

Rhéologie d'un alliage coulé d'aluminium pour l'optimisation
du procédé de forge d'une suspension automobile

par

Quentin LAURENT

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DE
LA MAÎTRISE AVEC MÉMOIRE EN GÉNIE DE LA PRODUCTION
AUTOMATISÉE
M. Sc. A

MONTRÉAL, LE 27 MAI 2019

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

©Tous droits réservés, Quentin Laurent, 2019

©Tous droits réservés

Cette licence signifie qu'il est interdit de reproduire, d'enregistrer ou de diffuser en tout ou en partie, le présent document. Le lecteur qui désire imprimer ou conserver sur un autre media une partie importante de ce document, doit obligatoirement en demander l'autorisation à l'auteur.

PRÉSENTATION DU JURY

CE RAPPORT DE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

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

M. Vincent Demers, président du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Lyès Hacini, membre du jury
Raufoss Automotive Components

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

LE 12 AVRIL 2019

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier mon directeur de mémoire, M. Philippe Bocher pour son soutien, sa disponibilité, le partage de son savoir et son aide précieuse dans la réalisation de ce projet.

J'aimerais également à remercier :

M. Pirooz Dibayan et à M. Yasser Zedan pour leur aide dans mon travail, notamment concernant l'obtention des données issues des tests de compressions, et l'ensemble de notre collaboration active.

M. Benjamin Tressou pour son aide concernant l'utilisation de logiciel de calcul numérique.

Je tiens également à exprimer ma sympathie à :

M. Lyès Hacini et M. Stéphane Briau de l'entreprise Raufoss Industries pour leurs conseils concernant la direction de ce projet et leur disponibilité afin de répondre à mes interrogations.

M. Daniel Lapierre pour son aide et ses conseils dans l'utilisation du logiciel de simulation.

Enfin, j'exprime ma plus grande reconnaissance à toute ma famille et à mes amis pour leur soutien constant lors de la réalisation de ce travail.

Rhéologie d'un alliage coulé d'aluminium pour l'optimisation du procédé de forge d'une suspension automobile

Quentin LAURENT

RÉSUMÉ

Les alliages d'aluminium ont vu leur utilisation augmenter grandement ces dernières années, notamment dans le domaine de l'automobile, au vu de leur bon ratio poids-caractéristiques mécaniques. Pour optimiser l'utilisation de tels matériaux, il est nécessaire de connaître leurs caractéristiques mécaniques. En forgeage, le comportement en compression à chaud devient alors particulièrement primordial. Différents phénomènes microstructuraux tel que l'écroutissage, l'adoucissement et la recristallisation peuvent intervenir pendant et après la déformation. Ces phénomènes ont un impact sur le comportement en contrainte et déformation de l'alliage. Dans le but d'optimiser le procédé de forgeage d'une pièce de suspension automobile, nous allons étudier la rhéologie d'un alliage d'aluminium produit selon quatre procédés différents. Il sera, par la suite, intéressant de simuler la compression à chaud, grâce aux lois de comportement de l'alliage.

La présente étude vise à connaître l'évolution en contrainte de l'alliage d'aluminium 6082, obtenu suivant quatre procédés différents : l'alliage 1 homogénéisé et extrudé, l'alliage 2 non homogénéisé coulé par maintien électromagnétique, l'alliage 3 homogénéisé coulé et l'alliage 3 coulé de la même façon et non homogénéisé. Ces quatre types de procédé d'obtention feront l'objet de tests de compressions uni axiaux entre 450°C et 540°C pour des vitesses de déformations comprises entre 0,01s⁻¹ et 0,5s⁻¹. Les mesures de la force de compression et du déplacement nous donnent les contraintes et les déformations et nous permettent d'obtenir une relation du type $\sigma = f(\epsilon)$. Ces essais ont permis de comprendre l'effet de la vitesse de déformation et de la température sur les courbes de contraintes lors de la compression à chaud.

L'exploitation de ces courbes suit l'hypothèse de déformation uniforme au sein de l'échantillon. Les résultats en contrainte-déformation ont été corrigés de l'élévation de la température due à la transformation d'une partie de l'énergie de compression en chaleur, et également de la friction. Cette dernière a été étudiée suivant différentes approches et des calculs comparatifs ont été réalisés afin de déterminer l'influence de ces corrections sur les contraintes et les courbes de déformations. Nous pouvons alors modéliser ces courbes à l'aide de lois, notamment la loi d'Arrhenius qui transcrit des phénomènes microstructuraux de l'alliage par l'intermédiaire de l'énergie d'activation. Cette énergie est calculée pour chaque alliage d'une façon itérative (pas à pas) et d'une façon numérique (par recherche de l'optimum). La première méthode nous montre que l'énergie d'activation est fortement influencée par l'homogénéisation de l'alliage. Puis nous pourrions utiliser la loi de Hansel Spittel pour simuler des tests de compressions.

Les lois définies pour les alliages de l'étude serviront à réaliser des simulations de compression identiques aux tests expérimentaux. Lors de ces simulations, nous verrons que l'hypothèse de compression uniforme au sein de l'échantillon, n'est en réalité pas respectée. Nous étudierons

VIII

l'effet des paramètres de friction sur la géométrie de l'échantillon simulé afin de s'approcher de la géométrie des essais expérimentaux. Nous déduirons ensuite les courbes de déformation de la simulation pour les comparer avec les courbes expérimentales. Nous montrerons alors le rôle joué par les hétérogénéités de déformations et de vitesses de déformation au sein de l'échantillon et chercherons à les lier à la différence de contrainte obtenue au niveau macroscopique. En plus de cette recherche sur l'hétérogénéité, l'effet des différents paramètres possibles (température, déformation et vitesses de déformation) sur la courbe de contrainte-déformation seront étudiés en supprimant leur effet lors de la compression. Nous concluons alors sur les effets de l'hétérogénéité de déformation, de la friction et des paramètres des lois de déformation.

Mots clés : Aluminium, Compression à chaud, Loi de comportement, Simulation par éléments finis

Rheology of a cast aluminium alloy for the optimisation of an automotive suspension

Quentin LAURENT

ABSTRACT

Aluminum alloys have seen their use increase drastically in recent years, especially in the automotive Industry, thanks to their good weight-mechanical properties. To optimize the use of such materials, it is necessary to know their mechanical properties. In forging, the behavior in hot compression becomes essential, on one side at the level of the stress but also to study the evolution of the microstructure. Various microstructural phenomena such as hardening, softening and recrystallization may occur during and after the deformation. These phenomena have an impact on the stress-strain behavior of the alloy. In order to optimize the forging process of a suspension arm, we will study the rheology of one aluminum alloy obtained by four different processes. It is, then, interesting to simulate the hot compression, thanks to the laws of behavior of the alloy.

The present study goal is to know the evolution in stress-strain of the alloy of aluminum 6082, obtained by the four processes: the homogenized and extruded alloy 1, the not homogenized electromagnetically maintained cast alloy 2, the homogenized cast alloy 3 and the same cast alloy 3 but not homogenized. We will do uniaxial compression tests to these four types of process between 450°C and 540°C for strain rates between 0.01s⁻¹ and 0.5s⁻¹. The measurements of the compression force and the displacement give us the stresses and strain and allow us to obtain a relation of the type $\sigma = f(\epsilon)$. These tests enable us to understand the effect of the strain rate and the temperature on the stress curves during hot compression.

The exploitation of these curves follows the hypothesis of uniform deformation within the sample. The stress-strain results consider the elevation of temperature due to the transformation of a part of the compression energy into heat and have been corrected of the friction. The latter has been studied according to different approaches and comparative calculations have been made to determine the influence of these corrections on the stress-strain curves. We can then model these curves using deformation laws, in particular the Arrhenius law, which transcribes microstructural phenomena of the alloy through the activation energy. This energy is calculated for each alloy by two ways: iteratively and numerically. The first method shows us that the activation energy is strongly influenced by the homogenization of the alloy. Then, we can use Hansel Spittel's law to simulate compression tests.

The laws defined for the alloys of the study will be used to perform compression simulations identical to the experimental tests. During these simulations, we will then see that the assumption of uniform compression within the sample, is in fact not respected. We will study the effect of friction parameters on the geometry of the simulated sample in order to approximate the geometry of the experimental tests. We will then deduce the stress-strain curves of the simulation to compare them with the experimental curves. This will enable us to show the role played by the heterogeneities of deformations and strain rates within the sample and we will try to link them to the difference in stress obtained at a macroscopic level. In

X

In addition to this research on heterogeneity, the variation of the parameters of the behavior law (temperature, strain and strain rate) of the strain-stress curve will be studied, by suppressing or by modifying their effect during compression. We will then conclude on the effects of deformation heterogeneity, friction and the parameters of deformation laws.

Keywords: Aluminium, Hot compression, Behavior law, Finite element simulation

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE.....	3
1.1 Traitements Thermomécaniques.....	3
1.1.1. Alliages d'Aluminium	3
1.1.2. Procédé d'obtention du matériau	7
1.1.3. Forgeage.....	9
1.1.4. Friction.....	10
1.1.5. Courbes de contrainte-déformation des alliages d'aluminium	15
1.1.6. Définition de l'alliage 6082	18
1.1.7. Types de recristallisation	21
1.1.7.1 Comportement en contrainte-déformation et lien avec les phénomènes microstructuraux	24
1.1.7.2 Energie de défaut d'empilement	26
1.2 Modélisation des courbes de contrainte-déformation.....	27
1.2.1. Méthodes de détermination des modèles	27
1.2.2. Loi de comportement	27
1.2.3. Énergie d'activation	31
1.3 Problématique	33
CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE ET PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE.....	35
2.1 Matériau	35
2.2 Tests de compressions.....	37
2.3 Analyse des données de déformations	41
2.4 Méthode itérative d'analyse des courbes de déformation.....	43
2.5 Simulation sous FORGE.....	44
CHAPITRE 3 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX.....	47
3.1 Correction en friction.....	47
3.1.1. Influence du renflement	47
3.1.2. Influence de la déformation sur la friction.....	49
3.1.3. Facteur de renflement et coefficient de friction.....	51
3.2 Comportement en compression.....	58
3.2.1. Corrections de contraintes.....	58
3.2.2. Courbes de contraintes.....	61
3.2.3. Description analytique des courbes	68
3.3 Loi de comportement	74
3.3.1. Calcul itératif	74
3.3.2. Calcul numérique	75

CHAPITRE 4	SIMULATION PAR ÉLÉMENTS FINIS	81
4.1	Paramètres de la simulation	81
4.1.1.	Évolution de la vitesse de compression	81
4.1.2.	Paramètres de friction et rayon de courbure	82
4.2	Essais en compressions	87
4.2.1.	Résultats du calcul par éléments finis	87
4.2.2.	Courbes de contrainte déformation	88
4.3	Éléments influants sur les simulations	90
4.3.1.	Influence de la friction	90
4.3.2.	Hétérogénéité de la déformation	92
4.3.3.	Quantifier l'effet des hétérogénéités sur la courbe	99
CONCLUSION	107
ANNEXE I	CORRECTION DE LA FRICTION	111
ANNEXE II	PLAN DES TESTS DE COMPRESSIONS	115
ANNEXE III	COURBES EN CONTRAINTE-DÉFORMATION DE TOUS LES TESTS DE COMPRESSIONS RÉALISÉS LORS DE CETTE ÉTUDE	117
LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	123

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1	Désignation des alliages d'aluminium corroyés (Association, 2015)3
Tableau 1.2	Composition chimique des alliages d'aluminium 6082 rencontrés dans la littérature18
Tableau 1.3	Comparaison des caractéristiques des recristallisations dynamique discontinue et continue. Tirée de Sakai et al., (2014), p.204).....23
Tableau 1.4	Processus de restauration dynamique ayant lieu pendant les déformations à chaud et alliages métalliques où ils ont été observés. Adapté de Sakai et al., (2014, p.136).....25
Tableau 1.5	Intervalle d'apparition de la RDD ou la RDC lors d'essais à fortes déformations. Adapté de Sakai et al., (2014, p.136).....26
Tableau 1.6	Énergies d'activation pour des alliages d'aluminium présentées dans la littérature32
Tableau 2.1	Nom, procédé d'obtention et caractéristiques des alliages étudiés35
Tableau 2.2	Composition chimique obtenue par spectromètre des alliages étudiés (alliage 1 extrudé et alliages 2 et 3 coulés DC)36
Tableau 2.3	Matrice des essais de compression.....38
Tableau 3.1	Erreur relative correspondant à la prise en compte ou l'absence de prise en compte du renflement lors du calcul de correction de la friction avec une variation du rayon et de la hauteur initiaux, du facteur de renflement b et du coefficient de friction m.....49
Tableau 3.2	Détermination du facteur de renflement b en fonction des températures de compressions et des vitesses de déformations pour les 4 alliages d'aluminium 6082.....51
Tableau 3.3	Moyenne du facteur de renflement selon les vitesses de déformation et les températures pour les alliages de notre étude en excluant l'alliage 1 homogénéisé.53
Tableau 3.4	Facteur de renflement pour les échantillons de l'alliage 3 homogénéisé déformé à 520°C et différentes vitesses de déformations.....54

Tableau 3.5	Calcul du coefficient de friction m en fonction des températures et vitesses de déformation pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082.....	55
Tableau 3.6	Facteur de renflement b et coefficient de friction m ainsi que leurs variations pour les 4 types de procédé d'obtention de l'étude.....	56
Tableau 3.7	Moyenne sur l'ensemble des tests des erreurs en pourcentage (%) entre les contraintes expérimentales et les contraintes corrigées de la friction pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082.....	59
Tableau 3.8	Élévation de la température pour une déformation de 0,8mm/mm lors des tests de compressions et impacts sur les contraintes simulées.....	60
Tableau 3.9	Contraintes maximales au niveau du pic σ_{pic} (MPa), pour les types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 de notre étude.....	64
Tableau 3.10	Déformations correspondant aux contraintes maximales (MPa) pour les alliages d'aluminium 6082 de notre étude.....	65
Tableau 3.11	Rapport entre les contraintes maximales (σ_{pic}) et en fin de déformation ($\sigma_{0,8}$) pour les alliages d'aluminium 6082 de notre étude.....	66
Tableau 3.12	Valeurs de n_1 pour les quatre types de procédé d'obtention d'aluminium déterminé au pic de contrainte.....	70
Tableau 3.13	Moyenne de énergies d'activations obtenues pour les 4 alliages d'aluminium au niveau du pic de contrainte pour toutes les températures pour les alliages homogénéisés et pour les hautes (500°C-540°C) températures pour les alliages non homogénéisés.....	72
Tableau 3.14	Paramètres de la loi d'Arrhenius calculés analytiquement.....	74
Tableau 3.15	Paramètres de la loi d'Arrhenius obtenues numériquement.....	75
Tableau 3.16	Moyenne du pourcentage d'erreur sur toute la courbe, entre l'expérimentation et les lois d'Arrhenius obtenues numériquement, en fonction de la vitesse de déformation et de la température.....	77
Tableau 3.17	Moyenne du pourcentage d'erreur sur toute la courbe, entre l'expérimentation et les lois de Hansel Spittel obtenues numériquement, en fonction de la vitesse de déformation et de la température.....	78
Tableau 3.18	Paramètres de la loi de Hansel Spittel pour les quatre alliages d'aluminium de notre étude.....	79

Tableau 4.1	Facteur de renflement b pour les échantillons compressés et simulés de l'alliage 3 homogénéisé à 520°C et différentes vitesses de déformation pour $m = 0,15$ et $\mu = 0,15$83
Tableau 4.2	Évolution des rayons maximal (R_m) et minimal (R_t) en fonction des facteurs de friction m et μ pour les simulations à 520°C et $0,1s^{-1}$ de l'alliage 3 homogénéisé84
Tableau 4.3	Facteur de renflement obtenu à l'aide de la simulation d'échantillons soumis à des paramètres de friction différents lors de simulations à 520°C et $0,1s^{-1}$84
Tableau 4.4	Coefficient de friction m' obtenu à l'aide de la simulation d'échantillons soumis à des paramètres de friction différents.....86
Tableau 4.5	Valeurs des contraintes maximales (σ_{pic}) et déformations associées (ϵ_{pic}) pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 compressés expérimentalement et en simulation89
Tableau 4.6	Déformation minimale et maximale le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 H déformé à 500°C et $0,1s^{-1}$ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique.....93
Tableau 4.7	Vitesse de déformation minimale et maximale le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et $0,1s^{-1}$ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique et hauteur de l'échantillon déformé à au moins $0,1s^{-1}$ sur hauteur totale..96

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Diagramme de phase pour les séries d'alliages d'aluminium 6XXX. Tiré de Kumar, Chakraborti, Lukas, Bodak, & Rokhlin, (2010, p.458).....4
Figure 1.2	Diagramme de phase quasi-binaire de l'alliage Al-Mg ₂ Si (A) et Calorimétrie à balayage différentiel pour l'alliage 6082 (B) et pour l'alliage 6060 (C) à un refroidissement de 0,3K/min. Adapté de B. Milkereit et al (2012, p26)6
Figure 1.3	Calorimétrie à balayage différentiel lors de l'échauffement des échantillons d'aluminium pour les 4 alliages de l'étude. Réalisé par Y. Zedan.....6
Figure 1.4	Procédé d'obtention par coulage "Direct Chill" de la pièce brute. Adaptée de Nadella, Eskin, Du, & Katgerman, (2008, p.423).....8
Figure 1.5	Procédé de coulage DC Cast avec confinement électromagnétique. Adaptée de SubsTech (Kopeliovich, 2012)8
Figure 1.6	Principe de brassage électromagnétique d'un système par induction. Tiré de Campanella, (2003, p26)9
Figure 1.7	Courbes de contraintes déformations de l'alliage d'aluminium 7050 lors de compression à chaud pour 400°C et 450°C (vert) $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$, (orange) $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$, (bleu) $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$. Adapté de Deng et al., (2011, p1781)16
Figure 1.8	Courbes de contraintes déformations d'un alliage Al-Mg-Si-Cu lors de compression à chaud (a) $\dot{\epsilon} = 0,005s^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon} = 0,05s^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon} =$ $0,5s^{-1}$, (d) $\dot{\epsilon} = 5s^{-1}$ Adaptée de H. Zhang et al., (2007, p.169).....17
Figure 1.9	Courbes de contraintes-déformations : a) équivalentes pour un alliage d'aluminium AA6082, tirée de Spigarelli et al., (2003, p.179), et pour deux alliages d'aluminium AA6082 à : b) $0,09s^{-1}$ et c) $0,005s^{-1}$ refroidis par trempe (T4) et lentement (O) ; \square et \blacktriangle représentent 300°C, et \circ pour 400°C et \times et \blacksquare 500°C ; adaptée de B. Zhang & Baker, (2004, p882).....19
Figure 1.10	Courbes de contraintes déformations d'un alliage d'aluminium 6082 à différentes vitesses de déformation $0,01s^{-1}$, $0,1s^{-1}$ et $0,5s^{-1}$. D'après Wang et al., (2016, p341).....20

Figure 1.11	Représentation schématique de la recristallisation statique discontinue (RSD) qui a lieu lors du recuit des matériaux contraints. Adaptée de Sakai et al., (2014, p.133)	22
Figure 1.12	Courbes typique de contrainte-déformation lors de la compression à chaud d'un acier avec (a) de la recristallisation dynamique discontinue et (b) de la restauration dynamique. Adaptée de Sakai et al., (2014, p.135).....	25
Figure 2.1	Taille de grain pour l'alliage 2 non Homogénéisé obtenu par le nouveau procédé Coulage DC (50 micromètres au microscope optique polarisé) ..	36
Figure 2.2	Taille de grain pour l'alliage 3 non Homogénéisé obtenue par le procédé conventionnel Coulage DC (85 micromètres au microscope optique polarisé).....	37
Figure 2.3	Machine MTS utilisée pour les tests de compressions à chaud des alliages	39
Figure 2.4	Conditions de chauffe des tests de compressions	40
Figure 2.5	Modélisation initiale des essais de compression sous le logiciel FORGE.	45
Figure 3.1	Courbe expérimentale, courbe corrigée en friction avec et sans prise en compte de la déformation pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 540°C et 0,5s ⁻¹	50
Figure 3.2	Rayon de courbure pour les échantillons à 520°C de l'alliage 3 Homogénéisé et à différentes vitesses de déformation	54
Figure 3.3	Courbe de contrainte déformation issue d'un test expérimental et courbe corrigée de la friction à 0,5s ⁻¹ et 540°C pour l'alliage 3 homogénéisé	58
Figure 3.4	Courbe de contrainte-déformation pour les quatre alliages pour une température de 540°C et une vitesse de déformation de 0,5s ⁻¹	61
Figure 3.5	Courbes de contrainte-déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une vitesse de déformation de 0,5s ⁻¹ et différentes températures	63
Figure 3.6	Courbes de contrainte-déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une température de 540°C et différentes vitesses de déformations	63
Figure 3.7	Exemple d'oscillations pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à une température de 540°C et une vitesse de déformation de 0,01s ⁻¹	67
Figure 3.8	Courbes corrigées en température et en friction pour les deux alliages 3 homogénéisé et non homogénéisé à une vitesse de déformation de 0,5s ⁻¹	68

Figure 3.9	Détermination du coefficient n_1 de la loi puissance simplifiée d'Arrhenius pour l'alliage 3 homogénéisé au niveau du pic de contrainte.....	69
Figure 3.10	Détermination de l'énergie d'activation pour l'alliage 3 homogénéisé au niveau du pic de contrainte.....	70
Figure 3.11	Distinction des hautes et basses températures pour le calcul de l'énergie d'activation de l'alliage 2 non homogénéisé.....	71
Figure 3.12	Évolution des énergies d'activation des 4 types de procédé d'obtention pour plusieurs déformations.....	73
Figure 3.13	Comparaison des données expérimentales (points) et des courbes obtenues analytiquement (courbes) pour l'alliage 3 homogénéisé compressé à $0,1s^{-1}$	75
Figure 3.14	Comparaison des points expérimentaux de l'alliage 3 homogénéisé avec les courbes déterminées par la loi d'Arrhenius pour une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$	76
Figure 3.15	Comparaison des points expérimentaux de l'alliage 3 homogénéisé avec les courbes déterminées par la loi de Hansel-Spittel pour différentes températures et une vitesse de déformation de $0,5 s^{-1}$	78
Figure 4.1	Évolution de la vitesse du mors de compression pour une déformation de l'échantillon à une vitesse de déformation globale de $0,1s^{-1}$	81
Figure 4.2	Rayons de courbures des échantillons compressés à $0,8 mm/mm$ et des simulations ($m = 0,15$ et $\mu = 0,15$) de L'alliage 3 homogénéisé, à $520^{\circ}C$ et à différentes vitesses de déformation.....	82
Figure 4.3	Courbure de la compression de l'échantillon scanné à $0,1s^{-1}$ et $520^{\circ}C$ pour l'alliage 3 homogénéisé et des simulations avec m et μ de $0,15$ (estimés expérimentalement) et de $0,1$	85
Figure 4.4	Évolution de la vitesse de déformation (a) et de la déformation (b) au sein d'un échantillon simulé de l'alliage 3 homogénéisé compressé à une déformation macroscopique de $0,8 mm/mm$ à $500^{\circ}C$ et $0,01s^{-1}$	87
Figure 4.5	Hétérogénéité de déformation au sein des alliages 3 non homogénéisé (a), l'alliage 3 homogénéisé (b), et alliage 2 non homogénéisé (c) pour une déformation macroscopique de $0,8 mm/mm$ et à $500^{\circ}C$ et $0,01s^{-1}$	88
Figure 4.6	Courbes de déformations macroscopiques obtenues expérimentalement et par simulation avec FORGE pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 à $500^{\circ}C$ et $0,01s^{-1}$	89

Figure 4.7	Courbes en contrainte déformation des tests simulés pour les valeurs de friction (m et μ) de 0,15, de 0,10 et de 0,05 sur l'alliage 3 homogénéisé et pour 520°C et 0,1s ⁻¹91
Figure 4.8	Distribution des déformations le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et 0,1s ⁻¹ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique.....92
Figure 4.9	Distribution normalisée en hauteur des déformations le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 H déformé à 500°C et 0,1s ⁻¹ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique.....93
Figure 4.10	Carte des déformations au sein d'un échantillon simulé de l'alliage 3 homogénéisé compressé à une déformation macroscopique de 0,2 mm/mm à 500°C et 0,1s ⁻¹94
Figure 4.11	Distribution des vitesses de déformation pour les tests simulés de compression à 500°C et 0,1s ⁻¹ sur l'alliage 3 homogénéisé95
Figure 4.12	Carte des vitesses de déformation au sein d'un échantillon simulé de l'alliage 3 homogénéisé compressé à une déformation macroscopique de 0,8 mm/mm à 500°C et 0,1s ⁻¹96
Figure 4.13	Hétérogénéité en vitesse de déformation pour la simulation à 500°C et 0,1s ⁻¹ de l'échantillon de l'alliage 3 homogénéisé pour une déformation de (a) 0,04 mm/mm et de (b) 0,8 mm/mm97
Figure 4.14	Correction des données en contrainte déformation suivant la hauteur de l'échantillon déformé à une vitesse limite par rapport à la loi d'entrée et à la simulation initiale pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et 0,1s ⁻¹98
Figure 4.15	Correction du paramètre A de la loi de comportement pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et 0,1s ⁻¹100
Figure 4.16	Comparaison entre les lois de comportement avec ou sans les paramètres m_1 et m_3 et les courbes simulées issues de ces lois pour l'alliage 3 homogénéisé et déformé à 500°C et 0,1s ⁻¹101
Figure 4.17	Comparaison entre les courbes de contrainte déformation obtenues avec une augmentation de m_1 (paramètre influant l'effet de la température) et les courbes initiales pour l'alliage 3 homogénéisé et déformé à 500°C et 0,1s ⁻¹102
Figure 4.18	Hétérogénéité de la vitesse de déformation dans le cas : a) de référence (compression avec loi la loi de HS non modifiée) et b) avec une

	diminution de moitié du paramètre influant la température (m_1) à une déformation macroscopique de 0,8 mm/mm à 500°C et 0,1s ⁻¹	103
Figure 4.19	Comparaison entre les courbes de contrainte déformation obtenues avec une diminution de m_3 (facteur influant la vitesse de déformation) et les courbes initiales pour l'alliage 3 à 500°C et 0,1s ⁻¹	104
Figure 4.20	Hétérogénéité de la vitesse de déformation dans le cas : a) de référence (compression avec loi la loi de HS non modifiée) et b) avec une augmentation de moitié du paramètre influant la vitesse de déformation (m_3) à une déformation macroscopique de 0,8 mm/mm à 500°C et 0,1s ⁻¹	104

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

HS	Loi de comportement de Hansel-Spittel
JC	Loi de comportement de Johnson-Cook
RDC	Recristallisation Dynamique Continue
RDD	Recristallisation Dynamique Discontinue
R_m	Rayon maximal d'un échantillon
RSC	Recristallisation Statique Continue
RSD	Recristallisation Statique Discontinue
R_t	Rayon minimal d'un échantillon
Z	Paramètre de Zener-Hollomon

INTRODUCTION

Au cours des dernières décennies, les alliages d'aluminium ont vu leur utilisation considérablement augmenter notamment dans l'industrie aéronautique et automobile. En effet, les alliages d'aluminium présentent de nombreux avantages tel qu'une faible masse volumique, un point de fusion bas : l'énergie consommé est donc moindre mais en terme de procédé cela est un désavantage. Ils ont également une mise en œuvre facile que ce soit par laminage, moulage, formage, étirage ou extrusion ou encore leur recyclage facile. Mais leurs principaux attraits sont leur très bon ratio caractéristiques mécaniques/poids, leur bonne qualité de surface, et leur résistance à la corrosion. Ainsi ceux sont des candidats parfaits pour la fabrication en série par le procédé de forgeage d'une pièce de suspension automobile.

Afin d'optimiser cette production, il est nécessaire de savoir simuler la déformation des types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 grâce à des lois de comportement. Cependant il existe toujours des différences entre réalité et simulations numériques. Pour réaliser ces simulations, l'obtention des données lors de la déformation est nécessaire dans un premier temps. Leur traitement est soumis à certaines hypothèses telles que la déformation uniforme d'un échantillon compressé uni-axialement. Nous nous demanderons alors si ces hypothèses sont véridiques et l'influence qu'elles peuvent avoir sur les lois de comportement dans le but d'avoir une simulation la plus proche possible de la réalité.

Pour définir les caractéristiques mécaniques des alliages, les compressions à chaud deviennent alors les tests primordiaux. Ils vont permettre de connaître les caractéristiques rhéologiques d'alliages sensiblement différents en définissant le comportement en contrainte-déformation ainsi que l'évolution microstructurale de l'alliage. Il faudra alors tenir compte des phénomènes perturbateurs lors de ces tests de compressions, tels que l'élévation de température et surtout la friction. L'exploitation de ces tests est soumise à certaines hypothèses : ils sont supposés uni-axiaux et uniformes. D'une part, l'observation de la microstructure permet de déterminer de nombreux phénomènes internes intervenant dans l'alliage. Et d'autre part, les courbes de

contrainte-déformation sont un outil permettant de déduire certains comportements au niveau macroscopique ainsi que les lois de comportement qui vont servir à la simulation.

Les simulations par éléments finis sont un outil très courant permettant de prédire le comportement d'une pièce déformée. Elles permettent de remplacer les différentes phases d'essai d'un produit. Il faut donc connaître d'où proviennent ces modèles et si elles sont fiables. Ces simulations sont régies par les paramètres des lois de comportement qui sont issus des courbes de contrainte-déformation. Les dites courbes sont déduites de tests de compressions, explicités précédemment. Nous nous demanderons si nous retrouvons lors de ces simulations les hypothèses présentes lors du traitement des tests expérimentaux.

Nous chercherons donc à savoir si les simulations réalisées permettent de retrouver les mêmes caractéristiques mécaniques et les mêmes lois de comportement que les tests expérimentaux. Pour ce faire, nous allons donc simuler les mêmes tests que ceux que nous avons réalisés expérimentalement. Si une discordance apparaît entre ceux deux types de tests, nous nous emploierons à la quantifier et à expliquer son origine.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 Traitements Thermomécaniques

1.1.1. Alliages d'Aluminium

Les alliages d'aluminium, ont pour principaux avantages, leur ratio poids/résistance mécanique et leur résistance à la corrosion, ce qui en font de bon candidat pour du forgeage. Une classification existe pour différencier les alliages suivant leurs métaux d'addition. Cette classification est supervisée par l'Aluminium Association Inc. ("Aluminum Alloys 101,") qui a alors défini des séries d'alliages d'aluminium suivant leurs éléments d'addition, pour les aluminiums corroyés et pour les aluminiums de fonderie. Le Tableau 1.1 suivant, montre les 8 séries différentes pour les aluminiums corroyés.

Tableau 1.1 Désignation des alliages d'aluminium corroyés
(Association, 2015)

Séries d'Alliages	Éléments d'Alliages Principaux
1XXX	99% d'aluminium minimum
2XXX	Cuivre
3XXX	Manganèse
4XXX	Silicium
5XXX	Magnésium
6XXX	Magnésium et silicium
7XXX	Zinc
8XXX	Autres éléments

L'alliage dont il est question dans notre étude fait partie de la famille 6082 (dans la série 6XXX) dont les principaux éléments d'alliages sont le magnésium et le silicium pour former du siliciure de magnésium dans l'alliage. Cette série présente des alliages malléables,

soudables, ayant une bonne résistance mécanique et résistance à la corrosion ; ce qui en fait des candidats parfaits pour les applications architecturales et structurelles. En effet les produits d'aluminium et de cette série notamment, ont beaucoup d'applications dans l'industrie aéronautique et de transport en général. Il est intéressant de noter que les alliages de cette série, souvent extrudés, peuvent être durcis par traitement thermique. On peut noter certains exemples types d'utilisations : bloc moteur, roue de voiture, châssis de voiture, bras de suspension, etc... (Racine, 2009).

Les changements d'état que peuvent subir les alliages de cette série dans le cas d'élévation de température par exemple lors d'une déformation sont primordiaux pour pouvoir les étudier. Le diagramme de phase de l'aluminium avec le magnésium et le silicium (Figure 1.1) montre pour des valeurs de pourcentage en poids entre 1 et 2 % de Mg_2Si qu'à partir d'une certaine température on peut atteindre le domaine dans lequel il y a la dissolution de la phase Mg_2Si . Il peut donc y avoir une dissolution des précipités lors de phénomènes comprenant une élévation de température, tel que les compressions à chaud.

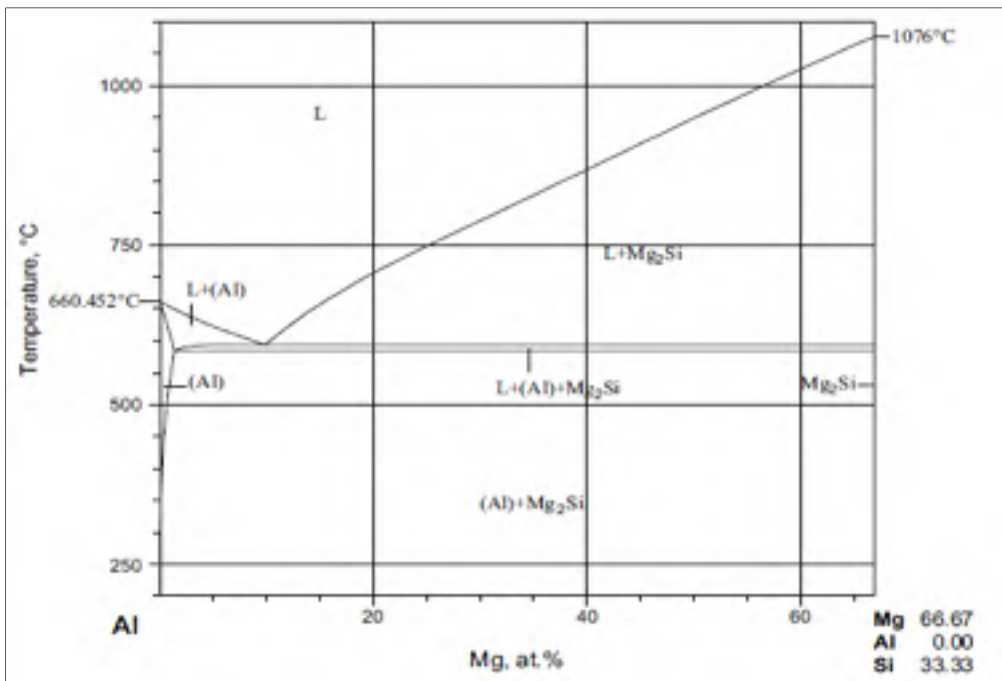


Figure 1.1 Diagramme de phase pour les séries d'alliages d'aluminium 6XXX. Tiré de Kumar, Chakraborti, Lukas, Bodak, & Rokhlin, (2010, p.458)

L'observation du transfert de chaleur au sein de l'alliage permet de remarquer d'éventuels transformations physiques ou transformations de phases. Par exemple si un échantillon solide atteint la température de fusion, il absorbe plus de chaleur à cause de la transformation endothermique de solide vers liquide. A l'inverse, des transformations exothermiques peuvent avoir lieu aussi tel que la recristallisation, pour lesquelles l'échantillon a besoin de moins de chaleur. Il est important de connaître le lien entre les transferts de chaleur et les transformations qui peuvent avoir lieu dans le matériau, spécialement celle qui pourrait indiquer un changement de microstructure interne. Cela permettra de mieux comprendre les résultats des compressions à chaud.

Une étude du transfert de chaleur pendant l'échauffement de l'alliage permettrait de la comparer avec les points clefs du diagramme de phase quasi binaire Al-Mg₂Si, du schéma A de la Figure 1.2, tel que la limite entre les phases α et $\alpha+\beta$ et la limite entre α et α +le liquide. Un exemple de transfert de chaleur pour un alliage de la famille 6082 de l'aluminium lors de son refroidissement est montré en schéma B de la Figure 1.2. A partir de 540°C, pour l'alliage 6082 un pic de transfert de chaleur est observé correspondant à un phénomène de précipitation. En effet, l'alliage est déjà dans la zone de précipitation de Mg₂Si. Pour l'alliage légèrement différent 6060, dont la quantité d'éléments d'alliages est plus faible (le pourcentage en Mg₂Si est plus faible sur le schéma A de la Figure 1.2 : 0.39% massique de Si et 0.43% de Mg) ce transfert de chaleur n'apparaît qu'à partir de la température de précipitation de la phase bêta, c'est à dire 430°C environ. On retrouve bien le début d'un pic de transfert de chaleur correspondant à cette précipitation sur le schéma C de la Figure 1.2 (Milkereit, Wanderka, Schick, & Kessler, 2012).

