici inférieure à 2 % dans tous les cas et même inférieur à 1 % pour l'estimation de  $k$  pour l'hypersurface de degré 3 et la méthode par machine learning.

La comparaison des résultats des deux méthodes est plus parlante pour les paramètres  $n$ ,  $m$  et  $m_6$ . La méthode de machine learning donne de meilleurs résultats pour le paramètres d'écrouissage  $n$  avec des erreurs de moins de 5 % en majorité, là où les résultats sont légèrement moins bon avec l'hypersurface d'ordre 3. Néanmoins, la tendance est inversée pour le paramètre de viscosité  $m$  et d'adoucissement  $m_6$ , avec une meilleure précision pour l'hypersurface d'ordre 3.

Il est toutefois important d'insister ici sur la différence de temps de calcul entre ces deux méthodes. Pour l'hypersurface d'ordre 3, il a fallu 109 s afin de calculer toutes les configurations nécessaires. D'un autre côté, le temps pour calculer les mêmes configurations avec les données obtenues en machine learning est de 13 jours dans des conditions équivalentes. Grâce à des lancements en parallèle sur Matlab il a été possible de réduire ce temps de calcul à 3j, mais cela reste toujours bien supérieur à l'autre méthode pour une qualité de résultats équivalente voire moins bonne.

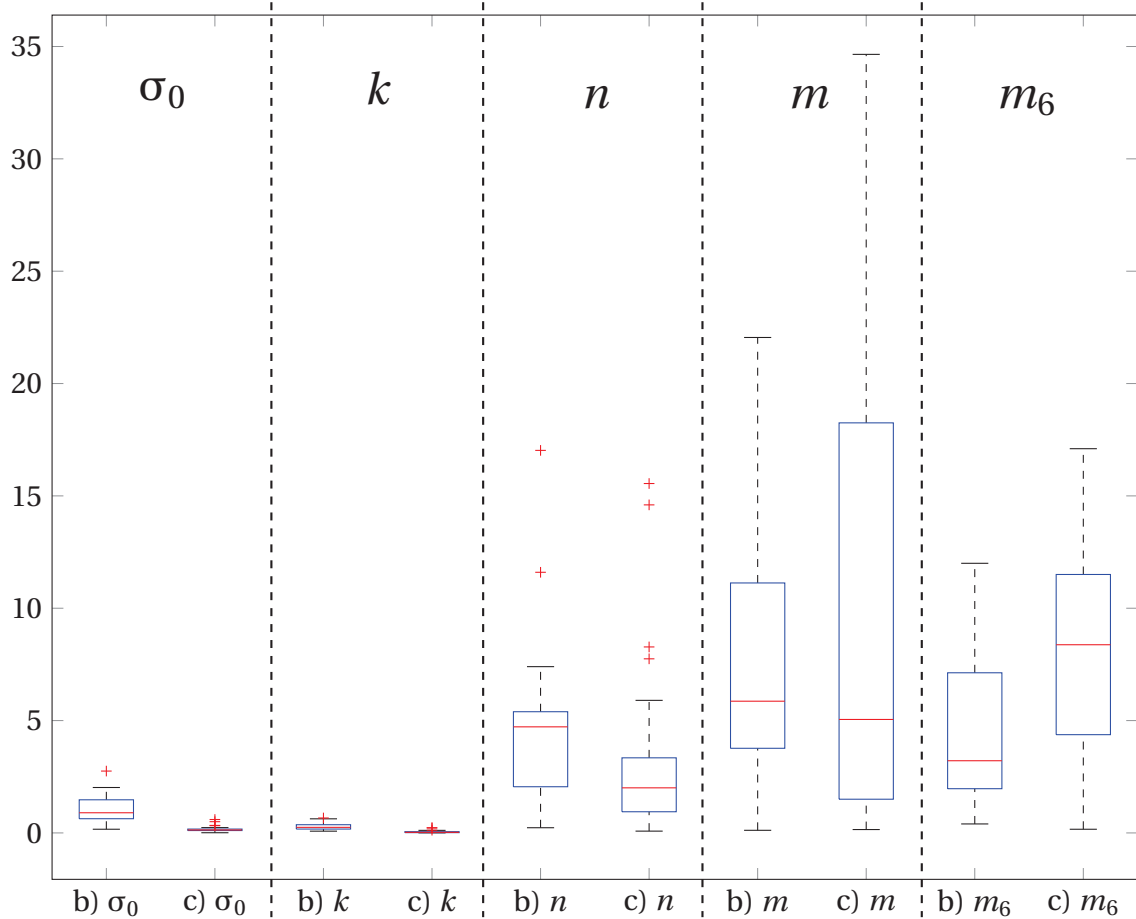


FIGURE 4.5 – Boîte à moustache de l'erreur d'estimation pour un calcul sur le set de données avec de l'adoucissement avec b) une surface polynomiale d'ordre 3 et c) par machine learning.

## 4.5 Comparaison avec les paramètres apparents

Les paramètres apparents du jeu de données d'adoucissement ont été déterminés avec la méthodologie classique employée sur des essais expérimentaux. Ils sont comparés au résultats obtenus sur le même jeu de données avec la stratégie détaillée dans ce chapitre pour une hypersurface d'ordre 3 (Fig. 4.6). Les paramètres apparents ainsi déterminés présentent des différences importantes avec les paramètres matériaux, comme attendu sur la base des résultats présentés au chapitre précédent. Il apparaît que la stratégie développée ici améliore la qualité des résultats pour tous les paramètres étudiés.

Il serait toutefois possible de corriger assez simplement le paramètre de viscosité apparent  $m'$ , l'erreur de l'ordre de 50 % étant une sous-estimation systématique de sa valeur. La même conclusion ne peut pas s'appliquer pour les autres paramètres qui sont alternativement sur ou sous-estimés. Les erreurs importantes pour  $n'$  et  $m'_6$  peuvent s'expliquer par la très grande quantité de couples écrouissage - adoucissement permettant d'obtenir un bon ajustement de la courbe. Toutefois, si tous ces couples permettent un bon ajuste-

ment de la courbe apparente en sortie d'essais de compression, il ne correspondent pas aux paramètres matériaux réels des échantillons.

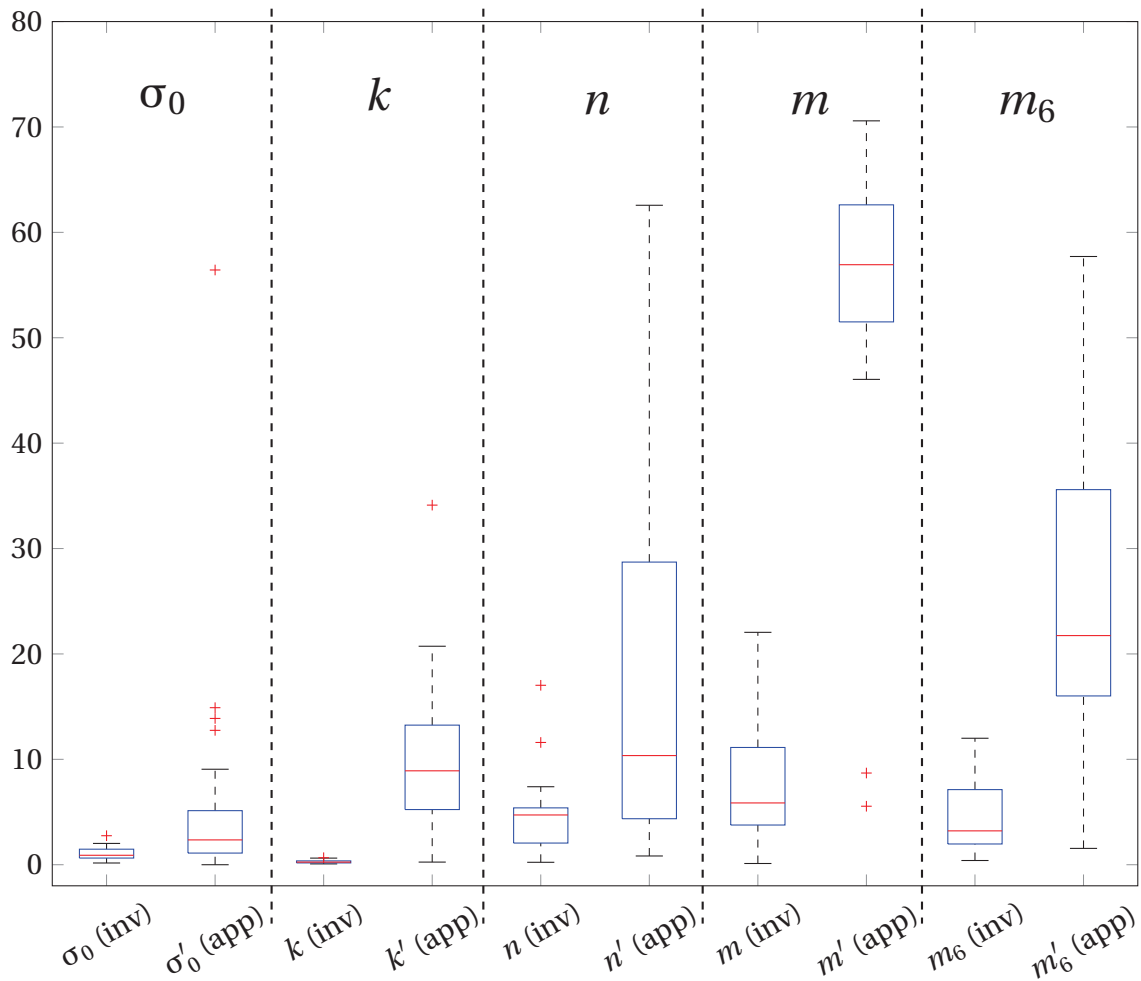


FIGURE 4.6 – Comparaison de l'erreur pour la méthode développée ici (inv) et la méthode classique (app).

## 4.6 Conclusion

La méthode d'identification développée dans ce chapitre se base sur un jeu de données obtenu à partir d'un grand nombre de simulations numériques. Ce jeu de données a ensuite été modélisé avec des surfaces polynomiale d'ordre deux ou trois, ainsi qu'avec des méthodes de machine learning. Il est essentiel de travailler avec des données obtenues à des vitesses de déformation différentes pour obtenir de bons résultats sur le paramètre de viscosité. La surface polynomiale d'ordre deux n'est pas suffisamment souple pour ajuster convenablement les jeux de données numériques et ne peut être retenue pour les lois de comportement complexes incluant un paramètre d'adoucissement  $m_6$ .



Une surface polynomiale d'ordre trois est recommandée dans le cas d'une recherche de paramètres matériau, avec une qualité de résultats aussi bonne voire meilleure que les méthodes robustes telles que le machine learning. De plus, une surface polynomiale permet une meilleure sobriété numérique avec un temps de calcul bien moindre qu'en machine learning. Il ne peut toutefois pas être négligé que l'erreur ici reste proche de 10 % pour  $m$  et de 5 % pour  $n$  et  $m_6$ . La comparaison avec les méthodologies classiques montre toutefois une amélioration nette de la qualité des résultats.



# 5

## Approche expérimentale du comportement de l'aluminium en compression

---

### Sommaire

---

<b>5.1</b>	<b>Introduction</b>	<b>90</b>
<b>5.2</b>	<b>Étude de l'alliage 6082A</b>	<b>90</b>
5.2.1	Essais de compression	90
5.2.2	Étude de l'influence de la vitesse de déformation à froid	96
<b>5.3</b>	<b>Étude de l'aluminium pur</b>	<b>96</b>
5.3.1	Comportement matériau	97
5.3.2	Identification des paramètres de comportement	98
5.3.3	Exploitation des résultats de simulation	100
5.3.4	Analyses microstructurales	102
5.3.5	Analyse de la microdureté	104
<b>5.4</b>	<b>Essais de compression à chaud</b>	<b>105</b>
<b>5.5</b>	<b>Conclusion</b>	<b>107</b>

---

## 5.1 Introduction

Ce dernier chapitre discute les résultats des essais conduits pendant ces travaux de recherche sur différentes nuances d'aluminium. Dans un premier temps seront présentés les essais réalisés sur des échantillons d'aluminium de la série 6000, avant de basculer sur des essais réalisés sur de l'aluminium pur. Ces essais serviront de support pour une première application de la méthode d'identification décrite dans le chapitre précédent. Enfin, nous utiliserons des essais réalisés à chaud par un autre étudiant afin d'expérimenter la qualité de notre méthode sur des matériaux présentant un adoucissement significatif.

Toutes les simulations numériques présentées dans ce chapitre ont été réalisées avec un coefficient de frottement  $\mu = 0.05$ , pour correspondre au mieux aux surface lubrifiées expérimentales.