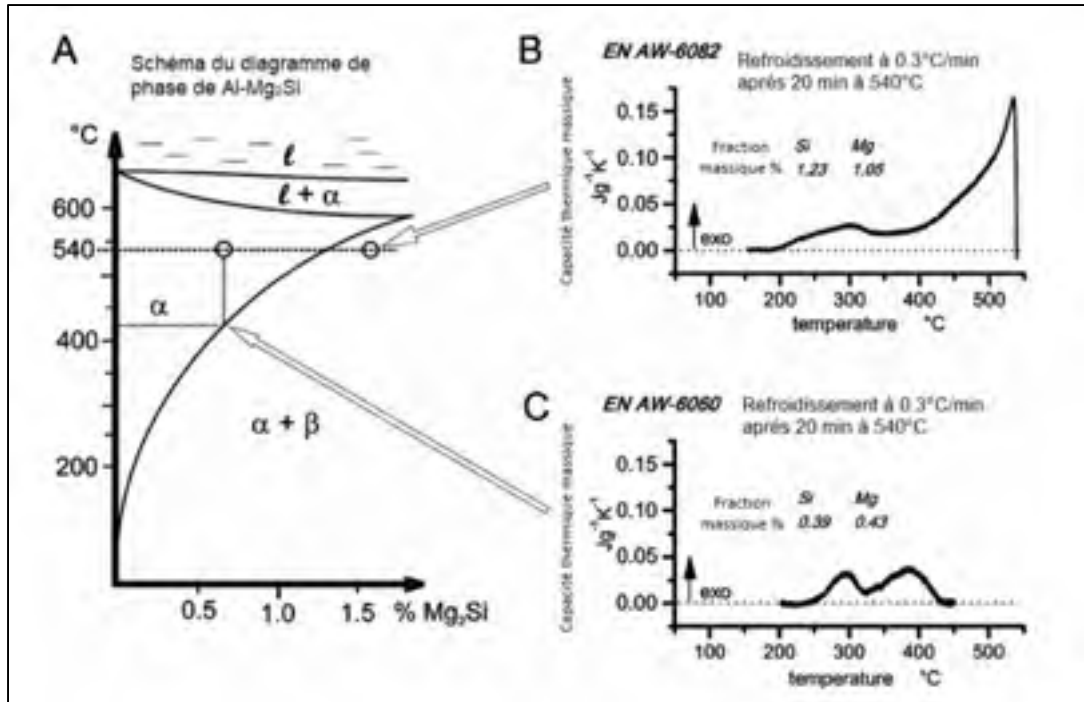


Figure 1.2 Diagramme de phase quasi-binaire de l'alliage Al-Mg₂Si (A) et Calorimétrie à balayage différentiel pour l'alliage 6082 (B) et pour l'alliage 6060 (C) à un refroidissement de 0,3K/min. Adapté de B. Milkereit et al (2012, p26)

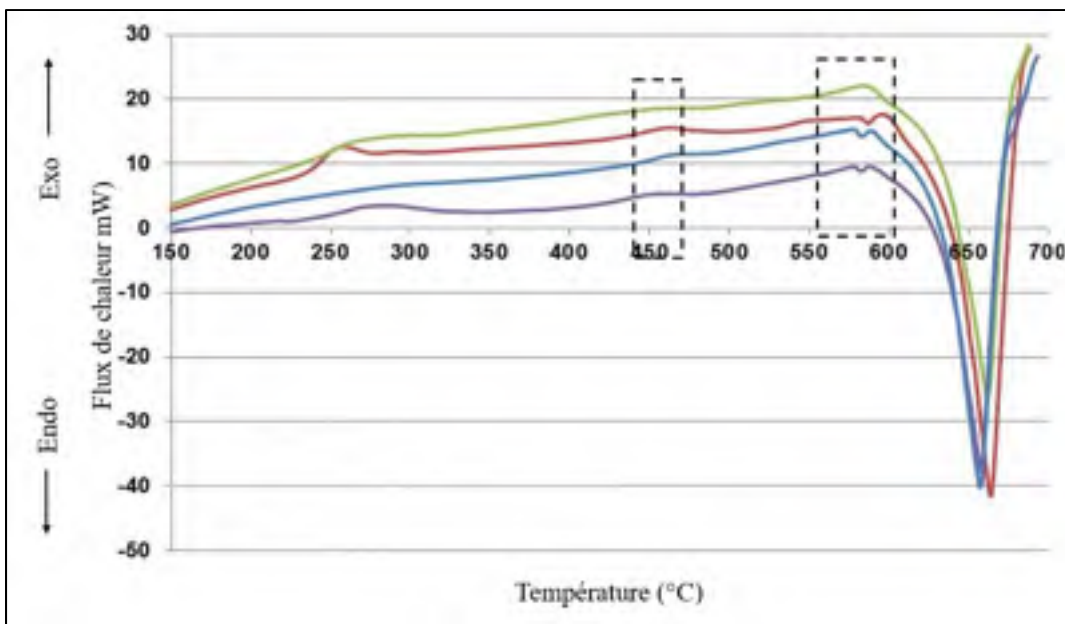


Figure 1.3 Calorimétrie à balayage différentiel lors de l'échauffement des échantillons d'aluminium pour les 4 alliages de l'étude. Réalisé par Y. Zedan.

Les courbes de transfert de chaleur permettent également de déterminer les changements de phase et donc la température de fusion de l'alliage, représenté en Figure 1.3. Celle-ci est représenté l'inversion du transfert de chaleur passant de phénomènes exothermiques à une réaction endothermique prédominante. Cette température de fusion est de 652°C en moyenne. Après avoir vu les grandes différences au sein des alliages d'aluminium, nous allons nous intéresser aux procédés de mise en forme à chaud, tel que le forgeage, qui sont une étape déterminante pour la structure microcristalline de l'alliage et donc pour son comportement mécanique.

1.1.2. Procédé d'obtention du matériau

Les cylindres bruts d'aluminium peuvent être obtenus de différentes façons, tel que le coulage, l'extrusion, le frittage. Pelayo, (2012) revient sur le procédé par coulage conventionnel dit « Direct Chill Cast ». La Figure 1.4 illustre ce procédé où le métal liquide arrive en entrée puis est refroidi d'abord par un moule puis par un jet d'eau. Environ 80% de la chaleur est dégagée par l'eau du second refroidissement et environ 20% par le transfert de chaleur avec les parois du moule. Dans le procédé conventionnel, le moule ne fait pas plus de 15cm de longueur pour une vitesse de coulage entre 5 et 15 cm/min. Au début du coulage, un bloc de butée est positionné en bas du moule qui peut alors se remplir de métal liquide, puis ce bloc descend avec la course du vérin hydraulique créant ainsi le cylindre. Les cylindres formés peuvent être de 5 à 50 cm et 4 à 8 m de long.

Le refroidissement par jet d'eau implique une chute de température très rapide sur le bord du cylindre qui est alors trempé et dont la taille de grain est donc plus faible qu'au centre du cylindre où le refroidissement est plus lent et les grains sont plus gros grâce à la cristallisation plus lente.

En parallèle de ce procédé, une nouvelle méthode par refroidissement électromagnétique est en développement. Dans cette nouvelle méthode, présentée en Figure 1.5, un champ électromagnétique généré par le moule lui-même est utilisé pour repousser le métal liquide des parois du moule.

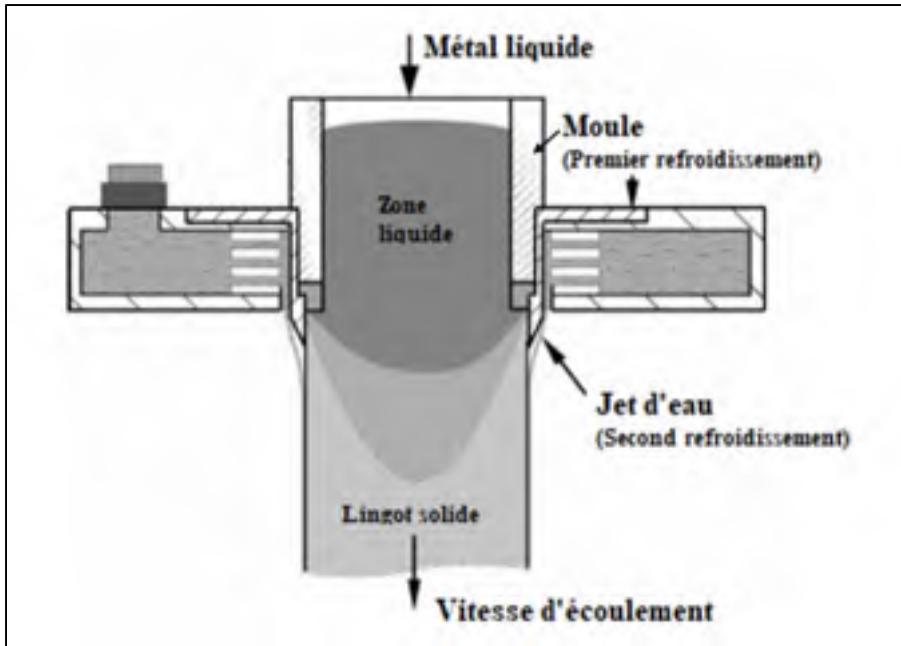


Figure 1.4 Procédé d'obtention par coulage "Direct Chill" de la pièce brute. Adaptée de Nadella, Eskin, Du, & Katgerman, (2008, p.423).

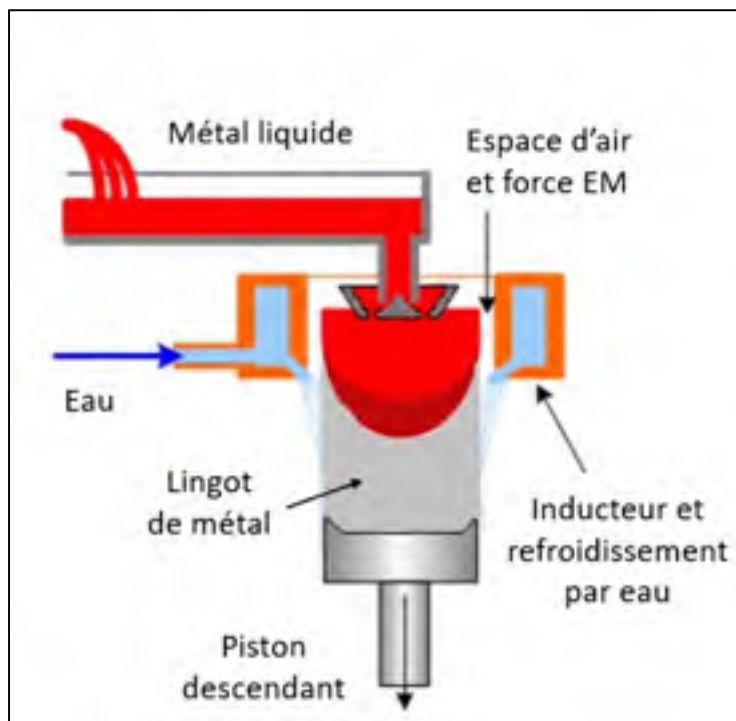


Figure 1.5 Procédé de coulage DC Cast avec confinement électromagnétique. Adaptée de SubsTech (Kopeliovich, 2012)

En effet, le courant alternatif circulant dans un inducteur, crée des courants de Foucault dans le métal qui, avec le champ magnétique, engendrent des forces de Lorentz qui repoussent le métal de la paroi. L'absence de contact entre la paroi et le cylindre supprime les effets de friction qu'il pourrait y avoir dans le cas conventionnel. Dans ce cas (Figure 1.6), toute la chaleur est dissipée par l'eau, et non par le moule, et avec l'absence de friction, on obtient une meilleure qualité de surface. De plus, le métal liquide est agité par les forces électromagnétiques et le refroidissement rapide induit une microstructure plus fine et homogène en termes de taille de grains et de sous-grains.

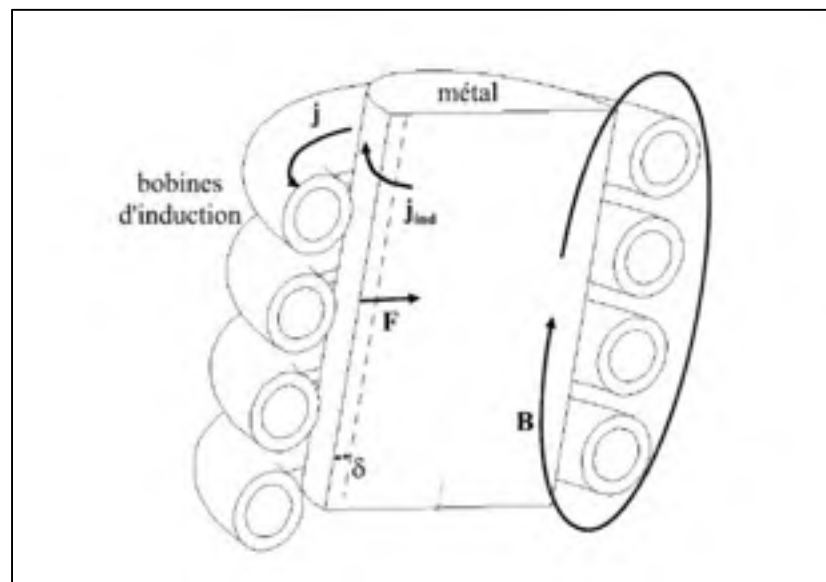


Figure 1.6 Principe de brassage électromagnétique d'un système par induction. Tiré de Campanella, (2003, p26)

1.1.3. Forgeage

Le forgeage, de même que l'extrusion et le laminage, est un procédé de mise en forme à grande déformation. Une force de compression, à l'aide de matrices plus ou moins sophistiquées, est appliquée sur le métal afin de le déformer plastiquement. L'obtention du résultat final peut nécessiter de nombreuses passes sur différentes matrices. Ce procédé donne des pièces résistantes en contrainte, en fatigue et en impact. Le design et le procédé de fabrication permettent de ne pas avoir de porosité dans les pièces, ce qui les rend d'autant plus fiables et

sécuritaires. Ainsi les principaux avantages du forgeage sont : la présence moindre de défauts de surface et donc un comportement plus prédictible, un bon rapport résistance/poids (qui dépend également du métal utilisé : acier ou aluminium) et une surface de qualité suffisante pour permettre l'application d'un revêtement. Donc le forgeage conduit à des pièces pouvant être directement prêtes à l'emploi, en diminuant la quantité d'assemblages et en permettant une grande cadence de production. (Racine, 2009)

Pour optimiser le procédé de forgeage, il est nécessaire de connaître le comportement mécanique de l'alliage utilisé ; pour cela des tests de compressions sont utilisées. Le comportement en compression des alliages métalliques dépend fortement du type de compression effectué et donc des conditions aux limites définies. Szeliga, Gawad, & Pietrzyk, (2006) nous donnent un aperçu des différents tests possibles, notamment la compression uni-axiale, la compression d'un anneau, la compression d'un cube et la compression à déformation plane dans une matrice (Fereshteh-Saniee, Pillinger, Hartley, 2004). De nombreux auteurs (Solhjo, 2010 ; Li, Onodera, Chiba, 2010) s'accordent à dire que le test de compression uni axial est le plus communément utilisé. Il sera donc un bon test pour déterminer les données de contrainte-déformation. Cependant dans tous ces tests, la friction est un phénomène non négligeable dont il faudra tenir compte.

1.1.4. Friction

Parmi les tests de compression, la compression d'un anneau a une sensibilité à la friction très importante de par la forme de l'échantillon. Mais cette friction est également présente sur les autres tests de compressions dont le uni-axiale. Lors des tests, le contact entre l'échantillon et les mors de compression entraîne un phénomène de friction au niveau des surfaces supérieures et inférieures de l'échantillon comprimé. Cette friction, au niveau des surfaces de contact, engendre une force tangentielle à la force de compression qui s'oppose au mouvement entre les deux solides. La valeur de la force mesurée ne correspond alors plus à la force exercée en compression, mais prend en compte cette force supplémentaire. Il existe différentes approches de représentation de la friction. Les deux plus utilisées sont la friction de Coulomb qui est liée

à la pression normale locale et la friction de Tresca ou friction constante qui est liée à la contrainte.

La loi de Coulomb est définie par l'équation (1.1) et celle de Tresca par l'équation (1.2) :

$$\tau = \mu p \quad (1.1)$$

où τ est la contrainte de friction, μ le coefficient de friction et p la pression exercée sur l'échantillon.

$$\tau = mk \quad (1.2)$$

où m est le facteur de friction de cisaillement parfois appelé facteur de friction de Tresca, k est le cisaillement au sein de l'échantillon, $k = \sigma_0/\sqrt{3}$ avec σ_0 la contrainte équivalente de Von Mises.

Pour obtenir la valeur réelle de la force exercée sur l'échantillon, il faut donc corriger la force mesurée. Cette correction dépend notamment du type de compression effectuée. Elle diffère suivant le type de test : qu'il soit une compression uni-axiale, une compression d'un anneau, une compression de cube, une compression à déformation plane avec condition au limite ou pas, comme le montre Szeliga et al., (2006). Dans le cas de la compression uni-axiale, plusieurs types de correction sont proposés suivant les paramètres qui sont pris en compte. Chovet, Desrayaud, & Montheillet, (2002) se sont intéressés notamment à la dépendance de la friction à la déformation. Mais il semble important de se pencher sur un autre phénomène, celui de l'effet de renflement de l'échantillon lors de la compression.

Lorsque l'échantillon est comprimé, la friction présente aux surfaces supérieures et inférieures s'oppose au déplacement de la matière. La matière au niveau du centre de l'échantillon peut se déplacer librement alors qu'elle est retenue aux surfaces : ce qui entraine un renflement de l'échantillon. Ce phénomène subit par l'échantillon est détaillée par Fereshteh-Saniee, Pillinger, & Hartley, (2004) sur des échantillons en anneaux et cela permet de déterminer le coefficient de friction lorsque l'on s'intéresse à une friction de Coulomb, limité Tresca.

De nombreux auteurs cités par Li, Onodera, & Chiba, (2010) utilisent la théorie de la limite supérieure « upper bound theory » qui permet de déterminer de façon efficace, le coefficient de friction moyen de Tresca en prenant en compte l'effet de renflement. Cette théorie utilise les dimensions mesurées sur l'échantillon qui montre cet effet de renflement tel que le rayon maximal (R_m), le rayon minimal à l'extrémité de l'échantillon (R_t) et la différence de hauteur entre le début et la fin du test de compression (Δh). Le coefficient de friction ainsi calculé (détaillé en Annexe I) est donné par l'équation (1.3) suivante :

$$m = \frac{\frac{R}{h} \cdot b}{\frac{4}{\sqrt{3}} - \frac{2b}{3\sqrt{3}}} \quad (1.3)$$

où m est le coefficient de friction moyen ayant des valeurs allant de 0 (pas de friction) à 1 (friction statique), b est le facteur de renflement dit « barreling effect », R est le rayon hypothétique de l'échantillon après déformation sans friction et h la hauteur finale. La valeur de b est donnée par l'équation suivante :

$$b = 4 \frac{\Delta R}{R} \cdot \frac{h}{\Delta h} \quad (1.4)$$

où ΔR est la différence entre le rayon maximum R_m , et le rayon minimum de l'échantillon R_t , et Δh est la différence entre la hauteur initiale et finale de l'échantillon.

Ce coefficient de friction est utilisé dans l'équation suivante pour corriger l'erreur entre les contraintes perçues et les contraintes réelles ; équation utilisée par différents auteurs : (Monajati, Taheri, Jahazi, 2005)

$$\sigma = \frac{C^2 \sigma_a}{2[\exp(C) - C - 1]} \quad (1.5)$$

où σ_a est la contrainte apparente mesurée, σ est la contrainte réelle et C est donné par la relation suivante :

$$C = \frac{2mr}{h} \quad (1.6)$$

avec m le coefficient de friction calculé précédemment et r et h respectivement rayon et hauteur de l'échantillon.

Cette correction prend donc en compte l'effet de renflement, qui dépend des rayons maximum et minimum de l'échantillon, ce qui est une façon d'exprimer la friction lors de la déformation. Plus la différence entre les deux rayons est importante, plus le facteur de renflement b est important. Ce qui augmente le coefficient de friction. De même plus la différence entre rayon et hauteur est importante, plus le facteur de correction C augmente. Le tout entraîne une correction en contrainte importante qui est liée à la forte déformation. Cependant la prise en compte de la déformation est indirecte : les mesures des hauteurs et rayons étant prises à la fin de la déformation, la correction de la friction sur les contraintes est donc constante pour toute la déformation. Or en réalité, la surface de contact entre l'échantillon et le mors, n'est pas constante. Plus la déformation avance, plus cette surface augmente, ce qui augmente également les forces de friction. La correction devrait prendre en compte cette augmentation de surface et de friction et alors corriger les contraintes de façon plus importante en fin de déformation qu'en début.

Il existe donc également une autre correction de friction proposée notamment par Montheillet, (2009) pour laquelle le rapport est direct.

$$\sigma = \frac{\sigma_a}{1 + \bar{m} \frac{2R_0}{3 * \sqrt{3}H_0} e^{3\bar{\epsilon}/2}} \quad (1.7)$$

Cette équation s'appuie sur un raisonnement mathématique, basé sur les travaux de Avitzur (1968), où il détaille l'utilisation du théorème de la limite supérieure sur les énergies lors d'un test de compression. L'énergie appliquée extérieurement est égale à la somme des énergies dues aux déformations internes, et dues au cisaillement de friction aux niveaux des surfaces de discontinuité de vitesse, notamment pour le contact mors-pièce, diminuée de l'énergie donnée par les contraintes internes prédéterminées de la pièce. Cette équation peut alors être utilisée dans tout type de déformation. Dans le cas d'une compression uni axiale, la géométrie, la vitesse de compression, les symétries et la conservation du volume permettent de déterminer le champ des vitesses utile au calcul de l'énergie dissipée par friction. Le tout abouti au rapport entre la pression relative et la contrainte réelle que l'effet de renflement soit pris en compte ou pas.

Dans le cas avec renflement, le coefficient de renflement b , sera celui qui minimisera la pression. Cette valeur permet de retrouver la formule du coefficient de friction, m , en fonction du renflement de l'équation (1.3). Les calculs aboutissant à cette équation sont détaillés en Annexe I.

Il est intéressant de noter qu'une autre méthode utilisant l'équilibre des forces sur un élément du disque existe également. Dans le cas où la friction est constante (Friction de Tresca) on retrouve une équation, proche de l'équation (1.7), qui est la suivante :

$$\sigma = \frac{\sigma_a}{1 + \bar{m} \frac{2R_0}{3 * \sqrt{3}H_0}} \quad (1.8)$$

avec les mêmes notations que précédemment.

Avec cette méthode mais dans le cas d'une friction dite de Coulomb (équation 1.1), on obtient alors l'équation (1.5). La grande différence entre ces deux équations est donc l'hypothèse prise sur la définition de la friction : friction constante ou friction fonction de la pression.

L'approche de Kudo (1965), permet de lier les deux, en disant que le coefficient m est remplacé par la moyenne du coefficient de Coulomb :

$$\mu_{moy} p_{moy} = m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad (1.9)$$

Ce qui aboutit à une relation entre $\mu = \mu_{moy}$ et m :

$$\frac{m}{\sqrt{3}} = \frac{\mu}{1 - \frac{2}{3} \mu \frac{R_0}{H_0}} \quad (1.10)$$

Cette relation permet encore de simplifier l'équation 1.8 en remplaçant m . On obtient alors une simple équation avec C défini précédemment, qui n'est valable que pour les faibles valeurs de C ($C < 2$).

$$\sigma = \frac{\sigma_a}{1 - C/3} \quad (1.11)$$

Toutes ces équations ont été trouvées lors de l'étude de la compression d'un disque ; or lors de la compression d'un cylindre, le taux de compression est plus important et va influencer sur cette correction de la friction. C'est pourquoi Montheillet (2009) utilise l'équation (1.7) pour

corriger la friction, en utilisant le coefficient de friction m constant et en ajoutant le facteur issu de la déformation.

- Correction en température

A cette correction en friction, s'ajoute une possible prise en compte de la température. La déformation des échantillons, entraîne un échauffement qui peut influencer le comportement mécanique lors de la compression. Selon Vo, (2009) les déformations iso-thermiques ont lieu pour des vitesses de déformation inférieures à 10^{-3}s^{-1} , et pour des vitesses supérieures à 10s^{-1} la déformation est considérée adiabatique : elle s'effectue sans échange de chaleur. Dans les autres cas, la hausse de température pendant la déformation est définie par l'équation suivante :

$$\Delta T = \frac{\eta\lambda}{\rho_{dens}c_p} \int \sigma d\varepsilon \quad (1.12)$$

où η est le facteur correcteur adiabatique qui est généralement de 0,2, 0,5 et 0,75 pour des vitesses de déformations de 0,01, 0,1 et 1s^{-1} , où λ est la fraction du travail mécanique transformé en chaleur ($\lambda=0,95$), ρ_{dens} la densité et c_p la capacité thermique.

Quelle que soit la méthode choisie, la correction en friction doit être utilisée pour montrer les contraintes réellement perçues par l'échantillon et non les contraintes apparentes. Cependant, ces méthodes diffèrent selon les articles. Il sera donc judicieux de comparer les méthodes de corrections de contrainte et de voir s'il existe un lien entre elles. Nous nous demanderons quel est l'impact de la prise en compte du facteur de renflement dans les calculs. De plus l'adoucissement dû à la hausse de température n'a pas toujours été pris en compte, il sera donc intéressant de l'étudier lors de la correction de la friction et de pouvoir comparer cet échauffement avec les simulations.

1.1.5. Courbes de contrainte-déformation des alliages d'aluminium

Nous allons maintenant revenir sur les résultats en contrainte-déformation obtenus dans la littérature après la prise en compte de la correction en friction. Les données concerneront les alliages d'aluminium dans leur ensemble pour comparer les résultats puis se focaliseront sur les alliages de la famille 6082.

Deng, Yin, & Huang, (2011) ont réalisé une série de tests pour un alliage d'aluminium 7050 à haute température montrant les évolutions suivantes : les contraintes augmentent avec la diminution de la température et avec l'augmentation de la vitesse de déformation (Figure 1.7). De plus, ils remarquent également qu'il est plus probable d'avoir un plateau après le pic de contrainte pour les faibles températures et les hautes vitesses de déformation.

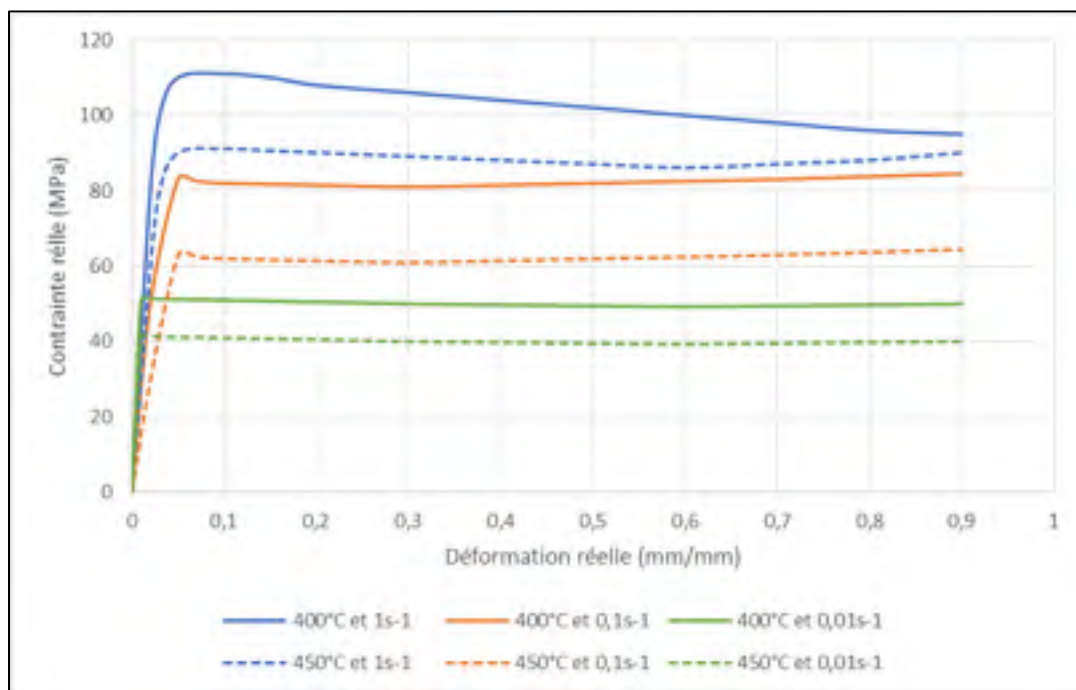


Figure 1.7 Courbes de contraintes déformations de l'alliage d'aluminium 7050 lors de compression à chaud pour 400°C et 450°C (vert) $\dot{\epsilon} = 0,01s^{-1}$, (orange) $\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$, (bleu) $\dot{\epsilon} = 1s^{-1}$. Adapté de Deng et al., (2011, p1781)

Jiang, Zhang, Weng, & Fu, (2016) font un lien entre courbes de déformations à chaud et la microstructure de l'alliage d'aluminium 7150 (pourcentage massique : 2,32% Mg, 2.11% Cu, 0.06% Si) et montrent que la forme de la courbe peut donner une indication sur le phénomène intervenant. Une courbe montant continuellement en contrainte indique une prédominance d'écrouissage, alors qu'un pallier de contrainte va être lié à un équilibre entre écrouissage et adoucissement et qu'une rechute de contrainte après le pic est signe d'adoucissement et

possiblement de recristallisation. Nous approfondirons plus tard la discussion sur les phénomènes intervenant lors de ces compressions.

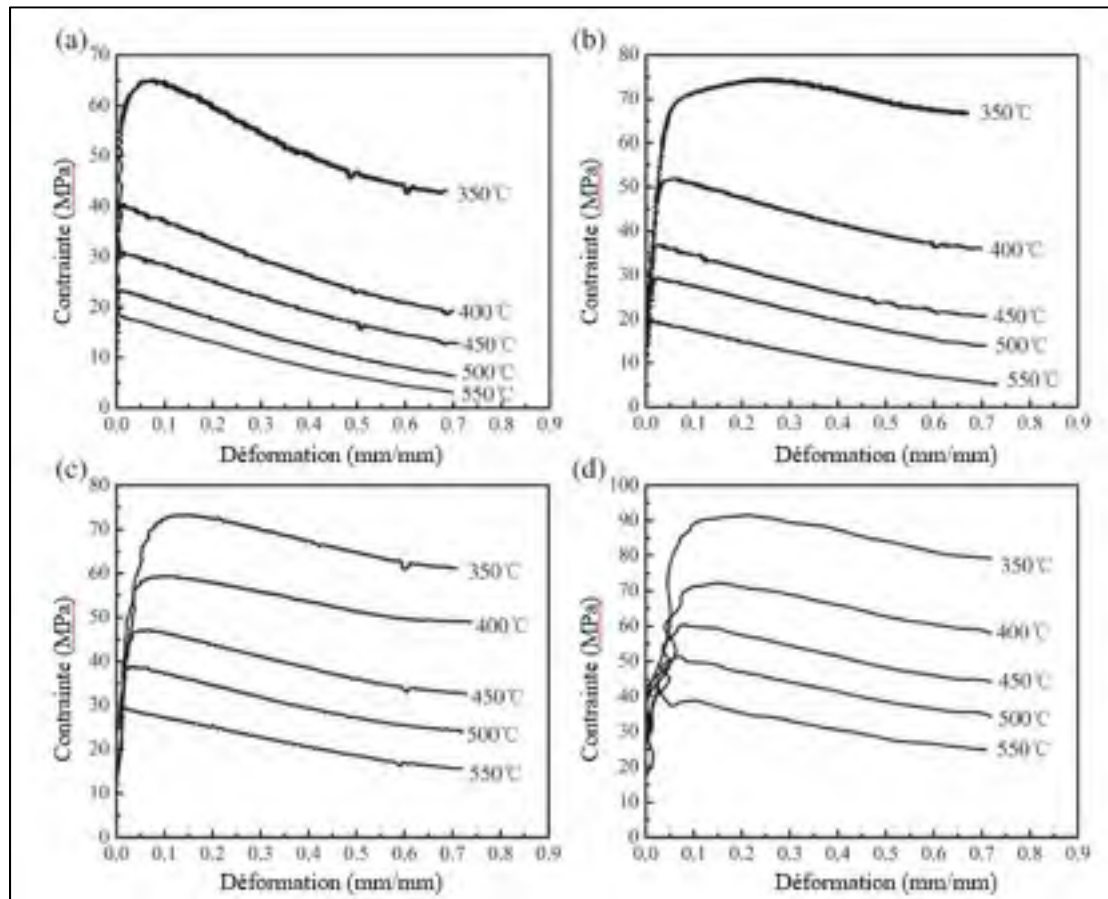


Figure 1.8 Courbes de contraintes déformations d'un alliage Al-Mg-Si-Cu lors de compression à chaud (a) $\dot{\epsilon} = 0,005s^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon} = 0,05s^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon} = 0,5s^{-1}$, (d) $\dot{\epsilon} = 5s^{-1}$
Adaptée de H. Zhang et al., (2007, p.169)

Il est également intéressant de se pencher sur un alliage de type Al-Mg-Si-Cu (pourcentage massique : 1,2% Mg, 0,6% Cu, 0,9% Si) (Figure 1.8) pour voir comment le comportement à chaud de cet alliage avec des éléments d'addition différents se comporte. En effet, la nature des différents éléments d'addition et leur quantité peuvent entraîner la formation de précipités qui modifieront le comportement en contrainte-déformation de l'alliage. Nous verrons pourquoi lors de la partie sur la microstructure. On peut alors comparer ces courbes en contrainte-déformation avec celles d'un alliage avec moins de Silicium, et donc moins de formation de Mg_2Si (Figure 1.7). H. Zhang, Li, Yuan, & Peng, (2007) nous montrent que le

comportement des courbes est semblable avec les mêmes évolutions de température et de vitesse de déformation dans les deux cas.

1.1.6. Définition de l'alliage 6082

Nous nous intéressons maintenant plus spécifiquement sur les alliages d'aluminium de la série de notre étude, notamment la famille 6082. D'autres auteurs portent leur regard sur l'alliage d'aluminium 6082 dont il est question dans notre étude : Wang, Jiang, Zhang, & Huang, (2016), Spigarelli, Evangelista, & McQueen, (2003) et B. Zhang & Baker, (2004). Ces trois études présentent des alliages appartenant tous à la famille 6082, dont les compositions similaires sont présentées en Tableau 1.2. Nous les comparerons avec celle des alliages de notre étude au chapitre 2.

Tableau 1.2 Composition chimique des alliages d'aluminium 6082 rencontrés dans la littérature

Alliage Réf.	Composition chimique des alliages (wt %)						
	Si	Mg	Fe	Mn	Cr	Cu	Zn
(Spigarelli et al., 2003)	0.99	0.92	0.24	0.76	0.13	0.038	0.03
(B. Zhang & Baker, 2004)	1.10	0.69	0.07	0.91	0.06	0.02	0.15
(Wang et al., 2016)	0.99	0.73	0.36	0.44	0.15	0.083	/

Spigarelli et al., (2003) étudient un alliage laminé dont les échantillons font 10mm de diamètre et 20 de longueur et qui ont été traités à 530°C pendant 2h, puis vieillis à la température de déformation pendant 24h. Cela permet, entre autres, d'éviter toute précipitation ou regroupement de particules pendant la déformation. Les déformations sont appliquées dans le mode torsion et ont été réalisées à 200, 300, 400, et 500°C, à des vitesses de déformation en surface équivalente à 10^{-3} , 10^{-2} , 10^{-1} , 1 et 10 s^{-1} . Les courbes de déformations de cet alliage se retrouvent à la Figure 1.9 a) avec un pic de contrainte de 58 MPa à 400°C et 25 MPa à 500°C pour une vitesse de déformation de 0.1 s^{-1} . Ces valeurs seront intéressantes pour notre étude car elles correspondent à certaines des conditions des tests réalisés. Dans leur publication, la déformation à chaud de cet alliage est dite liée à un phénomène de restauration.

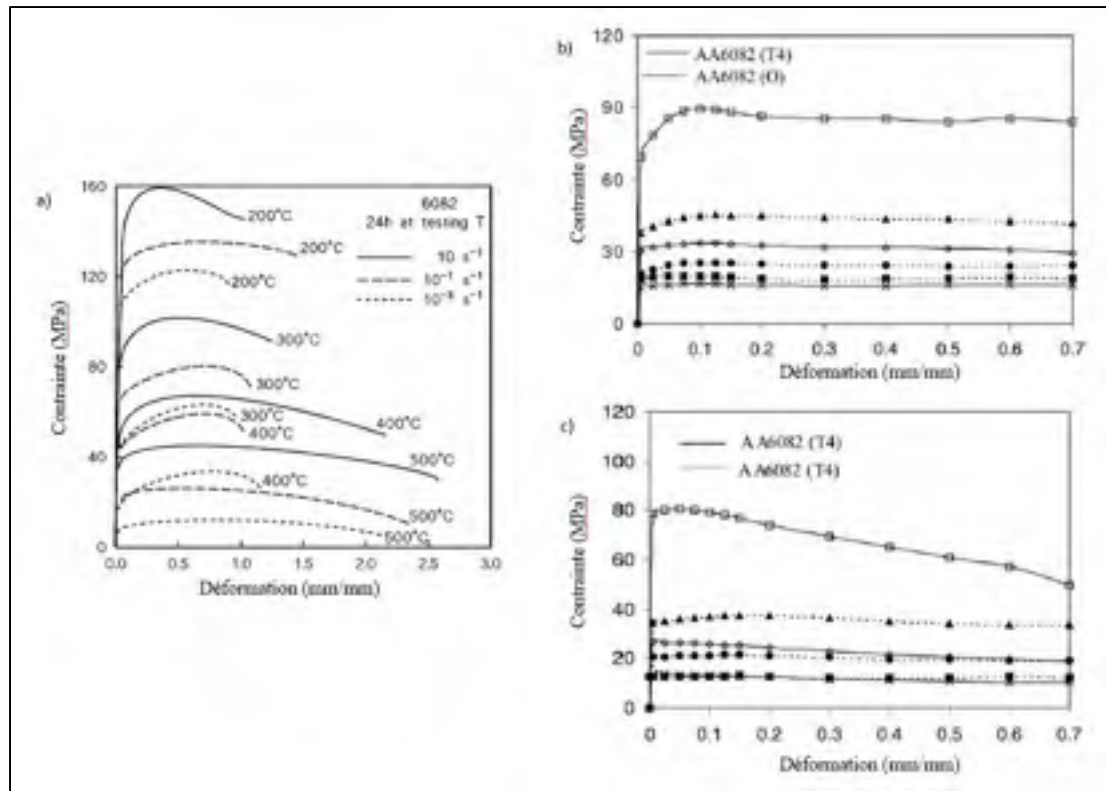


Figure 1.9 Courbes de contraintes-déformations : a) équivalentes pour un alliage d'aluminium AA6082, tirée de Spigarelli et al., (2003, p.179), et pour deux alliages d'aluminium AA6082 à : b) 0,09s⁻¹ et c) 0,005s⁻¹ refroidis par trempe (T4) et lentement (O) ; □ et ▲ représentent 300°C, ◇ et ◆ sont pour 400°C et × et ■ 500°C ; adaptée de B. Zhang & Baker, (2004, p882)

B. Zhang & Baker, (2004) étudient la compression à chaud d'échantillons de 50mm de diamètre et 50mm de hauteur dont la composition est donnée dans le Tableau 1.2, et qui ont subi deux types de traitements différents générant un état de précipités différents. Le premier (T4) est une homogénéisation à 535°C pendant 2h puis trempé et vieilli naturellement à température ambiante, et le second (O) est une homogénéisation à 535°C pendant 2h suivi un refroidissement lent à température ambiante. L'échantillon est chauffé de nouveau aux températures des tests de compressions 300°C, 400°C et 500°C et les vitesses de déformations sont de 0,005, 0,05 et 0,09s⁻¹. Des évolutions semblables aux alliages précédents existent en fonction de la température et de la vitesse de déformation : diminution des contraintes avec la température et augmentation avec la vitesse de compression. Les contraintes, pour les deux plus hautes vitesses de déformations, ont une forte hausse jusqu'au pic de contrainte suivi d'un

état stationnaire pour les déformations plus élevées (Figure 1.9 b)). C'est uniquement pour la vitesse de déformation la plus faible ($0,005s^{-1}$), et pour l'alliage T4, qu'une chute graduelle de la contrainte est observée après le pic (Figure 1.9 c)).

Enfin, Wang et al., (2016) étudient en compression l'alliage d'aluminium 6082 qui a été homogénéisé à $550^{\circ}C$ pendant 2h puis refroidi à l'air libre jusqu'à la température ambiante et dont les échantillons font 10mm de diamètre pour 15mm de longueur. Les tests sont réalisés à 425, 450, 475, et $500^{\circ}C$ et à des vitesses de 0,01, 0,1, 1 et $10 s^{-1}$. Nous retrouvons dans la Figure 1.10 les résultats des tests pour $450^{\circ}C$ et $500^{\circ}C$ et pour 0,01, 0,1 et $1s^{-1}$. Pour les deux plus faibles vitesses de déformation, un domaine d'équilibre est atteint après le pic de contrainte avec une légère hausse de contrainte en fin de déformation. Et pour la vitesse la plus élevée, les contraintes continuent d'augmenter avec la déformation. La vitesse de déformation a une influence sur la réponse en contrainte et sur l'adoucissement.

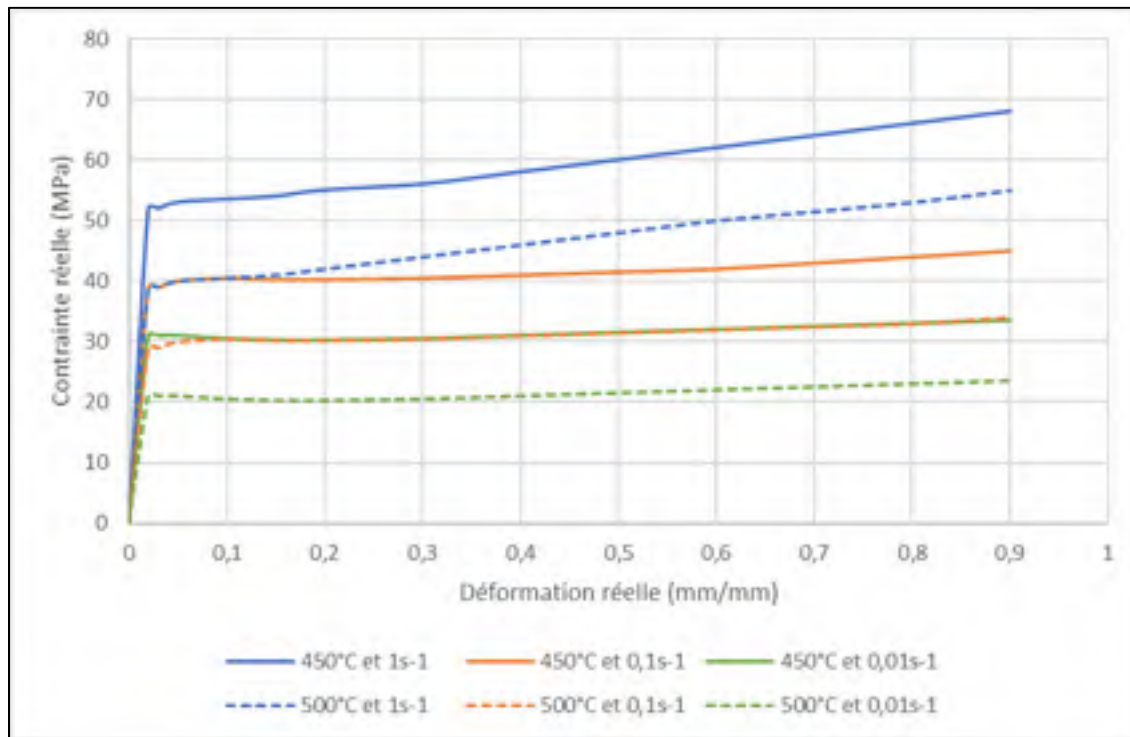


Figure 1.10 Courbes de contraintes déformations d'un alliage d'aluminium 6082 à différentes vitesses de déformation $0,01s^{-1}$, $0,1s^{-1}$ et $0,5s^{-1}$. D'après Wang et al., (2016, p341)

On peut donc conclure que bien qu'ayant une tendance générale semblable les courbes de contrainte-déformation peuvent présenter des différences sur l'apparition ou non d'un ou plusieurs pics de contrainte, et sur l'établissement possible d'un domaine stationnaire. Pour mieux comprendre d'où peuvent venir ces différences, il faut s'intéresser dans un premier temps à la microstructure ainsi qu'aux phénomènes intervenants dans l'évolution des grains de la structure. Puis dans un second temps, à l'étude des lois de comportement et de l'énergie d'activation.

1.1.7. Types de recristallisation

Depuis plusieurs années, la microstructure des alliages déformés est reconnue comme étant d'une grande importance pour l'explication du comportement en contrainte déformation de ces alliages. Sakai, Belyakov, Kaibyshev, Miura, & Jonas, (2014) synthétisent sur les phénomènes de changement de microstructure lors de déformations à chaud ou à froid et de recuits. Ils différencient les phénomènes dits statiques, qui sont uniquement liés au changement de température de la pièce, (aussi bien un refroidissement qu'un recuit), des phénomènes dits dynamiques apparaissant lors d'une évolution en déformation du matériau. Dans les deux cas, l'augmentation de température au sein du matériau permet la migration des dislocations au sein des grains. Ces migrations se traduisent par un adoucissement et le possible remplacement de la microstructure déformée par de nouveaux grains, phénomène que l'on nomme recristallisation.

Lorsque la nouvelle microstructure est produite par nucléation de nouveaux grains, la recristallisation est dite primaire. L'adoucissement, dû à l'énergie thermique, entraîne le développement de germes de recristallisation par la migration des murs de dislocations et des joints de grains. Les sites de ces germes sont produits lors de l'écroutissage dû à la déformation. La recristallisation statique discontinue (RSD) représente cette formation et cette croissance de grains recristallisés au détriment de grains déformés (Figure 1.11).

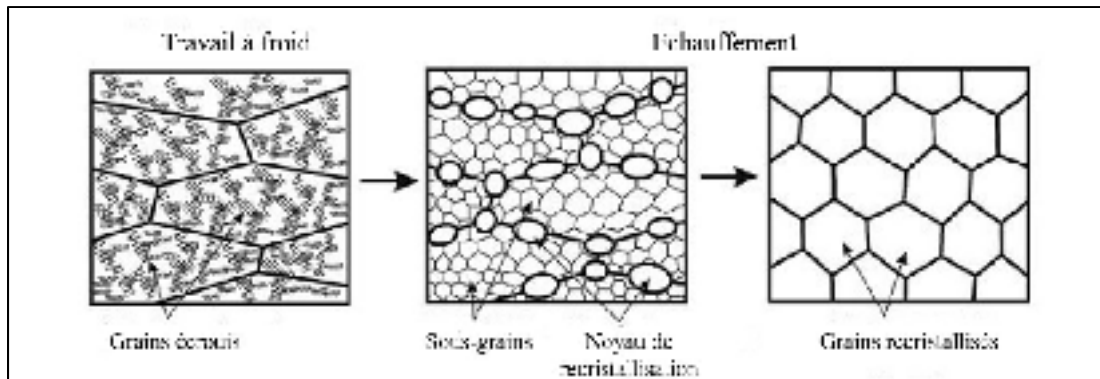


Figure 1.11 Représentation schématique de la recristallisation statique discontinue (RSD) qui a lieu lors du recuit des matériaux contraints. Adaptée de Sakai et al., (2014, p.133)

Sakai et al., (2014) reviennent sur la présence de précipités dans certains alliages d'aluminium. La formation de précipités contrecarre la migration des dislocations qui s'accumulent et augmentent ainsi la désorientation des sous grains facilitant la formation de nouveaux grains. Cette recristallisation statique est dite continue (RSC).

La recristallisation peut avoir lieu également pendant la déformation. On s'intéresse alors aux types de recristallisations et d'adoucissements dynamiques. Pour la recristallisation dynamique discontinue (RDD), il y a une transformation graduelle des sous grains en germes de recristallisation lorsque la température de déformation est au-dessus de la moitié de la température de fusion. Ce processus dynamique, incluant une étape de nucléation, est proche de celui de la RSD. Mais il est reconnu que la recristallisation dynamique diffère de celle dite statique : la déformation plastique engendre la présence de sous structures de dislocations différentes dans tous les grains et sous-grains. Ce phénomène n'est pas présent dans le cas statique où, après le recuit, certains sous-grains réussissent à restaurer plus rapidement et sont alors sans dislocations. Sakai et al., (2014) résumant les caractéristiques des deux types de recristallisation dynamiques dans le Tableau 1.3.

Tableau 1.3 Comparaison des caractéristiques des recristallisations dynamique discontinue et continue. Tirée de Sakai et al., (2014), p.204)

Type de recristallisation dynamique	RDD	RDC
Conditions		
Déformation	<1	Forte déformation >3
Température (T/T _m)	Au-dessus de 0.5	0-1
Énergie de défaut d'empilement	Faible à moyenne	Faible à haute
Comportement en déformation		
Comportement en contrainte	Domaine d'équilibre suite à un ou plusieurs pics de contraintes	Domaine pseudo équilibré avec un léger durcissement
Effet de la température ou vitesse de déformation	Déformation activée thermiquement et qui paraît réversible	Comportement mixte thermique et athermique
Microstructure		
Site de nucléation et déformation critique pour nucléation ϵ_c .	Les noyaux se forment principalement aux joints de grains	Les microcristaux se forment au niveau des bandes de cisaillement
Caractéristiques des sous-structures	Varié de grains en grains et se développent de façon non homogène	Les sous structures de dislocations se développent de façon homogène
Comportement en recuit	RSD	RSC

La recristallisation dynamique continue (RDC) résulte plutôt de l'accumulation des dislocations lors de la déformation, qui augmente le degré de désorientation entre les sous grains. Grâce à la mobilité des sous joints fortement désorientés, de nouveaux grains dits ultra fins sont ainsi formés. Il faut noter que cette recristallisation est généralement décrite pour des déformations beaucoup plus importantes (proche de $\varepsilon=12$) alors que la recristallisation discontinue peut avoir lieu à des faibles déformations ($\varepsilon=0,1$).

1.1.7.1 Comportement en contrainte-déformation et lien avec les phénomènes microstructuraux

Trois phénomènes peuvent avoir lieu lors de déformations à chaud : l'écrouissage, l'adoucissement dynamique et la recristallisation dynamique. L'écrouissage, dû à la déformation, augmente le nombre de dislocations au sein des grains et donc les forces de contrainte interne, ce qui se traduit par une augmentation continue de la contrainte au niveau macroscopique : la courbe de contrainte-déformation ne présente pas de pic de contrainte (courbe à 773°K de la Figure 1.12 b).

Parallèlement, lorsque l'adoucissement dynamique est plus important, on observe d'abord une augmentation continue des contraintes dues à la déformation, puis le taux d'écrouissage diminue jusqu'à l'obtention d'un état stationnaire. Cette réduction du taux d'écrouissage par l'adoucissement s'observe surtout pour les faibles vitesses de déformations.

Puisque la recristallisation dynamique discontinue entraîne la formation de nouveaux grains, cela réduit le nombre de dislocations et donc le taux d'écrouissage résultant en l'apparition d'un pic sur la courbe de contrainte. Au-delà du pic les contraintes diminuent jusqu'à l'apparition éventuelle d'un état stationnaire (Figure 1.12 a). Il traduit alors l'équilibre entre l'écrouissage de la compression, l'adoucissement engendré par la formation de nouveaux grains et la migration des frontières de ces grains. La Figure 1.12 illustre ces phénomènes dans le cas de l'acier, mais le lien entre phénomène microstructuraux et comportement en contrainte n'est pas lié au matériau et peut se retrouver pour l'aluminium.

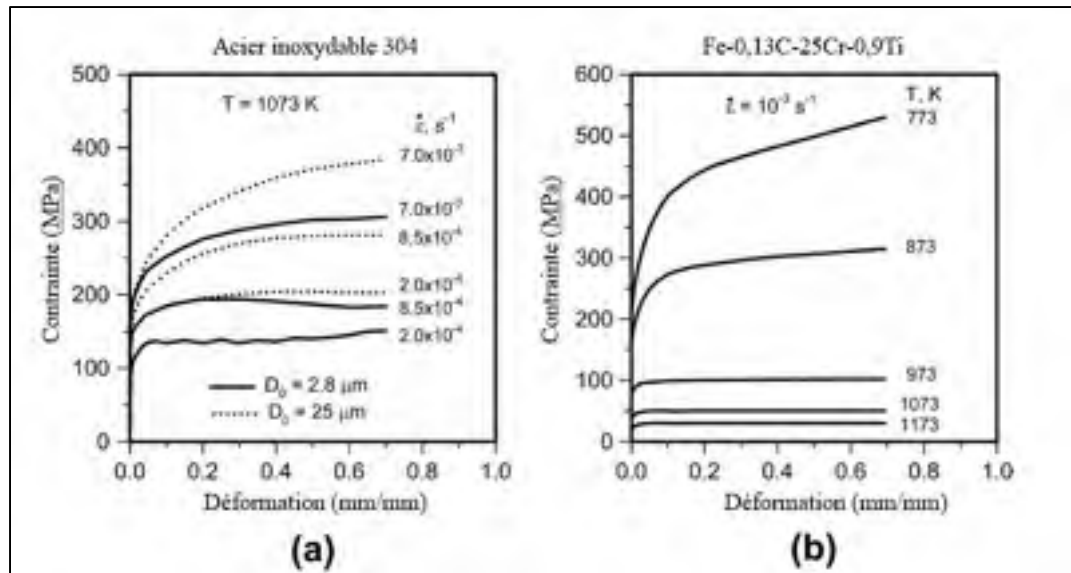


Figure 1.12 Courbes typique de contrainte-déformation lors de la compression à chaud d'un acier avec (a) de la recristallisation dynamique discontinue et (b) de la restauration dynamique. Adaptée de Sakai et al., (2014, p.135)

Le Tableau 1.4 résume les relations entre recristallisation dynamique et adoucissement dynamique lors de déformations à chaud. Il est à noter que la déformation critique pour l'apparition de recristallisation dynamique diminue avec l'augmentation de la température, la diminution de la vitesse de déformation ainsi que la diminution de la taille des grains. Cependant si la déformation est trop rapide, il n'y a pas de temps pour la recristallisation.

Tableau 1.4 Processus de restauration dynamique ayant lieu pendant les déformations à chaud et alliages métalliques où ils ont été observés. Adapté de Sakai et al., (2014, p.136)

Mécanisme de restauration	Matériaux	Énergie de défaut d'empilement
Recristallisation dynamique discontinue	Au, Cu, Ni, Pb, Fe austénitique et leurs alliages	Faible (à moyenne)
Adoucissement dynamique	Al, Mg, acier ferritique, et leurs alliages	Haute

1.1.7.2 Energie de défaut d'empilement

L'énergie de défaut d'empilement (EFE) des matériaux donne une indication sur le type de phénomène qui va avoir lieu lors de la déformation à chaud. Pour les faibles énergies de défaut d'empilement, la recristallisation dynamique prend le dessus sur l'adoucissement dynamique car la mobilité des joints de grains est facilitée par l'abondance de dislocations et la faible restauration. La densité de dislocation augmente fortement et permet la formation de nouveaux grains. Cette recristallisation dynamique est dite discontinue

Pour les matériaux à hautes énergies de défaut d'empilement, l'adoucissement dynamique prend le dessus car l'activation thermique favorise l'annulation des dislocations ; nous pouvons noter une faible densité de dislocations à l'intérieur des sous-grains, ce qui va à l'encontre de la recristallisation dynamique, qu'elle soit continue ou discontinue. Ainsi les sous grains peuvent se transformer en grains ultrafins sous de fortes déformations par l'accumulation de dislocations au niveau des parois des sous grains. Le Tableau 1.5 résume les conditions d'apparitions de ce processus pour les grandes déformations.

Tableau 1.5 Intervalle d'apparition de la RDD ou la RDC lors d'essais à fortes déformations. Adapté de Sakai et al., (2014, p.136)

Conditions de déformations (T/T_m)	Énergie de défaut d'empilement	
	Faible à moyenne	Haute
Déformation à chaud ($T > 0,5 T_m$)	RDD	RDC
Déformation à froid/tiède ($T < 0,5 T_m$)	RDC	RDC

Sakai et al., (2014) nous indiquent que pour des températures supérieures à $0.5T_m$, l'écrouissage induit par la déformation plastique est contré par les processus d'adoucissement dynamique, que ce soit la restauration ou la recristallisation. Cette dernière pouvant mener à une baisse de la contrainte après le pic.

1.2 Modélisation des courbes de contrainte-déformation

Afin de pouvoir prédire le comportement de la matière lors de la déformation à chaud, il est intéressant de réaliser des modèles. Ces derniers doivent approcher le plus fidèlement possible la réalité afin de pouvoir simuler le comportement de l'alliage sans pour autant entraîner des dépenses expérimentales coûteuses.

1.2.1. Méthodes de détermination des modèles

La déformation à chaud de l'aluminium peut se modéliser de différentes façons en tenant compte du comportement lors de la compression. Le durcissement lors la déformation ou l'adoucissement dynamique sont affectés par les paramètres de déformation tel que la vitesse de déformation, la température et le taux de déformation. Des méthodes par éléments finis (EF), automate cellulaire (AC) ou cartes de traitements (Processing maps) existent pour modéliser la déformation. (Vo, 2009)

Les éléments finis utilisent une équation constitutive pour représenter l'écoulement, la microstructure et l'évolution de température. Ce type d'équation peut avoir différentes origines : semi-empirique, phénoménologique, statistique, ou encore méthodes heuristiques. Les méthodes statistiques et heuristiques, bien que très fonctionnelles, n'apportent aucune indication sur les phénomènes intervenants lors de la compression. Les modèles développés par automate cellulaire fournissent des simulations de la microstructure associée à la géométrie. (Vo, 2009). Les cartes de traitements, résumant de façon très visuelle, l'effet des conditions expérimentales sur la microstructure et la déformation. Notre étude se porte sur les méthodes par éléments finis et particulièrement sur les modèles empiriques et physiques.

1.2.2. Loi de comportement

Les lois constitutives du comportement du matériau doivent correspondre le plus fidèlement possible à la réalité quel que soit la façon dont elles ont été déterminées. Nous allons revenir sur un modèle empirique, le modèle de Johnson-Cook, puis sur un modèle qui provient d'une

théorie physique, le modèle d'Arrhenius, et enfin sur le modèle empirique de Hansel-Spittel qui nous servira pour les modélisations.

- Johnson-Cook

L'équation de Johnson-Cook (JC) est définie comme la multiplication des dépendances à la déformation, la température et à la vitesse de déformation :

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*m}) \quad (1.13)$$

où σ est la contrainte, ε la déformation plastique équivalente, A la contrainte dans les conditions de référence, B et n , le coefficient et la puissance du durcissement dû à la déformation, C le coefficient correspondant à la vitesse de déformation, m celui lié à la température. $\dot{\varepsilon}^*$ représente la vitesse de déformation sans dimension ; c'est le rapport de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, sur celle de référence $\dot{\varepsilon}_r$ (vitesse de déformation à laquelle les constantes du matériau sont obtenues). De même pour la température, $T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$, avec T la température de déformation, T_m la température de fusion, T_r la température de référence.

Cette méthode implique le choix d'une température et d'une vitesse de déformation de référence. Dans ces conditions l'équation devient :

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \quad (1.14)$$

Ce qui permet d'obtenir le paramètre A pour une très faible déformation (ex ≈ 0.002) qui correspond à la limite d'écoulement au début de la plasticité. Les valeurs de B et n sont déterminées en prenant le logarithme de l'équation précédente : $\ln(A - \sigma) = \ln(-B) + n \ln \varepsilon$ et en identifiant la pente et l'ordonnée à l'origine de $\ln(A - \sigma)$ en fonction de $\ln \varepsilon$. De même, en se plaçant à la température de référence puis à la vitesse de déformation de référence, on obtient respectivement C et m .

Pour prendre en compte les effets couplés de température, déformation et vitesse de déformation, l'équation de JC peut être modifiée de la façon suivante :

$$\sigma = (A_1 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2)(1 + C_1 \ln \dot{\varepsilon}^*) \exp[(\lambda_1 + \lambda_2 \ln \dot{\varepsilon}^*)(T - T_r)] \quad (1.15)$$

avec $A_1, B_1, B_2, C_1, \lambda_1$ et λ_2 des constantes du matériau et les mêmes notations que pour l'équation (1.14).

Chen, Zhao, & Yu, (2015) reviennent sur le modèle de JC en expliquant qu'il est empirique pour les larges déformations, les hautes vitesses de déformation et la température. Ces auteurs regroupent plusieurs études montrant que le modèle de JC ne permet pas de prédire précisément les contraintes car il suppose que l'adoucissement thermique, le durcissement dû à la déformation et la vitesse de déformation sont des phénomènes indépendants, sans phénomènes couplés. Le modèle modifié de JC améliore grandement cette précision mais utilise toujours des données de références utilisées pour déterminer les paramètres les uns après les autres. Une erreur initiale est donc démultipliée par la suite pour l'obtention de la loi complète.

- Arrhenius

Les équations développées par Sellars & McG. Tegart, (1966) sont des équations basé sur le comportement physique et souvent utilisées pour définir la rhéologie des matériaux métalliques. En régime stationnaire, la contrainte d'écoulement ne dépend que de la vitesse de déformation et de la température (Montheillet, 2009). L'équation de Sellars et Tegart est définie le mouvement des dislocations et se développe sous la forme suivante :

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.16)$$

où Q est l'énergie d'activation de déformation à chaud, σ la contrainte, $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation, R la constante des gaz universels et, T la température et A et n des constantes liées au matériau.

Cette équation peut être simplifiée en deux sous cas dits loi puissance et loi exponentielle :

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.17)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.18)$$

où les notations sont les mêmes que précédemment et A_1, A_2, n_1 et β sont des constantes liées au matériau, et $\alpha = \beta/n_1$.

L'équation (1.18) est utilisée dans le cas où $\alpha\sigma < 0,8$, c'est-à-dire pour les petites contraintes et l'équation (1.19) correspond aux grandes contraintes, lorsque $\alpha\sigma \geq 0,8$. On remarque que la forme de ces équations est du type suivant :

$$\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = f(\sigma) \quad (1.19)$$

Donc une augmentation de la vitesse de déformation, ainsi qu'une diminution de la température va augmenter les contraintes. Et plus l'énergie d'activation Q est petite, plus forte sera la dépendance à la température, et à l'inverse, plus l'énergie d'activation est élevée, moins important sera l'effet de la température.

Chen, Zhao, & Yu, (2015) reviennent également sur le modèle d'Arrhenius où les effets de la température et de la vitesse de déformation sont couplés. Une attention particulière est portée sur l'absence de dépendance à la déformation ce qui pourrait induire un écart entre réalité et modélisation en cas de fort adoucissement dynamique.

- Hansel Spittel

Récemment d'autres équations ont été développées pour prendre en compte l'effet de la déformation, parmi lesquelles figure l'équation de Hansel Spittel :

$$\sigma = A e^{m_1 T} \epsilon^{m_2} \dot{\epsilon}^{m_3} e^{m_4/\epsilon} (1 + \epsilon)^{m_5 T} \exp(m_6 \epsilon) \dot{\epsilon}^{m_7 T} T^{m_8} \quad (1.20)$$

où $A, m_1, m_2, m_3, m_4, m_5, m_6, m_7, m_8$ sont de paramètres de régressions, et les autres variables définies comme dans les équations précédentes.

Mehtedi, Spigarelli, Gabrielli, & Donati, (2015) rappellent que cette équation est souvent utilisée sous une forme réduite, pour éviter un risque de non-viabilité des paramètres. En enlevant les 4 derniers termes on obtient une forme réduite de l'équation de Hansel Spittel qui est toujours viable mais dont il faut déterminer la précision :

$$\sigma = A e^{m_1 T} \epsilon^{m_2} \dot{\epsilon}^{m_3} e^{m_4/\epsilon} \quad (1.21)$$

Cette équation est de plus en plus utilisée pour la simulation. C'est notamment celle-ci qui sera utilisée dans le logiciel FORGE afin de simuler les compressions. On remarque dans cette formule réduite que le premier terme correspond à l'adoucissement induit par la température, le second et le quatrième transcrivent (selon leur signe), l'adoucissement et le durcissement dû à la déformation, et le troisième est celui du durcissement avec la vitesse de déformation. Connaissant ces éléments on s'attend alors à ce que m_1 soit négatif, m_1 et m_4 soient de même signe et m_3 soit positif.

1.2.3. Énergie d'activation

Parmi les lois de déformation que l'on a vues précédemment, la loi d'Arrhenius est la loi qui donne les meilleurs résultats (Chen, Zhao, & Yu, 2015). Pour cette loi la détermination de l'énergie d'activation est primordiale. L'énergie d'activation est souvent déduite des courbes d'Arrhenius en faisant l'hypothèse qu'un seul mécanisme est en jeu. Or en réalité, de nombreux mécanismes sont en jeu et donc l'énergie d'activation doit être considérée apparente. Nous expliquerons au chapitre suivant la méthode de calcul utilisée pour la détermination de cette énergie apparente.

Montheillet, (2009) indique que cette énergie d'activation apparente diffère s'il s'agit d'autodiffusion, de fluage ou de mise en forme. En effet, les déformations et les vitesses de déformation sont différentes selon ces cas et induisent des mécanismes légèrement différents et donc une énergie d'activation différente. Toutefois lorsque la RDD est peu présente, ces énergies tendent vers une valeur commune.

Certains problèmes sont également relevés : le fait que le réchauffement dû à la déformation réduit la contrainte, surtout pour les faibles températures et que ces valeurs de contraintes sont utilisées pour le calcul de l'énergie d'activation qui présente alors une erreur. Nous verrons comment corriger cela par la suite. De plus, le problème est de définir pour quel déformation l'énergie a été calculée. Pour les alliages qui aboutissent à un domaine d'équilibre, grâce à un adoucissement dynamique, on peut prendre la valeur obtenue après avoir dépassé la

déformation limite du domaine d'équilibre, ε_s . Cependant ce domaine n'est pas forcément bien défini s'il y a une recristallisation plus importante par exemple, et donc une chute en contrainte. Il est donc conventionnel de prendre la valeur au pic de contrainte. (McQueen & Ryan, 2002). Certains auteurs décident alors d'inclure une dépendance de la contrainte dans l'équation d'Arrhenius, chaque paramètre se calcule alors en fonction de ε :

$$\begin{aligned} \alpha &= B_0 + B_1\varepsilon + B_2\varepsilon^2 + \dots + B_m\varepsilon^m \\ n &= C_0 + C_1\varepsilon + C_2\varepsilon^2 + \dots + C_m\varepsilon^m \\ Q &= D_0 + D_1\varepsilon + D_2\varepsilon^2 + \dots + D_m\varepsilon^m \\ \ln A &= E_0 + E_1\varepsilon + E_2\varepsilon^2 + \dots + E_m\varepsilon^m \end{aligned} \quad (1.22)$$

Il n'y a alors plus de point spécifique où se placer sur la courbe pour calculer l'énergie d'activation ; cette énergie varie avec la déformation, ce qui permet d'être plus précis, sur les simulations par exemple, (comme vu en partie 1.2.2) mais ce qui fait perdre par la même occasion la signification physique des équations d'Arrhenius. (K.Chadha et al., 2016)

En s'intéressant aux alliages d'aluminium, on retrouve dans la littérature des valeurs d'énergies d'activations qui peuvent varier significativement (Tableau 1.6) :

Tableau 1.6 Énergies d'activation pour des alliages d'aluminium présentées dans la littérature

Alliage	Énergie d'activation (kJ.mol ⁻¹)	Réf.
7050	256,6	(Deng et al., 2011, p1782)
Al-Mg-Si-Cu	236	(H. Zhang et al., 2007, p.170)
6082 recuit	192,8	(B. Zhang & Baker, 2004, p.884)
6082	181,5	(Wang et al., 2016, p.345)
6082	269	(Spigarelli et al., 2003, p.181)

Dans les alliages d'aluminium peu alliés, Q est de l'ordre de 140 à 160 kJ.mol⁻¹, et dans les alliages avec des précipités stables, Q est approximativement 260 kJ.mol⁻¹. Dans les revues traitant des alliages d'Al-Mg, l'énergie d'activation est souvent supérieure à cause des

précipités. Ainsi Q peut souvent être mis en lien avec la présence de précipités, sauf dans certains cas, par exemple l'alliage Al-1%Mn, où les résultats varient alors beaucoup, sans doute à cause d'une distribution de particules non définie (McQueen & Ryan, 2002). Les mêmes auteurs nous rappellent que les alliages avec des précipitations sont des cas très complexes et dépendent de l'historique thermique de la déformation. Si tous les éléments d'addition précipitent de façon uniforme et sont de taille moyenne, l'effet sur les contraintes est moindre. A l'inverse, la formation de particules très fines à faible température, qui entraîne de très fortes contraintes, et la formation de petites particules à hautes températures, qui engendre des forces plus modestes, aboutissent en une très haute énergie d'activation ($Q > 200 \text{ kJ.mol}^{-1}$)

1.3 Problématique

Les comportements en déformation des alliages de métaux ont fait l'objet de nombreuses recherches et de publications notamment sur l'alliage d'aluminium 6082 (Figure 1.9 et 1.10) Dans le cas du présent projet, il est nécessaire d'étudier le comportement des alliages spécifiques en prenant en compte leur particularités microstructurales.

Une augmentation continue des contraintes ou l'apparition d'un pic de contrainte peut avoir lieu suivant la température et la vitesse de déformation. Le traitement thermique avant la déformation a un effet sur les contraintes (B. Zhang & Baker, 2004) et il a été vu également que les précipités ont une influence sur le déplacement des dislocations et donc sur l'énergie d'activation. (Spigarelli et al., 2003). Il est donc nécessaire de caractériser au chapitre 3 les différences de comportement en contrainte-déformation pour des tests sous conditions semblables et en ne faisant varier qu'un paramètre à la fois : température, vitesse de déformation, composition de l'alliage. Cela permettra aussi de déterminer les conditions à partir desquelles le pic de contrainte n'a plus lieu et laisse place à une augmentation continue de ces dernières. Nous pourrons également déterminer si l'inflexion de la courbe a lieu suivant le niveau d'adoucissement et de recristallisation. Il faudra, lors de ces tests, tenir compte de l'élévation de température et de la friction, dont nous approfondirons les méthodes de corrections, pour un résultat optimal.

La loi d'Arrhenius, d'origine physique, est le plus souvent utilisée pour la modélisation des courbes de déformations. Pour cela une détermination précise de l'énergie d'activation est nécessaire. Cette loi permet de prédire les contraintes pour les plus grandes vitesses de déformations car elles correspondent à un raisonnement physique. La loi de Hansel Spittel, permet une séparation des paramètres influents sur les contraintes plus facile. Nous avons vu au Tableau 1-6 que l'énergie d'activation pour l'alliage d'aluminium 6082 présente de grandes différences suivant le traitement qu'il subit. Lors du chapitre 3, il sera donc important pour cette étude de déterminer le plus précisément possible cette énergie d'activation, que nous pourrons éventuellement lier à des phénomènes microstructuraux.

Le logiciel de simulation FORGE utilise la loi de comportement de Hansel-Spittel, il faudra donc en déterminer les paramètres, à partir des résultats obtenus par la loi d'Arrhenius. Cette loi nous permettra de réaliser des simulations en compression présentées au chapitre 4. Les résultats obtenus nous permettront de vérifier les hypothèses de compression uni-axiale et uniforme faites au départ, ainsi que de quantifier les effets de la friction et de l'élévation de température. Nous pourrons ainsi déterminer quel est la loi de comportement issue de la simulation, et la comparer à la loi de comportement donnée en entrée. Cette comparaison nous permettra de définir les éventuelles différences entre les deux et de déterminer leurs origines.

Afin de répondre à ces questions, des tests de compressions ont été réalisés pour représenter le procédé de forgeage. Les données de force et de déplacements ont été obtenues grâce à l'automate, puis traitées numériquement en utilisant Matlab et Python, afin d'être réutilisées dans le logiciel de simulation FORGE.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE ET PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

2.1 Matériau

Notre étude met en présence un alliage mis en forme par quatre procédés différents. Pour simplifier la lecture nous nommerons ces différenciations par des noms d'alliages différents. Le premier alliage 1, est obtenu par le procédé « Direct Chill » conventionnel expliqué dans la partie 1.1.2, avec un écoulement vertical. Le brut obtenu étant de 425mm, il est ensuite homogénéisé et extrudé pour obtenir un cylindre de 58 mm de diamètre, entraînant un affinement et une élongation des grains. Les deux alliages 3 sont aussi étudiés par le même procédé, via un écoulement horizontal et sans extrusion. Ils possèdent des grains assez gros et sont étudiés à l'état non homogénéisé et homogénéisé. Le dernier alliage numéro 2, est obtenu par le nouveau procédé de coulage horizontal électromagnétique « Direct Chill » expliqué dans la partie 1.1.2 et est également non homogénéisé. Ainsi on peut résumer les quatre alliages dans le Tableau 2.1.

Tableau 2.1 Nom, procédé d'obtention et caractéristiques des alliages étudiés

Nom	Procédé d'obtention	Homogénéisation
Alliage 1 H	Extrudé	Oui
Alliage 2 nH	Nouveau Coulage DC	Non
Alliage 3 H	Coulage Conventionnel DC	Oui
Alliage 3 nH	Coulage Conventionnel DC	Non

Tous ces alliages bien que présentant des différences au niveau de leur obtention et de leur traitement thermique ont une composition chimique proche (Tableau 2.2) qui permet de les regrouper tous dans le sous-groupe des alliages d'aluminium AA6082 que nous avons vu au chapitre 1. Nous retrouvons bien dans cette spécification deux des alliages vus dans la littérature au Tableau 1.2.

Tableau 2.2 Composition chimique obtenue par spectromètre des alliages étudiés (alliage 1 extrudé et alliages 2 et 3 coulés DC)

Alliage	Composition chimique des alliages (% de poids)						
	Si	Mg	Fe	Mn	Cr	Cu	Ti
Spécification.	0,9- 1,1	0,8- 0,9	0,15 - 0,25	0,50 - 0,60	0,13 - 0,18	≤ 0,1	≤ 0,03
Coulé DC	1,04	0,8	0,16	0,58	0,15	0,085	0,033
Extrudé	0,92	0,84	0,24	0,49	0,15	0,047	0,027

Après vérification, la structure interne des échantillons avant compression, peut être considérée uniforme. Il faut également noter que les échantillons sont obtenus dans le sens axial des barres, ce qui correspond au sens d'extrusion pour les pièces de l'alliage 1. Or le forgeage de la pièce se fait dans une direction perpendiculaire à l'axe du cylindre brut. Ce point sera à retenir lors de l'analyse des résultats en particulier pour les pièces extrudées. La différence du procédé de coulage entraîne une différence dans la taille des grains. Comme le montre les deux Figures 2.1 et 2.2, le nouveau procédé permet d'obtenir des grains plus fins.