## 5.2 Étude de l'alliage 6082A

La méthodologie expérimentale des essais de compression sur les échantillons d'aluminium 6082 est la suivante : 16 échantillons déformés jusqu'à  $\epsilon = 0.6$  à des vitesses de déformation de 0.001, 0.01, 0.1 et 0.5  $s^{-1}$  (détail dans le tableau 2.4 du chapitre Méthodologie). Une partie des essais a été réalisée en lubrifiant les surfaces avec de la poudre de graphite. De plus, nous avons réalisé quelques essais sans poudre de graphite afin de voir l'éventuelle influence d'une augmentation du frottement.

### 5.2.1 Essais de compression

#### Essais lubrifiés

L'analyse des courbes contrainte - déformation issues des essais de compression de l'aluminium 6082A a été complexe en raison de certaines difficultés rencontrées. En effet, plusieurs des essais réalisés avec de la poudre de graphite n'étaient pas exploitables en raison d'une diminution anormale de la contrainte calculée à partir des résultats expérimentaux (Fig. 5.1). L'essai 12 nous a permis d'obtenir une courbe contrainte - déformation de la forme cohérente pour un essai à froid, avec un écrouissage typique sans adoucissement. La contrainte macroscopique atteint 362 MPa pour une déformation  $\epsilon = 0.6$ . De son côté, l'essai 13 nous présente une diminution de la contrainte à partir d'une déformation de 0.2, entraînant une chute progressive de la contrainte jusqu'à  $\epsilon = 0.52$ . Il y a ensuite une chute brutale de la contrainte pouvant être le signe d'une rupture de l'échantillon.

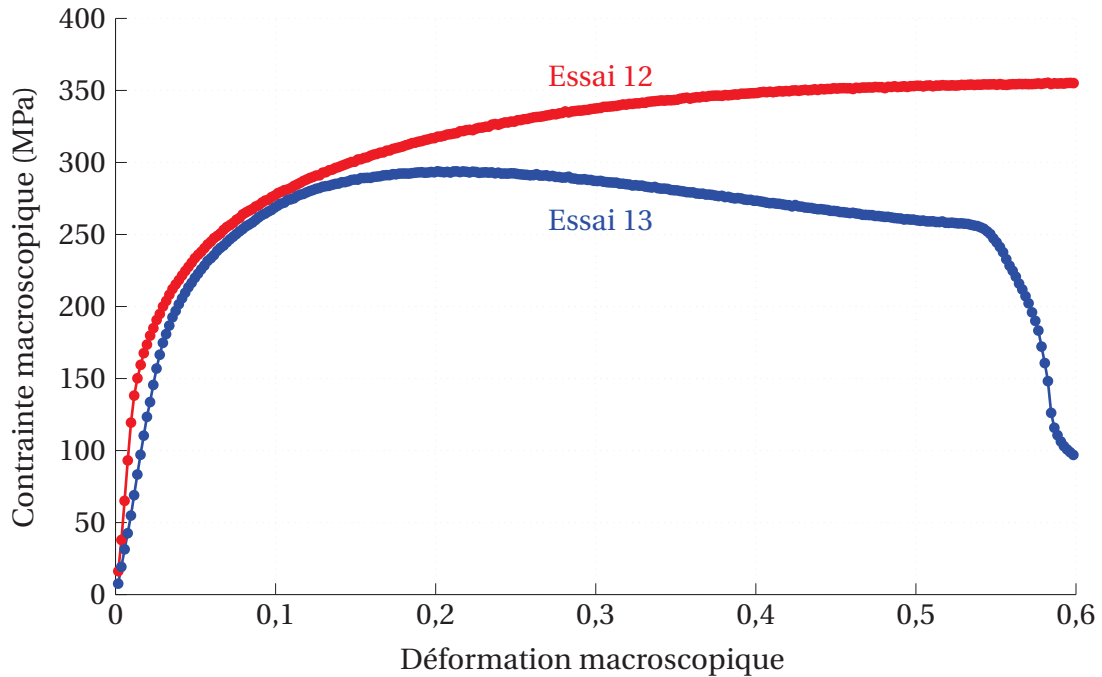


FIGURE 5.1 – Courbe contrainte - déformation de l'aluminium 6082A en compression pour une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ , lubrifié avec de la poudre de graphite.

Les échantillons ont été scannés après compression afin d'en étudier leur géométrie et de détecter les éventuels défauts responsables de la diminution détectée sur les courbes contrainte - déformation (Fig. 5.2). La géométrie de l'échantillon 12 est conforme à ce qui était attendu avec un effet tonneau caractéristique. De son côté, l'échantillon 13 présente une bande de cisaillement apparente qui coupe l'échantillon en deux dans la direction diagonale. A certains endroits, cette bande de cisaillement a même entraîné un déchirement de la matière et l'apparition d'une fissure. Cette fissure diminue considérablement la résistance à la compression de notre échantillon. La machine de compression étant pilotée en déformation, la descente du mors mobile se poursuit mais l'effort appliqué est moindre, ce qui explique la baisse de la contrainte apparente.

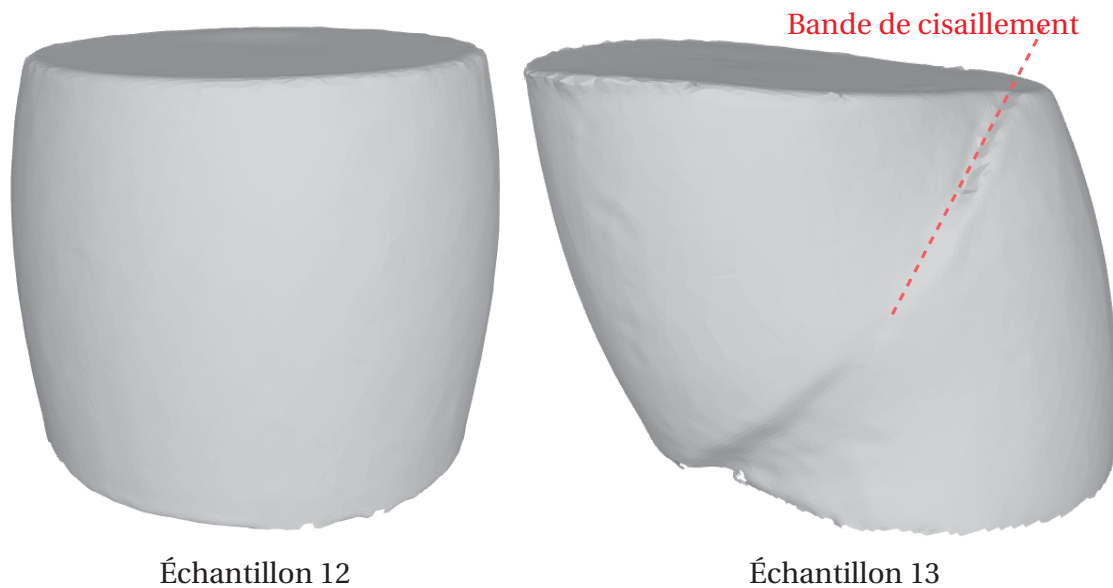


FIGURE 5.2 – Scans 3D des échantillons 12 et 13 après compression.

Cette géométrie observée sur l'échantillon 13 a malheureusement été retrouvée sur la quasi totalité des essais réalisés avec de la poudre de graphite, ne nous permettant pas une analyse efficace du comportement de l'aluminium 6082A lubrifié. Ce problème de fissuration pourrait s'expliquer par un problème de parallélisme entre les surfaces de contact de l'échantillon. Le lubrifiant pourrait également avoir une influence, en facilitant un phénomène d'instabilité plastique.

### Essais non lubrifiés

Ensuite, des essais non lubrifiés ont été réalisés afin de voir si une augmentation du frottement entre les surfaces limiterait l'apparition de bandes de cisaillement, améliorant ainsi la qualité des résultats (Fig. 5.3). Il n'apparaît au premier abord aucune diminution artificielle de la force appliquée, caractéristique d'un défaut ou rupture de l'échantillon. Il est intéressant de noter ici que la contrainte maximale atteinte pour un essai non lubrifié à  $0.01 \text{ s}^{-1}$  est de 360 MPa, ce qui est très proche de celle déterminée pour une vitesse de  $0.001 \text{ s}^{-1}$  sur un essai lubrifié. L'influence de la vitesse de déformation et le frottement entre les mors et l'échantillon pose ici question, dans la mesure où ils ne semblent pas modifier le comportement de l'aluminium 6082A à froid.

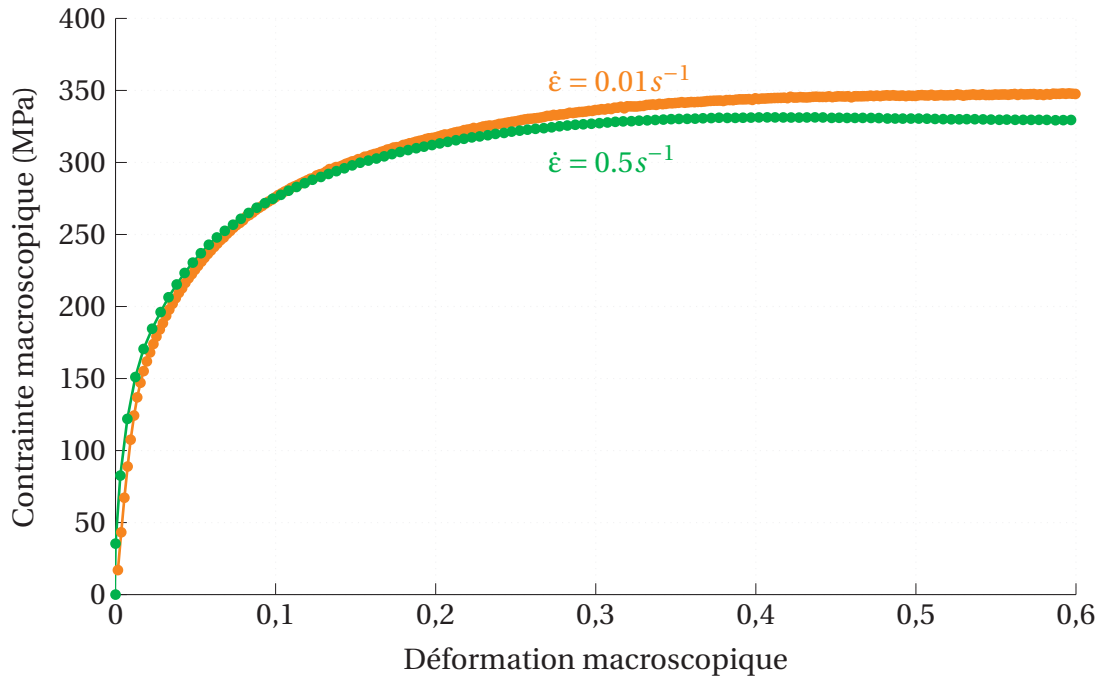


FIGURE 5.3 – Courbe contrainte - déformation de l'aluminium 6082A en compression pour une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 0.01$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ , sans lubrification.

Pour les matériaux sensibles à la vitesse de déformation, une augmentation de la vitesse de déformation macroscopique entraîne une augmentation de la contrainte macroscopique mesurée. Dans le cas de notre essai, la contrainte est légèrement plus importante pour  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$  que pour  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  jusqu'à atteindre une déformation de 0.15. Ensuite, la contrainte calculée pour  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  est plus importante que pour la contrainte à grande vitesse, à l'inverse des résultats attendus ici. De la même façon que précédemment, les échantillons ont été scannés après compression pour déceler d'éventuels défauts de forme qui pourraient être responsables d'une diminution de la contrainte calculée pour  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$  (Fig. 5.4).

La géométrie de l'échantillon 4 (déformé à  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ) semble parfaitement symétrique, contrairement à l'échantillon 2 (déformé à  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ ) sur lequel apparaît une dissymétrie sur la partie basse. Deux essais avaient été conduits à une vitesse  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ . Ils ont donné des courbes contrainte - déformation similaires mais seul l'échantillon 2 présente une imperfection, contrairement à l'échantillon 3 qui a gardé une géométrie correcte. Cette dissymétrie de l'échantillon 2 pourrait être un marqueur de l'apparition de bandes de cisaillement dans la matière qui auraient pu faciliter la déformation de l'échantillon et ainsi diminuer artificiellement la contrainte calculée pendant l'essai de compression.

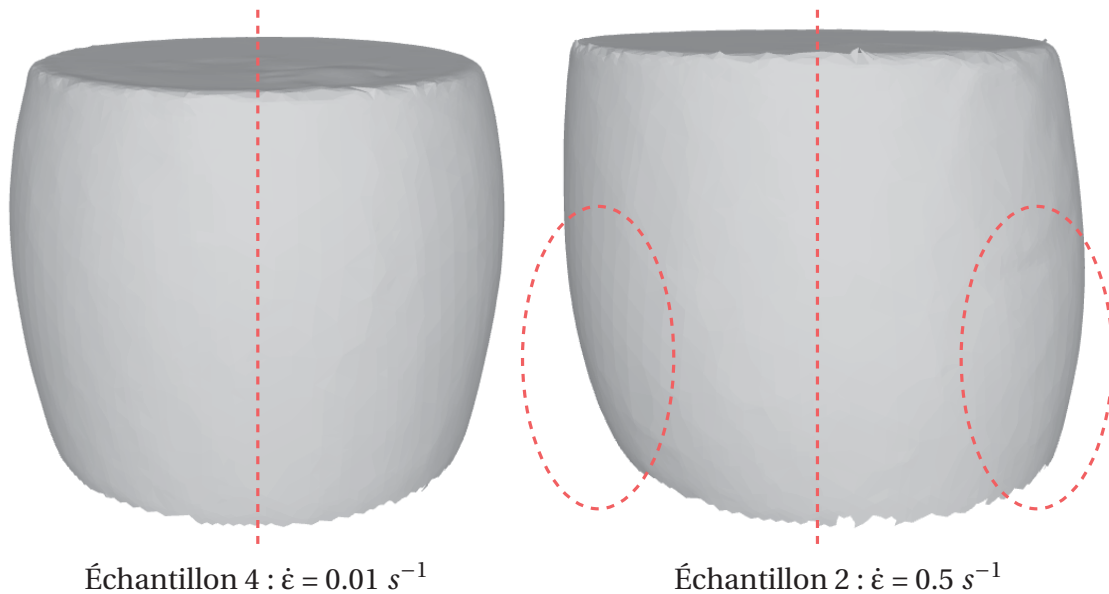


FIGURE 5.4 – Scans 3D des échantillons 4 et 2 après compression.

### Analyse géométrique

Les données du scanner 3D ont été utilisées ensuite afin d'étudier une éventuelle influence de la vitesse de déformation sur la géométrie grâce au calcul du facteur de forme  $b$  (Tableau 5.1). Tout d'abord, nous pouvons relever une différence entre les valeurs mesurées pour  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$  sans lubrification avec 1.145 et 1.174, qui est causée par l'asymétrie géométrique retrouvée sur l'échantillon 2. Néanmoins, nous pouvons noter qu'il n'y a pas de différence entre deux essais lubrifiés à  $\dot{\epsilon} = 0.01$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ , avec  $b = 1.174$ . Le facteur de forme mesuré est de 1.112 pour l'essai 12 à  $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$  sans lubrification. Il apparaîtrait ici qu'une augmentation du coefficient de frottement (en réalisant les essais sans lubrifiant) augmenterait la forme tonneau caractéristique d'un essai de compression.

TABEAU 5.1 – Tableau présentant le facteur de forme  $b$  mesuré sur les échantillons déformés avec ou sans lubrification.

Vitesse $\dot{\epsilon}$	Essai	Lubrification	Facteur de forme $b$
0.001	12	OUI	1.112
0.01	4	NON	1.174
0.5	2	NON	1.145
	3	NON	1.174

### Analyse microstructurale

Une fois l'analyse de la géométrie réalisée, les échantillons ont été découpés dans le sens de la hauteur afin d'effectuer une étude de la microstructure de l'échantillon. La fi-



gure 5.5 présente la microstructure complète de l'échantillon 4, observé au microscope optique. Il n'était pas possible d'obtenir un mapping complet de la surface de bonne qualité avec les microscopes à disposition, la cartographie complète a été réalisée par assemblage d'une cinquantaine d'images avec le logiciel ImageJ.

Les zones plus sombres sur l'image correspondent à des régions dans lesquelles la taille de grain est plus faible. Cette diminution de la taille de grain peut s'expliquer par un écrouissage plus important dans ces régions. Ainsi, il est possible de repérer des zones plus déformées indiquées par des flèches rouges. Cela forme une croix qui confirme les observations qui avaient été faites sur les cartographies de déformation plastique équivalente. Les bandes de cisaillement problématiques pour la bonne conduite de ces essais de compression à froid partent des angles de l'échantillon jusque la zone au cœur. De la même façon, la zone située au cœur de l'échantillon apparaît comme étant plus déformée que dans les zones hautes ou basses.

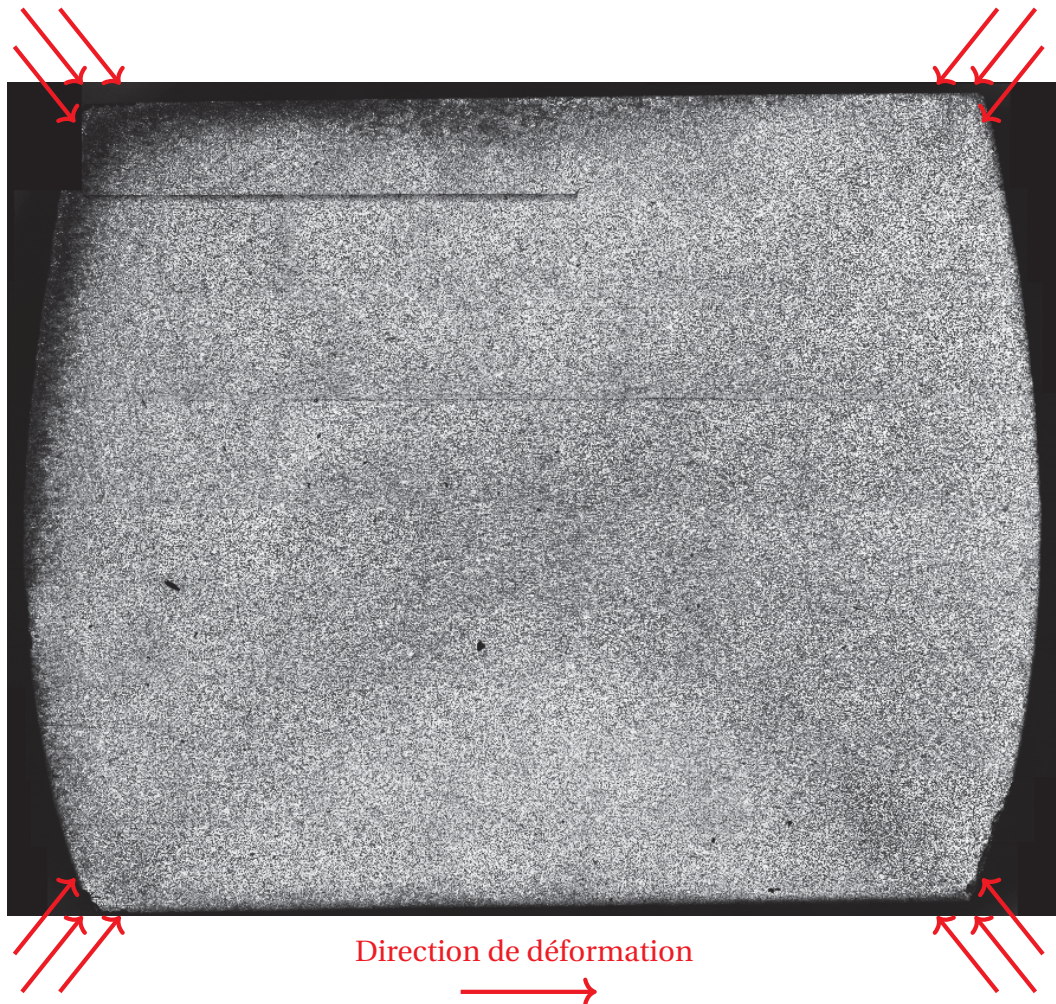


FIGURE 5.5 – Microstructure complète de l'échantillon 4, essai réalisé à  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  sans lubrification.

## 5.2.2 Étude de l'influence de la vitesse de déformation à froid

Afin d'investiguer sur le comportement de l'aluminium 6082A à froid, des essais de traction ont été réalisés dans une gamme de vitesse similaire à celle utilisée pour les essais de compression (Fig. 5.6). Les trois courbes contrainte - déformation sont quasiment identiques et présentent toutes des éprouvettes au comportement similaire. La contrainte macroscopique augmente jusqu'à la déformation  $\varepsilon = 0.2$ , avant de diminuer jusqu'à  $\varepsilon = 0.25$  et la rupture des éprouvettes de traction.

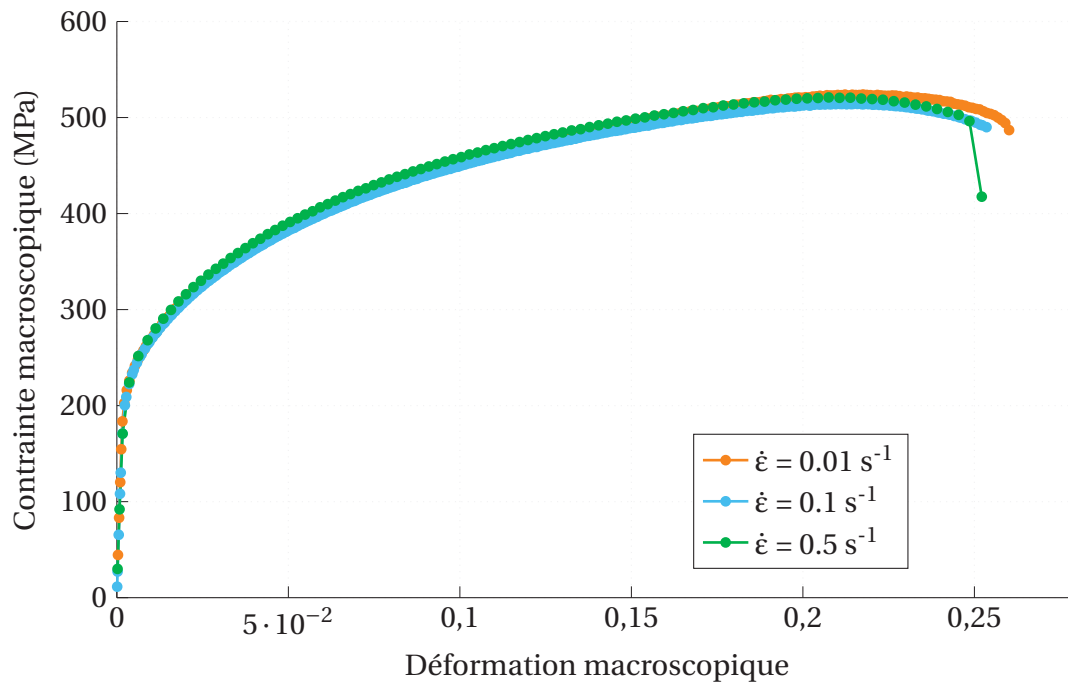


FIGURE 5.6 – Courbe contrainte - déformation de l'aluminium 6082A en traction pour des vitesses de déformation de  $\dot{\varepsilon} = 0.01$  à  $0.5 \text{ s}^{-1}$ .

Ces essais de traction confirment la tendance constatée en réalisant les essais de compression : la vitesse de déformation ne semble pas avoir d'effet sur la contrainte calculée et sur le comportement matériau dans le cas d'essai à froid sur un aluminium 6082A.

## 5.3 Étude de l'aluminium pur

Pour les essais mécaniques sur des échantillons d'aluminium pur, 5 échantillons ont été testés en compression à trois vitesses de déformation différentes : 0,01, 0,1 et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ . Tous ces essais ont été réalisés avec une lubrification à l'aide de poudre de graphite.

### 5.3.1 Comportement matériau

A la suite des essais de compression, nous avons choisi de sélectionner deux essais à des vitesses de  $0.01$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$  afin d'étudier le comportement de l'aluminium pur. Les courbes contrainte - déformation sont présentées dans la figure 5.7. Les données obtenues à partir d'essais à une vitesse de déformation de  $0.5 \text{ s}^{-1}$  présentent une contrainte plus élevée que pour les essais à  $0.01 \text{ s}^{-1}$ . La différence est de  $6 \text{ MPa}$  à  $\epsilon = 0.6$ . Le matériau semble avoir en première approche un comportement élastoviscoplastique, sans adoucissement ni restauration.