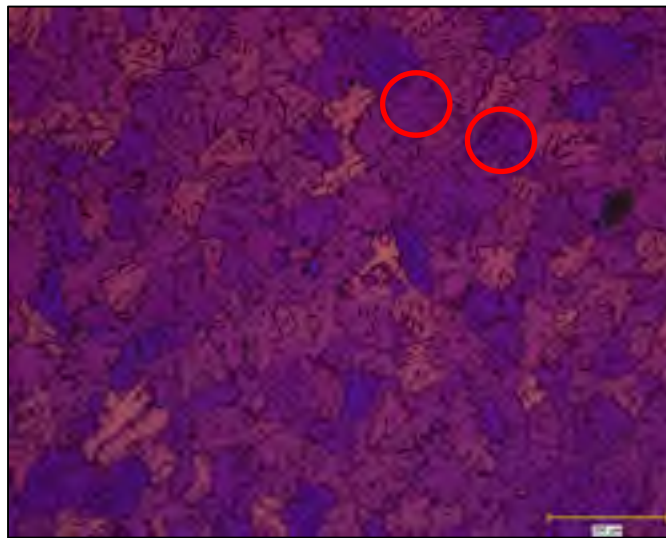


Figure 2.1 Taille de grain pour l'alliage 2 non Homogénéisé obtenu par le nouveau procédé Coulage DC (50 micromètres au microscope optique polarisé)



Figure 2.2 Taille de grain pour l'alliage 3 non Homogénéisé obtenue par le procédé conventionnel Coulage DC (85 micromètres au microscope optique polarisé)

2.2 Tests de compressions

Afin d'obtenir des données sur le comportement en contrainte-déformation de ces alliages d'aluminium en conditions de forgeage, des tests de compressions uni-axiaux ont été effectués grâce à une machine MTS 810 au sein de l'École de technologie supérieure. L'objectif étant de déterminer le comportement rhéologique de l'alliage, des tests (présentés dans le Tableau 2.3) ont été effectués à quatre températures différentes et trois vitesses de déformations différentes. Ces valeurs de température ont été choisies pour ne pas dépasser la zone de fusion partielle de l'alliage et pour représenter les changements de température au cours des opérations de forgeage de la pièce de suspension automobile. Les vitesses de déformations possibles sur la machine MTS étant bien inférieures aux vitesses utilisées industriellement, l'échelle des valeurs choisies est large pour bien différencier résultats. Ce qui permettra le calcul de l'énergie d'activation et également d'extrapoler les résultats pour des vitesses de déformation plus élevées. Cette étude de quatre alliages différents, nous permet d'obtenir un grand nombre de résultats présenté dans le Tableau A II-1 en Annexe II.

Tableau 2.3 Matrice des essais de compression

$\dot{\epsilon}$ \ T	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s ⁻¹	Essais pour les quatre alliages d'aluminium de la présente étude			
0,1s ⁻¹				
0,5s ⁻¹				

La force maximale déployée par la machine est de 90kN et seul le mors supérieur est en mouvement. Le système de déplacement des mors est refroidi par un écoulement d'eau afin d'éviter une déformation de la structure provoquée de la chaleur, ce qui engendrerait un défaut de mesure.

La vitesse de déplacement des mors et la force appliquée, sont contrôlées numériquement par le logiciel d'acquisition de la machine. Il permet de garder une vitesse de déformation macroscopique constante jusqu'à la déformation totale de 0,8 (mm/mm). En effet, plus l'échantillon se déforme, plus sa hauteur diminue et plus la déformation réelle augmente. Cette déformation est proportionnelle au logarithme du rapport de la hauteur instantané sur la hauteur initial (expliqué dans la partie suivante). Donc la vitesse de déformation de l'échantillon dépend également de cette hauteur. Pour une vitesse de mors constante, plus l'échantillon devient petit, plus la vitesse de déformation de l'échantillon sera grande. En diminuant la vitesse du mors lors de la compression, on peut alors obtenir une vitesse de déformation macroscopique constante. Pour cela il faut diviser la vitesse du mors par la hauteur de l'échantillon.

La température est contrôlée par un thermocouple de type K présent dans le fourneau, en contact avec l'échantillon à mi-hauteur. Le contact entre le thermocouple et l'échantillon est vérifié visuellement avant chaque déformation. Le système de contrôle de la température est externe au système d'acquisition des données. Comme la température peut influencer sur la contrainte mesurée lors de la déformation, la vitesse de chauffe et le temps d'attente sont définis pour que l'échantillon soit thermiquement uniforme. L'échantillon et son

environnement sont chauffés à la température voulu puis il y a un temps d'attente suffisant pour que le cœur de l'échantillon soit également à la même température. La zone de chauffe et de compression de l'échantillon est sous une atmosphère de gaz d'argon (Ar) circulant dans un tube en quartz afin de supprimer toutes les influences de l'environnement externe possible (Figure 2.3.a)

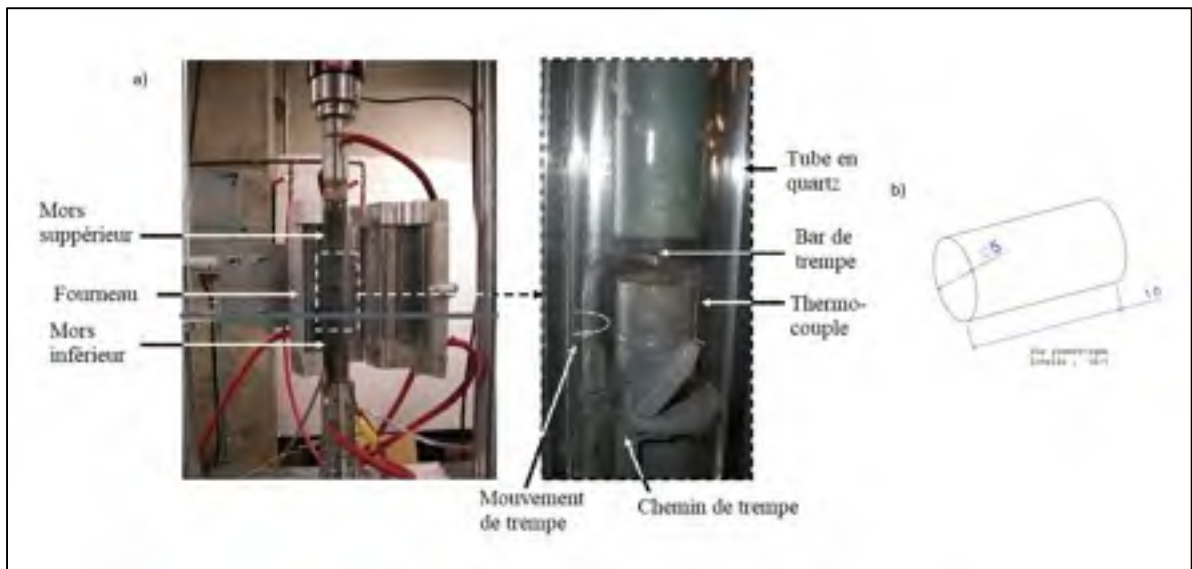


Figure 2.3 Machine MTS utilisée pour les tests de compressions à chaud des alliages

Les échantillons ont été extraits des cylindres bruts de 58 mm de diamètre utilisé pour le forgeage de la pièce de suspension automobile. La Figure 2.3.b représente la géométrie de ces échantillons utilisés pour les tests de compressions. Il s'agit de cylindres de 10 millimètres de long pour un diamètre de 5 millimètres.

Les conditions de chauffe, basées sur les conditions industrielles, ont été utilisées pour réaliser les tests de compressions. Ainsi la vitesse de chauffe a été prise à $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ pour atteindre les températures de déformation qui varient entre 450°C et 540°C . Un temps de maintien de 5 min est appliqué afin d'être sûr que l'échantillon soit uniforme thermiquement. (Figure 2.4) La mise en contact entre les mors et l'échantillon se fait à une approche de $10\text{N}/\text{s}$ et avec une force ne dépassant pas 200N pour ne pas commencer la déformation. Un temps d'attente de 5

secondes est appliqué ensuite, puis la compression a lieu aux vitesses imposées par le piston. Afin d'avoir un nombre de points de mesure suffisant, le temps d'échantillonnage est d'environ 1000 points par seconde pour les deux déformations les plus rapides ($0,1s^{-1}$ et $0,5s^{-1}$) ce qui donne respectivement environ 8000 et 1600 points. Pour la déformation la moins rapide (c'est-à-dire $0,01s^{-1}$), le temps d'échantillonnage est d'environ 500 points par seconde, ce qui correspond à environ 40000 points de mesure. S'en suit une trempe de l'échantillon afin de figer sa microstructure et pouvoir l'observer par la suite. La barre de trempe pivote sur le mors inférieur pour faire tomber l'échantillon dans le bain de trempe. Un léger temps d'attente s'écoule entre la fin de la déformation et la trempe à cause du temps de retrait des mors permettant à la barre de trempe de pouvoir pivoter. Ce temps d'attente est estimé à $\sim 2s$ à la vue de la vitesse de retrait du mors supérieur et de la réaction de l'utilisateur. Ce temps est un peu plus court dans notre test que dans la fabrication de la pièce industrielle en raison d'un temps de retrait des mors plus important. De plus la pièce étant plus massive, la trempe est moins rapide dans l'industrie.

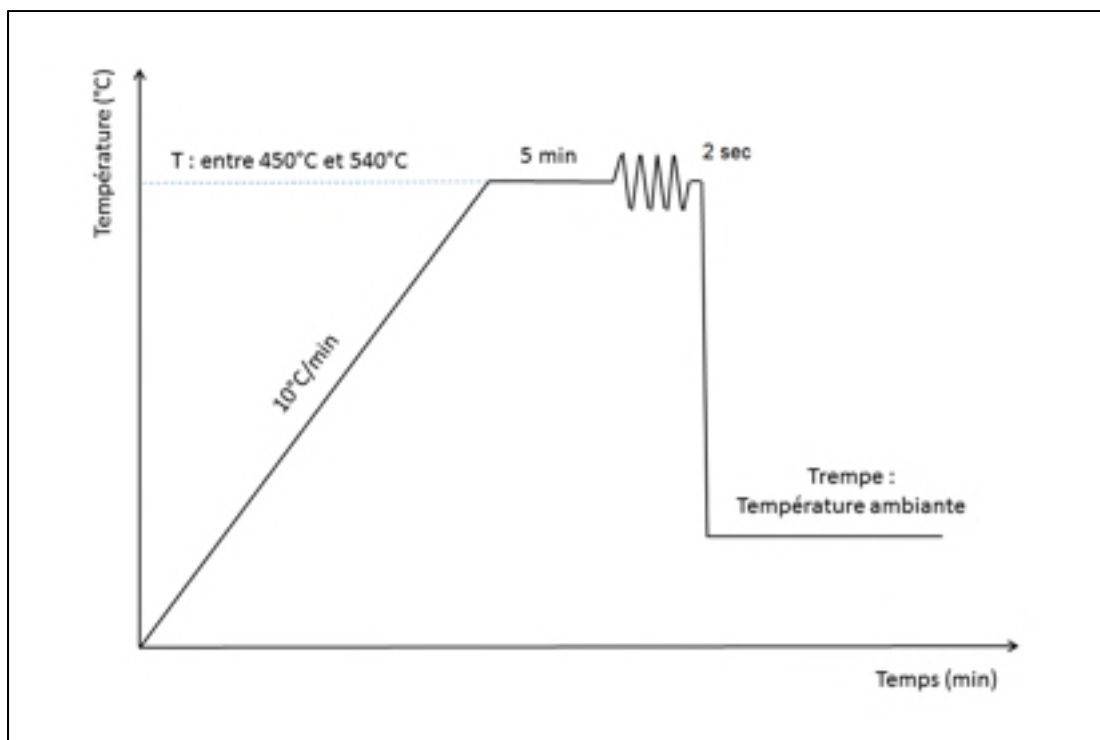


Figure 2.4 Conditions de chauffe des tests de compressions

Précédemment, nous avons vu comment la température est régulée afin que la chaleur générée n'influe pas sur la compression ce qui entrainerait un changement des valeurs des contraintes. Les mesures de contraintes sont également perturbées par les conditions de friction. Les forces de friction présentent aux surfaces de contact s'opposent à l'écoulement du métal lors de la compression et engendrent alors un renflement de l'échantillon. Pour limiter ce phénomène les lubrifiants utilisés communément, lors de déformation à chaud, sont le graphite, le mica, le nitrate de bore ou le verre (Vo, 2009).

Dans cette étude, une combinaison de graphite et de feuille de mica est utilisée : Ces deux matériaux possèdent une structure stratifiée avec des plans atomiques parallèles faiblement liés. Ainsi cela réduit la zone de cisaillement en empêchant le contact direct entre le mors et l'échantillon (Vo, 2009). Dans tous les cas, une correction de la friction devra être effectuée sur les courbes et le coefficient de friction sera défini par le système de lubrification utilisé.

2.3 Analyse des données de déformations

Les données de contraintes-déformations sont obtenues après acquisition des données de force-déplacement en utilisant les équations suivantes :

$$\sigma = -\frac{F_{inst}}{S_{inst}} \quad (2.1)$$

$$\varepsilon = -\ln\left(\frac{h_0 + \Delta h}{h_0}\right) \quad (2.2)$$

où F est la force appliquée, S est la surface de contact et *inst* signifie que les valeurs sont instantanées. La surface instantanée est corrigée avec la variation de hauteur Δh entre la hauteur instantanée h, et initiale, h_0 . On a donc $S_{inst} = S_0 \frac{h_0}{h}$.

- Correction de la friction

À la suite des discussions menées dans la partie 1.1.4, la correction de la friction doit être prise en compte, car elle augmente la contrainte mesurée surtout en fin de déformation, lorsque la

lubrification est plus faible et que le contact métal-mors est plus important. Ainsi les courbes de déformations seront corrigées en utilisant l'équation (1.7). La correction de l'erreur, dans cette équation développée par Avitzur, (1968) et reprise par Montheillet, (2009), va augmenter avec la déformation ce qui va contrebalancer le fait que le renflement augmente avec une déformation plus importante. Ce renflement, qui est dû à la friction, induit une augmentation de la surface de contact avec le mors. Il sera aussi calculé avec l'équation (1.4).

- Correction de l'échauffement

On a vu au chapitre 1 que la déformation des échantillons, entraîne un échauffement qui peut influencer le comportement mécanique lors de la compression. La hausse de température est définie par l'équation (1.12). On sait également que la température a un effet important sur les contraintes au sein du matériau. Une hausse de température va faire diminuer les contraintes et ainsi baisser la courbe de contrainte-déformation. Cette hausse de température sera donc calculée tout au long de la déformation afin de pouvoir la prendre en compte et ainsi corriger les contraintes pour se rapprocher de véritables valeurs.

- Lissage des courbes

Le choix du nombre de points d'acquisition défini lors des tests de déformations dans la partie 2.2 nous donne un trop grand nombre de points, allant de 1500 points à la plus haute vitesse de déformation, à 8000 points pour les autres vitesses de déformations et également pour certains tests à plus de 40000 points. Pour que les données puissent être traitées et qu'elles permettent l'obtention de courbes de contraintes-déformation lisibles, il faut auparavant lisser les données. Le logiciel Matlab est utilisé notamment avec la fonction « fit » et l'option « smoothingpline ». On choisit un paramètre de corrélation suffisamment proche de 1 pour que la courbe trouvée ait une valeur R^2 au-dessus de 0,95, en excluant tout point absurde de début ou de fin de test. La fonction « fit » crée une courbe de façon à se rapprocher le plus possible de l'ensemble des points. L'option « smoothingpline » supprime le bruit des données d'entrée pour ne garder que l'évolution générale grâce à une moyenne effectuée sur les points environnants. De cette courbe, sont extraits 100 points afin que les corrections en friction et en échauffement soient réalisables.

- Dédution des lois

Afin d'obtenir les paramètres des lois de déformation d'Arrhenius et d'Hansel Spittel, les données de déformations, de contraintes, de température et de vitesse de déformations sont utilisées en matrice d'entrée. Pour la loi d'Arrhenius, nous verrons deux approches différentes. Une méthode de calcul itératif pour déterminer notamment l'énergie d'activation. Et une méthode numérique ; ce qui permettra l'extrapolation aux vitesses de déformations plus élevées. Une fois que ces courbes, issues d'une signification physique, seront validées, nous passerons à la loi de Hansel-Spittel. Suivant la loi de comportement désiré, les données en déformation sont utilisées ou non. Les nombreux essais expérimentaux effectués permettent toujours d'avoir un nombre n d'équations supérieur au nombre de paramètres inconnus dans les deux types de loi de déformation. En donnant un intervalle de recherche et un point de départ pour chaque paramètre, le calcul numérique peut alors déterminer chaque paramètre en minimisant l'erreur entre les points expérimentaux et la courbe résultante de la loi obtenue. Le choix de l'intervalle de recherche est donc important pour ne pas se limiter à un minimum local mais bien au minimum global.

2.4 Méthode itérative d'analyse des courbes de déformation

Pour la méthode itérative d'analyse des courbes, la loi utilisée est celle d'Arrhenius généralisée définie à l'équation (1.17). Cette équation utilise l'énergie d'activation que nous chercherons à déterminer. Nous devons alors prendre le logarithme de cette équation, pour l'obtenir. Ce qui nous donne :

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (2.3)$$

avec les mêmes notations qu'à la partie 1.2.2

Pour connaître l'énergie d'activation, nous avons besoins des valeurs de n et α . Pour cela, il faut reprendre les logarithmes des équations (1.18) et (1.19) car on a vu au chapitre 1 la relation $\alpha = \beta/n_1$.

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (2.4)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (2.5)$$

En traçant la relation entre $\ln \dot{\varepsilon}$ et $\ln \sigma$, la pente de la courbe obtenue correspond à n_1 . De même, la relation entre $\ln \dot{\varepsilon}$ et σ , nous donne une droite de pente β . Le rapport de ces deux paramètres nouvellement obtenus nous permet d'avoir la valeur de α . En associant cette dernière et l'équation (2.3) nous pouvons déterminer la relation entre $\ln \dot{\varepsilon}$ et $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ce qui donne une droite de pente correspondant à n .

En dernier lieu, en prenant la dérivée partielle de l'équation (2.3), nous obtenons la relation suivante (équation 2.6).

$$Q = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial 1/T} \right]_{\dot{\varepsilon}} \quad (2.6)$$

où R est la constante des gaz parfait, $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation en s^{-1} , σ les contraintes réelles en MPa et T la température en °K.

Puisque la valeur de α a été déterminée, nous pouvons tracer les droites qui relient $\ln \dot{\varepsilon}$ et $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ à une température donnée et $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ et $1/T$ à une vitesse de déformation donnée. Ainsi la valeur de l'énergie d'activation peut être déterminée pour un point de contrainte-déformation. Nous prendrons dans un premier lieu le point correspondant au pic de contrainte (et la déformation associée) puis nous calculerons l'énergie d'activation pour plusieurs déformations.

2.5 Simulation sous FORGE

La réalisation des simulations numériques est effectuée grâce au logiciel FORGE développé par Transvalor Inc. Les mors de compressions sont représentés par deux cylindres de hauteur 2 mm et de diamètre 10 mm (Figure 2.5). Le maillage des mors est défini par défaut car ces deux parties sont indéformables. Pour l'échantillon compressé, les dimensions initiales sont de 10 mm de hauteur et 5 mm de diamètre. Le maillage est également pris par défaut dans un

premier temps. On remarque vite que les zones avec un fort gradient de déformation sont situées vers la surface de contact avec le mors et particulièrement sur le contour. Le maillage doit donc être affiné sur toute la surface externe de l'échantillon.

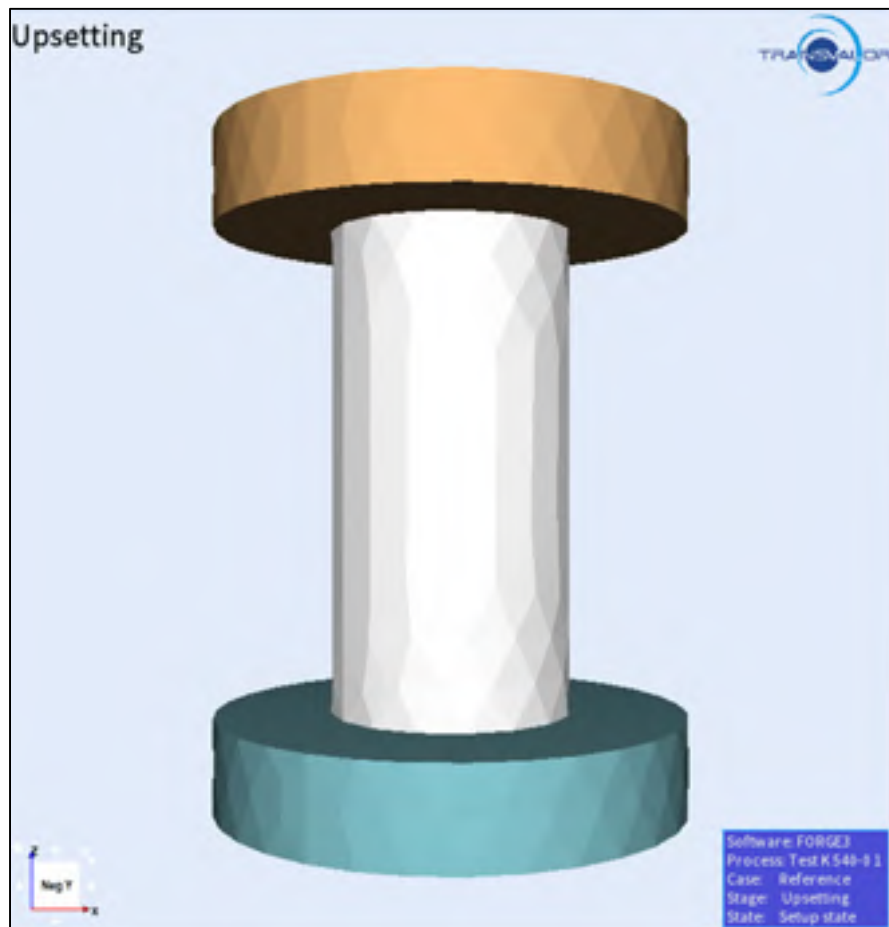


Figure 2.5 Modélisation initiale des essais de compression sous le logiciel FORGE

L'objectif de ces simulations est de comparer la loi de comportement obtenue avec celle obtenue lors des essais expérimentaux. Les essais expérimentaux nous ont donné des courbes de déformation et des lois de comportement avec l'hypothèse d'une déformation uniforme de l'échantillon. Ces lois sont utilisées dans les simulations de déformation ; ces dernières vont permettre de voir les déformations au sein de l'échantillon mais également d'obtenir les valeurs de la force de compression et du déplacement. Ce qui nous permettra de retrouver la loi de déformation issu de la simulation. Cette loi sera alors comparée à la loi donnée en entrée. En

parallèle, une attention particulière sera portée sur le comportement interne de l'échantillon et ses conséquences au niveau des courbes de contrainte-déformation. Pour que ces données soient valables, il faut que la géométrie de la simulation corresponde à celle de l'expérimentation, c'est-à-dire notamment, le renflement. Cette géométrie va notamment dépendre d'une part de la friction définie entre l'échantillon et les mors lors de la simulation et d'autre part du transfert de chaleur entre ces derniers, l'air et l'échantillon. Pour ce dernier point, la température initiale définie va influencer sur l'échange de température ainsi que la chaleur spécifique du matériau.

CHAPITRE 3

RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Les résultats expérimentaux obtenus lors des tests de compressions effectués au sein du laboratoire de mécanique vont maintenant être exposés. Nous allons étudier les problèmes liés à la friction et le comportement de l'alliage lors de la compression. Tout d'abord, en revenant sur les corrections de courbes de contrainte-déformation puis en observant ces courbes corrigées et enfin en les expliquant et en les analysant.

3.1 Correction en friction

3.1.1. Influence du renflement

Avant de pouvoir traiter les données en contrainte-déformation, il faut définir l'écart qu'induisent les différentes méthodes de correction de la friction. Nous avons vu à la partie 1.1.4 qu'il existe différentes approches. Celle développée par Avitzur (1968) peut se décliner de deux manières selon la prise en compte de l'effet de renflement ou non (les calculs sont détaillés en Annexe I). En comparant les résultats obtenus en corrigeant la friction de deux façons différentes, nous révélons donc l'effet de la prise en compte du renflement.

L'équation (1.8) (de la partie 1.1.4) définit le cas sans le renflement et l'équation (3.1) définit le cas avec renflement :

$$\sigma = \frac{\sigma_a}{1 + \bar{m} \frac{2 * R_0}{3 * \sqrt{3} * H_0} \left(1 - \frac{b/2}{e^{b/2} - 1} \right) + \frac{1}{4} B} \quad (3.1)$$

avec les mêmes notations qu'à la partie 1.1.4 et avec $B = \frac{1}{12} b^2 \left(\frac{R_0}{H_0} \right)^2$

Nous cherchons à savoir si la prise en compte du renflement lors de la correction de la friction a une influence significative sur les valeurs des contraintes obtenues. Pour cela, nous allons comparer les deux méthodes en calculant l'erreur relative entre elles. Comme valeur théorique, nous prenons la méthode sans prise en compte de renflement.

Nous obtenons l'équation 3.2 : elle dépend de trois facteurs : le rapport du rayon initial sur la hauteur initiale (λ_0), le facteur de renflement b et le coefficient de friction m , ce dernier dépendant de b également (équation 1.3).

$$Erreur\ relative = \frac{\bar{m} \frac{2 * R_0}{3 * \sqrt{3} * H_0} \left(\frac{b/2}{e^{b/2} - 1} \right) - \frac{1}{4} B}{1 + \bar{m} \frac{2 * R_0}{3 * \sqrt{3} * H_0}} \quad (3.2)$$

Afin de déterminer les valeurs possibles de cette erreur, nous allons définir certaines variations des paramètres influents. Nous prenons arbitrairement une importante variation de $\pm 10\%$ sur le rayon initial et sur la hauteur initiale (c'est-à-dire un écart maximal de $\pm 21\%$ sur le rapport λ_0), et supposons que le facteur de renflement b évolue également de $\pm 10\%$ par rapport à sa valeur initiale (prise à 0,40 au vu des résultats présentés en partie suivante). Nous avons donc 4 cas de variations de λ_0 et b en plus des valeurs initiales ; ces 4 associations de valeurs impliquent une variation sur le coefficient de friction m . Ce coefficient (équation 1.3) dépend directement de m et, de R_0 et H_0 , via la conservation du volume et le fait que les déformations sont toujours supposées être à 0.8mm/mm.

Nous avons donc les valeurs de l'erreur relative pour différents cas de m , b et λ_0 dans le Tableau 3.1. Nous obtenons une erreur maximale de 0,18% et une minimal de 0,11%, une moyenne de 0,14% pour 0,02% d'écart type. L'erreur maximale de correction est toujours faible devant l'erreur entre les données expérimentales brutes et les données corrigées de la friction (vu partie suivante). Nous pouvons donc négliger cette prise en compte du renflement pour nous en tenir à l'équation (3.1). L'effet de l'évolution de la déformation sur cette correction en friction va maintenant être développé.

Tableau 3.1 Erreur relative correspondant à la prise en compte ou l'absence de prise en compte du renflement lors du calcul de correction de la friction avec une variation du rayon et de la hauteur initiaux, du facteur de renflement b et du coefficient de friction m

m	λ_0	b		
		0,428	0,471	0,385
0,154	0,25	0,14%	0,15%	0,13%
	0,20	0,11%	0,12%	0,11%
	0,31	0,16%	0,18%	0,15%
0,140	0,25	0,14%	0,15%	0,13%
	0,20	0,11%	0,12%	0,11%
	0,31	0,16%	0,18%	0,15%
0,113	0,25	0,14%	0,15%	0,13%
	0,20	0,11%	0,12%	0,11%
	0,31	0,16%	0,18%	0,15%
0,209	0,25	0,14%	0,15%	0,13%
	0,20	0,11%	0,12%	0,11%
	0,31	0,16%	0,18%	0,15%
0,168	0,25	0,14%	0,15%	0,13%
	0,20	0,11%	0,12%	0,11%
	0,31	0,16%	0,18%	0,15%

3.1.2. Influence de la déformation sur la friction

La correction en friction augmente avec la déformation, ce qui traduit l'augmentation de la surface de contact entre le mors et l'échantillon. Nous allons quantifier l'influence de la déformation sur la correction de la friction. Si nous reprenons l'équation (1.7), qui exprime les contraintes réelles en fonction des contraintes apparentes et de la déformation, du chapitre 1, nous pouvons alors quantifier l'influence de l'ajout du terme exponentiel de la déformation par rapport à l'équation (3.1). L'erreur maximale entre courbe corrigée et expérimentation se retrouvera alors pour la plus grande déformation (0,8mm/mm).

L'erreur relative, avec cette approche, par rapport au cas sans renflement, est de 3,0% au maximum dans le cas de l'alliage 3 homogénéisé déformé à 540°C et 0.5s⁻¹ présenté à la Figure 3.1. Cette correction supplémentaire ne fait intervenir que la déformation, cette erreur est donc

indépendante des vitesses de déformation et des températures aussi bien que des dimensions de l'échantillon. Seules les déformations modifient l'erreur. Peu importe le test de compression : au maximum de déformation nous avons 3,2% de différence entre l'expérimentation et la correction avec la déformation.

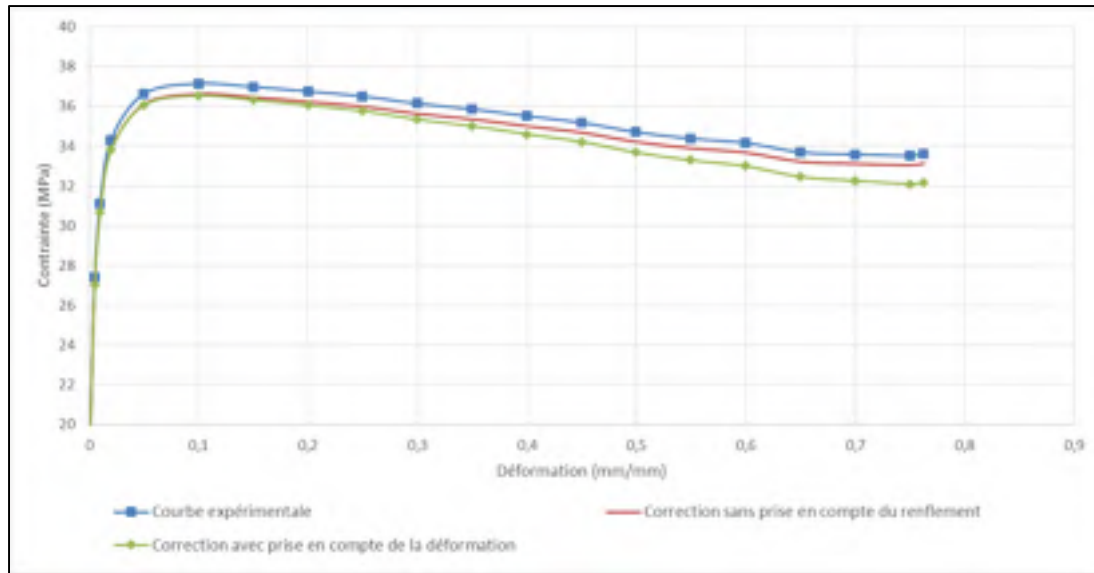


Figure 3.1 Courbe expérimentale, courbe corrigée en friction avec et sans prise en compte de la déformation pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 540°C et 0,5s⁻¹

Une surface de contact entre échantillon et mors plus importante, induit une friction plus importante et donc un besoin de correction adaptée à l'augmentation de la déformation. L'augmentation de cette surface n'est pas sujette au glissement, la surface n'augmente pas autant que dans le cas hypothétique sans friction, induisant le renflement de l'échantillon dû à la conservation du volume. Déformation et renflement sont donc liés, la prise en compte de la première équivaut à prendre en compte le second. De plus ce renflement est utilisé pour déterminer le coefficient de friction m . Nous prendrons donc pour la correction des courbes de contraintes, l'équation qui utilise la déformation.

3.1.3. Facteur de renflement et coefficient de friction

Le facteur de renflement, issu des tests expérimentaux, calculé grâce aux équations (1.4) et (1.3), est présenté au Tableau 3.2 en fonction des températures de compressions (450°C à 540°C) et des vitesses de déformations (0,01s⁻¹ à 0,5s⁻¹).

Tableau 3.2 Détermination du facteur de renflement b en fonction des températures de compressions et des vitesses de déformations pour les 4 alliages d'aluminium 6082

Alliage 3 Non Homo	0,01s ⁻¹	0,1s ⁻¹	0,5s ⁻¹	Moyenne
450°C	0,400	0,392	0,436	0,410
500°C	0,464	0,482	0,469	0,472
520°C	0,597	0,412	0,414	0,474
540°C	0,499	0,403	0,460	0,454
Moyenne	0,490	0,422	0,445	0,452

Alliage 3 Homo	0,01s ⁻¹	0,1s ⁻¹	0,5s ⁻¹	Moyenne
450°C	0,464	0,454	0,417	0,445
500°C	0,395	0,460	0,473	0,443
520°C	0,401	0,427	0,431	0,420
540°C	0,414	0,383	0,418	0,405
Moyenne	0,419	0,431	0,435	0,428

Alliage 2 Non Homo	0,01s ⁻¹	0,1s ⁻¹	0,5s ⁻¹	Moyenne
450°C	0,413	0,455	0,360	0,409
500°C	0,426	0,379	0,398	0,401
520°C	0,510	0,415	0,384	0,436
540°C	0,400	0,405	0,368	0,391
Moyenne	0,437	0,414	0,378	0,409

Alliage 1 Homo	0,01s ⁻¹	0,1s ⁻¹	0,5s ⁻¹	Moyenne
450°C	0,358	0,228	0,291	0,292
500°C	0,189	0,237	0,432	0,286
520°C	0,272	0,195	0,322	0,263
540°C	0,352	0,291	0,283	0,309
Moyenne	0,293	0,238	0,332	0,288

Pour un alliage donné, les moyennes déduites ne changent pas avec la vitesse de déformation. Nous pourrions nous attendre à ce que le renflement augmente avec une vitesse de déformation plus élevée ; celle-ci laissant moins de temps aux surfaces de l'échantillon pour glisser au contact du mors. Ici nous pouvons voir que pour l'alliage 3 homogénéisé, le facteur de renflement augmente bien avec la vitesse de déformation, mais il diminue avec celle-ci pour l'alliage 2 non homogénéisé. Pour aucun des alliages, nous ne pouvons faire ressortir d'évolution logique.

De même, le facteur du renflement ne montre ni augmentation, ni diminution constante avec l'évolution de la température. L'augmentation de la température pourrait diminuer le facteur de renflement ; un alliage plus chaud aura plus de facilité à se déformer et ses surfaces à glisser sur la surface du mors. Le fait que nous ne puissions observer d'évolution du facteur de renflement avec la température et la vitesse de déformation est dû aux erreurs de mesures, que nous détaillerons plus loin (Tableau 3.6).

Les résultats pour l'alliage 1 diffèrent des autres alliages. Nous l'excluons donc des déterminations moyennes du facteur de renflement en fonction de la température et la vitesse de déformation, afin d'essayer de déceler une évolution globale (Tableau 3.3). Il semble cette fois-ci que le renflement diminue avec la vitesse de déformation. Cela va à l'encontre des attentes. Mais en prenant en compte l'écart-type de ces valeurs, cette évolution ne peut pas aboutir à une conclusion (une évolution inverse est tout aussi envisageable), toujours à cause des erreurs de mesures. De même pour la température, les écarts types sont trop importants pour aboutir à une conclusion. La méthode de mesure manuelle n'est pas assez précise. Nous allons voir, comment un scan des échantillons peut améliorer la précision.

Tableau 3.3 Moyenne du facteur de renflement selon les vitesses de déformation et les températures pour les alliages de notre étude en excluant l'alliage 1 homogénéisé.

Vitesse de déformation	0,01s⁻¹	0,1s⁻¹	0,5s⁻¹
Facteur de renflement	0,449	0,422	0,419
Ecart type	0,037	0,009	0,036

Température	450°C	500°C	520°C	540°C
Facteur de renflement	0,421	0,438	0,333	0,417
Ecart type	0,067	0,081	0,093	0,060

Le scan des échantillons permet d'avoir des valeurs très précises. La Figure 3.2 montre l'ensemble des rayons de courbure pour l'alliage 3 homogénéisé à 520°C compressé à 0.8mm/mm. La différence de rayons est expliquée par les différentes hauteurs initiales et la conservation du volume. Même si le scanner 3D utilisé (au sein de l'industrie) peut générer des erreurs de mesure, elles seront forcément bien inférieures aux erreurs obtenues précédemment.

Nous remarquons notamment que les rayons pour les surfaces supérieures et inférieures ne sont pas égaux, notamment à la plus grande vitesse de déformation. En effet seul le mors supérieur est en déplacement : cette vitesse de déplacement explique que le rayon supérieur soit plus grand que le rayon inférieur pour lequel la surface est fixe. Le déplacement du mors entraîne une direction de déplacement de la matière à la surface supérieure différente que celle à la surface inférieure : la friction y est différente. Les facteurs de renflement ont été calculés pour le minimum de ces deux rayons. Et les résultats de cette étude pourraient être différents dans le cas où les deux mors seraient mobiles.

Ces scans permettent alors d'obtenir le renflement (qui s'affranchit des variations de hauteur initiale) de l'échantillon. Les résultats, montré au Tableau 3.4, montrent une possible augmentation du renflement avec la vitesse de déformation, qui n'était pas identifiable lors des

mesures manuelles à cause de l'erreur de mesure. Mais surtout des valeurs de renflement plus faibles que celles mesurées précédemment.