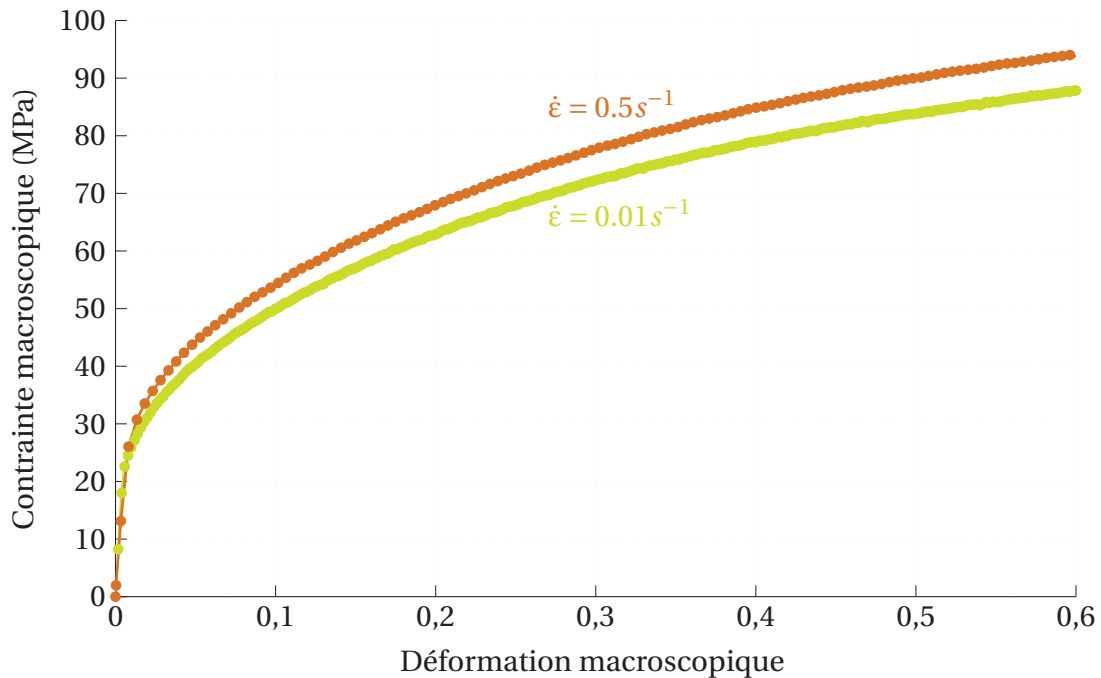


FIGURE 5.7 – Courbe contrainte - déformation de l'aluminium pur en compression pour des vitesses de déformation de  $\dot{\epsilon} = 0.01$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$ .

Les courbes contrainte - déformation issues des essais de microtraction d'aluminium pur sont présentées dans la figure 5.8. Comme pour les essais de traction, nous retrouvons ici une influence de la vitesse de déformation lors d'essais à froid. Toutefois les résultats obtenus ici sont contre-intuitifs avec des contraintes apparentes plus élevées pour des faibles vitesses de déformation, alors que c'est l'inverse qui devrait être observé. De plus, la machine de microtraction ne pouvait être pilotée à vitesse de déformation constante mais uniquement à vitesse de déplacement des mors constant, ce qui ne permet pas de comparer aisément avec les données en compression. Pour ces raisons, nous ne présenterons pas dans ce rapport les analyses réalisées sur les échantillons de microtraction, les résultats n'étant pas satisfaisants.

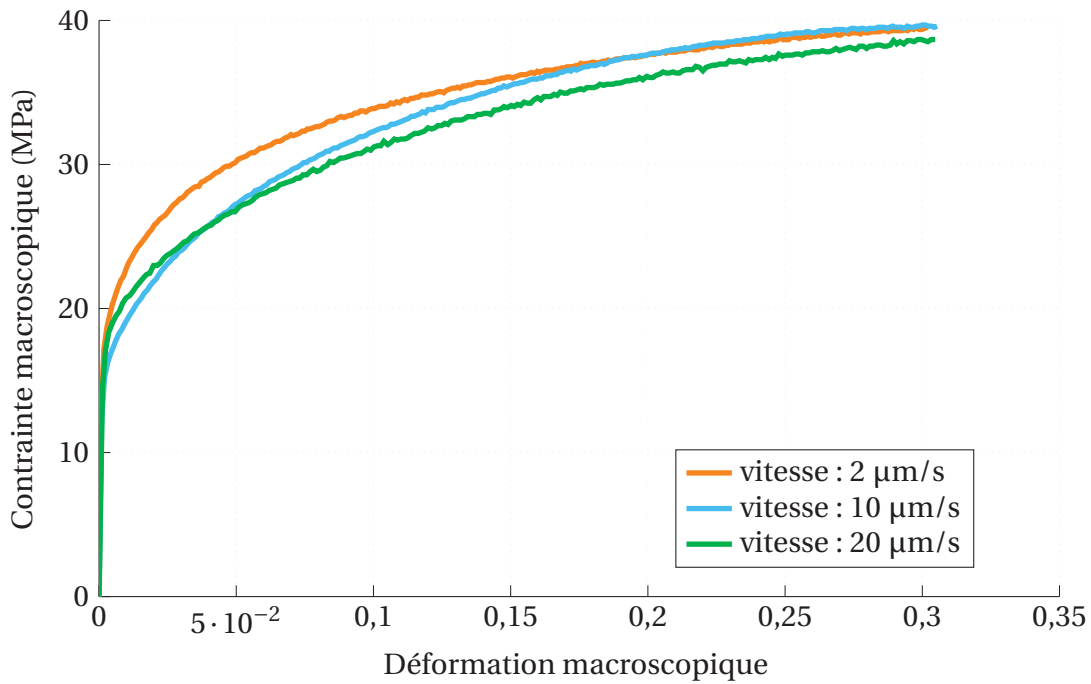


FIGURE 5.8 – Courbe contrainte - déformation de l'aluminium pur en traction.

### 5.3.2 Identification des paramètres de comportement

La méthode d'identification des paramètres matériau a été appliquée sur les données de contrainte - déformation en compression présentées dans la figure 5.7. Dans un premier temps, une recherche paramétrique a été effectuée sur une loi de comportement élastoviscoplastique comme étudiée précédemment dans ce manuscrit, sans paramètre d'adoucissement.

TABEAU 5.2 – Paramètres matériau de l'aluminium pur obtenus à partir de nos essais de compression pour une loi élasto-viscoplastique.

Paramètre	$\sigma_0$ (MPa)	$k$ (MPa)	$n$	$m$
Valeur	9.99	107.8	0.39	0.024

La courbe contrainte - déformation obtenue en sortie de la simulation numérique est présentée dans la figure 5.9. Jusqu'à une déformation  $\epsilon$  de 0.4, les courbes expérimentales et simulées ont des comportements très similaires avec un écart extrêmement faible entre les courbes. A partir de déformations plus importantes, nous observons un décrochage entre les courbes avec une courbe expérimentale qui ne suit pas la forme de la courbe puissance simulée. Cela laisse supposer qu'il y aurait un effet supplémentaire lors des essais de compression à froid d'aluminium pur.

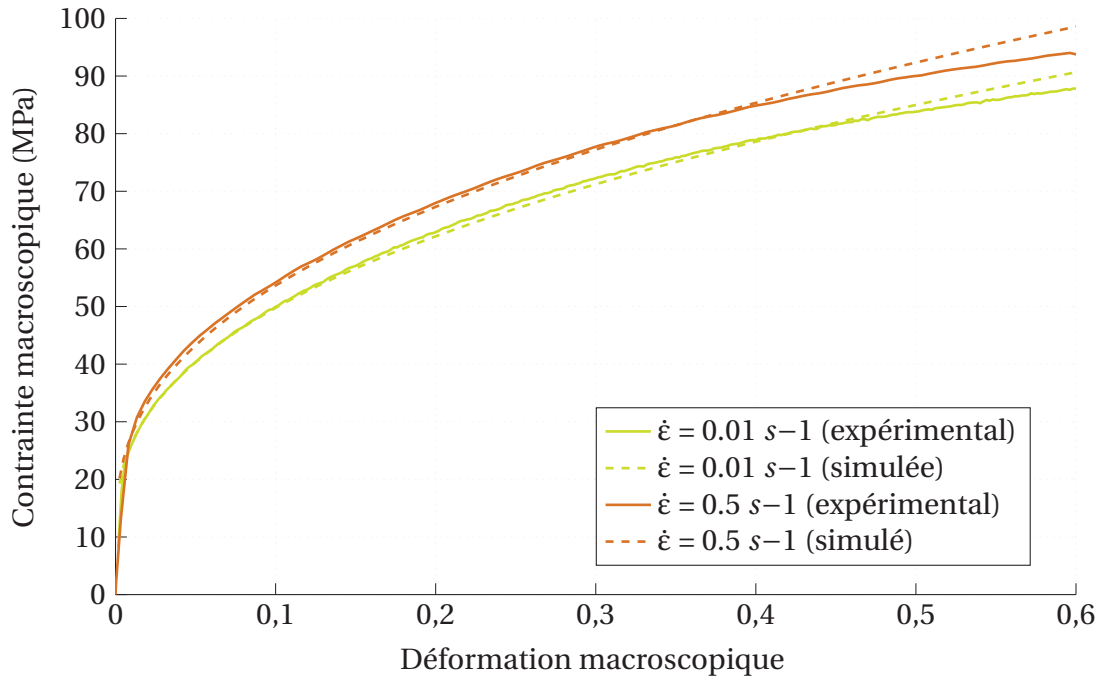


FIGURE 5.9 – Comparaison entre les courbes contrainte - déformation expérimentales et simulées d'un aluminium pur en compression pour des vitesses de déformation de  $\dot{\epsilon} = 0.01$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$  avec une loi d'écroutissage.

La stratégie de recherche paramétrique a ensuite été appliquée en utilisant une loi de comportement avec le paramètre d'adoucissement  $m_6$  afin de modéliser ce décalage en déformations plus importantes. Il est attendu ici que ce paramètre d'adoucissement soit faible, étant donné que la courbe présente au premier abord un comportement d'écroutissage pur. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 5.3.

TABEAU 5.3 – Paramètres matériau de l'aluminium pur obtenus à partir de nos essais de compression pour une loi incluant un paramètre d'adoucissement.

Paramètre	$\sigma_0$ (MPa)	$k$ (MPa)	$n$	$m$	$m_6$
Valeur	15.38	130.95	0.52	0.025	-0.39

Les résultats obtenus ici correspondent aux données que nous observons dans la littérature avec un coefficient d'écroutissage proche de 0.5 pour un aluminium. La courbe obtenue en sortie de simulation numérique est présentée dans la figure 5.10.



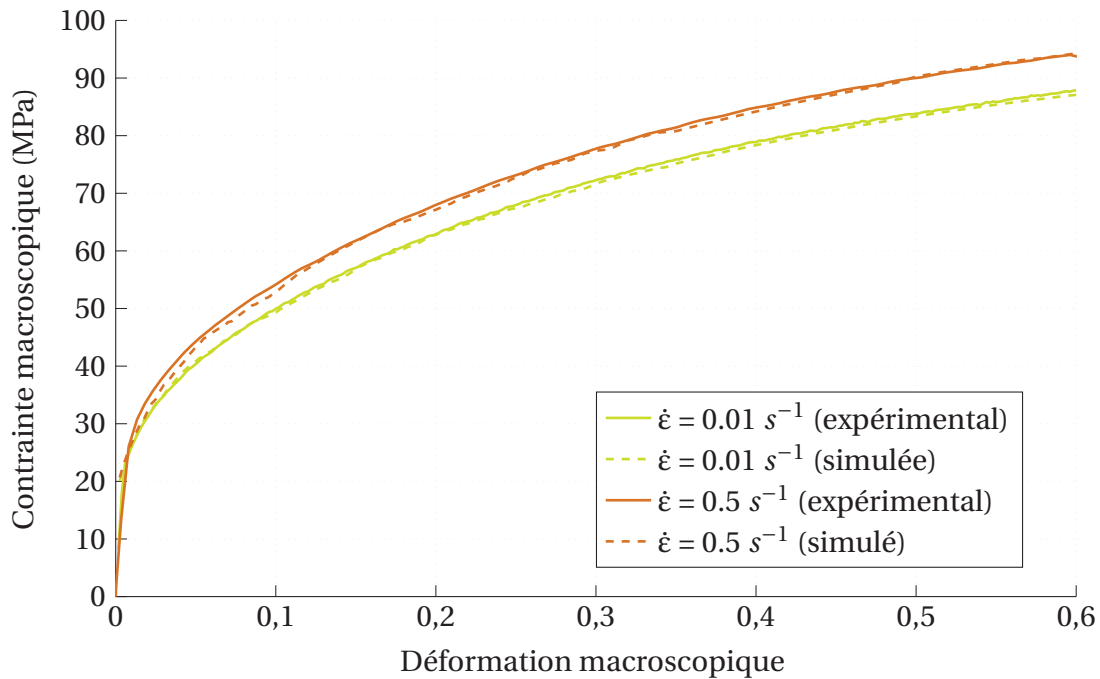


FIGURE 5.10 – Comparaison entre les courbes contrainte - déformation expérimentales et simulées d'un aluminium pur en compression pour des vitesses de déformation de  $\dot{\epsilon} = 0.01$  et  $0.5 \text{ s}^{-1}$  avec une loi de comportement incluant un paramètre d'adoucissement.