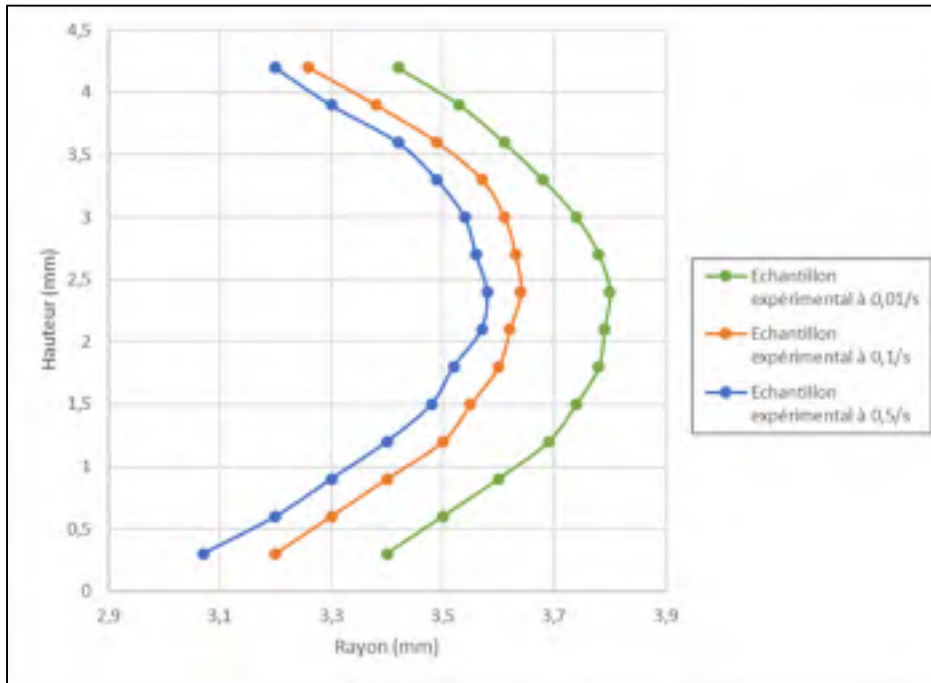


Figure 3.2 Rayon de courbure pour les échantillons à 520°C de l'alliage 3 Homogénéisé et à différentes vitesses de déformation

Tableau 3.4 Facteur de renflement pour les échantillons de l'alliage 3 homogénéisé déformé à 520°C et différentes vitesses de déformations

Vitesse de déformation (s^{-1})	0,01	0,1	0,5
Mesure manuelle	0,401	0,43	0,431
Scan	0,334	0,334	0,340

Il serait alors judicieux de réaliser ces scans pour tous les tests de compressions. Mais nous verrons par la suite que les conséquences des variations de mesures du renflement sur les contraintes obtenues sont acceptables. A partir du facteur de renflement pour chaque compression, nous pouvons également calculer le coefficient de friction m . Ce coefficient de

friction étant directement lié au facteur de renflement, son évolution avec la vitesse de déformation ou la température est semblable à celle du facteur de renflement. Les valeurs pour chaque température et chaque vitesse de déformation sont présentées au Tableau 3.5. Aucune corrélation du coefficient de friction avec ces deux paramètres n'est observée. Nous prenons alors la moyenne du coefficient de friction pour chaque alliage.

Tableau 3.5 Calcul du coefficient de friction m en fonction des températures et vitesses de déformation pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082

Alliage 3 Non Homo	0,01s⁻¹	0,1s⁻¹	0,5s⁻¹	Moyenne
450°C	0,141	0,132	0,156	0,143
500°C	0,161	0,168	0,156	0,162
520°C	0,186	0,132	0,146	0,155
540°C	0,180	0,152	0,161	0,164
Moyenne	0,167	0,146	0,155	0,156

Alliage 3 Homo	0,01s⁻¹	0,1s⁻¹	0,5s⁻¹	Moyenne
450°C	0,159	0,156	0,142	0,152
500°C	0,138	0,152	0,160	0,150
520°C	0,138	0,144	0,149	0,144
540°C	0,143	0,133	0,149	0,142
Moyenne	0,144	0,146	0,150	0,147

Alliage 2 Non Homo	0,01s⁻¹	0,1s⁻¹	0,5s⁻¹	Moyenne
450°C	0,123	0,136	0,107	0,122
500°C	0,139	0,127	0,132	0,133
520°C	0,166	0,133	0,126	0,142
540°C	0,148	0,148	0,127	0,141
Moyenne	0,144	0,136	0,123	0,134

Alliage 1 Homo	0,01s⁻¹	0,1s⁻¹	0,5s⁻¹	Moyenne
450°C	0,117	0,087	0,095	0,100
500°C	0,070	0,093	0,146	0,103
520°C	0,105	0,073	0,110	0,096
540°C	0,128	0,108	0,138	0,125
Moyenne	0,105	0,090	0,122	0,106

Le Tableau 3.6 résume ces deux facteurs pour les 4 cas de notre étude. Nous y retrouvons les moyennes pour chaque alliage ainsi que les variations de mesure. Nous voyons que ces erreurs importantes peuvent atteindre les 24% pour le facteur de renflement, et 21% pour le coefficient de friction.

Dans les Tableaux 3.2 et 3.5 des valeurs en italiques sont fortement éloignées des valeurs attendues. Le facteur de renflement, et donc le coefficient de friction, peuvent être liés à l'utilisation des feuilles de mica connues pour réduire la friction. Un changement de positionnement de ces dernières ou encore une erreur de mesure dans les rayons minimaux et maximaux, sont à l'origine de ces variations extrêmes de valeurs. Les tests sur l'alliage 1 homogénéisé pour 500°C et 0,01s⁻¹, et à 500°C et 0,5s⁻¹ présentent des courbes ne s'intégrant pas idéalement avec les autres conditions : l'écart avec les autres conditions est trop faible (Figure-A III-7 et Figure-A III-9 de l'Annexe III). De même pour l'alliage 2 non homogénéisé sur le Figure-A III-12 pour le test à 450°C et 0,5s⁻¹. Cependant nous retrouvons des courbes inadaptées également pour l'alliage 3 homogénéisé à 520°C et 0,01s⁻¹, et à 540°C et 0,01s⁻¹, où là encore l'écart entre les deux courbes est trop faible, (Figure-A III-1) pour des valeurs de coefficient de friction qui ne sont pas extrêmes. Les valeurs extrêmes de m ne sont donc pas la seule explication pour la modification des courbes de contraintes.

Tableau 3.6 Facteur de renflement b et coefficient de friction m ainsi que leurs variations pour les 4 types de procédé d'obtention de l'étude

	Facteur de renflement : b	Variation du facteur de renflement	Coefficient de friction : m	Variation du coefficient de friction
Alliage 3 Non H	0,452	0.057 (13%)	0,16	0.017 (10%)
Alliage 3 H	0,428	0.029 (7%)	0,15	0.009 (6%)
Alliage 2 Non H	0,409	0.041 (10%)	0,13	0.015 (11%)
Alliage 1 H	0,288	0.071 (24%)	0,11	0.023 (21%)

Nous revenons maintenant sur les conséquences des erreurs de mesure du facteur de renflement et du coefficient de friction. En mettant à part le cas de l'alliage 1 homogénéisé, l'erreur sur le coefficient de friction peut être de 11%. Nous allons donc déterminer l'erreur sur les contraintes d'une telle variation.

Le calcul de la correction en friction ne dépend pas de la vitesse de déformation ou de la température (équation 1.7). Seul le changement du coefficient de friction m et les contraintes entrent en jeu. Pour avoir les effets extrêmes nous pouvons nous placer dans les conditions de hautes températures et faibles vitesses de déformation et inversement. En prenant une variation de 10% du coefficient de friction m , nous obtenons une variation en contraintes pour la plus grande déformation, au maximum de 0,49% pour l'alliage 3 non homogénéisé, 0.39% pour l'alliage 1 homogénéisé, 0.30% pour l'alliage 3 homogénéisé et 0.42% pour l'alliage 2 non homogénéisé. Cet écart est donc très négligeable devant la correction en friction. Les erreurs de mesures sur le facteur de renflement et le coefficient de friction peuvent donc être négligées pour l'analyse des courbes en contrainte-déformation.

L'équation (1.7), utilisée pour corriger les contraintes de la friction, peut utiliser un coefficient de friction indépendant déterminé dans chaque expérience. Cependant, d'après la littérature et pour les simulations, il convient de définir un coefficient de friction constant pour chaque alliage. Il a donc été choisi de conserver cette valeur moyenne, malgré l'écart type important. En prenant en compte ces erreurs de mesures, les alliages 2 non homogénéisé, 3 homogénéisé et 3 non homogénéisé peuvent avoir des valeurs de renflement et de friction identiques. Seul l'alliage 1 homogénéisé présente un facteur b plus faible (limite inférieure des autres coefficients de friction). Les valeurs pour chaque test seront utilisées pour les corrections des courbes, et les valeurs moyennes pour les simulations.

3.2 Comportement en compression

3.2.1. Corrections de contraintes

Les données de force et de déplacement mesurées lors des tests de compressions permettent de déduire des courbes de contraintes-déformations grâce aux traitements de données expliqués en partie 2.3. Cette correction est contrôlée par le coefficient de friction m , et entraîne une baisse des contraintes avec la hausse de la déformation. Cela permet de retrouver les contraintes réellement exercées sur l'échantillon, après correction de la température.

- Correction en friction

Les coefficients de friction calculés dans la partie précédente, ont été utilisés pour corriger les contraintes de la friction. La courbe corrigée est alors plus faible que celle non corrigée (Figure 3.3).

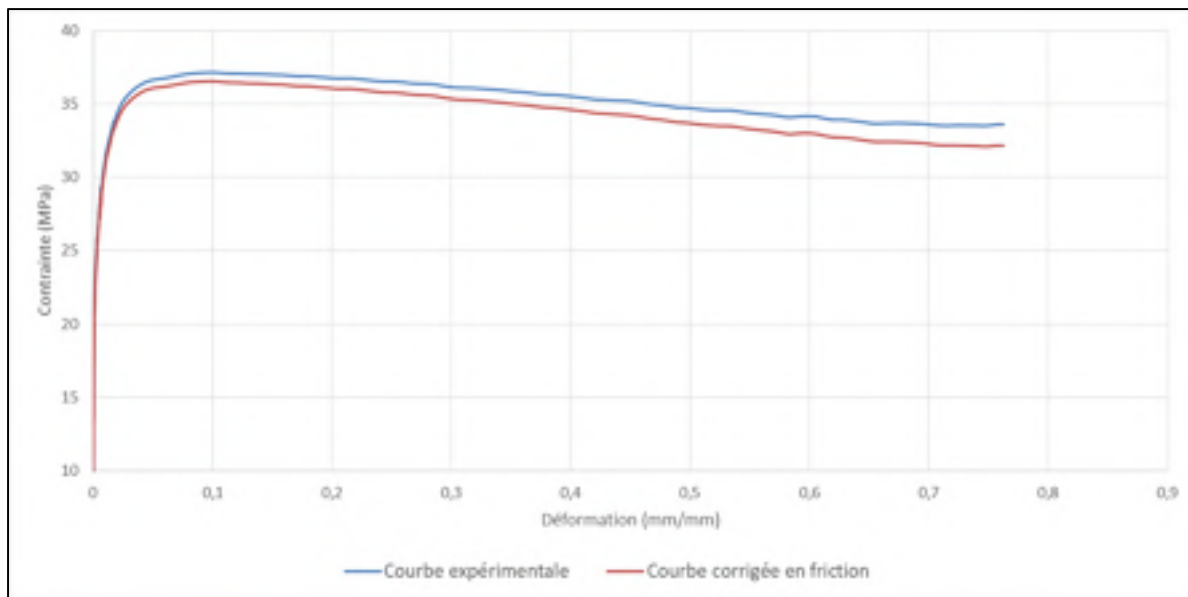


Figure 3.3 Courbe de contrainte déformation issue d'un test expérimental et courbe corrigée de la friction à $0,5s^{-1}$ et $540^{\circ}C$ pour l'alliage 3 homogénéisé

L'évolution des courbes comprend une augmentation forte lors du domaine élastique, puis une variation de pente, jusqu'à atteindre un pic de contrainte et enfin une rechute légère des contraintes tout au long de la déformation. La prise en compte de la déformation pour la correction de la friction entraîne une diminution des contraintes d'environ $\sim 1,4\%$ au niveau du pic de contrainte et d'environ $\sim 4,2\%$ à la déformation maximale. Ainsi la chute de contrainte après le pic est plus importante pour la courbe corrigée de la friction. Un exemple est montré en Figure 3.3 mais ces valeurs restent valables pour les autres alliages (Tableau 3.7).

Tableau 3.7 Moyenne sur l'ensemble des tests des erreurs en pourcentage (%) entre les contraintes expérimentales et les contraintes corrigées de la friction pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082

	Au niveau du pic de contrainte	En fin de déformation (0.8mm/mm)
Alliage 3 Non H	1,5 \pm 0.04	4,3 \pm 0.1
Alliage 3 H	1,4 \pm 0.02	4,2 \pm 0.1
Alliage 2 Non H	1,4 \pm 0.04	4,2 \pm 0.1
Alliage 1 H	1,3 \pm 0.02	4,1 \pm 0.1

- Correction de la température

L'échauffement lors de la déformation est pris en compte grâce à une méthode (présentée dans la partie 1.1.4) permettant d'approximer la hausse de température. Elle permet de trouver les élévations de température suivantes pour les différentes températures de tests (Tableau 3.8). Chaque élévation correspond à la moyenne des valeurs trouvées pour chacune des trois vitesses de déformation. L'élévation n'est pas directement liée aux vitesses de déformations. La modification de ces vitesses change les contraintes et ces dernières entrent dans le calcul de l'élévation de température. Cependant nous cherchons à déterminer l'effet de cette élévation selon la température initiale de déformation, l'influence des vitesses sera négligée.

Tableau 3.8 Élévation de la température pour une déformation de 0,8mm/mm lors des tests de compressions et impacts sur les contraintes simulées

	Température (°C)	450	500	520	540
Alliage 3 non homogénéisé	Élévation de Température (°K)	16,4	13,8	11,6	10,0
	Pourcentage d'élévation de température	2,3%	1,8%	1,5%	1,2%
	Pourcentage d'erreur sur la contrainte	4,2%	3,8%	2,8%	2,6%
Alliage 3 homogénéisé	Élévation de Température (°K)	10,6	8,9	8,1	7,7
	Pourcentage d'élévation de température	1,5%	1,1%	1,0%	0,9%
	Pourcentage d'erreur sur la contrainte	2,8%	2,6%	2,3%	2,1%
Alliage 2 non homogénéisé	Élévation de Température (°K)	13,9	13,0	11,6	9,3
	Pourcentage d'élévation de température	1,9%	1,7%	1,5%	1,1%
	Pourcentage d'erreur sur la contrainte	3,8%	3,1%	2,8%	2,6%
Alliage 1 homogénéisé	Élévation de Température (°K)	11,3	9,6	9,3	8,0
	Pourcentage d'élévation de température	1,6%	1,2%	1,2%	1,0%
	Pourcentage d'erreur sur la contrainte	3,6%	2,8%	2,7%	2,3%

Pour chaque température des tests de compression, l'élévation de température, calculée en °Kelvin, n'est que de quelques pourcents, comparée à la température de compression. Nous pouvons voir que cette élévation est inversement proportionnelle à la température de compression.

Le pourcentage d'erreur sur la contrainte est obtenu en comparant les données des courbes en contraintes, issues des lois de comportement (détaillé à la partie 3.3). Celles-ci sont calculées avec et sans la prise en compte de l'évolution de la température, c'est-à-dire qu'un premier calcul est réalisé avec l'hypothèse que la température est constante puis le calcul est réitéré en prenant en compte l'élévation de température. C'est à la plus haute température de compression (540°C) que nous trouvons le pourcentage minimal d'erreur (>2%). Ce pourcentage d'erreur est aussi important que celui dû à la prise en compte de la correction en friction au niveau du pic de contrainte. Bien que l'augmentation de la température en pourcentage soit faible, nous constatons que son impact sur les contraintes obtenues est proportionnellement bien plus

important. Il devient alors judicieux de prendre en compte cette élévation de température lors des calculs des lois de comportement.

3.2.2. Courbes de contraintes

Les courbes en contrainte-déformation corrigées, des quatre alliages étudiés, sont montrées dans la Figure 3.4 pour une température de 540°C et une vitesse de déformation de 0.5s⁻¹. L'évolution des courbes présente une augmentation très rapide en contraintes suite au domaine élastique. Puis nous observons l'apparition d'un pic de contrainte, obtenu pour des déformations inférieures ou égales à 0,1mm/mm. A la suite de ce pic, les contraintes diminuent avec la déformation. Ce pic résulte de l'apparition d'adoucissement, qui vient contrebalancer l'écroutissage. A partir de ce pic, l'adoucissement est prédominant et explique la rechute en contrainte. Cette chute des contraintes n'atteint pas forcément un état stationnaire en fin de compression pour des déformations de 0,8mm/mm.

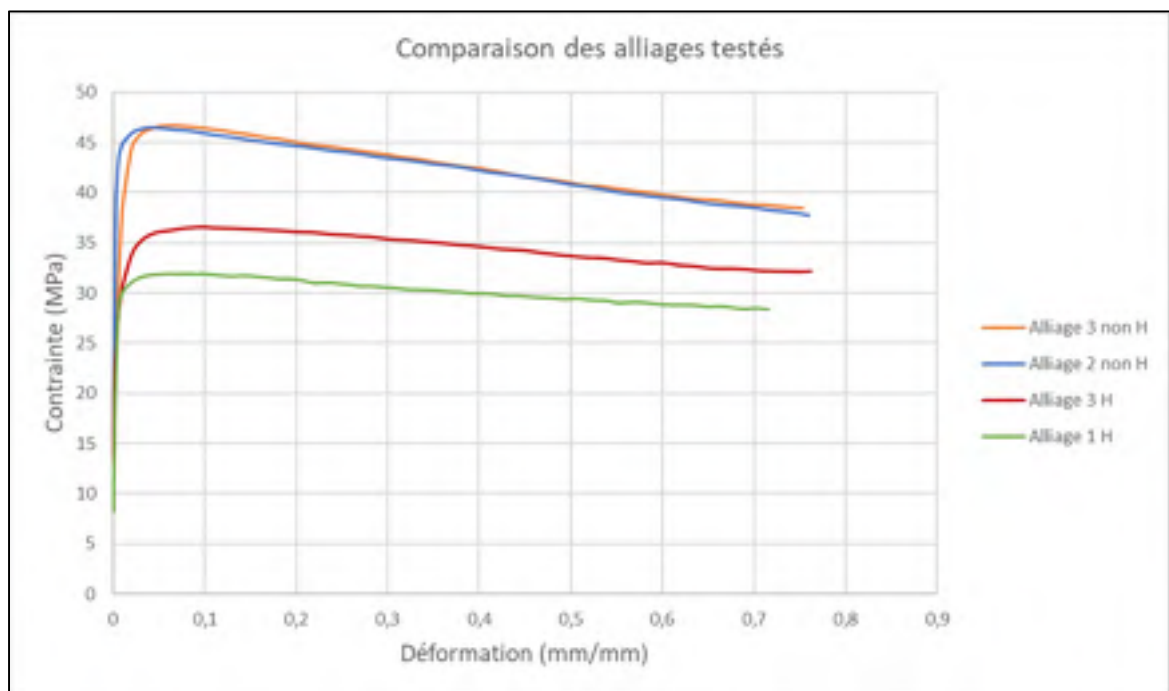


Figure 3.4 Courbe de contrainte-déformation pour les quatre alliages pour une température de 540°C et une vitesse de déformation de 0,5s⁻¹

Nous remarquons que l'homogénéisation fait chuter les contraintes de 35% en moyenne en comparant les deux alliages. L'échantillon de l'alliage 1 extrudé, lui aussi homogénéisé, a les contraintes les plus faibles. L'alliage 2, qui est non homogénéisé, a des valeurs de contraintes équivalentes à celles de l'alliage 3 non homogénéisé. La différence de pente après le pic de contrainte est plus forte pour les alliages non homogénéisés. Elle est liée à l'adoucissement ; il y a plus d'adoucissement pour les alliages non homogénéisés pour les hautes températures et faibles vitesses de déformations (vu plus loin au Tableau 3.9)

Nous pouvons également comparer le comportement d'un même alliage soumis à des températures et vitesses de déformation différentes (Figure 3.5 et 3.6). Nous observons que les contraintes diminuent avec l'augmentation de la température et avec la diminution de la vitesse de déformation.

Pour chaque courbe, nous avons une valeur maximale de contrainte qui diminue avec la température et augmente avec la vitesse de déformation (Tableau 3.9). Cette valeur est également plus grande pour les alliages non homogénéisés, comme vu précédemment. Entre les deux alliages 3, les contraintes chutent de 21% à 45% suivant les conditions. Pour les deux alliages homogénéisés, l'écart des contraintes pour des conditions identiques est entre 2% et 19% et il est entre 4% et 17% pour les deux alliages non homogénéisés.

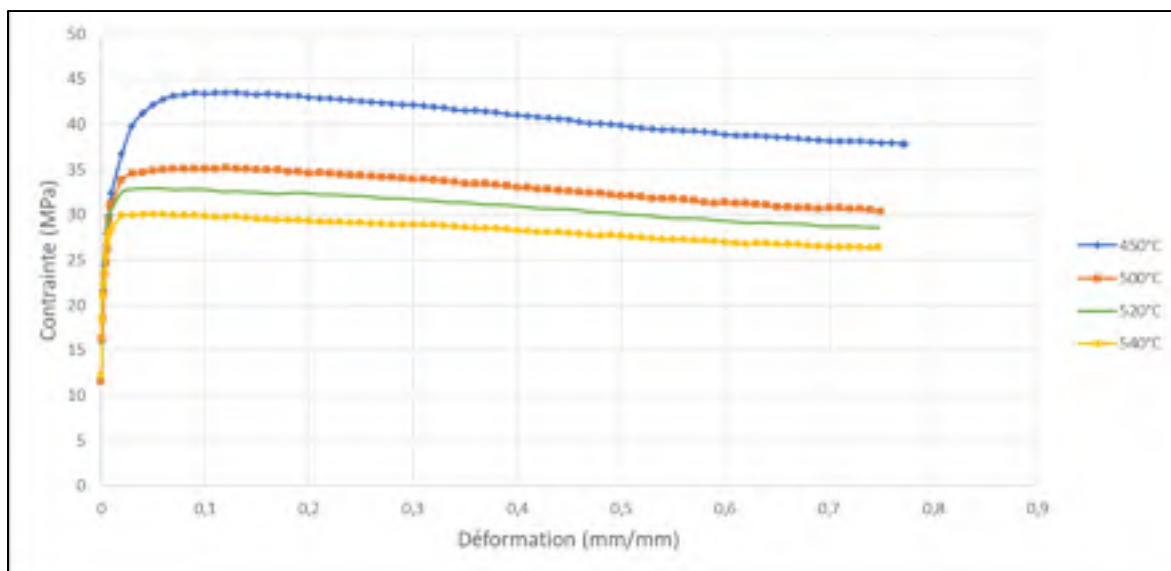


Figure 3.5 Courbes de contrainte-déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$ et différentes températures

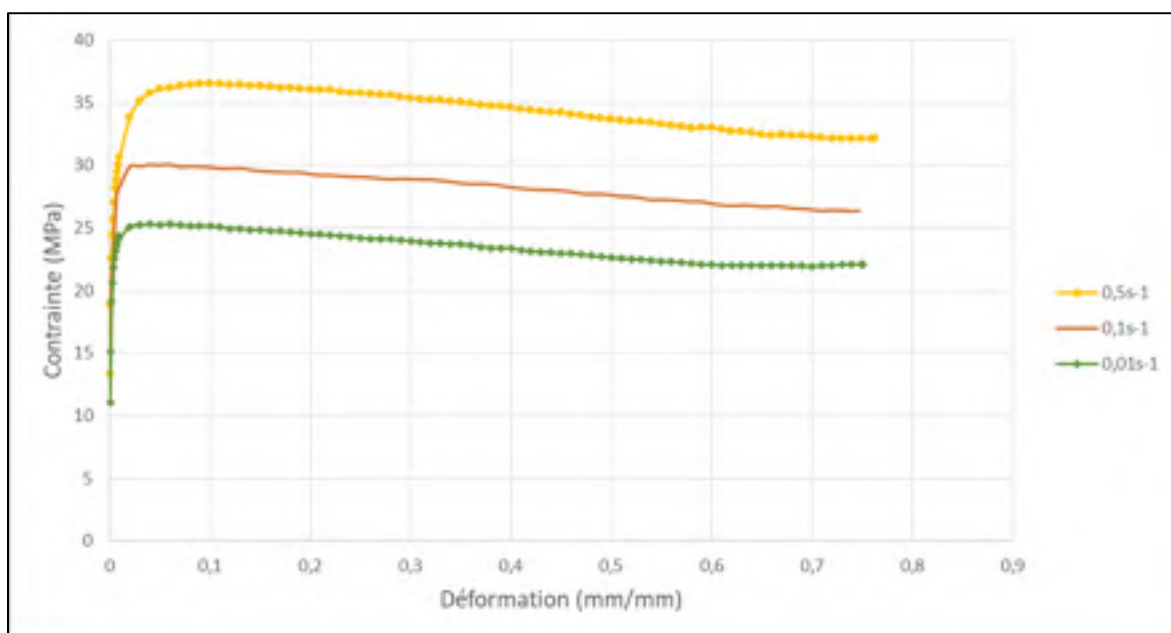


Figure 3.6 Courbes de contrainte-déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une température de $540^{\circ}C$ et différentes vitesses de déformations

Tableau 3.9 Contraintes maximales au niveau du pic σ_{pic} (MPa), pour les types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 de notre étude

Alliage 3 Non H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	57,17	53,54	45,28	38,57
0,1s⁻¹	68,18	56,99	51,46	46,36
0,5s⁻¹	75,17	68,33	56,09	47,37

Alliage 3 H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	35,65	29,15	25,91	25,65
0,1s⁻¹	44,14	35,68	33,41	30,46
0,5s⁻¹	48,36	42,88	39,41	37,16

Alliage 2 Non H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	47,10	47,03	40,12	34,28
0,1s⁻¹	57,41	55,21	51,82	41,07
0,5s⁻¹	61,83	64,26	58,47	47,03

Alliage 1 H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	28,83	23,67	23,08	22,96
0,1s⁻¹	37,35	31,97	29,19	26,45
0,5s⁻¹	45,71	39,70	38,49	32,40

Les valeurs sont un peu supérieures aux valeurs de la littérature, vu en partie 1.1.6 (Figure 1.9) où nous avons 25 MPa à 500°C et 0,1s⁻¹. Ces contraintes maximales sont associées à une déformation donnée correspondant au pic de contrainte (ϵ_{pic}) (Tableau 3.10). Ce pic de contrainte apparaît plus tardivement pour les faibles températures et hautes vitesses de déformation ($\epsilon=0,123\text{mm/mm}$ à $0,146\text{mm/mm}$ suivant les alliages) comparé aux hautes températures et faibles vitesses de déformation ($\epsilon=0,026\text{mm/mm}$ à $0,056\text{mm/mm}$ suivant les alliages). Cette apparition plus tardive est en lien avec une stabilisation des contraintes plus longue avant que l'adoucissement dynamique ne devienne prédominant (Figures en Annexe III). Contrairement aux valeurs du pic de contrainte, la déformation associée ne varie pas avec l'homogénéisation du matériau.

Tableau 3.10 Déformations correspondant aux contraintes maximales (MPa) pour les alliages d'aluminium 6082 de notre étude

Alliage 3 Non H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,077	0,035	0,025	0,029
0,1s⁻¹	0,118	0,057	0,070	0,051
0,5s⁻¹	0,136	0,110	0,075	0,064

Alliage 3 H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,069	0,029	0,021	0,056
0,1s⁻¹	0,127	0,125	0,055	0,043
0,5s⁻¹	0,146	0,105	0,100	0,099

Alliage 2 Non H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,088	0,041	0,028	0,026
0,1s⁻¹	0,079	0,071	0,027	0,013
0,5s⁻¹	0,133	0,060	0,057	0,041

Alliage 1 H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,055	0,029	0,061	0,055
0,1s⁻¹	0,091	0,029	0,030	0,030
0,5s⁻¹	0,123	0,095	0,062	0,079

Nous pouvons alors calculer le rapport de la contrainte maximale (au niveau du pic) et de la contrainte en fin de déformation pour déceler l'influence des paramètres sur l'adoucissement dynamique. Ces valeurs sont présentées au Tableau 3.11. Ce rapport augmente avec la vitesse de déformation : plus la déformation est rapide, plus la rechute en contrainte est faible. Il diminue avec l'augmentation de la température pour les alliages non homogénéisés : pour une plus faible température, la rechute en contrainte est plus faible et est en lien avec le pic de contrainte plus tardif (vu précédemment).

Nous notons également que ce rapport est plus important pour les alliages homogénéisés par rapport aux alliages non homogénéisés (rapport de $1,11 \pm 0,09$) : la rechute en contrainte est plus faible pour les alliages homogénéisés.

Tableau 3.11 Rapport entre les contraintes maximales (σ_{pic}) et en fin de déformation ($\sigma_{0,8}$) pour les alliages d'aluminium 6082 de notre étude

Alliage 3 Non H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,86	0,69	0,67	0,64
0,1s⁻¹	0,84	0,81	0,80	0,80
0,5s⁻¹	0,89	0,83	0,84	0,85

Alliage 3 H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,87	0,87	0,85	0,89
0,1s⁻¹	0,86	0,90	0,89	0,90
0,5s⁻¹	0,92	0,91	0,91	0,90

Alliage 2 Non H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s⁻¹	0,88	0,71	0,64	0,64
0,1s⁻¹	0,91	0,81	0,82	0,79
0,5s⁻¹	0,91	0,86	0,84	0,85

Alliage 1 H	450°C	500°C	520°C	540°C
0,01s-1	0,85	0,85	0,84	0,81
0,1s-1	0,87	0,91	0,90	0,91
0,5s-1	0,89	0,85	0,84	0,91

Nous notons également de faibles oscillations (<0,5MPa) pour les tests à faibles vitesses de déformations qui ont plus de points d'acquisitions (Figure 3.7). Ces oscillations sont dues d'une part au fonctionnement de l'équipement et d'autre part au grand nombre de points d'acquisition et au lissage de ces derniers. Ce qui nous amène à négliger l'impact de ces oscillations.

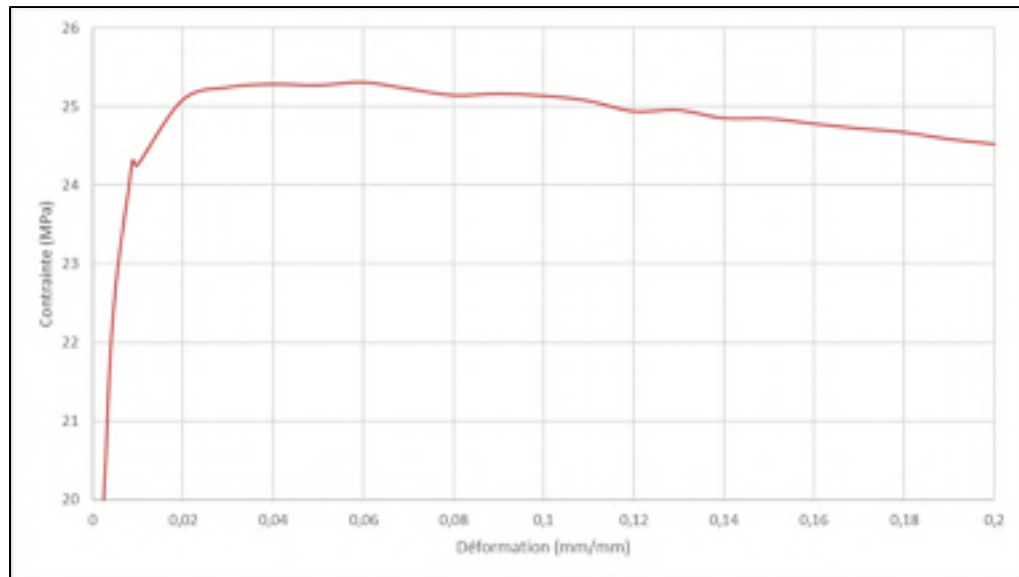


Figure 3.7 Exemple d'oscillations pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à une température de 540°C et une vitesse de déformation de 0,01s⁻¹

L'effet de l'homogénéisation sur les contraintes pour deux températures est décrit Figure 3.8. Les contraintes augmentent rapidement jusqu'à une valeur maximale puis diminuent avec la déformation. Pour les hautes températures (par exemple 540°C), ce maximum est rapidement atteint. Il est suivi d'une rechute en contrainte. Alors que pour les plus faibles températures de compression (450°C), le maximum de contrainte a lieu pour des déformations plus importantes, et est suivi d'un plateau qui correspond à un adoucissement moins important ou une recristallisation moins forte. Ce plateau n'est toutefois pas un état stationnaire puisqu'à partir d'une certaine déformation ($\epsilon=0,2$), la rechute de contrainte a lieu.

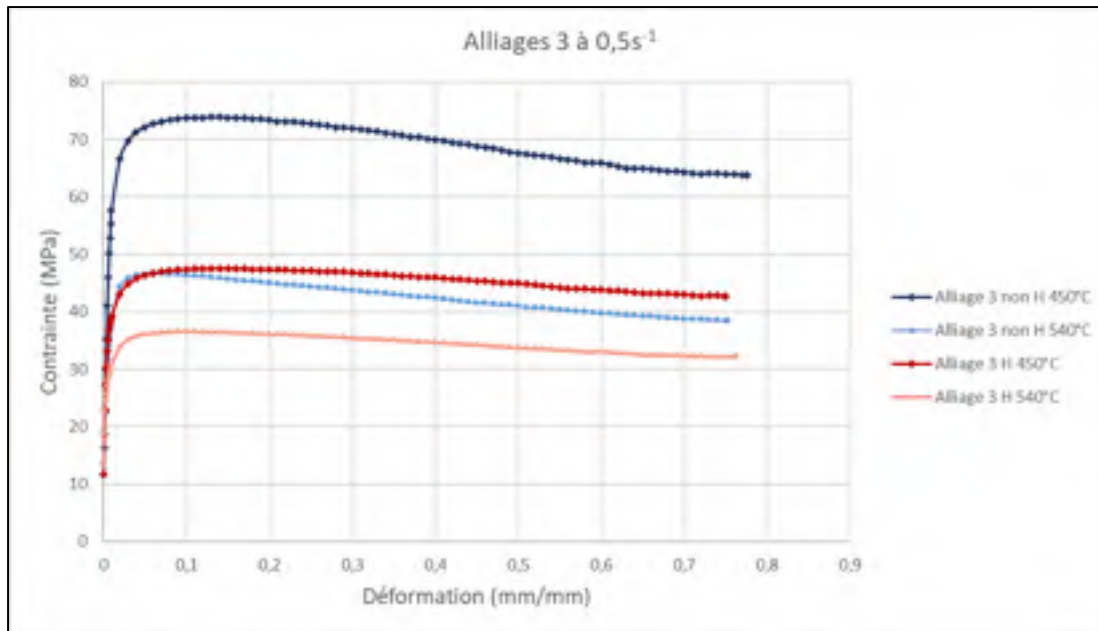


Figure 3.8 Courbes corrigées en température et en friction pour les deux alliages 3 homogénéisé et non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$

L'ensemble des courbes de contraintes déformation se trouve en Annexe III.

3.2.3. Description analytique des courbes

Nous avons vu précédemment que deux méthodes sont possibles pour déterminer les lois de comportement, une itérative et une numérique.

Nous allons maintenant développer la méthode de calcul itératif pour décrire analytiquement les courbes obtenues et ainsi déterminer la loi d'Arrhenius et l'énergie d'activation. Nous reprenons la méthode expliquée au chapitre 2 pour la détermination des paramètres des lois exponentielle et puissance d'Arrhenius puis de la loi généralisée. L'équation d'Arrhenius ne fait pas intervenir la déformation, les points sont déterminés dans un premier temps pour le point correspondant au pic de contrainte et la déformation associée.

En premier lieu, les équations (2.4) et (2.5), permettent d'obtenir n_1 et β . La pente des courbes de la Figure 3.9, donne la valeur de n_1 . Chaque point correspond à des conditions de

compressions précises (température, vitesse de déformation et contrainte). Nous cherchons donc à savoir si les points pour une même température sont alignés. Les valeurs de R^2 (coefficient de corrélation) sont très proches de 1, ce qui indique que les points sont bien alignés et ainsi que la valeur calculée est valable (Figure 3.9).

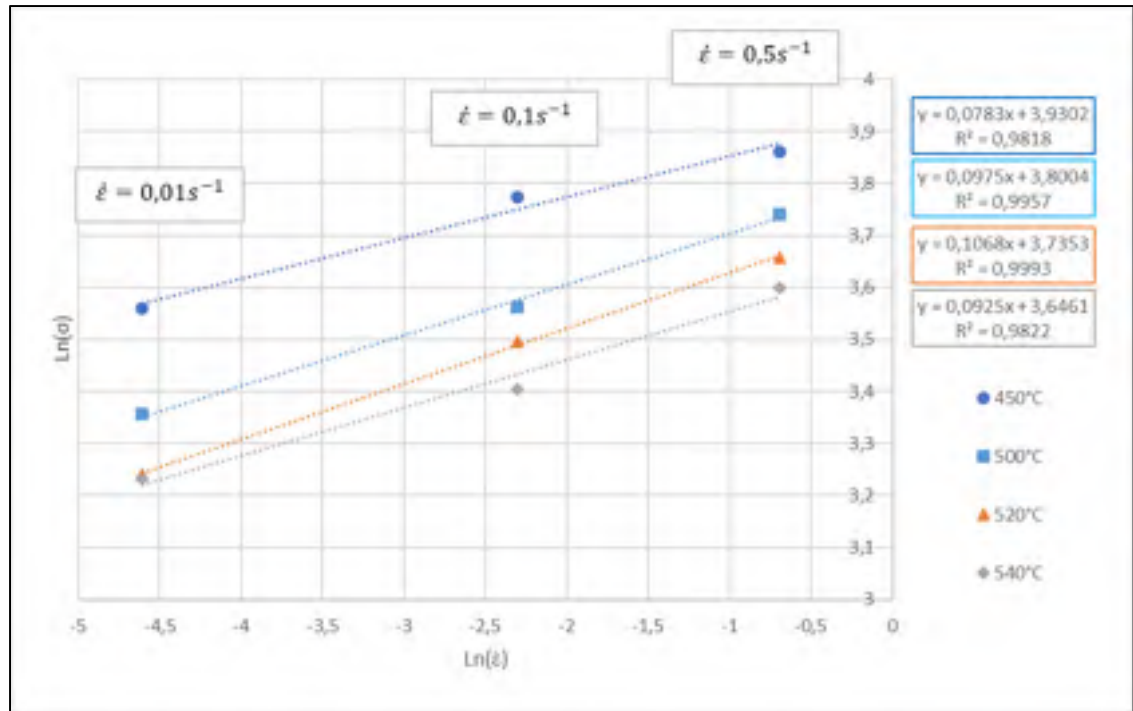


Figure 3.9 Détermination du coefficient n_1 de la loi puissance simplifiée d'Arrhenius pour l'alliage 3 homogénéisé au niveau du pic de contrainte

Nous pouvons voir que les pentes des droites pour chaque température sont parallèles entre elles. Ce qui signifie que les valeurs calculées (paramètre n_1 de l'équation 1.18) sont proches les unes des autres (l'écart type est de moins de 10%) Une moyenne peut alors être utilisée (Tableau 3.12).

Tableau 3.12 Valeurs de n_1 pour les quatre types de procédé d'obtention d'aluminium déterminé au pic de contrainte

	Alliage 3 homogénéisé	Alliage 3 non homogénéisé	Alliage 1 homogénéisé	Alliage 2 non homogénéisé
450°C	12,03	14,26	8,47	13,41
500°C	10,8	14,8	7,56	12,7
520°C	9,95	16,5	7,61	10,98
540°C	10,62	15,72	9,21	12,53
Moyenne	10,67	15,42	8,24	12,36
Ecart type	0,86	0,99	0,78	1,02

La méthode expliquée en partie 2.4, permet de trouver les valeurs des paramètres nécessaires à la détermination de l'énergie d'activation. La droite issue des relations entre $1/T$ et $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ est alors nécessaire. Cette droite pour l'alliage 3 homogénéisé est présentée Figure 3.10. Les valeurs de R^2 sont toujours proches de 1 (entre 0,97 et 0,99), cependant les courbes ne sont pas exactement parallèles et nous décidons de déterminer l'énergie d'activation par moyenne de ces trois valeurs.

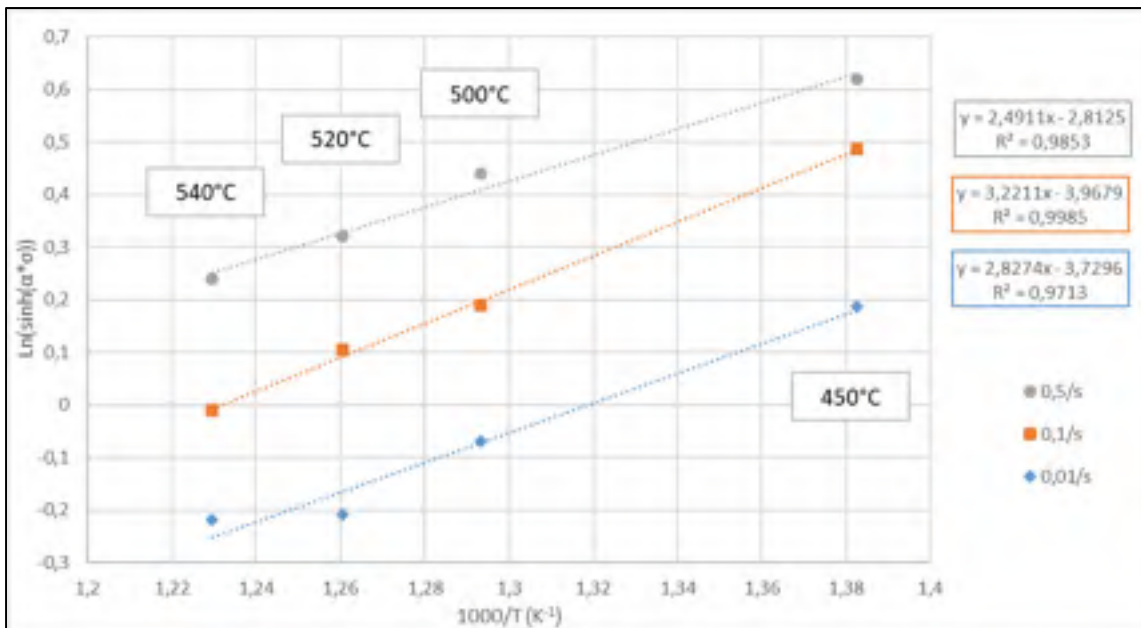


Figure 3.10 Détermination de l'énergie d'activation pour l'alliage 3 homogénéisé au niveau du pic de contrainte

Cette relation entre température et contrainte est cependant très différente pour les alliages non homogénéisés. Nous remarquons, dans le cas de l'alliage 2 non homogénéisé par exemple (Figure 3.11), que les points servant à déterminer l'énergie d'activation ne sont pas alignés entre hautes et basses températures. Nous voyons clairement une pente bien plus importante (coefficient 6,3) pour les hautes températures (500°C à 540°C) que pour les deux points à basse température (450°C et 400°C) où la pente est plus faible (coefficient 2,2). Il semble peu judicieux de prendre une seule valeur d'énergie d'activation pour les alliages non homogénéisés. On cherche donc à distinguer l'énergie d'activation pour les hautes températures, et pour les basses températures.

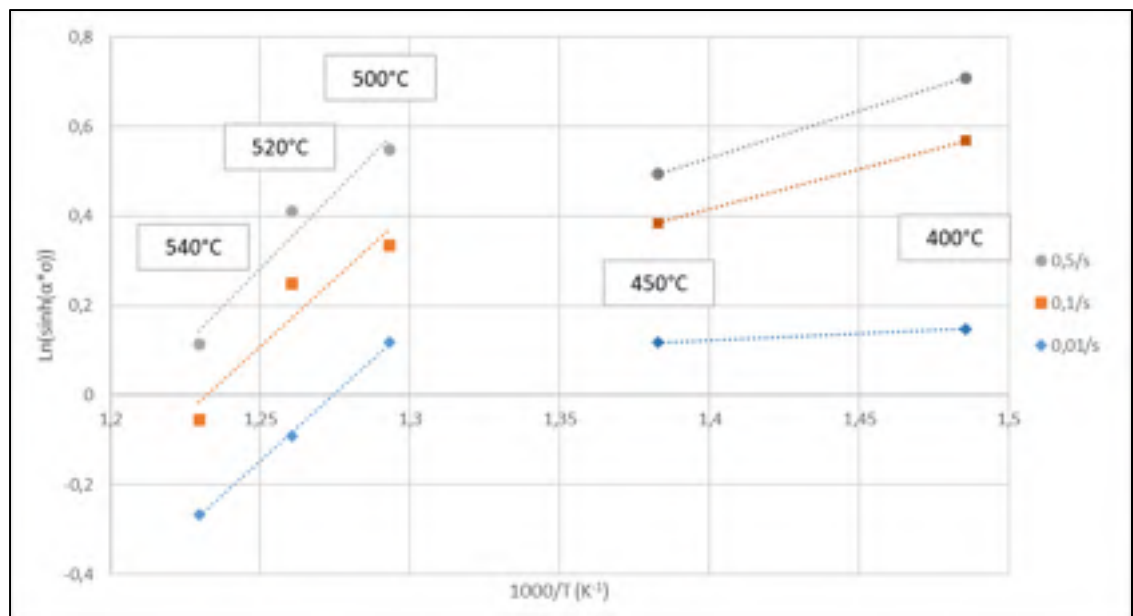


Figure 3.11 Distinction des hautes et basses températures pour le calcul de l'énergie d'activation de l'alliage 2 non homogénéisé

Les compressions industrielles ayant lieu aux plus hautes températures, il devient plus intéressant de se focaliser sur l'énergie d'activation de ces dernières pour les alliages non homogénéisés. Nous pouvons alors déduire ces énergies d'activation pour l'ensemble des alliages, au niveau du pic de contrainte (Tableau 3.13).

Tableau 3.13 Moyenne de énergies d'activations obtenues pour les 4 alliages d'aluminium au niveau du pic de contrainte pour toutes les températures pour les alliages homogénéisés et pour les hautes (500°C-540°C) températures pour les alliages non homogénéisés

Alliage	Energie d'activation (kJ.mol ⁻¹)	Ecart type (kJ.mol ⁻¹)
Alliage 3 Non H Hautes Températures	612	90 (14%)
Alliage 3 H	191	23 (14%)
Alliage 2 Non H Hautes Températures	486	32 (6%)
Alliage 1 H	162	31 (26%)

Pour les deux alliages homogénéisés, l'énergie d'activation est entre 162 kJ.mol⁻¹ et 191 kJ.mol⁻¹. Pour les deux alliages non homogénéisés, elles se situent entre 486 kJ.mol⁻¹ et 612 kJ.mol⁻¹. Cette valeur d'énergie bien plus forte oblige à réduire la plage de température entre 500°C et 540°C (en tenant compte des valeurs à 450°C nous aurions par exemple pour Alliage 3 non homogénéisé 345 kJ.mol⁻¹). Mais la valeur correspondant aux températures de test (500°C à 540°C) est plus représentative des phénomènes intervenant lors de la compression. Les énergies des alliages non homogénéisés sont bien plus importantes car la non homogénéisation de l'alliage entraîne la présence de précipités plus gros qui augmentent le besoin en énergie de l'alliage pour que les dislocations se déplacent. Les valeurs bien supérieures pour les hautes températures des alliages non homogénéisés ne sont donc pas dû à l'erreur possible de mesures.

L'écart type des énergies d'activation assez important est dû à la méthode de détermination. En effet, le calcul itératif multiplie les erreurs de détermination au fur et à mesure du calcul. Notamment pour l'alliage 1 homogénéisé, dont l'écart type atteint les 26%. En prenant en compte son écart type, son énergie d'activation, peut alors atteindre la valeur de celle de l'alliage 3 homogénéisé (191 kJ.mol⁻¹).

Si nous comparons ces données avec les valeurs de la littérature (181-269 kJ.mol⁻¹), nous constatons que l'énergie de l'alliage 3 homogénéisé se trouve exactement dans l'écart de ces valeurs (présentée au Tableau 1.6). La valeur d'énergie d'activation de l'alliage 1 est légèrement plus faible que celle de la littérature. Mais l'écart type important pour cet alliage

pourrait rapprocher cette valeur de celles de la littérature. Les résultats pour les alliages non homogénéisés dépassent largement (+80% et +127%) les valeurs de la littérature. Mais ces valeurs ont été calculées pour une faible gamme de température contrairement à celles de la littérature. L'énergie d'activation peut évoluer avec la déformation. Le calcul a donc été réitéré pour différentes déformations afin d'obtenir les données de la Figure 3.12.

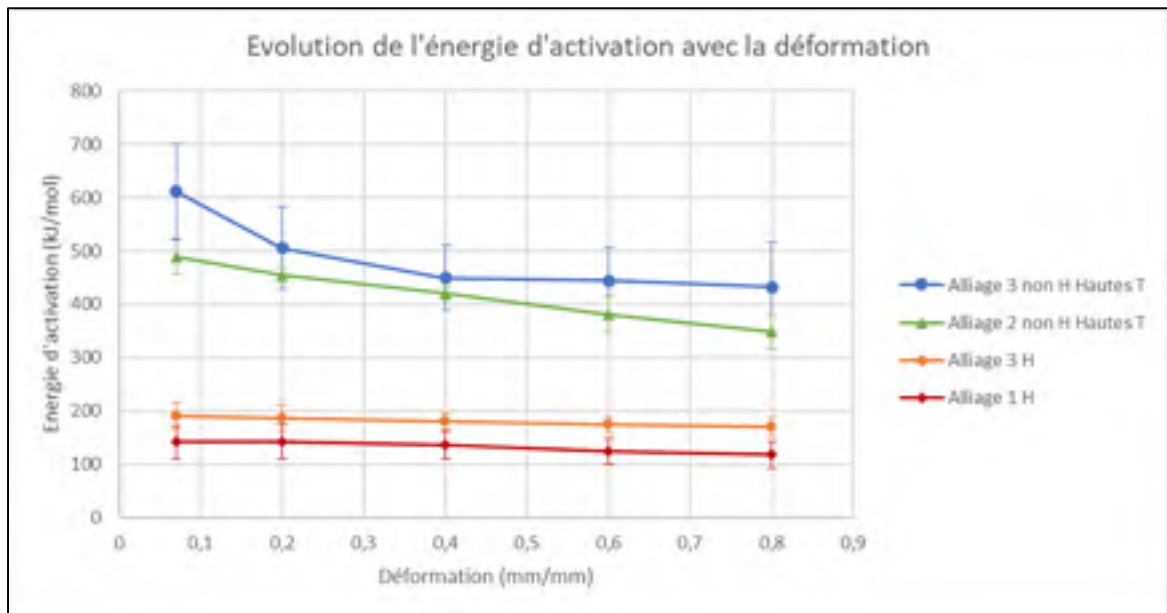


Figure 3.12 Évolution des énergies d'activation des 4 types de procédé d'obtention pour plusieurs déformations

L'évolution des énergies d'activation avec la déformation est constante pour les alliages homogénéisés et elle est décroissante pour les alliages non homogénéisés. Nous pouvons voir que les énergies d'activation des deux alliages homogénéisés sont toujours plus faibles que celles des alliages non homogénéisés. Les énergies pour les alliages non homogénéisés chutent rapidement (rapport 1,4 entre les déformations minimales et maximales) avec la déformation. Cela correspond aux observations de la Figure 3.4 qui montre des contraintes plus élevées pour les alliages non homogénéisés. L'énergie de ces alliages est plus importante et il est donc plus difficile pour les dislocations de se déplacer, ce qui explique des contraintes plus importantes. Celles des alliages homogénéisés dont la marge d'erreur est de 21 à 31 kJ.mol⁻¹ ne peuvent pas être décrites comme diminuant avec la déformation. Par contre, la décroissance pour les

alliages non homogénéisés est vraisemblablement une évolution de la microstructure : l'énergie nécessaire au déplacement des dislocations diminue. Cela peut être dû à une recristallisation et à la diminution de la taille des précipités. Des données microstructurales devront être obtenues pour valider cette hypothèse.

3.3 Loi de comportement

Avec les données en contrainte-déformation et les énergies d'activation nous pouvons déterminer les paramètres des lois de déformations retenues. Dans un premier temps avec le calcul itératif pour la loi d'Arrhenius. Puis dans un second temps avec le calcul numérique pour la loi d'Arrhenius et loi de Hansel Spittel.

3.3.1. Calcul itératif

Les autres paramètres de la loi de comportement d'Arrhenius (équation 1.18) sont présentés dans le Tableau 3.14.

Tableau 3.14 Paramètres de la loi d'Arrhenius calculés analytiquement

Alliages	Q (kJ.mol ⁻¹)	A	n
Alliage 3 Non-H Hautes Températures	489	1,17E+25	9,84
Alliage 3 H	180	5,84E+10	7,45
Alliage 2 Non H Hautes Températures	416	1,24E+11	7,23
Alliage 1 H	139	5,65E+07	6,09

Nous pouvons remarquer que les valeurs de A sont extrêmement disparates, avec un facteur 10¹⁸. En effet la détermination de l'énergie d'activation par cette méthode implique le calcul d'une valeur pour en déterminer une autre et cela sur plusieurs étapes jusqu'à l'obtention des paramètres voulus. Si une erreur est alors présente au début, son effet ne peut être que multiplié avec les étapes suivantes, ce qui peut expliquer cette grande disparité de résultats.

La comparaison des courbes données par le calcul itératif et celles obtenues expérimentalement, nous permet de constater l'erreur entre les deux méthodes (Figure 3.13). Cette erreur est en moyenne de 20% avec un écart type de 4%. Cette erreur trop importante ne nous permet pas garder ces données pour la simulation.

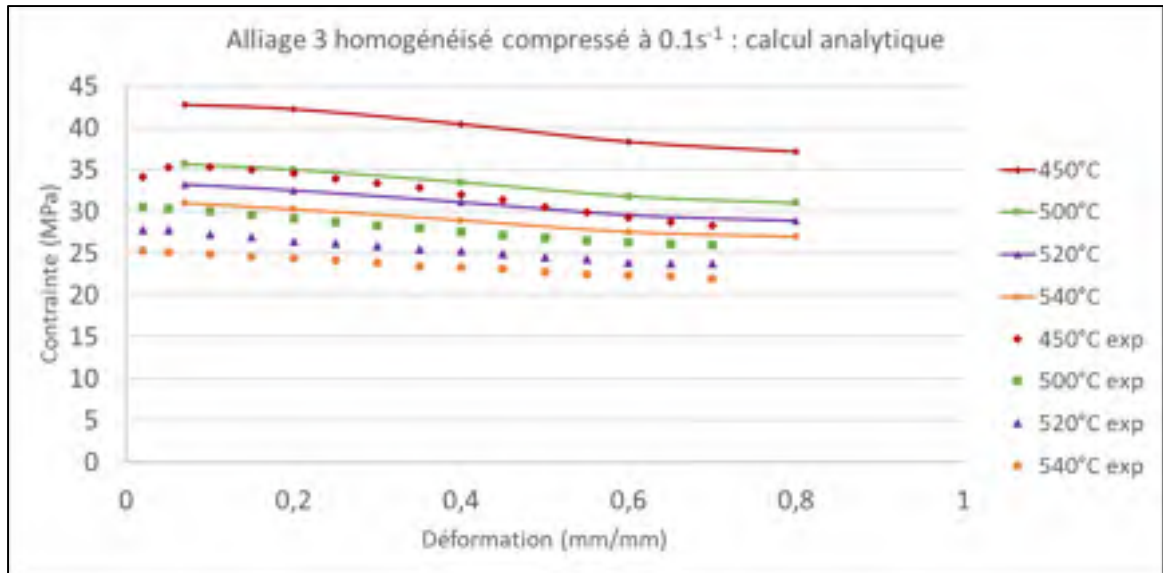


Figure 3.13 Comparaison des données expérimentales (points) et des courbes obtenues analytiquement (courbes) pour l'alliage 3 homogénéisé compressé à $0,1s^{-1}$

3.3.2. Calcul numérique

Nous pouvons calculer l'ensemble des valeurs nécessaire aux lois de déformation de façon numérique, comme vu en partie 2.3. Ce calcul numérique pour la loi d'Arrhenius, définie par l'équation (1.18), nous donnent les résultats suivants (Tableau 3.15):

Tableau 3.15 Paramètres de la loi d'Arrhenius obtenues numériquement

Alliages	Q (kJ.mol ⁻¹)	A	n
Alliage 3 Non H Hautes Températures	299,9	7,50E-05	12,7
Alliage 3 H	175,7	8,16E-05	10,3
Alliage 2 Non H Hautes Températures	163,6	2,14E-04	10,5
Alliage 1 H	127,8	2,32E-04	7,9

Ces valeurs diffèrent des résultats trouvés précédemment : 3% de moins pour l'énergie d'activation pour les alliages homogénéisés, et 38% (Alliage 3 Non H) à 58% (Alliage 2 Non H) pour les alliages non homogénéisés. Les valeurs de A ont fortement chuté (facteur 10^{11} au minimum) et sont très faibles en comparaison avec les valeurs de la littérature (El Mehtedi, Spigarelli, Gabrielli et Donati, 2015) où A est de l'ordre de 10^4 . L'évolution des valeurs entre les alliages reste semblable. De tels valeurs de A et la méthode de calcul lui font perdre son sens physique. Donc l'énergie d'activation n'a alors plus de sens physique non plus.

Les valeurs des paramètres calculés numériquement donnent des courbes de déformations très proches des courbes expérimentales (Figure 3.14).

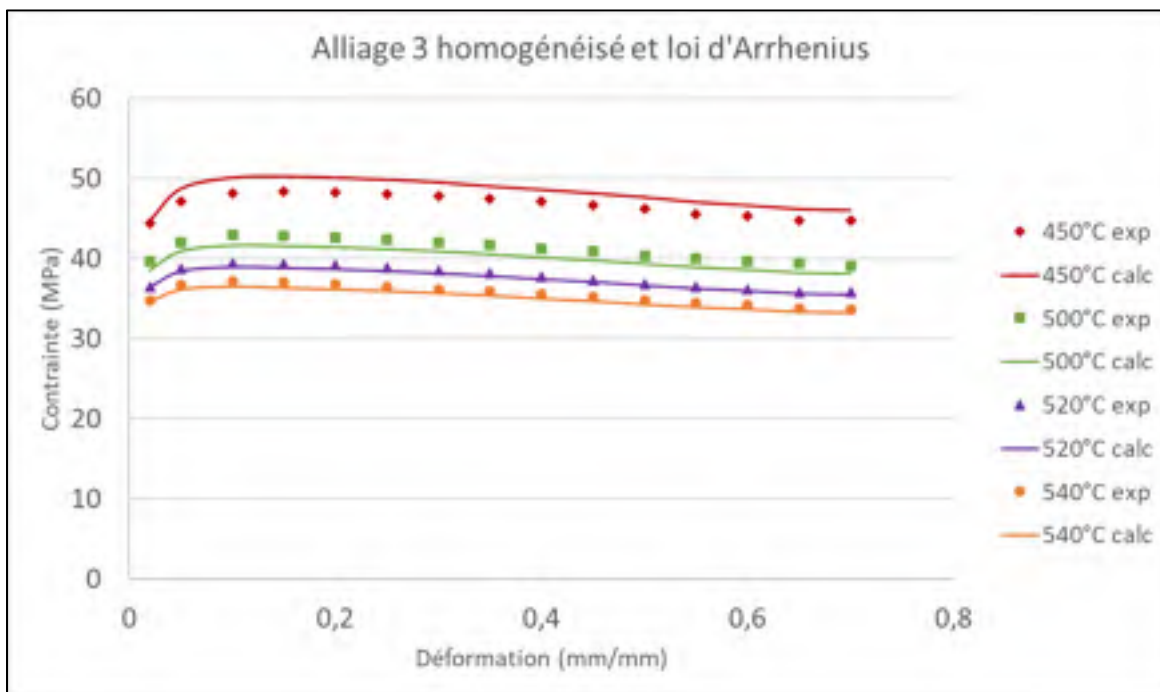


Figure 3.14 Comparaison des points expérimentaux de l'alliage 3 homogénéisé avec les courbes déterminées par la loi d'Arrhenius pour une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$

Pour la méthode numérique, l'écart avec les données expérimentales est bien plus faible avec une moyenne de 2,6%, et un écart type de 2% (Tableau 3.16).

Tableau 3.16 Moyenne du pourcentage d'erreur sur toute la courbe, entre l'expérimentation et les lois d'Arrhenius obtenues numériquement, en fonction de la vitesse de déformation et de la température

Alliage 1 H	0,01s⁻¹	0,1 s⁻¹	0,5 s⁻¹	Alliage 2 Non H	0,01 s⁻¹	0,1 s⁻¹	0,5 s⁻¹
450°C	1,11%	1,55%	0,45%				
500°C	3,47%	1,56%	1,55%	500°C	0,73%	1,34%	3,64%
520°C	1,10%	1,75%	4,17%	520°C	4,12%	7,68%	3,22%
540°C	5,04%	3,54%	4,28%	540°C	3,79%	2,30%	2,44%
Alliage 3 H	0,01 s⁻¹	0,1 s⁻¹	0,5 s⁻¹	Alliage 3 Non H	0,01 s⁻¹	0,1 s⁻¹	0,5 s⁻¹
450°C	2,23%	2,98%	3,73%				
500°C	0,28%	0,63%	3,33%	500°C	8,27%	3,44%	8,78%
520°C	4,25%	0,57%	0,70%	520°C	5,85%	2,42%	0,76%
540°C	1,13%	4,80%	1,81%	540°C	12,21%	2,11%	8,44%

Les plus grandes erreurs entre expérimentation et lois numériques sont de l'ordre de 10% et en regardant les courbes de contraintes déformation, on remarque qu'il s'agit peut-être d'erreurs de mesures (dus à une friction trop importante par exemple : Alliage 3 Non Homogénéisé déformé à 540°C et à 0.01s⁻¹ présenté en Annexe III).

Ces lois seraient donc utilisables pour les simulations, cependant il est nécessaire d'utiliser les lois de Hansel et Spittel car le logiciel FORGE n'est compatible qu'avec celles-ci. Avec les mêmes données d'entrée que pour le calcul de la loi d'Arrhenius, la détermination de la loi de HS donne également des résultats très proches de l'expérimentation (Figure 3.15).

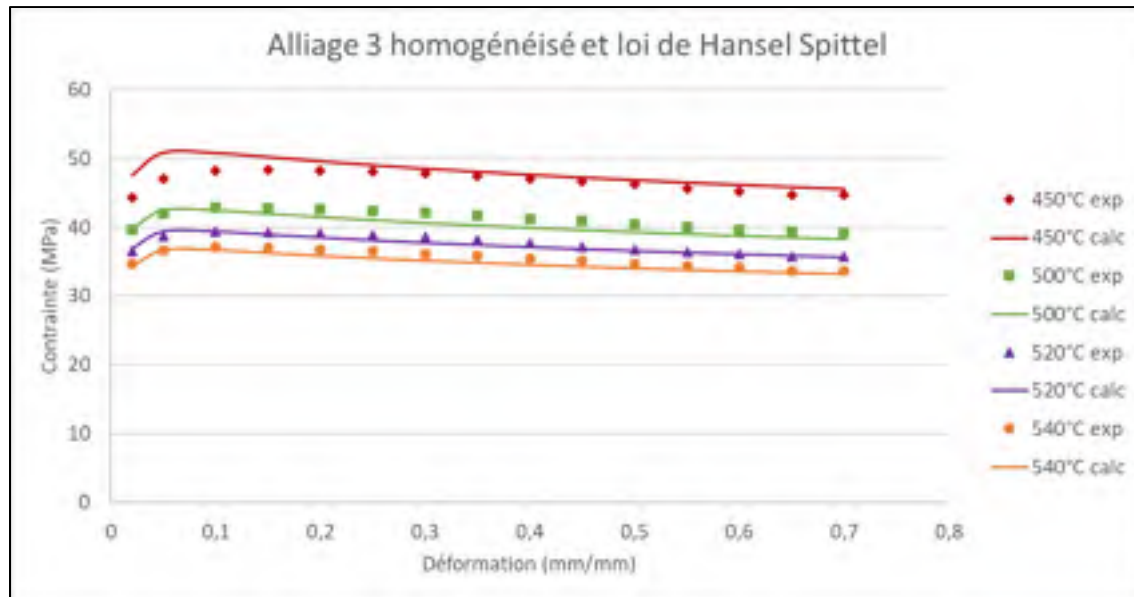


Figure 3.15 Comparaison des points expérimentaux de l'alliage 3 homogénéisé avec les courbes déterminées par la loi de Hansel-Spittel pour différentes températures et une vitesse de déformation de $0,5 \text{ s}^{-1}$

Tableau 3.17 Moyenne du pourcentage d'erreur sur toute la courbe, entre l'expérimentation et les lois de Hansel Spittel obtenues numériquement, en fonction de la vitesse de déformation et de la température

Alliage 1 H	0,01s ⁻¹	0,1 s ⁻¹	0,5 s ⁻¹	Alliage 2 Non H	0,01 s ⁻¹	0,1 s ⁻¹	0,5 s ⁻¹
	450°C	2,07%	1,38%		0,80%		
500°C	4,21%	1,62%	1,07%	500°C	3,47%	1,56%	1,55%
520°C	1,60%	2,07%	4,03%	520°C	1,10%	1,75%	4,17%
540°C	4,36%	3,36%	3,19%	540°C	5,04%	3,54%	4,28%
Alliage 3 H	0,01 s ⁻¹	0,1 s ⁻¹	0,5 s ⁻¹	Alliage 3 Non H	0,01 s ⁻¹	0,1 s ⁻¹	0,5 s ⁻¹
	450°C	3,25%	3,64%		3,56%		
500°C	2,42%	1,95%	3,15%	500°C	8,42%	2,87%	7,99%
520°C	4,93%	2,02%	1,73%	520°C	9,93%	2,32%	1,77%
540°C	2,18%	5,10%	2,59%	540°C	14,63%	2,12%	7,57%

Le Tableau 3.17 présente les erreurs moyenne sur l'ensemble des déformations entre les données expérimentales et les données obtenues avec les lois de Hansel Spittel. Nous retrouvons les erreurs extrêmes issues d'erreurs de mesures expérimentales décrites précédemment avec les courbes de la loi d'Arrhenius (Alliage 3 Non Homogénéisé déformé à 540°C et à 0.01s⁻¹).

L'erreur moyenne générale entre l'expérimentation et la loi est de 3,4% avec un écart type de 2,4%. L'écart type est assez important comparé à la moyenne mais vu la faible valeur de la moyenne, les lois sont retenues avec, pour paramètres correspondant à l'équation (1.21), ceux du Tableau 3.18.

Tableau 3.18 Paramètres de la loi de Hansel Spittel pour les quatre alliages d'aluminium de notre étude

	A	m₁	m₂	m₃	m₄
Alliage 3 Non H	2300	-0,0050	-0,162	0,0805	-0,0095
Alliage 3 H	545	-0,0035	-0,113	0,0970	-0,0066
Alliage 2 Non H	33054	-0,0083	-0,147	0,108	-0,0065
Alliage 1 H	434	-0,0033	-0,121	0,125	-0,0059

Ces lois sont utilisables pour simuler les compressions sous FORGE. Nous allons donc voir maintenant si les hypothèses de compressions uni-axiales jusqu'à présent utilisées sont vérifiées et l'impact sur la courbe de contrainte-déformation globale au sein de l'échantillon, ainsi que les conséquences sur les lois de déformations.

CHAPITRE 4

SIMULATION PAR ÉLÉMENTS FINIS

4.1 Paramètres de la simulation

4.1.1. Évolution de la vitesse de compression

À la suite de la détermination des lois de comportement, les simulations de compression correspondant aux tests expérimentaux sont réalisées sur le logiciel FORGE, afin de vérifier que les hypothèses faites lors de l'analyse des données sont justes. En particulier l'hypothèse de vitesse de déformation homogène au sein des échantillons. Les mors ont une vitesse variable pour garder une vitesse de déformation globale constante dans l'échantillon. Il est donc nécessaire d'imposer à la surface se déplaçant dans le logiciel, la même vitesse de déplacement que celle du mors. Celle-ci évolue avec la compression de l'échantillon, c'est à dire avec sa hauteur au cours du test (Figure 4.1). Nous définissons donc une vitesse variable avec la hauteur de l'échantillon pour l'élément représentant le mors supérieur de compression.

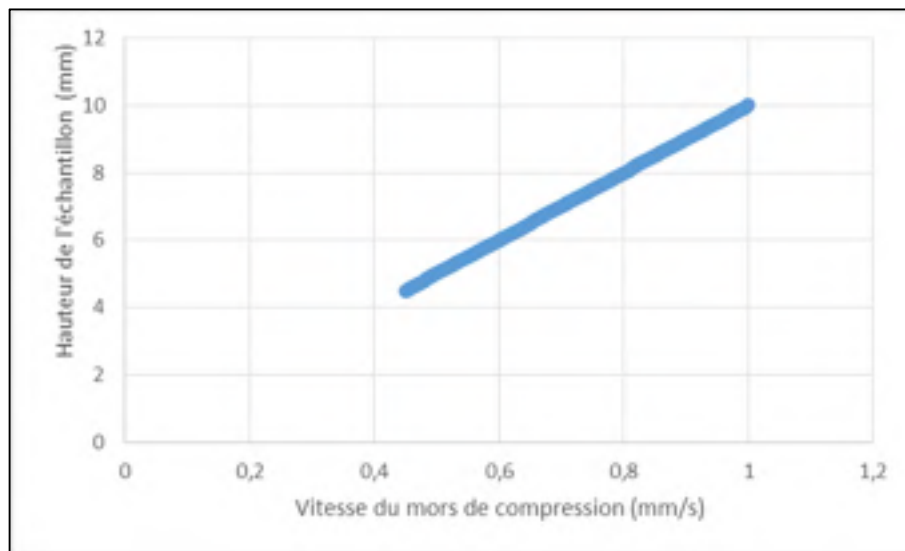


Figure 4.1 Évolution de la vitesse du mors de compression pour une déformation de l'échantillon à une vitesse de déformation globale de $0,1s^{-1}$

4.1.2. Paramètres de friction et rayon de courbure

Les paramètres de friction sont indiqués avant la simulation. Il s'agit ici des paramètres de friction de Coulomb (μ) et de Tresca (m), vus à la partie 1.1.4. La valeur de m a été calculée dans la partie 3.1. Nous avons alors supposé que la déformation de l'échantillon est uniforme et uni-axiale. Nous n'avons pas décelé d'évolution du paramètre de friction avec la température ou la vitesse de déformation. Ce coefficient de friction m a été alors choisi constant pour l'alliage. L'erreur de mesure étant importante, mais l'impact sur les contraintes étant négligeable, nous pouvons prendre la moyenne des coefficients des alliages : soit $m = 0,15$. Nous avons choisi pour la simulation une valeur de μ identique de $0,15$.

Nous pouvons voir en Figure 4.2 la comparaison entre les échantillons de l'alliage d'aluminium Alliage 3 homogénéisé à 520°C pour des vitesses de déformation de $0,01\text{s}^{-1}$, $0,1\text{s}^{-1}$ et $0,5\text{s}^{-1}$ et les échantillons simulés dans les mêmes conditions.

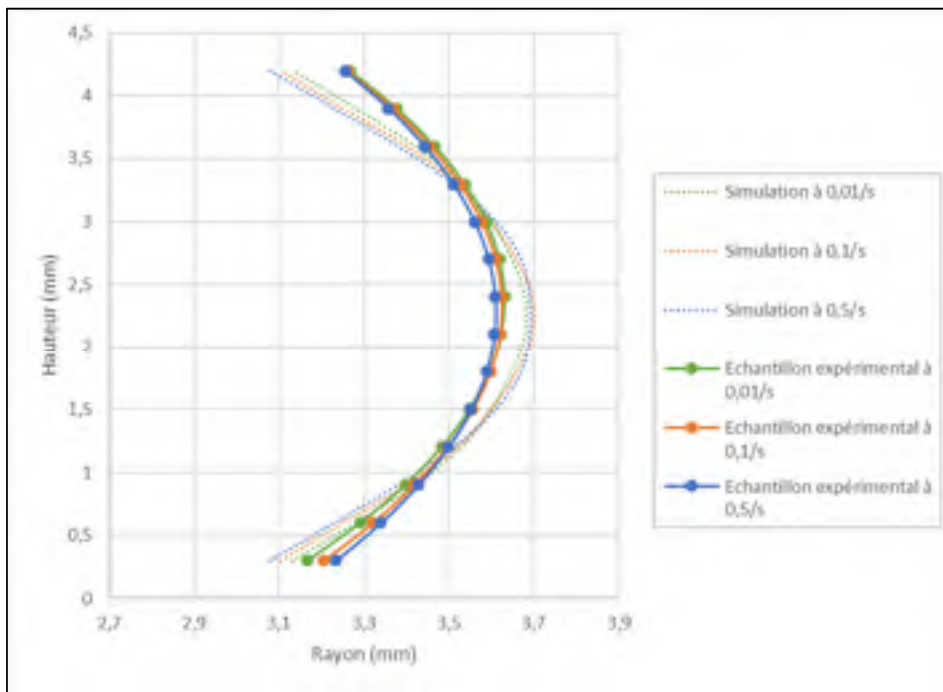


Figure 4.2 Rayons de courbures des échantillons compressés à $0,8 \text{ mm/mm}$ et des simulations ($m = 0,15$ et $\mu = 0,15$) de L'alliage 3 homogénéisé, à 520°C et à différentes vitesses de déformation

Les rayons de courbures des simulations sont très proches mais non identiques : la déformation simulée est influée par la vitesse de déformation puisque c'est le seul paramètre modifié. Il n'y a pas d'erreur de mesures puisqu'il s'agit ici de simulation par éléments finis. En comparant les courbes de simulations nous pouvons voir que le rayon minimal est plus faible (3.07mm) pour la plus haute vitesse de déformation et il est plus large (3.13mm) pour la vitesse de déformation la plus faible. Il est donc possible qu'une vitesse de déformation plus élevée, entraîne un renflement plus important qui est dû à plus de friction. Le Tableau 4.1 nous montre le facteur de renflement pour ces simulations : le renflement augmente bien avec la vitesse de déformation.