Les courbes contrainte - déformation issues de la simulation numérique présentent un comportement très proche de celui des courbes obtenues expérimentalement. L'écart moyen entre les courbes est très faible, confirmant les bonnes performances de notre méthode. Il apparaît que la majorité des erreurs se produit pour de faibles déformations, pour les premiers pas de temps de la simulation numérique. Cela correspond à la zone de déformation élastique sur laquelle nous n'investiguons pas en supposant que  $E = 75\,000 \text{ MPa}$  dans le cas de l'aluminium pur. Les paramètres ici obtenus devraient être éprouvés en interpolation ou extrapolation, mais nous ne disposons pas de données expérimentales suffisantes pour cela.

Il est toutefois possible de nuancer un peu ces résultats dans la mesure où les coefficients de frottement retrouvés à froid dans la littérature peuvent être sous-estimés. Le décrochage de la courbe en grandes déformations pour la loi sans adoucissement pourrait être dû à un phénomène d'adoucissement géométrique comme observé dans le chapitre 3.

### 5.3.3 Exploitation des résultats de simulation

A la suite des simulations numériques, la cartographie de déformation plastique équivalente extraite des résultats de simulation numérique est présentée dans la figure 5.11. La

déformation est répartie en forme de croix comme dans l'échantillon (Fig. 5.5), avec des bandes de cisaillement sur les diagonales. La déformation la plus importante est mesurée à cœur, avec 0.68. Les zones les moins déformées, dans la zone centrale en contact avec les mors, présentent tout de même une déformation de 0.4. Cette cartographie présente un comportement plutôt homogène, avec un maximum peu élevé et une déformation majoritairement comprise entre 0.55 et 0.65.

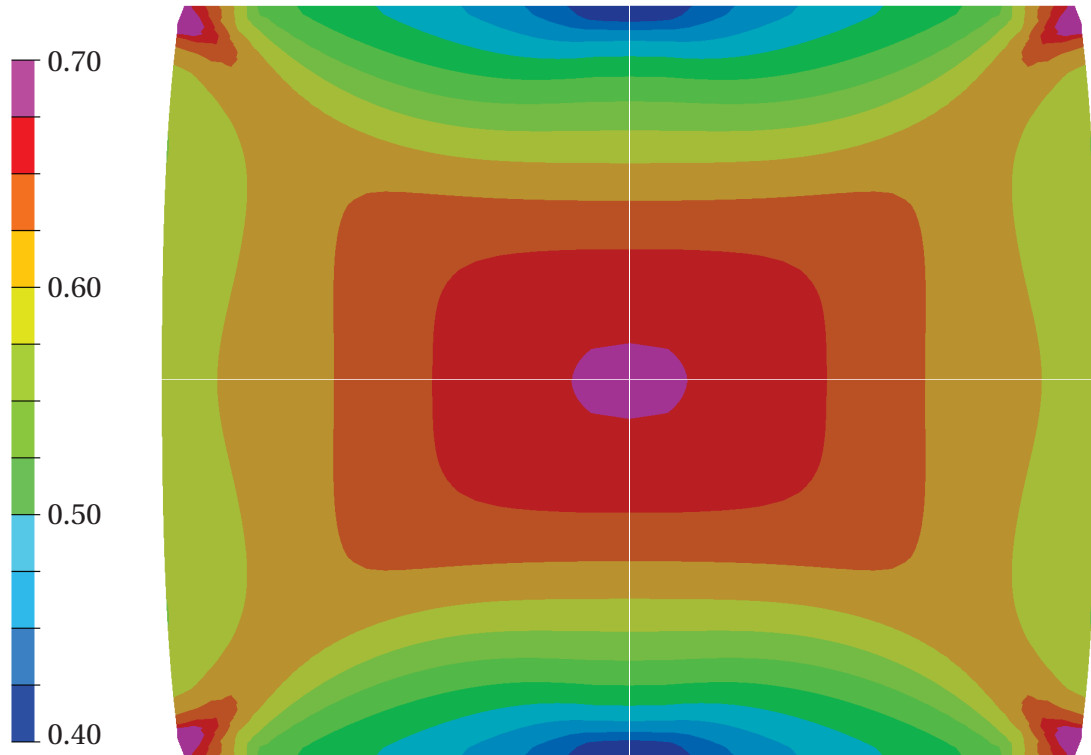


FIGURE 5.11 – Cartographie de déformation plastique équivalente pour les paramètres obtenus avec la méthode d'identification pour les essais de compression d'aluminium pur à  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ .

La vitesse de déformation locale (mesurée dans la zone morte et au cœur de l'échantillon) a été extraite de la simulation numérique réalisée pour modéliser les essais de compression d'aluminium pur (Fig. 5.12). La vitesse de déformation macroscopique globale de l'échantillon est constante à  $0.5 \text{ s}^{-1}$ , là où elle évolue localement. Dans la zone morte, la vitesse maximale est atteinte en petites déformations avec un maximum à  $0.33 \text{ s}^{-1}$ . La vitesse diminue ensuite lentement pendant l'essai.

À cœur la vitesse de déformation est systématiquement supérieure à  $0.5 \text{ s}^{-1}$  avec un maximum à  $0.62 \text{ s}^{-1}$ . Nous pouvons toutefois relever une légère diminution de la vitesse de déformation à cœur lorsque la déformation macroscopique dépasse 0.5. Les observations réalisées sur la vitesse de déformation sont en accord avec la cartographie visualisée précédemment (Fig. 5.11) et montrent que le matériau a une histoire de déformation très différente en fonction des régions.

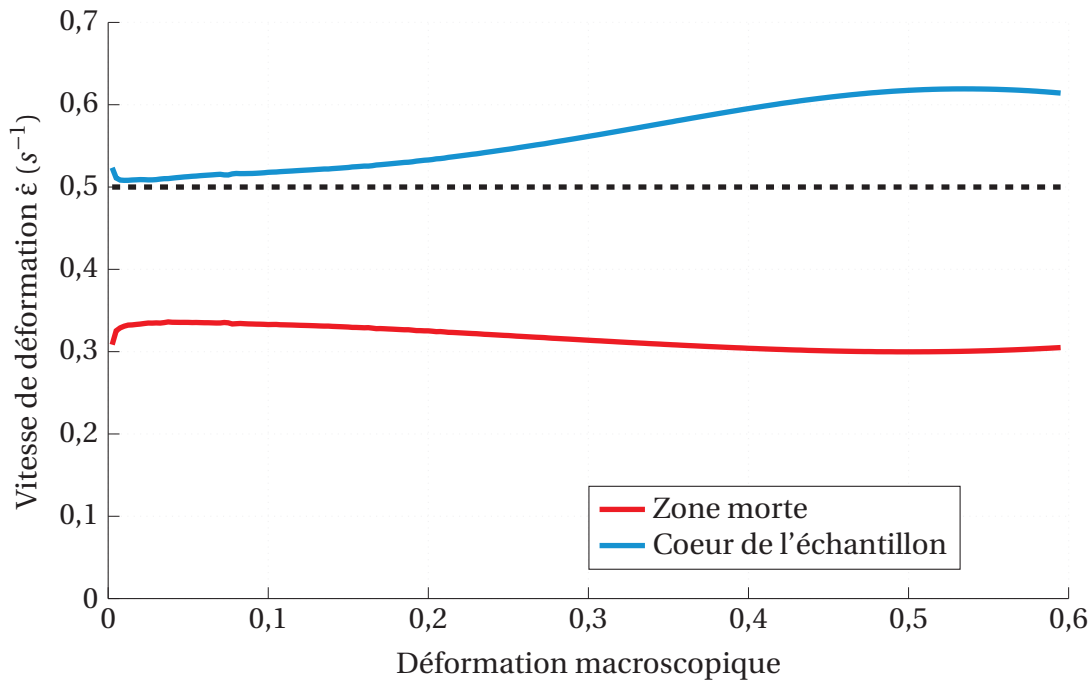


FIGURE 5.12 – Évolution locale de la vitesse de déformation pour une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ s}^{-1}$ .

### 5.3.4 Analyses microstructurales

La microstructure de l'aluminium pur a ensuite été analysée après une anodisation de la surface centrale de l'échantillon (Fig. 5.13). Cette anodisation a été réalisée avec un réactif de Barker (200 mL d'eau et 10 mL d'acide fluoroborique).

Il apparaît tout d'abord sur cette image une asymétrie de la taille des grains. Sur la partie en bas à gauche et au milieu les grains sont d'une taille plutôt réduite, montrant un phénomène d'écrouissage qui entraîne une diminution de la taille de grains. De leur côté, les grains sur la partie droite sont plus gros et présentent une forme allongée caractéristique d'une bande de cisaillement. L'image A présente un détail de la microstructure dans une zone où les grains sont gros et semblent peu déformés. Aucune recristallisation ne peut être observée sur cette image, correspondant à une zone morte caractéristique d'un essai de compression.

L'image B présente un zoom sur la microstructure au cœur de l'échantillon, là où la déformation est la plus forte selon la cartographie de déformation plastique équivalente présentée précédemment. En bas à droite de l'image nous pouvons repérer des grains allongés très déformés, ce qui correspond à la déformation « en croix » attendue. Au centre de l'image (cercle noir) apparaissent des formes correspondant à un phénomène de recristallisation du matériau. Les essais ayant été conduits à faible température, il semblerait que nous observions ici un phénomène appelé recristallisation statique. Néanmoins,



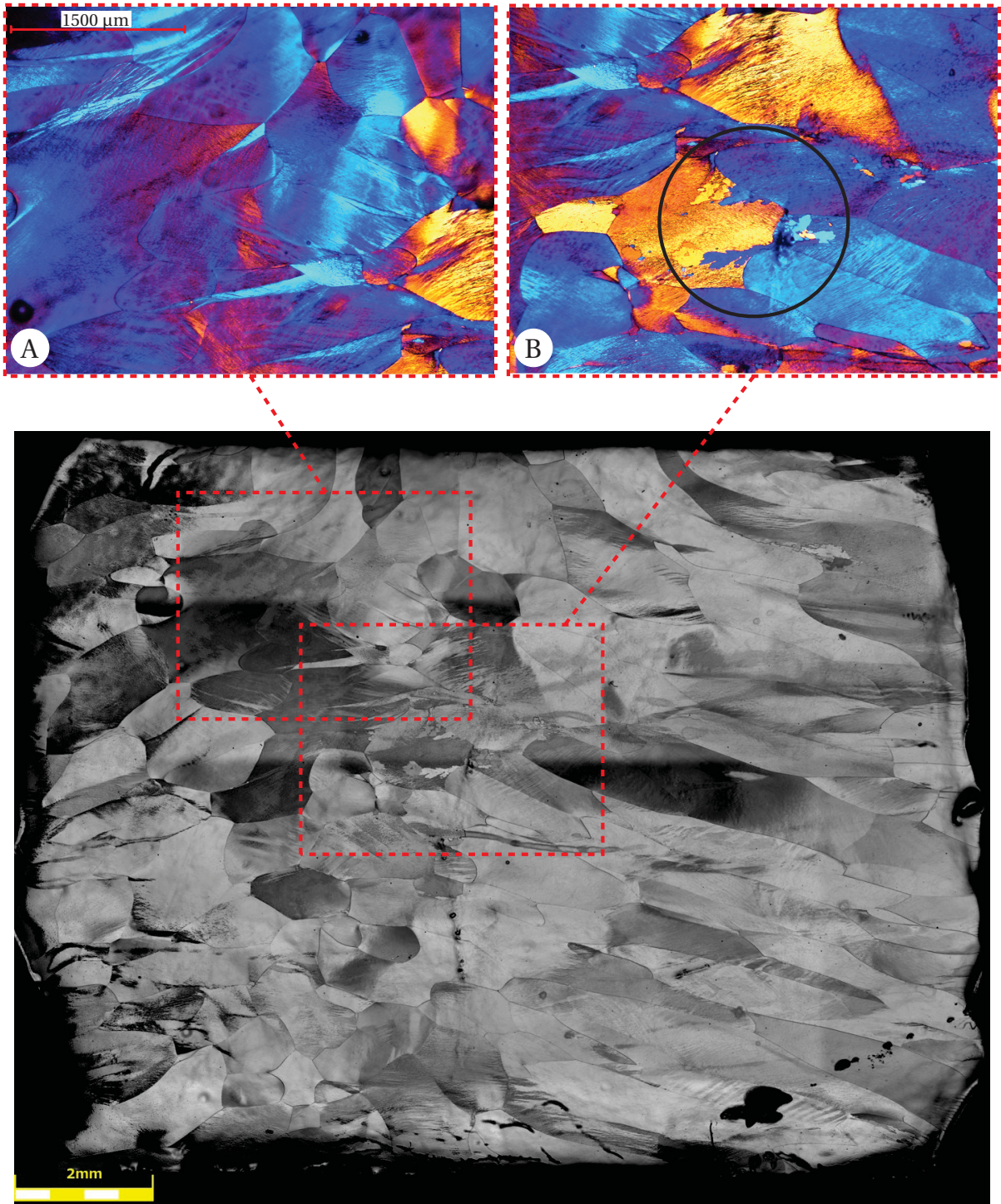


FIGURE 5.13 – Microstructure expérimentale d'un échantillon d'aluminium pur déformé à froid à une vitesse  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ .

il est difficile ici de déterminer si le moteur de cette recristallisation est la déformation de la matière ou bien un réarrangement des dislocations post-compression. Il est toutefois intéressant de noter que si le moteur de cette recristallisation est la déformation alors

l'ajout d'un paramètre  $m_6$  d'adoucissement à la loi de comportement de l'aluminium pur apparaît naturel.

### 5.3.5 Analyse de la microdureté

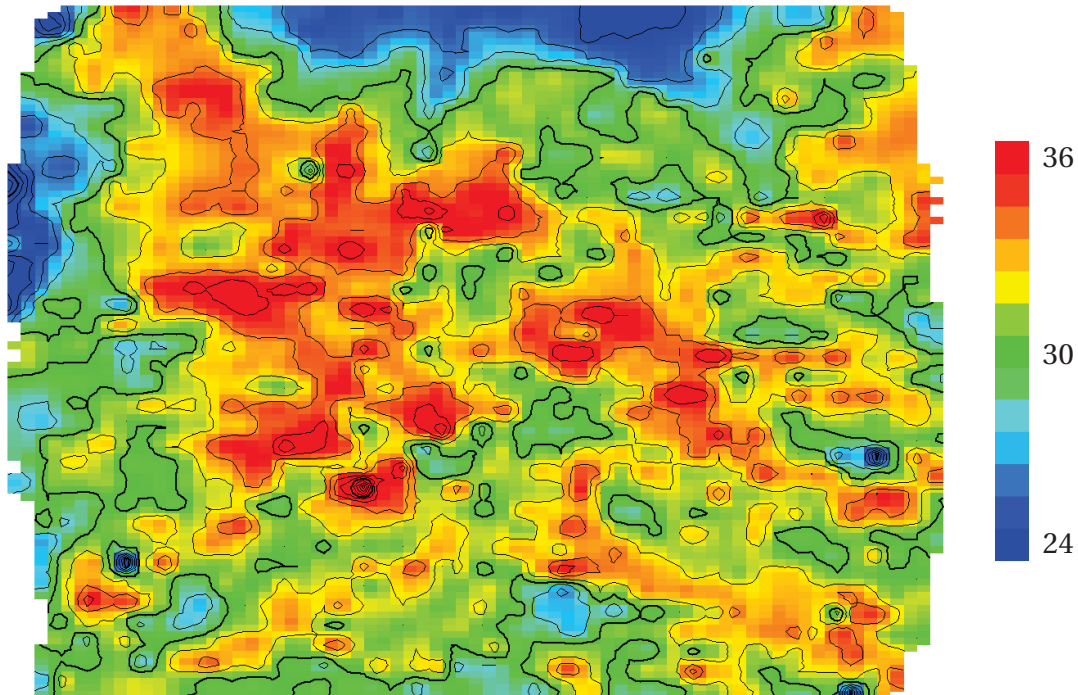


FIGURE 5.14 – Cartographie de dureté Vickers (HV) d'une éprouvette de compression à  $\epsilon = 0.6$  déformée à  $\dot{\epsilon} = 0.5 \text{ s}^{-1}$ .

Une cartographie de microdureté a ensuite été réalisée sur le même échantillon d'aluminium pur que précédemment (Fig. 5.14). La dureté mesurée sur l'échantillon est comprise entre 24 et 36 HV, une valeur faible pour l'aluminium pur qui est un matériau très tendre. Ce gradient de dureté très faible pose problème dans la mesure où il n'est que légèrement plus important que l'incertitude de mesure de la machine de dureté utilisée (environ 10 HV). C'est pourquoi ces résultats de dureté sont ici présentés uniquement en support des observations précédentes et non comme une information à part entière.

Les grains situés sur la partie supérieure avec une structure très peu déformée sont également ceux qui présentent la dureté la plus faible. De la même façon les grains recristallisés du centre de l'échantillon semblent présenter une dureté plus importante avec des valeurs proches de 35 HV.

## 5.4 Essais de compression à chaud

Pour clôturer cette section expérimentale, des essais mécaniques à chaud réalisés sur des échantillons d'aluminium 6082A réalisés par un autre membre du LOPFA ont été utilisés afin d'éprouver la méthode sur des échantillons fortement adoucis. Pour cela, nous considérerons les courbes contrainte - déformation obtenues par cet étudiant à 460°C et à des vitesses de 0.01 et 0.1  $s^{-1}$  pour la détermination des paramètres matériau. D'autres essais ayant été effectués à 0.002 et 1  $s^{-1}$ , ils seront utilisés afin de vérifier la qualité d'extrapolation des paramètres à des vitesses différentes.

Les courbes contrainte - déformation sont présentées dans la figure 5.15 pour les essais à 460°C. Les données ont ensuite été lissées avant de réaliser l'optimisation paramétrique, afin de limiter le bruit et ne pas altérer la qualité de la solution.

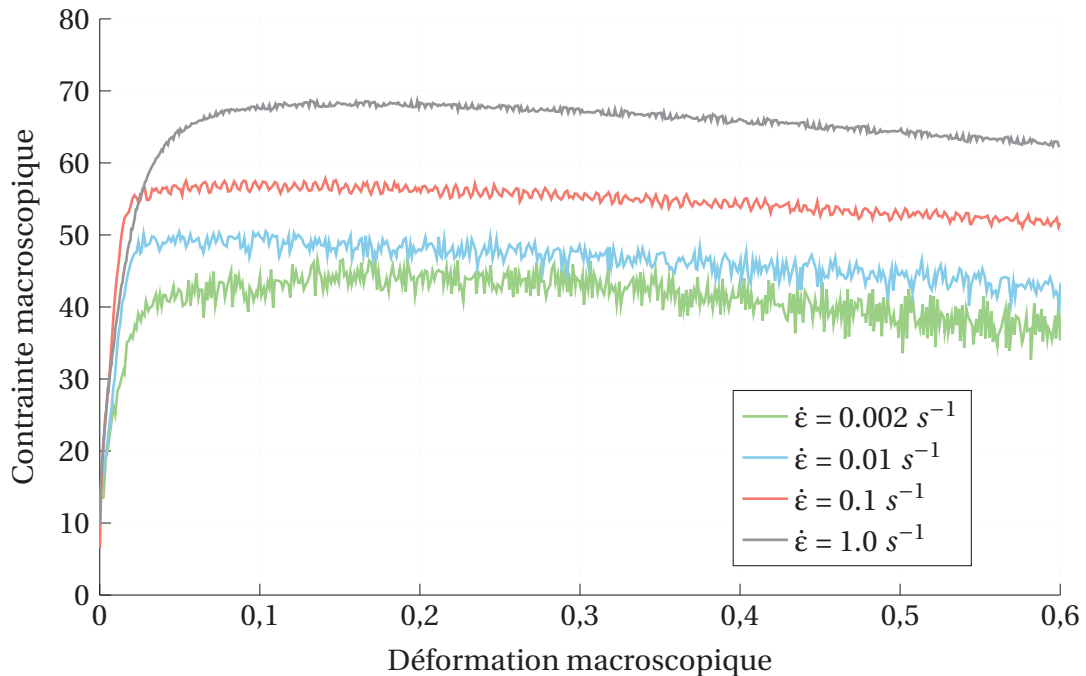


FIGURE 5.15 – Courbes contrainte - déformation expérimentales d'un aluminium 6082A en compression à 460°C pour des vitesses de déformation de  $\dot{\epsilon} = 0.002$  à  $1.0 \text{ s}^{-1}$ .

Les paramètres obtenus pour cette optimisation à partir des vitesses 0.01 et 0.1  $s^{-1}$  sont présentés dans le tableau 5.4 en fonction de la température de l'essai. Le paramètre d'érouissage est ici très faible face au paramètre  $m_6$ , ce qui est nécessaire pour observer une diminution de la contrainte macroscopique. L'enjeu sera maintenant de déterminer l'erreur pour des vitesses de déformation plus élevées et plus faibles avec les essais à 0.002 et 1.0  $s^{-1}$ .

TABEAU 5.4 – Paramètres matériau de l'aluminium 6082A obtenus à partir d'essais de compression à 460°C.

Paramètre	$\sigma_0$ (MPa)	$k$ (MPa)	$n$	$m$	$m_6$
Valeur	23.25	70.89	0.152	0.146	-0.917

Les courbes contrainte - déformation expérimentales et simulées avec les paramètres obtenus précédemment sont tracées dans la figure 5.15. Pour les vitesses de déformation de 0.01 et 0.1  $s^{-1}$ , les courbes simulées sont cohérentes avec les courbes expérimentales malgré quelques différences. Pour  $\dot{\epsilon} = 0.01 s^{-1}$ , la simulation ne parvient pas à reproduire le premier pic de contrainte observé mais présente un comportement similaire à la courbe expérimentale à partir de  $\epsilon = 0.15$ . Pour la deuxième courbe utilisée pour la détermination des paramètres à  $\dot{\epsilon} = 0.1 s^{-1}$ , il y a une erreur sur les toutes premières itérations de la simulation avant de modéliser parfaitement le comportement matériau jusqu'à atteindre  $\epsilon = 0.45$ . Le paramètre d'adoucissement semble ensuite trop grand et la contrainte simulée devient plus faible que celle mesurée expérimentalement.

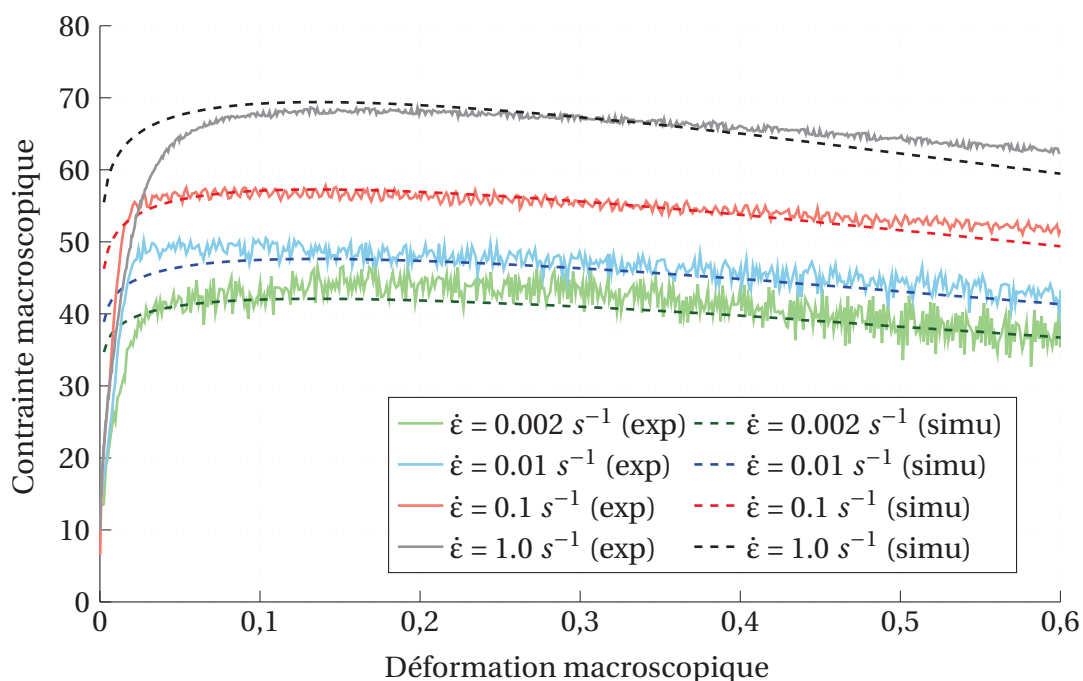


FIGURE 5.16 – Courbes contrainte - déformation expérimentales d'un aluminium 6082A en compression à 460°C pour des vitesses de déformation de  $\dot{\epsilon} = 0.002$  à 1.0  $s^{-1}$ .

Concernant les courbes extrapolées à des vitesses de 0.002 et 1.0  $s^{-1}$ , les données obtenues en simulation sont du même ordre de grandeur que les données expérimentales. A la vitesse la plus faible, la corrélation entre les courbes est quasiment parfaite hormis pour les déformations les plus faibles. Le bruit important de la contrainte expérimentale est bien ignoré par le modèle qui permet d'obtenir une courbe cohérente. D'un autre côté,



la qualité des résultats est moins bonne pour les essais à  $1.0 \text{ s}^{-1}$  avec une contrainte simulée beaucoup plus importante que la contrainte expérimentale jusqu'à  $\varepsilon = 0.08$ . Nous observons ensuite une bonne corrélation entre les résultats. La courbe simulée décroît plus rapidement que la courbe expérimentale, entraînant une erreur conséquente (5 MPa d'écart à  $\varepsilon = 0.6$ ) en grandes déformations.