Tableau 4.1 Facteur de renflement b pour les échantillons compressés et simulés de l'alliage 3 homogénéisé à 520°C et différentes vitesses de déformation pour $m = 0,15$ et $\mu = 0,15$

Vitesse de déformation (s^{-1})	0,01	0,1	0,5
Compression	0,334	0,334	0,340
Simulation	0,464	0,495	0,514

La variation de volume initial et les erreurs de mesures ne permettent pas de voir l'évolution du renflement avec la vitesse de déformation pour les échantillons expérimentaux. Seule la valeur à $0,5s^{-1}$ est plus élevée, cela n'est pas suffisant pour conclure sur l'augmentation du renflement b avec la vitesse de déformation.

Nous notons également une différence de courbure entre simulations et échantillons compressés. Dans le cas des simulations, le rayon minimal (R_t) est en moyenne plus faible et le rayon maximal (R_m) plus élevé que pour les échantillons expérimentaux. Les échantillons simulés ont donc un renflement plus important que ceux compressés. Nous retrouvons cette différence de renflement dans le Tableau 4.1. Nous en concluons que la friction est trop importante pour la simulation.

Nous nous intéressons à l'influence d'une variation de m et de μ sur la friction de l'échantillon et donc sur sa géométrie. Cette géométrie est représentée par le facteur de renflement b . Les valeurs de 0,15 pour m et μ impliquent une friction trop importante car le facteur de renflement du Tableau 4.1 est trop important comparé aux tests

expérimentaux. De plus, le renflement est directement issu de la friction lors du test. Des simulations avec différentes valeurs de m et μ sont alors réalisées dont les résultats sont présentés au Tableau 4.2.

Tableau 4.2 Évolution des rayons maximal (R_m) et minimal (R_t) en fonction des facteurs de friction m et μ pour les simulations à 520°C et $0,1\text{s}^{-1}$ de l'alliage 3 homogénéisé

R_t (mm)					R_m (mm)						
μ	m	0,05	0,075	0,1	0,15	μ	m	0,05	0,075	0,1	0,15
	0,05	3,25	3,15	3,12			0,05	3,45	3,5	3,55	
	0,075	3,2	3,15	3,11			0,075	3,45	3,48	3,52	
	0,1	3,2	3,13	3,1	3,08		0,1	3,45	3,47	3,53	3,59
	0,15			3,15	3,05		0,15			3,54	3,58

On peut noter une évolution conjointe du rayon maximal R_m avec le facteur de friction m alors que μ n'a pas d'influence significative sur R_m ni sur le rayon minimal R_t . En contrepartie de l'augmentation de R_m avec le facteur m , le rayon minimum R_t diminue plus faiblement pour respecter la conservation du volume. Cette évolution de R_m et R_t permet de calculer à nouveau le facteur de renflement b et le coefficient de friction au Tableau 4.3. On cherche donc la valeur de renflement qui se rapproche le plus des valeurs calculées grâce aux mesures expérimentales ($b = 0,334$) au chapitre 3.

Tableau 4.3 Facteur de renflement obtenu à l'aide de la simulation d'échantillons soumis à des paramètres de friction différents lors de simulations à 520°C et $0,1\text{s}^{-1}$

Facteur de renflement b					
μ	m	0,05	0,075	0,1	0,15
0,05		0,167	0,292	0,359	
0,075		0,208	0,275	0,342	
0,1		0,208	0,284	0,349	0,392
0,15				0,311	0,425

Les valeurs du renflement les plus proches de 0,334 sont 0,311 et 0,342 ce qui correspond à un coefficient de friction m de 0,1. Et nous avons noté que l'effet de μ par rapport à m sur les rayons et donc sur le renflement est moindre. Pour le choix de μ , nous prendrons donc la moyenne entre les deux valeurs les plus proches : soit $\mu=0,1$. Il faut noter que l'erreur de mesure pour la détermination des rayons est de 0,02mm, ce qui implique une erreur de 0,03 pour le facteur de renflement. Les valeurs de renflement corrigées par cette possible erreur correspondent à des valeurs obtenues uniquement avec $m=0,1$ mais peuvent également correspondre à des valeurs obtenues avec μ variant de 0,075 à 0,15. Donc la détermination de μ est soumise aux erreurs de mesures mais pas celle de m . Pour optimiser la détermination des paramètres de m et μ , il serait judicieux de réaliser d'autres simulations aux valeurs moins espacées autour de la valeur de 0,1.

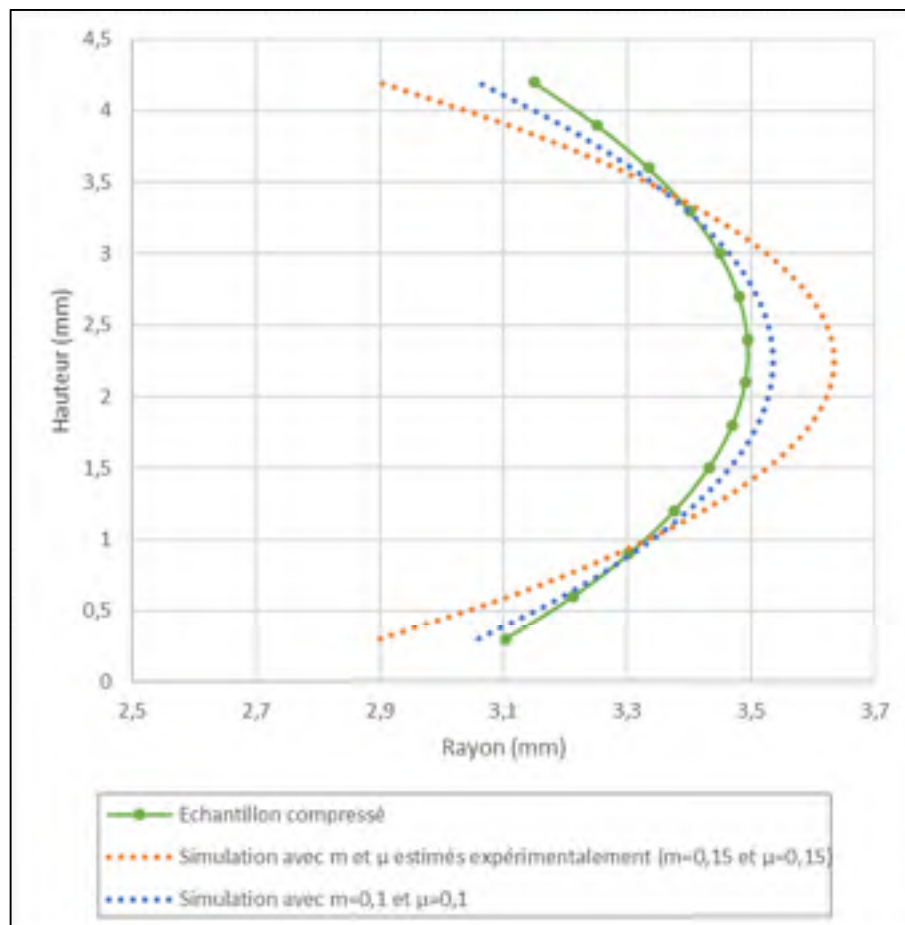


Figure 4.3 Courbure de la compression de l'échantillon scanné à $0,1s^{-1}$ et $520^{\circ}C$ pour l'alliage 3 homogénéisé et des simulations avec m et μ de 0,15 (estimés expérimentalement) et de 0,1

Nous obtenons alors une nouvelle courbe simulée pour $m=0,1$ et $\mu=0,1$ (Figure 4.3) avec moins de renflement que la simulation précédente. L'écart entre les rayons minimum et maximum avec l'échantillon scanné est similaire. Cet écart est seulement lié à la différence de rayon initial.

La matrice des tests faisant évoluer les paramètres de friction nous a donné différentes géométries de simulation et donc différents facteurs de renflement (Tableau 4.3). Ces facteurs sont utilisés (dans l'équation 1.3) pour calculer le coefficient de friction m' : coefficient représentatif de la friction ayant lieu sur l'échantillon simulé. Nous cherchons à savoir si ce nouveau coefficient de friction m' est égal au coefficient de friction m défini comme paramètre de simulation ou si une variation apparaît. Le coefficient de friction m' calculé à l'aide des simulations évolue conjointement avec le coefficient m , mais chaque valeur de m' obtenue est en moyenne supérieur de 30% à la valeur m d'entrée (Tableau 4.4)

Tableau 4.4 Coefficient de friction m' obtenu à l'aide de la simulation d'échantillons soumis à des paramètres de friction différents

Coefficient de friction m'					
		m			
		0,05	0,075	0,1	0,15
μ					
	0,05	0,064	0,114	0,141	
	0,075	0,080	0,107	0,134	
	0,1	0,080	0,110	0,141	0,162
	0,15			0,122	0,170

Nous retrouvons bien l'observation vue sur les courbures de la Figure 4.2 montrant que lors de la simulation, l'effet de la friction est plus important par rapport aux paramètres de friction initialement définis. C'est-à-dire que soit la simulation surestime la friction initiale, soit les hypothèses de calcul du facteur de friction (déformation uniforme) ne sont pas réalistes. Pour avoir une géométrie semblable des échantillons nous choisirons donc des valeurs de m et μ de 0,1 ce qui donne un R_t et R_m de 3,10mm et 3,53mm, soit une valeur de renflement de 0,34. Les données en courbure confirment le coefficient de frictions utilisé et l'éligibilité des résultats.

4.2 Essais en compressions

4.2.1. Résultats du calcul par éléments finis

Les simulations par éléments finis sur FORGE, montrent clairement que les déformations ne sont pas uniformes contrairement à l'hypothèse faite lors des essais expérimentaux. La Figure 4.4 illustre la non-uniformité en déformation et en vitesse de déformation des échantillons. Malgré les attentions portées au maillage, montré à la partie 2.4, des concentrations de déformations sont présentes à la limite extérieure de la zone de contact avec les mors. Cette zone n'est pas représentative de la déformation de l'échantillon et sera donc négligée pour la suite de l'étude. Il apparaît des zones où les déformations sont plus élevées que la déformation macroscopique d'un échantillon supposé uniforme et d'autres zones où les déformations sont plus faibles. Ces déformations locales sont comprises entre 0 mm/mm et 1,2 mm/mm pour une déformation imposée macroscopique de 0,8mm/mm. Il en est de même pour la vitesse de déformation qui devrait être de $0,01\text{s}^{-1}$ dans la Figure 4.4, mais qui varie entre 0 s^{-1} et $0,02\text{s}^{-1}$.

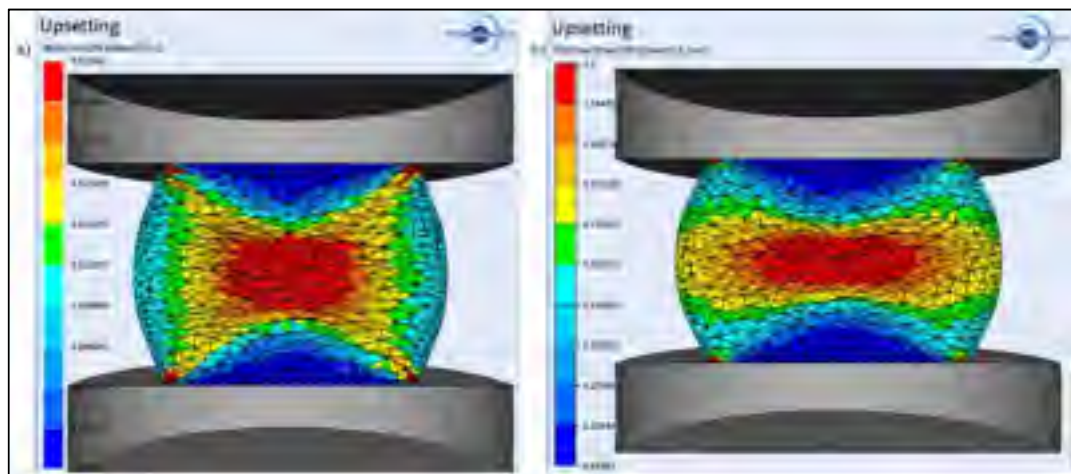


Figure 4.4 Évolution de la vitesse de déformation (a) et de la déformation (b) au sein d'un échantillon simulé de l'alliage 3 homogénéisé compressé à une déformation macroscopique de 0,8 mm/mm à 500°C et $0,01\text{s}^{-1}$

En comparant les résultats obtenus pour les alliages homogénéisés et les non homogénéisés, aucune différence significative ne peut être relevée malgré le fait que les alliages non homogénéisés montrent un plus grand adoucissement après le pic de contrainte. La Figure

4.5 a) et b), montre les deux alliages de L'alliage 3 homogénéisé et non homogénéisé et aucune différence ne peut être relevé. L'alliage 2 qui est non homogénéisé (Figure 4.5 c), présente moins d'hétérogénéité que les deux alliages 3. Ainsi nous pouvons affirmer qu'à l'encontre des résultats attendus ces simulations par éléments finis ne prennent pas en compte les phénomènes microstructuraux. Les différences de courbes représentant ces phénomènes (adoucissement, écrouissage) n'entraînent pas de différences significatives dans les hétérogénéités générées. Nous pouvons alors étudier un seul cas.

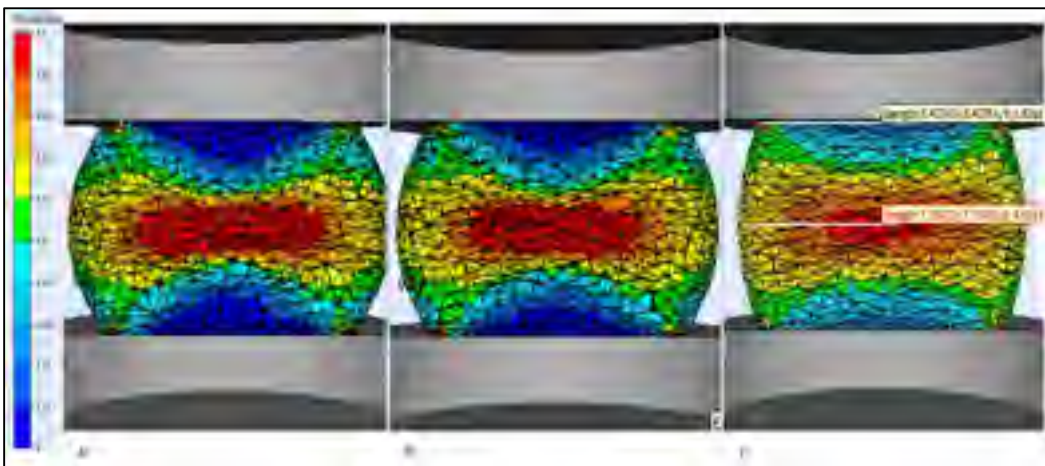


Figure 4.5 Hétérogénéité de déformation au sein des alliages 3 non homogénéisé (a), l'alliage 3 homogénéisé (b), et alliage 2 non homogénéisé (c) pour une déformation macroscopique de 0.8 mm/mm et à 500°C et 0,01s⁻¹

4.2.2. Courbes de contrainte déformation

Sans tenir compte des hétérogénéités de déformations, nous pouvons obtenir l'effort de compression macroscopique appliqué sur le mors supérieur ainsi que le déplacement de l'échantillon. Ces deux données permettent de calculer la contrainte et la déformation de l'échantillon de la manière expliquée en partie 2.3 et donc de déterminer les courbes de contrainte-déformation. Pour chaque alliage d'aluminium testé, la Figure 4.6 montre que les contraintes de la courbe issues des simulations sont bien plus importantes que celles issues de la courbe de la loi donnée en paramètre. L'écart pour un même alliage est plus important au niveau du pic de contrainte qu'en fin de déformation (0,8mm/mm). La simulation présente une rechute de contrainte plus importante, correspondant à un plus fort adoucissement.

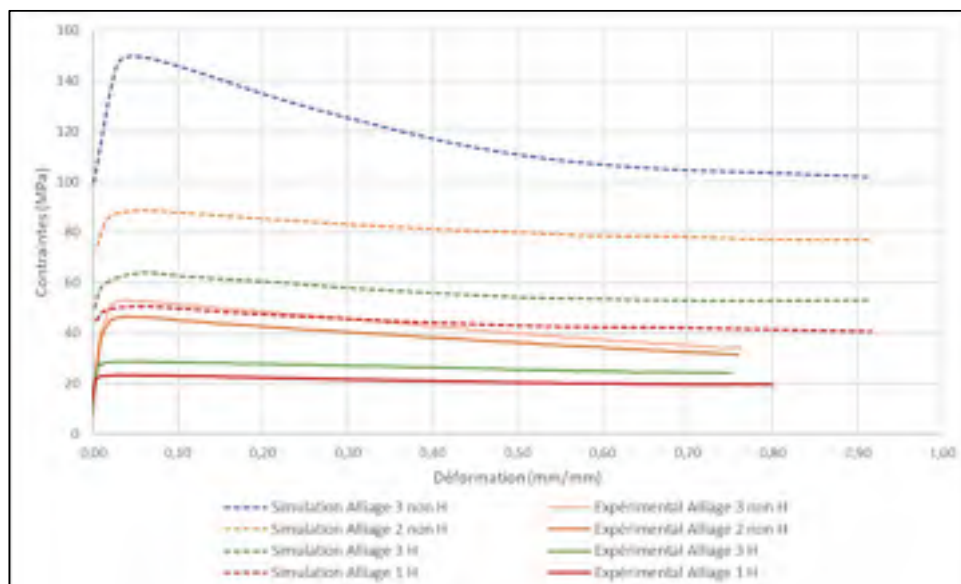


Figure 4.6 Courbes de déformations macroscopiques obtenues expérimentalement et par simulation avec FORGE pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 à 500°C et 0,01s⁻¹

Des courbes en contraintes déformations, nous pouvons obtenir les valeurs des contraintes maximales au pic et leurs déformations associées (Tableau 4.5). Les contraintes maximales sont bien plus élevées que celles trouvées expérimentalement, avec en moyenne un rapport de 2,25. L'érouissage semble plus important que prévu. Au vu des résultats, ce rapport n'est pas lié à l'homogénéisation de l'alliage puisqu'il reste vrai pour les alliages homogénéisés et non homogénéisés.

Tableau 4.5 Valeurs des contraintes maximales (σ_{pic}) et déformations associées (ϵ_{pic}) pour les 4 types de procédé d'obtention d'aluminium 6082 compressés expérimentalement et en simulation

	σ_{pic}		
	Expérimental	Simulé	Rapport
Alliage 3 Non H	53,54	149,73	2,80
Alliage 2 Non H	47,03	88,54	1,88
Alliage 3 H	29,15	63,97	2,19
Alliage 1 H	23,67	50,61	2,14

	ϵ_{pic}		
	Expérimental	Simulé	Rapport
Alliage 3 Non H	0,029	0,051	1,77
Alliage 2 Non H	0,035	0,053	1,51
Alliage 3 H	0,029	0,054	1,89
Alliage 1 H	0,041	0,059	1,43

Ces contraintes maximales apparaissent également plus tardivement lors de la simulation que pour les essais expérimentaux. Passant de 0,029 mm/mm à 0,054 mm/mm dans le cas du plus large écart. Il y a donc un retard du début de l'adoucissement qui déplace ce pic de contraintes à une déformation plus élevée.

Nous allons donc chercher à savoir quels sont parmi les éléments suivants : friction, paramètres de la loi de déformation ou hétérogénéité de la déformation, ceux pouvant entraîner une telle différence. Pour la suite de l'étude nous nous focaliserons sur l'alliage Alliage 3 homogénéisé à une déformation macroscopique de $0,1s^{-1}$ et à $500^{\circ}C$ que nous prendrons comme simulation témoin.

4.3 Éléments influents sur les simulations

4.3.1. Influence de la friction

Après avoir étudié dans la partie 4.1 l'effet de la friction sur la géométrie des échantillons, nous allons maintenant étudier l'influence des paramètres de friction sur les courbes de déformations. Les paramètres de friction retenus en partie 4.1 sont 0,1 pour m et μ . Nous étudions les variations entre 0,05 et 0,15. De plus, nous avons calculé au tableau 4.4 les coefficients de friction pour les différents tests réalisés. La friction la plus importante ($m'=0,170$) a bien lieu pour $m=0,15$ et $\mu=0,15$ et la friction la plus faible ($m'=0,064$) pour $m=0,05$ et $\mu=0,05$.

En se plaçant dans ces deux cas extrêmes, nous obtenons les courbes présentées en Figure 4.7. Le maximum de contrainte, pour les plus faibles valeurs de m et μ (0,05), est de $\sigma = 62,92$ MPa pour une déformation de 0,057 mm/mm alors que la courbe pour $m=0,15$ et $\mu=0,15$ a un maximum de 63,64 MPa atteint pour $\varepsilon = 0,049$ mm/mm. La courbe (pour $m=0,05$ et $\mu=0,05$) présente un pic de contrainte plus faible et un adoucissement moins rapide.

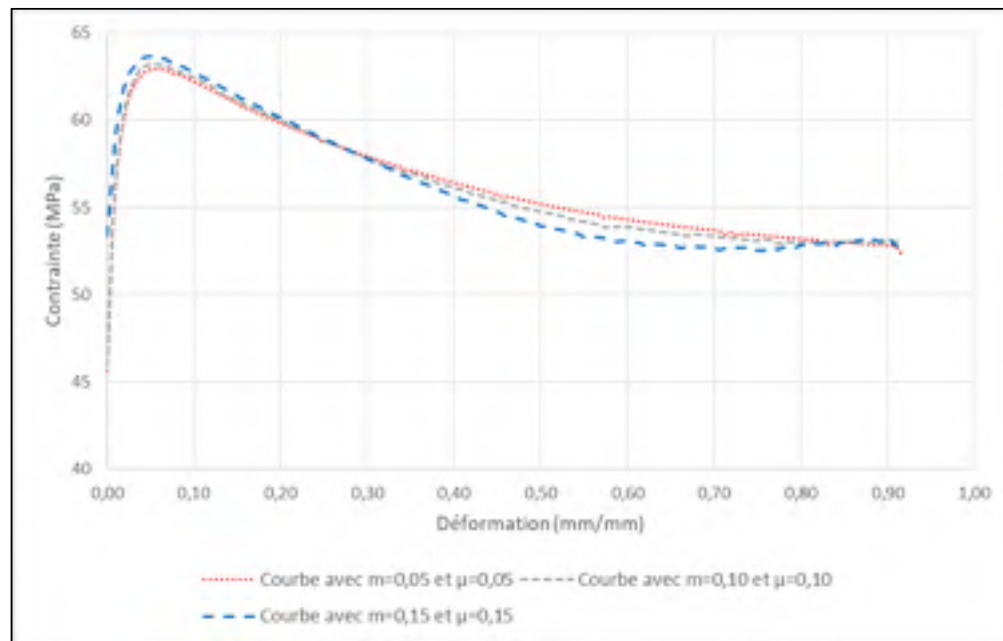


Figure 4.7 Courbes en contrainte déformation des tests simulés pour les valeurs de friction (m et μ) de 0,15, de 0,10 et de 0,05 sur l'alliage 3 homogénéisé et pour 520°C et $0,1\text{s}^{-1}$

La différence en contrainte n'est pas significative. En prenant l'écart entre les deux simulations, nous obtenons un écart moyen de 1,2%, un écart maximum local sur un point de la courbe de 2,9% et un écart au niveau du pic de contrainte de 1,13%. L'effet de la friction, qui ne dépasse pas 3%, est très faible devant l'écart observé entre les simulations et les lois de déformation obtenues grâce à l'analyse des courbes expérimentales (vu en partie 3.3.2). Cet écart, présenté en Figure 4.6, est au minimum de 88% (Alliage 2 non homogénéisé). Nous pouvons alors négliger l'effet de la friction sur les contraintes obtenues par simulation, et garder comme critère la géométrie des échantillons obtenus, afin d'être identique à celles des tests expérimentaux, comme vu en partie 4.1.2. Nous gardons donc $m=0,1$ et $\mu=0,1$.

À l'aide de ce critère, nous allons nous intéresser à l'hétérogénéité des déformations et vitesses de déformation au sein de l'échantillon.

4.3.2. Hétérogénéité de la déformation

Les essais en compressions n'étant pas uniformes en déformation, ni en vitesse de déformation, la Figure 4.8 illustre cette non-uniformité en montrant la distribution des déformations le long de l'axe de rotation de l'échantillon.

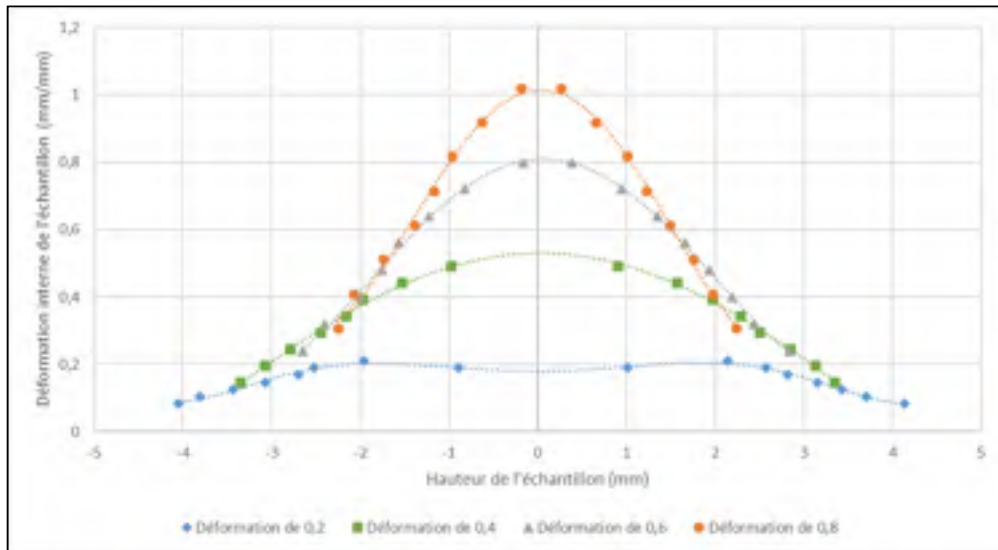


Figure 4.8 Distribution des déformations le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et $0,1s^{-1}$ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique

Plus l'échantillon est comprimé, moins la zone déformée est grande. Lorsque l'échantillon est comprimé jusqu'à une déformation voulue, les zones près des surfaces sont bien moins déformées : c'est la « zone morte ». Par exemple pour une compression jusqu'à 0,8mm/mm le centre de l'échantillon est en réalité déformé à 1,05 mm/mm et les zones près des surfaces seulement à 0,3 mm/mm. Le centre de l'échantillon est en moyenne 3 fois plus déformé qu'aux extrémités supérieure et inférieure de l'axe de rotation (Tableau 4.6).

La Figure 4.9 montre la distribution normalisée en hauteur des déformations, ce qui permet de confirmer que l'échantillon est plus rapidement déformé au centre que sur les extrémités supérieure et inférieure. Il y a un rapport de 3,7 pour les déformations minimales (aux extrémités) pour les compressions à 0,2 et 0,8 mm/mm. Ce rapport augmente à 4,8 pour les déformations maximales (au centre de l'échantillon)

Tableau 4.6 Déformation minimale et maximale le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 H déformé à 500°C et 0,1s⁻¹ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique

Consigne	Déformation maximale	Déformation maximale sur consigne	Déformation minimale	Rapport $\dot{\epsilon}_{\max}/\dot{\epsilon}_{\min}$
a) Déformation de 0,2	0,21	1,05	0,08	2,50
b) Déformation de 0,4	0,51	1,26	0,16	3,16
c) Déformation de 0,6	0,81	1,34	0,25	3,22
d) Déformation de 0,8	1,02	1,28	0,31	3,29
Rapport entre a) et d)	4,8		3,7	

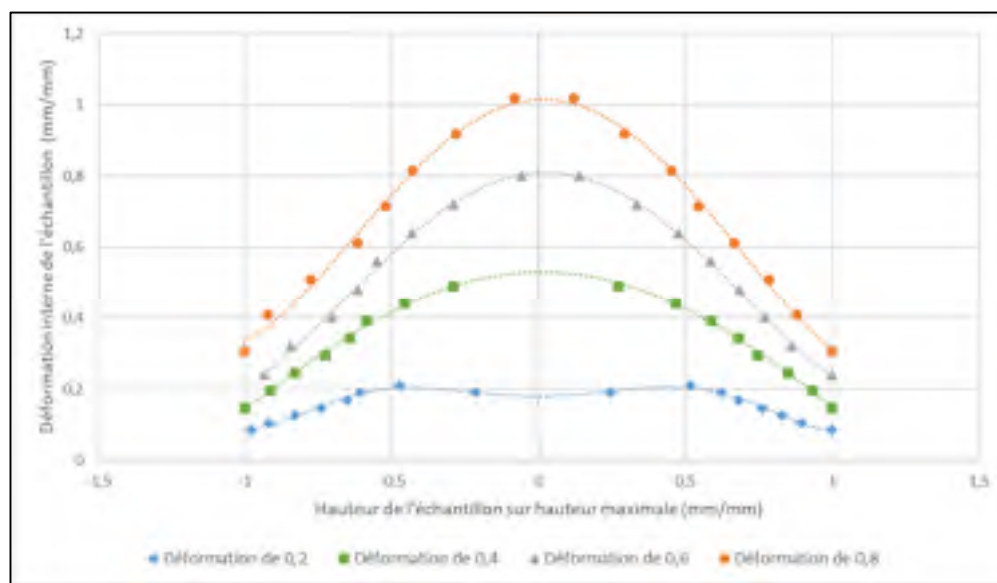


Figure 4.9 Distribution normalisée en hauteur des déformations le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 H déformé à 500°C et 0,1s⁻¹ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique

Plus la zone déformée diminue plus la force de compression diminue car il y a moins de volume à déformer (la déformation se concentre), ce qui explique la diminution des contraintes (Figure 4.6). Nous pouvons remarquer que pour une consigne de 0,2mm/mm la déformation maximale est très proche de 0,2 mm/mm. Le rapport avec la consigne est plus faible. Nous retrouvons en Figure 4.10 cette carte de déformation. Le maximum de contrainte ne se trouve pas au centre de l'échantillon mais au premier et second tiers.

Puisque nous sommes en début de déformation, une plus grande partie de l'échantillon se déforme, la localisation n'est pas encore aussi importante qu'en fin de déformation. C'est pourquoi la valeur maximale de déformation est plus proche de la valeur de consigne.

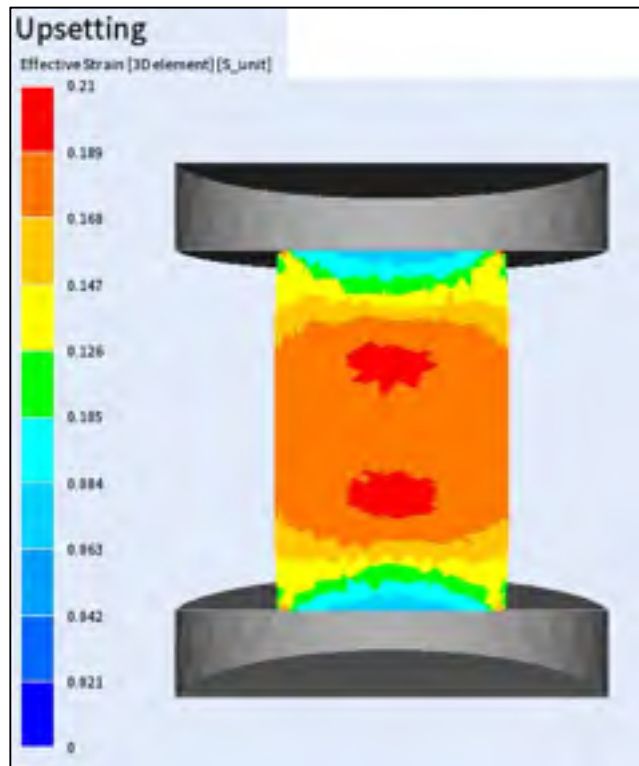


Figure 4.10 Carte des déformations au sein d'un échantillon simulé de l'alliage 3 homogénéisé compressé à une déformation macroscopique de 0,2 mm/mm à 500°C et $0,1s^{-1}$

Plus cette zone déformée diminue, plus les taux de vitesses de déformation augmentent. La Figure 4.11 présente l'évolution des vitesses de déformation le long de l'axe de rotation de l'échantillon simulé à une vitesse macroscopique de $0,1 s^{-1}$, en prenant pour référence de hauteur le centre de l'échantillon. Nous pouvons noter que plus les déformations sont élevées, plus la distribution des vitesses de déformations est regroupée : il y a concentration des vitesses de déformation au centre de l'échantillon. La valeur de la vitesse de déformation maximale augmente au centre de l'échantillon avec la déformation imposée.

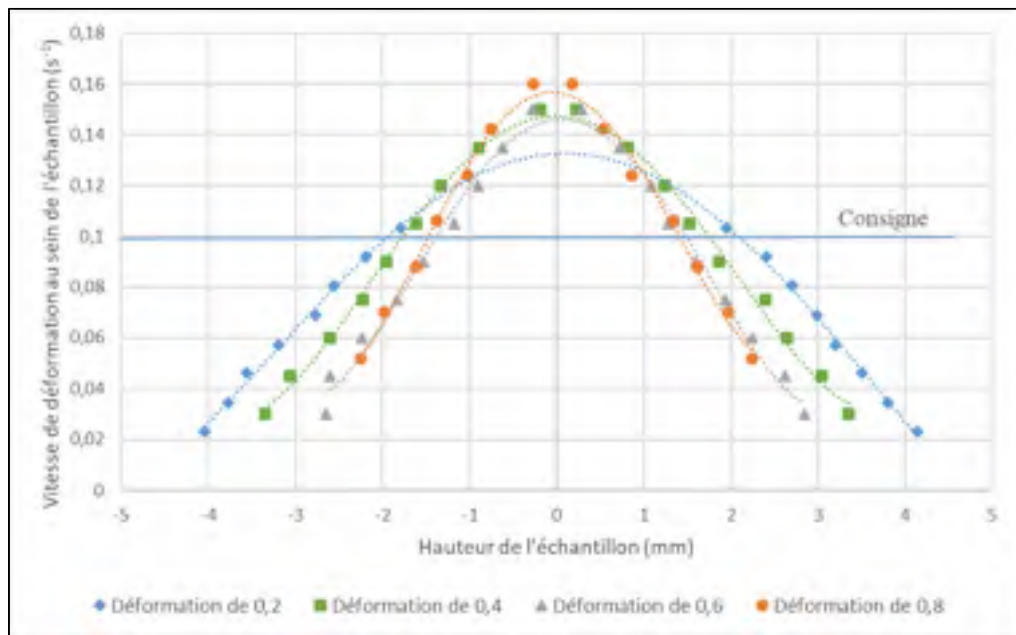


Figure 4.11 Distribution des vitesses de déformation pour les tests simulés de compression à 500°C et $0,1s^{-1}$ sur l'alliage 3 homogénéisé

Cette distribution permet de connaître quelle hauteur de l'échantillon est déformée à partir d'une certaine valeur de vitesse de déformation voulue (ici $0,1s^{-1}$) et à l'inverse quelle partie est déformée à une vitesse plus faible. La hauteur de l'échantillon déformé à cette vitesse (présentée au Tableau 4.7) diminue avec la déformation de l'échantillon. Le Tableau 4.7 résume l'augmentation de la vitesse de déformation maximale ainsi que les vitesses de déformations aux extrémités supérieure et inférieure qui sont alors minimales. Cette vitesse aux extrémités augmente également avec la déformation. La vitesse de déformation augmente donc tout au long de l'axe de rotation de l'échantillon. Nous avons vu en partie 4.1.1 que la vitesse de compression est constante. Donc la vitesse de déformation diminue à d'autres endroits de l'échantillon. Comme la déformation se fait sur le volume, il faudrait poursuivre cette détermination d'hétérogénéité de déformation et de vitesses de déformation dans tout le volume de la pièce.

Tableau 4.7 Vitesse de déformation minimale et maximale le long de l'axe de rotation de l'échantillon pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et 0,1s⁻¹ et à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm de déformation macroscopique et hauteur de l'échantillon déformé à au moins 0,1s⁻¹ sur hauteur totale

	Déformation minimale	Vitesse de déformation maximale	Hauteur de l'échantillon déformé à 0,1s ⁻¹	Hauteur déformée sur hauteur totale
Déformation de 0,2	0,023	0,103	4,20	0,50
Déformation de 0,4	0,03	0,12	3,20	0,50
Déformation de 0,6	0,038	0,15	2,80	0,53
Déformation de 0,8	0,052	0,16	2,60	0,58

Il est toutefois clair que l'hypothèse de déformation homogène utilisée lors des tests de compression est fautive. La Figure 4.12 montre cette hétérogénéité de vitesse de déformation sur l'ensemble du volume de l'échantillon pour une déformation de 0,8 mm/mm.