Il semble possible d'améliorer ici les résultats en considérant le module de Young  $E$  comme un paramètre d'entrée à déterminer. En effet, il a été considéré pour la totalité de l'étude que  $E = 75 \text{ GPa}$ . Or dans le cas présenté ici à  $460 \text{ °C}$ , le décalage initial entre les courbes simulées et expérimentales pourrait s'expliquer par un module de Young largement surestimé dans les simulations numériques.

## 5.5 Conclusion

Les difficultés rencontrées pour la réalisation des essais, avec l'apparition de bandes de cisaillement fortes, n'ont pas permis la pleine exploitation de tous les essais réalisés. Néanmoins, il apparaît tout d'abord que l'aluminium 6082A n'est pas influencé par la vitesse de déformation lors d'essais à froid, ce qui a empêché l'application de notre méthode d'identification à ce matériau. Cette méthode a toutefois pu être appliquée à des essais d'aluminium pur ou d'aluminium 6082A à chaud, avec une qualité de résultats satisfaisante. Les microstructures observées pour un aluminium pur semblent de plus en adéquation avec les cartographies de déformation plastique équivalente obtenues.



## Conclusion générale et perspectives

---

L'objectif de ces travaux de thèse est de proposer une étude des hétérogénéités de déformation lors de la compression d'échantillons cylindriques. Il est alors apparu nécessaire de développer des solutions afin d'obtenir des paramètres rhéologiques les plus proches possible des paramètres matériau réels. La validation d'une telle méthode doit passer par une prédiction du comportement matériau dans une gamme de vitesses de déformation plus grande que celle utilisés lors des essais mécaniques.

Le chapitre 1 présente les lois empiriques courantes de modélisation de comportement matériau. Le rôle du frottement sur le comportement hétérogène de la matière est mis en avant en s'appuyant sur des travaux de la littérature. Les solutions numériques récentes développées autour de la correction des données obtenues en compression sont détaillées et comparées aux solutions analytiques plus anciennes et moins efficaces.

Le modèle numérique utilisé dans le cadre de ces travaux est introduit dans le second chapitre. Il met en œuvre un modèle axisymétrique en deux dimensions avec une modélisation du contact entre l'échantillon et le mors mobile avec une loi de frottement de Coulomb. La méthode d'étude de l'influence des paramètres procédé et rhéologiques est détaillée. Enfin, les essais de compression et de traction conduits pour caractériser le comportement d'un aluminium pur et d'un aluminium 6082A sont présentés, avec leurs conditions expérimentales.

Une analyse qualitative des hétérogénéités de déformation est tout d'abord proposée dans le chapitre 3. La forme des échantillons, la répartition de la déformation ainsi que la vitesse de déformation au cœur de la matière ont servi d'outils à l'étude des hétérogénéités. Il est en premier lieu apparu que le coefficient de renflement ne pouvait être lié directement au frottement entre l'échantillon et les mors, en raison de l'influence non négligeable des paramètres matériau sur la géométrie. Le frottement est le premier responsable de la déformation hétérogène de la matière, mais des matériaux avec des sensibilités importantes à la déformation ou à la vitesse de déformation tendent à se déformer de façon plus homogène. A l'inverse, un matériau avec un paramètre d'adoucissement plus faible présentera un maximum de déformation plus élevé.

Une correction analytique de la contrainte macroscopique a ensuite été réalisée, sans

toutefois apporter des résultats concluants. Il a été noté qu'un frottement important entraîne un effet d'adoucissement géométrique causé par une localisation extrême de la déformation au centre de l'échantillon. Cet adoucissement est d'autant plus important que le frottement est élevé et que le matériau possède une faible sensibilité à la déformation. Par la suite, l'erreur réalisée lors d'une identification directe des paramètres matériau à partir des données de compression a été quantifiée pour les paramètres d'écrouissage, de viscosité et d'adoucissement.

Le chapitre 4 présente une étude quantitative du comportement d'échantillons cylindriques lors d'essais de compression dans le but de construire une large base de données. Une analyse ANOVA a montré que chaque paramètre rhéologique a une influence forte sur le comportement de la matière en compression. Cette base de données a ensuite été modélisée par une approche mathématique simple afin d'interpoler une grande quantité de courbes contrainte - déformation, afin de les comparer à des données expérimentales. La méthode de détermination paramétrique développée dans ces travaux a permis d'obtenir des résultats concluants pour les jeux de données issus de la simulation numérique et utilisés ici.

La robustesse et l'efficacité de la méthode ont été comparées à une méthodologie équivalente avec des outils de machine learning. Les surfaces polynomiales ont une efficacité similaire aux méthodes de machine learning, pour un temps de calcul beaucoup plus faible. Il est ainsi préférable d'utiliser les méthodes développées ici dans un souci de sobriété numérique. Les paramètres rhéologiques obtenus présentent des différences de l'ordre de 10 % avec les paramètres réels du matériau, améliorant considérablement la qualité des paramètres issus d'essais de compression.

Le dernier chapitre présente les essais de compression et traction réalisés pendant ces travaux. Le frottement très faible à froid a entraîné des problèmes de glissement relatif des surfaces de contact, qui ont provoqué par la suite l'apparition de bandes de cisaillement fortes perturbant la déformation de la matière. La méthode d'identification a pu être appliquée sur les essais de compression d'aluminium pur à froid tout en comparant les microstructures observées avec les cartographies de déformation plastique équivalente issues de la simulation numérique.

Finalement, des essais à chaud réalisés dans le cadre de travaux analogues ont servi de support à l'application de la méthode d'identification dans le cas de matériaux fortement adoucis. La comparaison entre les courbes simulées et expérimentales est très satisfaisante dans les gammes de vitesses utilisées pour la détermination paramétrique. De plus, l'extrapolation à des essais de compression à des vitesses plus élevées ou plus faibles est concluante avec une bonne modélisation du comportement matériau.

Les travaux conduits pendant cette thèse peuvent donner lieu à des poursuites scientifiques. Tout d'abord, il serait intéressant d'élargir la base de données de la méthode d'identification en introduisant différents coefficients de frottement de Coulomb et modules de Young. Il serait ainsi possible de déterminer ces deux paramètres à partir d'es-



sais de compression. Le coefficient de renflement peut également être ajouté au modèle d'identification comme donnée d'entrée expérimentale, afin d'améliorer la précision lors de la détermination du coefficient de frottement. Une loi de comportement plus complète pourrait être implémentée afin de prendre en compte l'effet de la température lors d'essais de compression à chaud.

Des essais élargis sur une large gamme de matériaux, de température et de conditions de frottement seraient intéressants afin d'éprouver plus largement la méthode d'identification. De plus, des analyses microstructurales poussées permettraient d'associer précisément les mécanismes de transformation microstructurale à l'histoire de déformation et de vitesse de déformation locale de la matière.



## Bibliographie

---

- [1] Joseph Davis. *Corrosion of Aluminum and Aluminium Alloys*. ASM International, 1999. 6
- [2] John Gilbert Kaufman. *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. ASM International, 2000. 6
- [3] Vargel Christian. Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages. *Techniques de l'ingénieur Métaux et alliages non ferreux*, 2005. 7
- [4] James C Williams and Edgar A Starke. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*, 51(19) :5775 – 5799, 2003. The Golden Jubilee Issue. Selected topics in Materials Science and Engineering : Past, Present and Future. 8
- [5] A. Boag, A.E. Hughes, N.C. Wilson, A. Torpy, C.M. MacRae, A.M. Glenn, and T.H. Muster. How complex is the microstructure of aa2024-t3. *Corrosion Science*, 51(8) :1565 – 1568, 2009. 8
- [6] I. J. Polmear. Recent developments in light alloys. *Materials Transactions, JIM*, 37(1) :12–31, 1996. 8
- [7] R. Dubey, R. Jayaganthan, D. Ruan, N. K. Gupta, N. Jones, and R. Velmurugan. Energy absorption and dynamic behaviour of 6xxx series aluminium alloys : A review. *International Journal of Impact Engineering*, 172(August 2022) :104397, 2023. 8
- [8] Cunsheng Zhang, Cuixue Wang, Qingyou Zhang, Guoqun Zhao, and Liang Chen. Influence of extrusion parameters on microstructure, texture, and second-phase particles in an al-mg-si alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 270 :323 – 334, 2019. 8
- [9] Liang Chen, Guoqun Zhao, Junquan Yu, and Wendong Zhang. Constitutive analysis of homogenized 7005 aluminum alloy at evaluated temperature for extrusion process. *Materials & Design (1980-2015)*, 66 :129 – 136, 2015. 9
- [10] Vargel Christian. Métallurgie de l'aluminium. *Techniques de l'ingénieur Métaux et alliages non ferreux*, 2010. 10

- [11] Sandip Ghosh Chowdhury, V.C. Srivastava, B. Ravikumar, and S. Soren. Evolution of texture during accumulative roll bonding (arb) and its comparison with normal cold rolled aluminium–manganese alloy. *Scripta Materialia*, 54(9) :1691 – 1696, 2006. 10
- [12] Qunli Zhang, Xi Luan, Saksham Dhawan, Denis J. Politis, Qiang Du, Ming Wang Fu, Kehuan Wang, Mohammad M. Gharbi, and Liliang Wang. Development of the post-form strength prediction model for a highstrength 6xxx aluminium alloy with pre-existing precipitates and residual dislocations. *International Journal of Plasticity*, 119(March) :230–248, 2019. xi, 11
- [13] Frank Montheillet. Métallurgie en mise en forme à froid. *Techniques de l'ingénieur*, 2008. 11
- [14] J. K. MACKENZIE. Second paper on statistics associated with the random disorientation of cubes. *Biometrika*, 45(1-2) :229–240, 06 1958. 11
- [15] Georges Saada. État métallique déformation plastique. *Techniques de l'ingénieur*, 2017. 11
- [16] David L. Holt. Dislocation cell formation in metals. *Journal of Applied Physics*, 41(8) :3197–3201, 1970. 12
- [17] Frank Montheillet. Métallurgie en mise en forme à chaud. *Techniques de l'ingénieur*, 2009. 12, 14
- [18] R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D.Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen, and A.D. Rollett. Current issues in recrystallization : a review. *Materials Science and Engineering : A*, 238(2) :219 – 274, 1997. 12
- [19] Liang Xu, Dayong Zhou, Congchang Xu, Haiyang Zhang, Wenkun Qu, Pengfei Xie, and Luoxing Li. Microstructure evolution, constitutive modeling and forming simulation of AA6063 aluminum alloy in hot deformation. *Materials Today Communications*, 34(September 2022) :105138, 2023. 12
- [20] Frank Montheillet. *Déformation à chaud des métaux*. Ellipses, 2019. 13
- [21] Paul Ludwik. *Elemente der Technologischen Mechanik*. 1909. 15
- [22] J. H. Hollomon. Tensile deformation. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 162 :168–290, 1945. 15
- [23] J. E. Campbell, R. P. Thompson, J. Dean, and T. W. Clyne. Comparison between stress-strain plots obtained from indentation plastometry, based on residual indent profiles, and from uniaxial testing. *Acta Materialia*, 168 :87–99, 2019. 16

- 
- [24] M. Saboori, J. Gholipour, H. Champliaud, A. Gakwaya, J. Savoie, and P. Wanjara. Effect of material model on finite element modeling of aerospace alloys. *Key Engineering Materials*, 554-557 :151–156, 2013. 16
- [25] G. Narender, E. Ramjee, and N. Eswara Prasad. In-plane anisotropy and tensile deformation behaviour of aluminium alloy AA 2014 forge plates. *Sadhana - Academy Proceedings in Engineering Sciences*, 44(1), 2019. 16
- [26] E Voce. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *J. Inst. Metals*, 74 :537–562, 1948. 16
- [27] Gordon Johnson and William Cook. A constitutive model and data for metals subjected to strains, high strain rates and high temperatures. 1983. 16, 17
- [28] Gordon Johnson and William Cook. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1) :31–48, 1985. 16
- [29] Lijun Chang, Shenglin Yuan, Xingyuan Huang, and Zhihua Cai. Determination of Johnson-Cook damage model for 7xxx laminated aluminum alloy and simulation application. *Materials Today Communications*, 34(September 2022) :105224, 2023. 16
- [30] L. Daridon, O. Oussouaddi, and S. Ahzi. Influence of the material constitutive models on the adiabatic shear band spacing : MTS, power law and Johnson-Cook models. *International Journal of Solids and Structures*, 41(11-12) :3109–3124, 2004. 17
- [31] Anand Ramesh and Shreyes N. Melkote. Modeling of white layer formation under thermally dominant conditions in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(3-4) :402–414, 2008. 17
- [32] Feng Zhang, Zheng Liu, Yue Wang, Pingli Mao, Xinwen Kuang, Zhenglai Zhang, Yingdong Ju, and Xiaozhong Xu. The modified temperature term on Johnson-Cook constitutive model of AZ31 magnesium alloy with 0002 texture. *Journal of Magnesium and Alloys*, 8(1) :172–183, 2020. 17
- [33] Ki Beom Park, Young Tae Cho, and Yoon Gyo Jung. Determination of Johnson-Cook constitutive equation for Inconel 601. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 32(4) :1569–1574, 2018. 17
- [34] F. H. Norton. *The creep of steel at high temperatures*. New York : McGraw Hill Co., 1929. 17
- [35] T.G. Langdon and R.C. Gifkins. On the nature of superplastic deformation in the mgal eutectic. *Scripta Metallurgica*, 4(5) :337–339, 1970. 18

- [36] D S Wilkinson and C. H. Caceres. Large strain behaviour of a superplastic copper alloy - I. Deformation. *Acta Metallurgica*, 32(3) :415–422, 1984. 18
- [37] J. R. Leader, D. F. Neal, and C. Hammond. Effect of alloying additions on the superplastic properties of Ti-6 pct Al-4pct V. *Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science*, 17 A(1) :93–106, 1986. 18
- [38] Y. C. Lin, Ming Song Chen, and Jue Zhong. Constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of 42CrMo steel. *Computational Materials Science*, 42(3) :470–477, 2008. 18
- [39] Liqun Niu, Qi Zhang, Bo Wang, Bin Han, Hao Li, and Tangjie Mei. A modified Hansel-Spittel constitutive equation of Ti-6Al-4V during cogging process. *Journal of Alloys and Compounds*, 894 :162387, 2022. 18
- [40] M. El Mehtedi, S. Spigarelli, F. Gabrielli, and L. Donati. Comparison Study of Constitutive Models in Predicting the Hot Deformation Behavior of AA6060 and AA6063 Aluminium Alloys. *Materials Today : Proceedings*, 2(10) :4732–4739, 2015. 18
- [41] Haoran Wang, Wei Wang, Ruixue Zhai, Rui Ma, Jun Zhao, and Zhenkai Mu. Constitutive equations for describing the warm and hot deformation behavior of 20Cr2Ni4A alloy steel. *Metals*, 10(9) :1–30, 2020. 18
- [42] Guobing Wei, Xiaodong Peng, Amir Hadadzadeh, Yahya Mahmoodkhani, Weidong Xie, Yan Yang, and Mary A. Wells. Constitutive modeling of Mg-9Li-3Al-2Sr-2Y at elevated temperatures. *Mechanics of Materials*, 89 :241–253, 2015. 18
- [43] H.R. Shercliff and A.M. Lovatt. Modelling of microstructure evolution in hot deformation. *Philosophical Transactions of the Royal Society A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 357(1756) :1621 – 1643, 1999. Cited by : 33. 18
- [44] J.A. Schey. *Metal deformation processes : friction and lubrication*. United States : Marcel Dekker Inc., 1970. 20
- [45] Alan T. Male. A method for the determination of the coefficient of friction of metals under conditions of bulk plastic deformation. 1964. xi, 20
- [46] H. Sofuoglu and H. Gedikli. Determination of friction coefficient encountered in large deformation processes. *Tribology International*, 35(1) :27–34, 2002. 20
- [47] O. M. Ettouney and K. A. Stelson. An approximate model to calculate foldover and strains during cold upsetting of cylinders part 1 : Formulation and evaluation of the foldover model. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME*, 112(3) :260–266, 1990. xv, 21, 22
- [48] Parviz Kahhal, Mahdi Yeganehfar, and Mohammad Kashfi. An Experimental and Numerical Evaluation of Steel A105 Friction Coefficient Using Different Lubricants at High Temperature. *Tribology Transactions*, 65(1) :25–31, 2021. xi, xv, 21, 22

- [49] Betzalel Avitzur and Ronald A. Kohser. Disk and strip forging for the determination of friction and flow strength values. *A S L E Transactions*, 21(2) :143–151, 1978. 22
- [50] R. Narayanasamy, S. Sathiyarayanan, and R. Ponalagusamy. Study on barrelling in magnesium alloy solid cylinders during cold upset forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 101(1) :64–69, 2000. 22
- [51] Bin Ke, Lingying Ye, Jianguo Tang, Yong Zhang, Shengdan Liu, Huaqiang Lin, Yu Dong, and Xiaodong Liu. Hot deformation behavior and 3D processing maps of AA7020 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 845 :156113, 2020. 22
- [52] D. C. Drucker. Coulomb Friction, Plasticity, and Limit Loads. *Journal of Applied Mechanics*, 21(1) :71–74, 06 1954. 23
- [53] R. Ebrahimi and A. Najafizadeh. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 152(2) :136–143, 2004. 23, 24
- [54] H. Kudo. A note on the role of microscopically trapped lubricant at the tool-work interface. *International Journal of Mechanical Sciences*, 7(5) :383–388, 1965. 23
- [55] S. Khoddam, M. Fardi, and S. Solhjoo. A verified solution of friction factor in compression test based on its sample's shape changes. *International Journal of Mechanical Sciences*, 193(September 2020) :106175, 2021. 23
- [56] B. Avitzur. *Metal forming : processes and analysis*. New York : McGraw-Hill, 1968. 24
- [57] C. Chovet, Ch Desrayaud, and F. Montheillet. A mechanical analysis of the plane strain channel-die compression test : Friction effects in hot metal testing. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44(2) :343–357, 2002. 24
- [58] Hui Zhao, Lingying Ye, Quanshi Cheng, Yuan Kang, and Wenjing Zhang. Constitutive model and processing maps of 7055 aluminum alloy used for fasteners. *Materials Today Communications*, 33 :104996, 2022. 24
- [59] Bin Zhou, Yu Shen, Jun Chen, and Zhen shan Cui. Breakdown Behavior of Eutectic Carbide in High Speed Steel During Hot Compression. *Journal of Iron and Steel Research International*, 18(1) :41–48, 2011. 24
- [60] Jian Bo Li, Yong Liu, Yan Wang, Bin Liu, Bin Lu, and Xiao Peng Liang. Constitutive equation and processing map for hot compressed as-cast Ti-43Al-4Nb-1.4W-0.6B alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 23(11) :3383–3391, 2013. 24
- [61] K. Chadha, D. Shahriari, and M. Jahazi. Constitutive modelling of ingot breakdown process of low alloy steels. *Metallurgia Italiana*, 108(4) :5–12, 2016. 25

- [62] H. Monajati, Mohammad Jahazi, S. Yue, and A. K. Taheri. Deformation characteristics of isothermally forged UDIMET 720 nickel-base superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 36(4) :895–905, 2005. 25
- [63] Lin Xinbo, Zhai Fubao, and Zhang Zhiliang. Determination of metal material flow stress by the method of C-FEM. *Journal of Materials Processing Technology*, 120(1-3) :144–150, 2002. 25
- [64] K M Kulkarni and S Kalpakjian. A Study of Barreling as an Example of Free Deformation in Plastic Working. *Journal of Engineering for Industry*, 91(3) :743–754, aug 1969. 25
- [65] Erik Parteder and Rolf Bunten. Determination of flow curves by means of a compression test under sticking friction conditions using an iterative finite-element procedure. *Journal of Materials Processing Technology*, 74(1-3) :227–233, 1998. 25
- [66] H. Cho and G. Ngaile. Simultaneous Determination of Flow Stress and Interface Friction by Finite Element Based Inverse Analysis Technique 1. *Annals of the CIRP*, pages 221–224, 2003. 25
- [67] J Rasti, A Najafzadeh, and M Meratian. Correcting the stress-strain curve in hot compression test using finite element analysis and Taguchi method. *International Journal of ISSI*, 8(1) :26–33, 2011. 25
- [68] Hasan Charkas, Hayder Rasheed, and Yacoub Najjar. Calibrating a J2 plasticity material model using a 2D inverse finite element procedure. *International Journal of Solids and Structures*, 45(5) :1244–1263, 2008. 25
- [69] X. Wang, H. Li, K. Chandrashekhara, S. A. Rummel, S. Lekakh, D. C. Van Aken, and R. J. O'Malley. Inverse finite element modeling of the barreling effect on experimental stress-strain curve for high temperature steel compression test. *Journal of Materials Processing Technology*, 243 :465–473, 2017. xi, 25, 26
- [70] D. J. Yu, D. S. Xu, H. Wang, Z. B. Zhao, G. Z. Wei, and R. Yang. Refining constitutive relation by integration of finite element simulations and Gleeble experiments. *Journal of Materials Science and Technology*, 35(6) :1039–1043, 2019. 26
- [71] Patryk Jedrasiak and Hugh Shercliff. Finite element analysis of small-scale hot compression testing. *Journal of Materials Science and Technology*, 76 :174–188, 2021. 26
- [72] Patryk Jedrasiak, Hugh Shercliff, Sumeet Mishra, Christopher S. Daniel, and Joao Quinta da Fonseca. Finite Element Modeling of Hot Compression Testing of Titanium Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31(9) :7160–7175, 2022. 26



- 
- [73] Robin Schulte, Cavid Karca, Richard Ostwald, and Andreas Menzel. Machine learning-assisted parameter identification for constitutive models based on concatenated loading path sequences. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 98 :104854, 2023. 27
- [74] Y. Zhang, A. Van Bael, A. Andrade-Campos, and S. Coppieters. Parameter identifiability analysis : Mitigating the non-uniqueness issue in the inverse identification of an anisotropic yield function. *International Journal of Solids and Structures*, 243(February) :111543, 2022. 27
- [75] Hao Zhang, Sam Coppieters, Carlos Jiménez-Peña, and Dimitri Debruyne. Inverse identification of the post-necking work hardening behaviour of thick HSS through full-field strain measurements during diffuse necking. *Mechanics of Materials*, 129(December 2018) :361–374, 2019. 27
- [76] T. Sakai and J. J. Jonas. Overview no. 35 Dynamic recrystallization : Mechanical and microstructural considerations. *Acta Metallurgica*, 32(2) :189–209, 1984. 51
- [77] MATLAB. Regression learner app documentation. <https://nl.mathworks.com/help/stats/regressionlearner-app.html>, 2023. 71
- [78] Luc Portelette, Jean Christophe Roux, Vincent Robin, and Eric Feulvarch. A Gaussian surrogate model for residual stresses induced by orbital multi-pass TIG welding. *Computers and Structures*, 183 :27–37, 2017. 71



# Résumé

Les essais de compression uniaxiale sont couramment réalisés afin de caractériser le comportement matériau dans une gamme de déformation, vitesse de déformation et température spécifiques. L'obtention des courbes contrainte - déformation repose sur l'hypothèse de déformation homogène qui implique également une vitesse de déformation constante dans toute la matière. Dans le cadre d'éprouvettes cylindriques, un effet de renflement est observé, signe d'une déformation hétérogène de la matière. Les simulations numériques conduites permettent d'affirmer que le frottement entre la machine et les échantillons ainsi que les paramètres rhéologiques du matériau ont une influence forte sur l'intensité des hétérogénéités de déformation. Les erreurs réalisées lors de l'identification des paramètres matériau avec l'hypothèse de déformation homogène sont quantifiées en fonction des conditions expérimentales et du comportement des échantillons. Une méthode d'identification est développée afin d'approcher au mieux les paramètres rhéologiques des échantillons malgré la déformation hétérogène des échantillons. Cette méthode est ensuite éprouvée sur des essais expérimentaux conduits sur des éprouvettes d'aluminium pur et série 6000.

Mots clés : compression uniaxiale, hétérogénéités, lois de comportement, vitesse de déformation, frottement.

# Abstract

Uniaxial compression tests are commonly performed in order to characterize material behavior over a specific strain, strain rate and temperature range. Obtaining stress - strain curves is based on the assumption of homogeneous deformation which also implies a constant strain rate throughout the material. In the context of cylindrical samples, a swelling effect is observed, and can be considered a sign of heterogeneous deformation of the material. The numerical simulations carried out make it possible to affirm that the friction between the machine and the sample and rheological parameters of the material have a strong influence on the intensity of the heterogeneities of deformation. The errors made during the identification of the material parameters with the hypothesis of homogeneous deformation are quantified according to the experimental conditions and the behavior of the sample. An identification method is developed in to approach the rheological parameters of the samples despite the heterogeneous deformation of the samples. This method is tested on experimental tests conducted on pure aluminium and 6000 series aluminium.

Keywords : uniaxial compression, heterogeneities, constitutive laws, strain rate, friction.