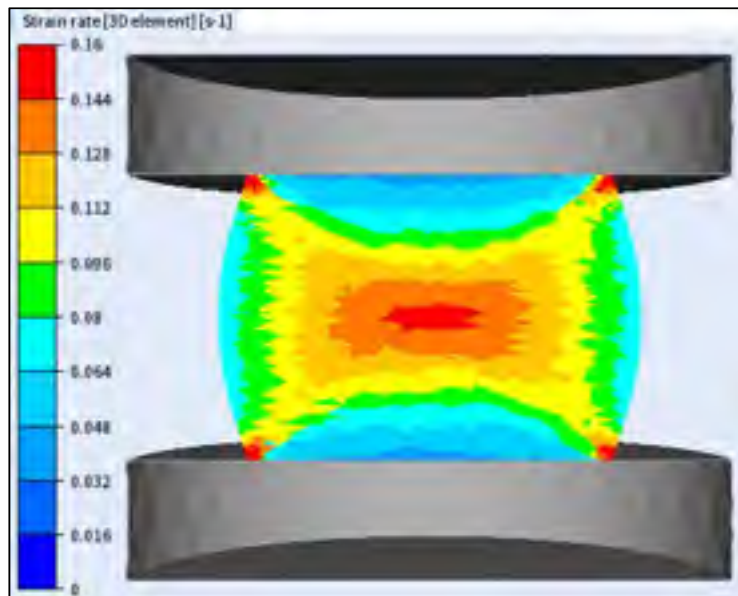


Figure 4.12 Carte des vitesses de déformation au sein d'un échantillon simulé de l'alliage 3 homogénéisé compressé à une déformation macroscopique de 0,8 mm/mm à 500°C et 0,1s⁻¹

Afin de ne considérer dans les calculs que les régions qui se déforiment, nous allons maintenant considérer que la région ayant des vitesses de déformations supérieures à la consigne (ici $0,1s^{-1}$). Nous restreindrons l'échelle de ces vitesses de déformations à $0,1s^{-1}$ sur les cartes. La zone déformée à plus de $0,1s^{-1}$ apparaît en rouge sur la carte de déformation (Figure 4.13).

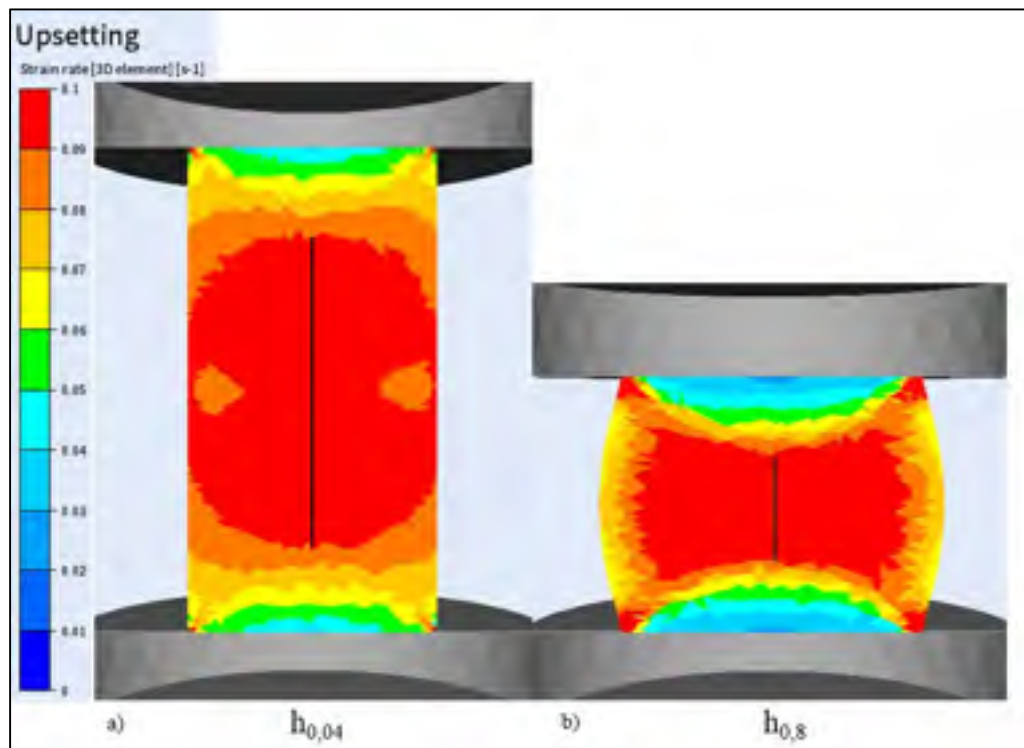


Figure 4.13 Hétérogénéité en vitesse de déformation pour la simulation à $500^{\circ}C$ et $0,1s^{-1}$ de l'échantillon de l'alliage 3 homogénéisé pour une déformation de (a) $0,04$ mm/mm et de (b) $0,8$ mm/mm

La zone rouge en début de déformation est de $5,4$ mm de haut pour un échantillon de $9,8$ mm soit un rapport de $1,77$. En fin de déformation, la zone rouge est de $2,15$ mm et l'échantillon ne fait plus que $4,85$ mm de haut soit $2,25$ fois plus petite. La concentration des vitesses de déformations est donc plus importante avec une déformation plus élevée. Plus la déformation augmente plus la zone se déformant diminue et la zone morte augmente.

Nous supposons que la force de compression soumise à l'échantillon n'est en réalité principalement soumise qu'à un échantillon équivalent à la zone principale qui se déforme

(zone en rouge). Cette zone définit alors un échantillon hypothétique de hauteur réduite. Nous pouvons donc appliquer la force de compression à ce nouvel échantillon. Cela revient à corriger en hauteur l'échantillon réel pour obtenir de nouvelles valeurs de contraintes grâce à l'équation suivante :

$$\sigma = -\frac{F_{inst}}{S_{inst}} \quad (4.1)$$

avec

$$S_{inst} = \pi R_0^2 \frac{h_i}{h'} \quad (4.2)$$

où h' est la hauteur de l'échantillon hypothétique, plus faible.

Cependant cette hauteur h' n'est pas un rapport constant de la hauteur initiale. Pour prendre en compte cela, nous déterminerons cette hauteur à plusieurs niveaux de déformation (premier pas de la simulation correspondant à une déformation de 0,04 mm/mm puis à 0,2, 0,4, 0,6 et 0,8 mm/mm) et nous supposerons qu'entre chacune de ces déformations, la hauteur h' évolue linéairement avec la hauteur h de l'échantillon réel.

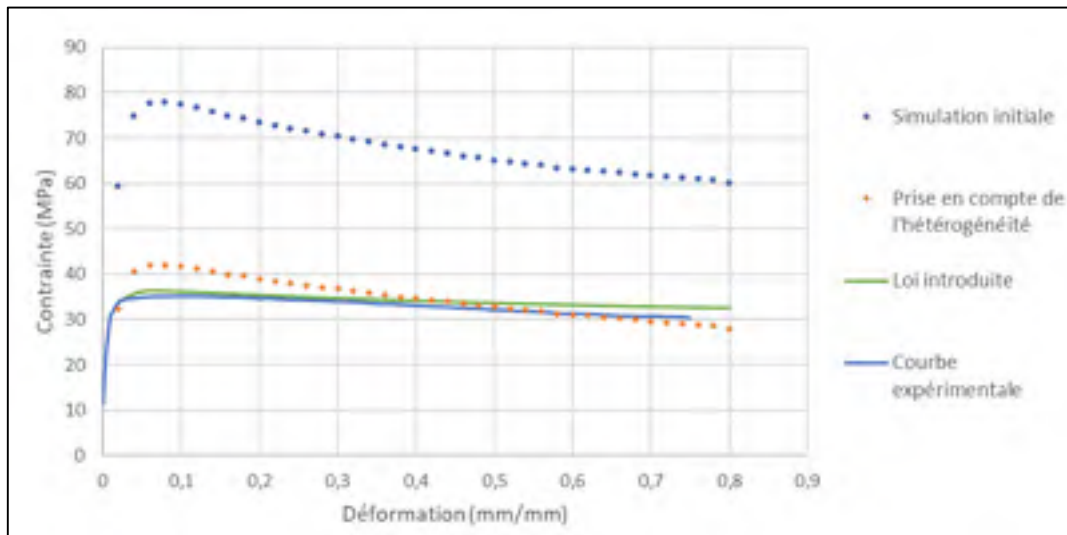


Figure 4.14 Correction des données en contrainte déformation suivant la hauteur de l'échantillon déformé à une vitesse limite par rapport à la loi d'entrée et à la simulation initiale pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et 0.1s⁻¹

La Figure 4.14 présente la courbe corrigée en tenant compte de la taille de la zone déformée. Cette courbe est comparée à la courbe obtenue par simulation directe (Figure 4.6), et par rapport à la loi de Hansel-Spittel utilisée dans la simulation. Nous pouvons remarquer que la différence est grandement réduite par rapport à l'hypothèse d'une déformation homogène. Le pic de contrainte passe de 78 MPa à 42 MPa contre 36 MPa de la loi introduite. Ce pic avait lieu pour une déformation de 0,069 mm/mm et il est maintenant à 0,065 mm/mm ce qui se rapproche des 0,05 mm/mm de la loi introduite. Cette correction ne change pas le fait que la simulation a plus d'adoucissement que la loi introduite. Il semble donc que c'est bien cette hétérogénéité de déformation qui influe sur la réponse en courbe de contrainte-déformation : elle doit être prise en considération.

4.3.3. Quantifier l'effet des hétérogénéités sur la courbe

Pour quantifier l'effet des hétérogénéités de déformation décelé précédemment, la loi de Hansel Spittel sera utilisée car elle s'y prête puisque les variables sont séparées. La température est décrite par $e^{m_1 T}$, la déformation par ε^{m_2} et la vitesse de déformation par $\dot{\varepsilon}^{m_3}$.

$$\sigma = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{m_3} e^{m_4 / \varepsilon} \quad (4.3)$$

Dans un premier temps nous ne modifierons que le facteur A, comme test témoin de la conformité de la réponse de la simulation. La différence entre la loi expérimentale et les courbes obtenues par la simulation est d'environ un facteur 2, nous allons donc diminuer le paramètre A de moitié. Ainsi nous obtenons la courbe de contrainte déformation présentée à la Figure 4.15.

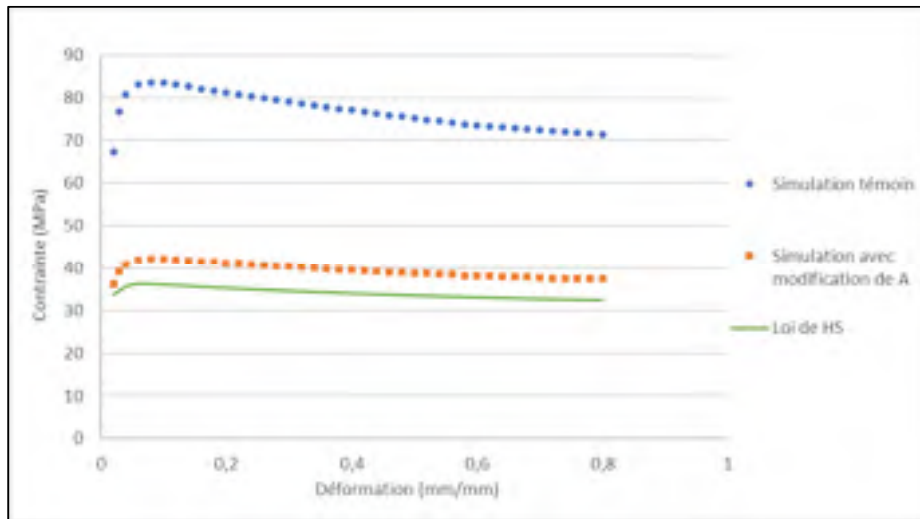


Figure 4.15 Correction du paramètre A de la loi de comportement pour l'alliage 3 homogénéisé déformé à 500°C et 0,1s⁻¹

La chute de la contrainte avec la modification du paramètre A est bien respectée. Le rapport des contraintes entre les deux simulations est de 1,97 en moyenne avec un écart type de 0,02. L'approximation des valeurs du paramètres A lors des simulations est à l'origine de cette très légère variation.

À la suite de ce test témoin, nous pouvons remplacer les valeurs de vitesse de déformation (0,1s⁻¹) et de température (500°C) dans la loi de HS donnant $e^{m_1 T}$ par $e^{m_1 723}$ et $\dot{\epsilon}^{m_3}$ par $0,1^{m_3}$. Nous avons alors des valeurs fixes qui permettent de recalculer le coefficient A de la loi. Les contraintes ne prendront plus en compte l'augmentation de température ni l'influence des vitesses de déformation au sein de l'échantillon. Seul le comportement mécanique de l'alliage est alors pris en compte, aussi bien en temps qu'écrouissage qu'adoucissement.

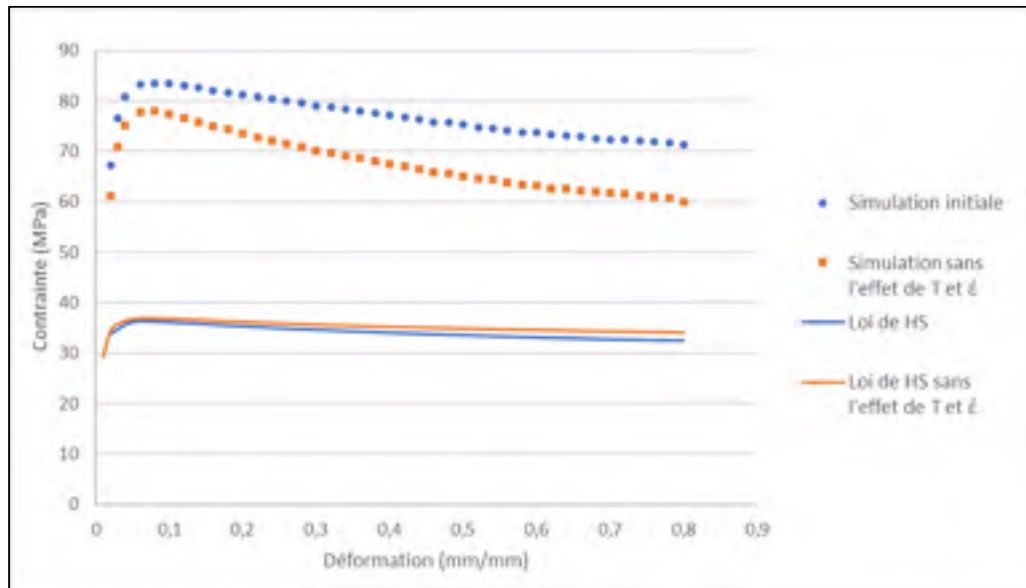


Figure 4.16 Comparaison entre les lois de comportement avec ou sans les paramètres m_1 et m_3 et les courbes simulées issues de ces lois pour l'alliage 3 homogénéisé et déformé à 500°C et $0,1\text{s}^{-1}$

Sur la Figure 4.16, le pic de contrainte passe de 83,6 MPa à 78 MPa toujours pour la même déformation ($\epsilon=0,072$). La contrainte en fin de déformation passe de 71,4 à 60 MPa. Ainsi le rapport des contraintes passe de 1,5 à 1,13 entre le pic de contrainte et la déformation maximale. La chute de contrainte est plus importante, il y a plus d'adoucissement que sur la courbe témoin. La combinaison entre les propriétés mécaniques de l'alliage et l'hétérogénéité de déformation au sein de l'échantillon fait diminuer la force de compression totale sur l'échantillon. Plus les zones se déforment, plus elles sont difficiles à déformer. Cette hétérogénéité est plus marquée pour des déformations plus grandes, la force diminue d'autant plus, ce qui résulte en un adoucissement plus grand.

Nous allons différencier l'influence de la température via m_1 , et de la vitesse de déformation liée à m_3 . Dans un premier temps, le facteur m_1 sera doublé pour augmenter l'influence de la température et donc de potentiellement réduire les contraintes obtenues, tout en gardant les valeurs de référence des autres paramètres (m_2 à m_4). Comme prévu, nous pouvons observer une chute des contraintes (Figure 4.17). En effet, les contraintes ont chuté d'une valeur de $e^{m'_1/m_1}$ soit e^2 . Les contraintes diminuent jusqu'à des valeurs entre 13,9 MPa au pic de contrainte et 12,4 MPa en fin de déformation, soit un rapport respectivement de 6,0

et 5,7 avec la simulation initiale. L'adoucissement est moindre comparé à la simulation initiale : le rapport entre contraintes au pic et en fin de simulation passe de 1,17 à 1,12. Cette valeur est proche du rapport 1,11 du comportement matériau introduit dans le modèle de départ (HS), nous pouvons en déduire que l'effet est négligeable.

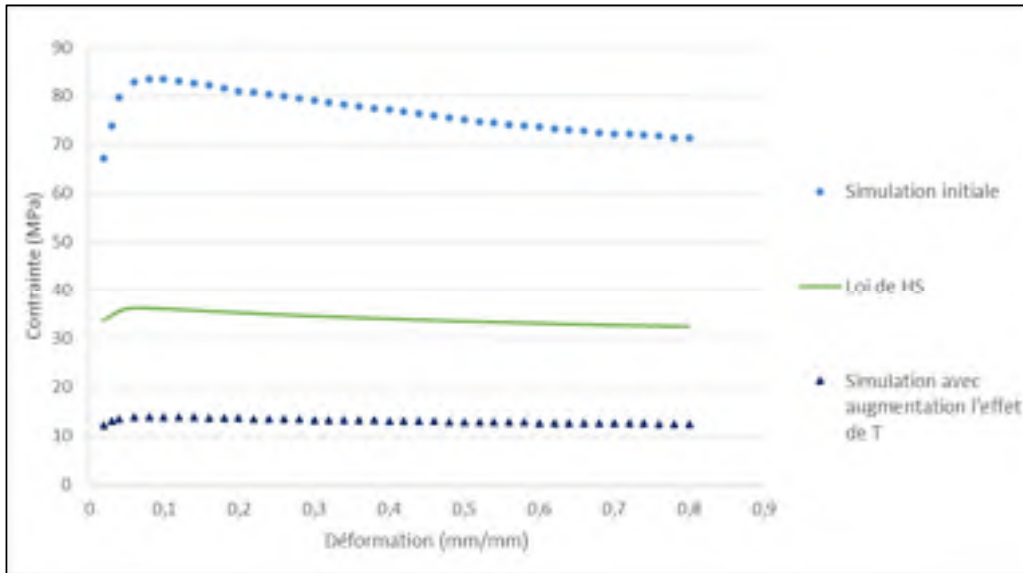


Figure 4.17 Comparaison entre les courbes de contrainte déformation obtenues avec une augmentation de m_1 (paramètre influant l'effet de la température) et les courbes initiales pour l'alliage 3 homogénéisé et déformé à 500°C et $0,1\text{s}^{-1}$

Nous pouvons remarquer en Figure 4.18 que la variation du paramètre influant sur la température lors de la simulation ne change pas la valeur des vitesses de déformations à la zone la plus déformée (centre de l'échantillon) ni à la zone morte. Cependant les bords de l'échantillon ont une vitesse de déformation supérieure au cas de référence (sans variation du paramètre lié à la température), passant de $0,08\text{ s}^{-1}$ à $0,12\text{ s}^{-1}$. Si la température augmente un petit peu, la contrainte locale chute.

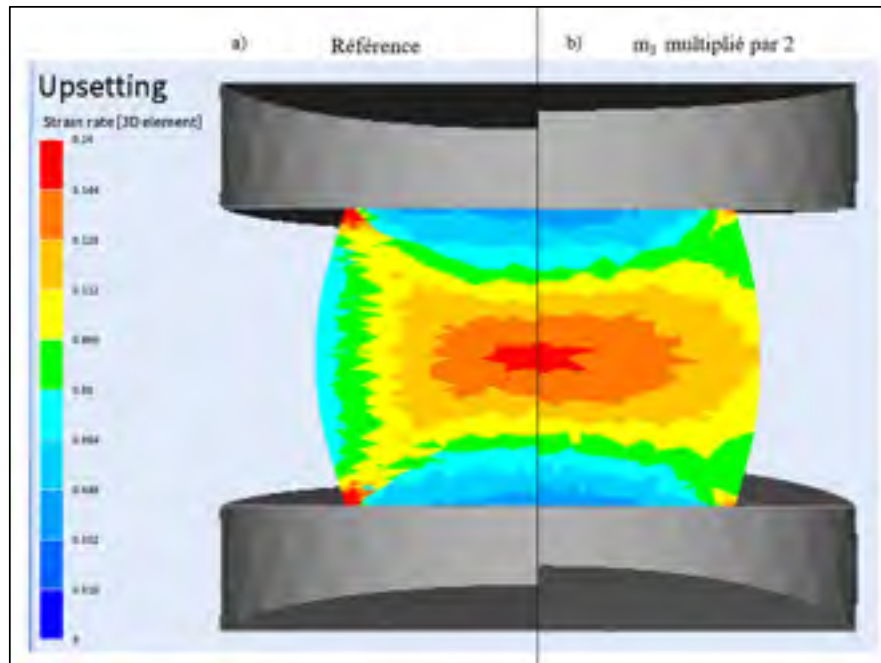


Figure 4.18 Hétérogénéité de la vitesse de déformation dans le cas : a) de référence (compression avec loi la loi de HS non modifiée) et b) avec une diminution de moitié du paramètre influant la température (m_1) à une déformation macroscopique de $0,8 \text{ mm/mm}$ à 500°C et $0,1\text{s}^{-1}$

La prise en compte de la vitesse de déformation peut être étudiée en diminuant de moitié le facteur m_3 , lié à l'érouissage dû à la vitesse : plus l'échantillon se déforme vite, plus il est difficile à déformer. Nous obtenons les résultats ci-après (Figure 4.19). Une diminution du facteur correspondant à la vitesse de déformation, entraîne une hausse des contraintes entre $94,1 \text{ MPa}$ au pic de contrainte et $81,5 \text{ MPa}$ en fin de déformation soit $1,13$ fois plus au pic et $1,14$ fois plus en fin de déformation. L'écart entre ces contraintes maximales et à la déformation maximale passe d'un rapport de $1,15$ à un rapport de $1,17$, avec toujours un rapport $1,13$ pour le cas sans prise en compte des paramètres liés à la température et à la vitesse de déformation. La variation de la vitesse de déformation entraîne une très légère diminution de l'adoucissement : il y a principalement un décalage de la courbe vers des valeurs de contraintes plus élevés. Nous avons donc sur la Figure 4.19, la courbe sans prise en compte de la température et vitesse de déformation, puis l'ajout de la vitesse de déformation et enfin l'ajout des deux paramètres.

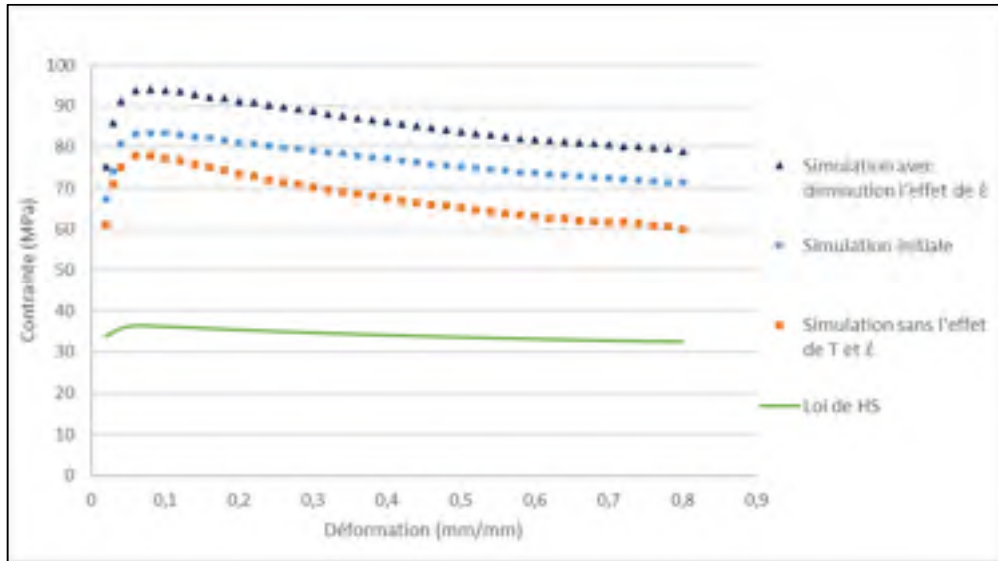


Figure 4.19 Comparaison entre les courbes de contrainte déformation obtenues avec une diminution de m_3 (facteur influant la vitesse de déformation) et les courbes initiales pour l'alliage 3 à 500°C et $0,1s^{-1}$

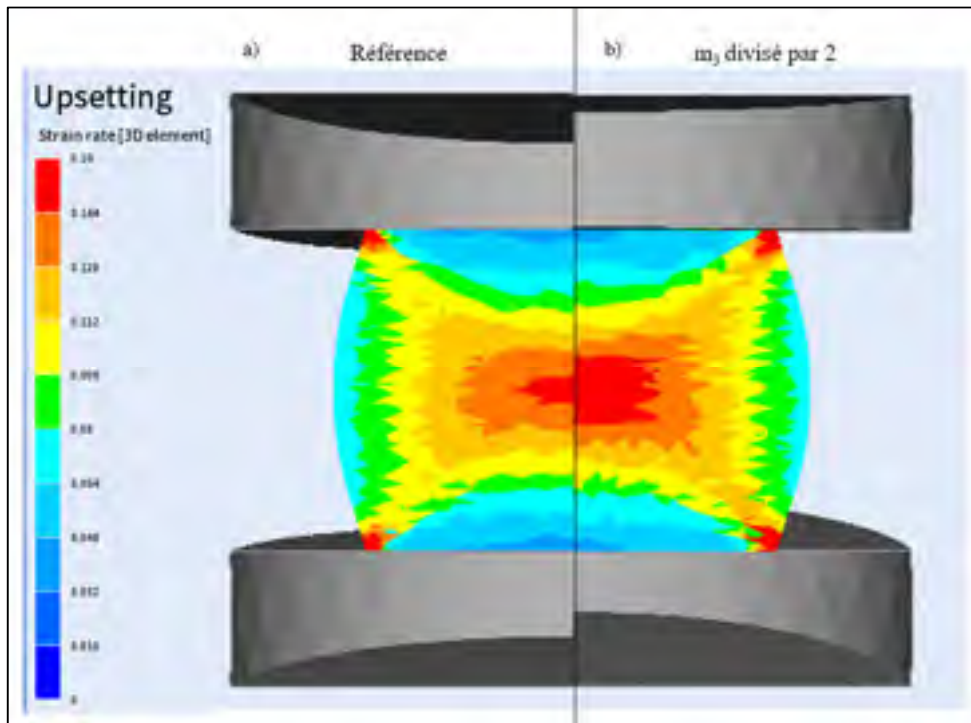


Figure 4.20 Hétérogénéité de la vitesse de déformation dans le cas : a) de référence (compression avec loi la loi de HS non modifiée) et b) avec une augmentation de moitié du paramètre influant la vitesse de déformation (m_3) à une déformation macroscopique de 0,8 mm/mm à 500°C et $0,1s^{-1}$

En comparant en Figure 4.20, les cartes des vitesses de déformation pour le cas de référence (avec simulation issue de la loi de HS) et avec une modification du paramètre m_3 (m_3 a été divisé par 2). L'hétérogénéité de vitesse de déformation est légèrement plus importante que celle de la simulation initiale (Figure 4.20) Plus une zone est rapidement déformée plus elle va facilement se déformer au fil de la compression car m_3 a est inférieur à 1. Si m_3 est supérieur à 1 alors la zone qui se déforme rapidement sera plus difficile à continuer à déformer. L'augmentation du paramètre affectant la vitesse de déformation augmente alors ici l'hétérogénéité de vitesse de déformation.

La présence de la non uniformité de déformation et de vitesse de déformation, était en contradiction avec les hypothèses lors des exploitations des essais expérimentaux. Les courbes utilisées dans le modèle sont fausses. Il faudrait les modifier pour qu'elles soient justes. Plusieurs paramètres influent sur ces simulations qu'ils soient liés à la loi de comportement, où à la friction. Nous savons maintenant que ce n'est pas l'influence d'un seul paramètre qui peut expliquer cette différence observée entre simulation et essais expérimentaux.

CONCLUSION

Dans le but d'optimiser le procédé de forgeage d'un bras de suspension automobile, des tests de compressions uni-axiaux à chaud ont été réalisés, sur quatre alliages d'aluminium 6082 (Alliage 1 homogénéisé, Alliage 2 non homogénéisé, 3 homogénéisé et 3 non homogénéisé), à des températures entre 450°C et 540°C et des vitesses de déformation entre $0,01s^{-1}$ et $0,5s^{-1}$. Ces tests nous ont permis d'obtenir les courbes de contrainte-déformation. Puis des simulations par éléments finis ont été effectuées dans les mêmes conditions afin de vérifier les hypothèses de traitements des essais expérimentaux et d'étudier les influences de la friction et de valider les lois de comportement développés.

Malgré une attention particulière à la correction de la hausse de température et de la hausse de contrainte dues à la friction comme le font les publications dans le domaine, il a été montré que des erreurs beaucoup plus importantes sont introduites en considérant la déformation homogène. Les hétérogénéités de déformation et de vitesses de déformation entraînent une modification des contraintes au sein de l'échantillon et au niveau macroscopique.

Les courbes « corrigées » ont été paramétrées par des lois de déformations, qu'il s'agisse de la loi d'Arrhenius ou bien de la loi de Hansel-Spittel. La première est issue d'une interprétation physique de phénomènes microstructuraux et la seconde est empirique. La détermination de l'énergie d'activation pour le cas d'Arrhenius a montré qu'il existe différentes énergies pour les différents alliages et qu'elles diffèrent suivant les méthodes de détermination utilisées. Cela permet de conclure que l'énergie d'activation varie fortement avec la température pour les alliages d'aluminium non homogénéisés. Il convient alors de se placer dans une échelle de température réduite. Mais pour ne pas multiplier les erreurs du calcul itératif, la méthode numérique sera choisie. Une fois l'énergie d'activation et les paramètres associés déterminés, la loi de comportement d'Arrhenius est alors définie pour correspondre le mieux possible aux essais expérimentaux. Toujours par calcul numérique, les paramètres de la loi de Hansel Spittel sont également définis.

La simulation des essais de compression à chaud avec le logiciel FORGE a montré l'effet de la friction et de la vitesse de déformation sur la géométrie de l'échantillon. La comparaison des géométries de déformation entre expériences et simulations, a permis de montrer que la vitesse de compression augmente le renflement de l'échantillon et que la détermination du coefficient de friction, qui n'a pas été optimale, implique un renflement plus important lors de la simulation. Afin de comparer simulations et expérimentations, nous nous plaçons dans des conditions similaires, c'est-à-dire notamment une géométrie identique.

Les simulations sous les mêmes conditions que les expérimentations montrent une déformation très hétérogène au sein de l'échantillon : les zones déformées se déforment encore plus rapidement entraînant une concentration de la déformation. L'hypothèse de tests uni-axiaux et uniformes n'est donc pas respectée. En effet, en s'intéressant aux contraintes et aux déformations perçues par l'ensemble macroscopique de l'échantillon simulé, nous obtenons une surestimation des forces à appliquer pour déformer l'échantillon. Cette variation de résultats au sein de l'échantillon est dû à la prise en compte des concentrations de déformation.

Une solution d'ajustement est alors proposée suivant la hauteur de l'échantillon réellement déformée. Cette solution ne permet pas d'adapter la valeur des résultats expérimentaux pour les matériaux. L'inflexion de la courbe de déformation simulée indique une plus grande influence d'adoucissement et de recristallisation que pour les tests expérimentaux. De plus, une étude sur les modifications des paramètres de la loi de déformation est réalisée. Par une augmentation ou diminution de ces paramètres, nous cherchons à réduire l'écart entre les simulations et l'expérimentation. Les courbes utilisées dans les modèles sont fausses, nous les faisons alors varier. Les variations des paramètres nous indiquent qu'il n'existe pas de lien direct entre l'erreur commise par l'interprétation homogène de la déformation et un paramètre de la loi de déformation.

Dans de futures recherches, certains points pourraient être approfondis. La différence de courbes de déformation entre les essais simulés et les tests expérimentaux pourrait être mis en lien avec plus d'éléments tel que l'homogénéisation ou non de l'alliage, ainsi que le couplage

des paramètres de la loi de déformation. Et pour pousser la simulation à son maximum, il serait alors judicieux de savoir retrouver la loi de comportement expérimental uniquement à partir de la loi obtenue par simulation.

ANNEXE I

CORRECTION DE LA FRICTION

Pour bien comprendre la correction de la friction proposée par Montheillet (2009), on revient à l'étude de la compression d'un cylindre mené par B. Avitzur en 1968, en tenant en compte du possible renflement du cylindre.

En considérant que les deux mors bougent l'un vers l'autre à une vitesse d' $U/2$, nous n'allons étudier que la moitié du cylindre entre 0 et $H/2$. Le champ des vitesses est alors de :

$$\begin{aligned}\dot{U}_R &= A\dot{U}\frac{R}{H}e^{-by/H} \\ \dot{U}_\theta &= 0 \\ \dot{U}_y &= \dot{U}_y(R, y)\end{aligned}\tag{A.I.4}$$

Sachant que :

$$\begin{aligned}\dot{\epsilon}_{RR} &= \frac{\partial \dot{U}_R}{\partial R} & \dot{\epsilon}_{\theta\theta} &= \frac{\dot{U}_R}{R} + \frac{1}{R} \frac{\partial \dot{U}_\theta}{\partial \theta} & \dot{\epsilon}_{yy} &= \frac{\partial \dot{U}_y}{\partial y} \\ \dot{\epsilon}_{R\theta} &= \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R} \frac{\partial \dot{U}_R}{\partial \theta} + \frac{\partial \dot{U}_\theta}{\partial R} - \frac{\dot{U}_\theta}{R} \right) \\ \dot{\epsilon}_{\theta y} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{U}_\theta}{\partial y} + \frac{1}{R} \frac{\partial \dot{U}_y}{\partial \theta} \right) \\ \dot{\epsilon}_{yR} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{U}_R}{\partial y} + \frac{\partial \dot{U}_y}{\partial R} \right)\end{aligned}\tag{A.I.2}$$

On obtient le champ des vitesses de déformations suivant :

$$\begin{aligned}\dot{\epsilon}_{RR} &= \frac{\partial \dot{U}_R}{\partial R} = A \frac{\dot{U}}{R} e^{-by/H} \\ \dot{\epsilon}_{\theta\theta} &= \frac{\dot{U}_R}{R} = \dot{\epsilon}_{RR} \\ \dot{\epsilon}_{yy} &= \frac{\partial \dot{U}_y}{\partial y}\end{aligned}\tag{A.I.3}$$

Et avec la conservation du volume :

$$\dot{\epsilon}_{RR} + \dot{\epsilon}_{\theta\theta} + \dot{\epsilon}_{yy} = 0 \rightarrow \frac{\partial \dot{U}_y}{\partial y} = -2A \frac{\dot{U}}{H} e^{-by/H} \quad (\text{A.I.4})$$

Donc,

$$\begin{aligned} \dot{U}_y &= 2A \frac{\dot{U}}{b} e^{-by/H} + f(R) \\ f(R) &= \dot{U}_y \Big|_{y=H/2} - 2A \frac{\dot{U}}{b} e^{-by/H} \Big|_{y=T/2} = -\frac{\dot{U}}{2} - 2A \frac{\dot{U}}{b} e^{-b/2} \end{aligned} \quad (\text{A.I.5})$$

De plus, à cause de la symétrie :

$$\begin{aligned} \dot{U}_y \Big|_{y=0} = 0 &= \frac{\dot{U}}{2} \left[1 + 4 \frac{A}{b} (e^{-b/2} - 1) \right] \\ A &= \frac{1}{4} \frac{-b}{e^{-b/2} - 1} \end{aligned} \quad (\text{A.I.6})$$

Le champ des vitesses devient :

$$\begin{aligned} \dot{U}_R &= \frac{1}{4} \frac{-b}{e^{-b/2} - 1} \dot{U} \frac{R}{H} e^{-by/H} \\ \dot{U}_\theta &= 0 \\ \dot{U}_y &= -\frac{\dot{U}}{2} \left(1 - \frac{e^{-b/2} - e^{-by/H}}{e^{-b/2} - 1} \right) \equiv -\frac{\dot{U}}{2} \frac{1 - e^{-by/H}}{1 - e^{-b/2}} \end{aligned} \quad (\text{A.I.7})$$

Et donc les vitesses de déformations :

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{RR} = \dot{\epsilon}_{\theta\theta} &= -\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{yy} = \frac{1}{4} \frac{-b}{e^{-b/2} - 1} \frac{\dot{U}}{H} e^{-by/H} \\ \dot{\epsilon}_{R\theta} = \dot{\epsilon}_{\theta y} &= 0 \\ \dot{\epsilon}_{Ry} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \dot{U}_R}{\partial y} + \frac{\partial \dot{U}_y}{\partial R} \right) = \frac{1}{8} \frac{b^2}{e^{-b/2} - 1} \dot{U} \frac{R}{H^2} e^{-by/H} \end{aligned} \quad (\text{A.I.8})$$

Le paramètre b détermine la quantité de renflement. Si b vaut 0, la composante $\dot{\epsilon}_{Ry}$ disparaît et le champ des vitesses ainsi que le champ des vitesses de déformation se simplifient en :

$$\begin{aligned} \dot{U}_R &= -\frac{1}{2} \dot{U} \frac{R}{H} & \dot{U}_\theta &= 0 & \dot{U}_y &= \frac{y}{H} \dot{U} \\ \dot{\epsilon}_{RR} = \dot{\epsilon}_{\theta\theta} &= -\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{yy} & & & &= -\frac{1}{2} \frac{\dot{U}}{H} \end{aligned} \quad (\text{A.I.9})$$

Le point crucial est l'utilisation du théorème de la limite supérieure formulé par Prager et Hodge (..) qui lie la puissance apportée extérieurement aux puissances internes :

$$J^* = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \int_V \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}} dV + \int_{S_f} \tau |\Delta v| ds - \iint_{S_i} T_i v_i ds \quad (\text{A.I.10})$$

Le premier terme est la puissance due aux déformations internes \dot{W}_i et le second terme est la puissance de cisaillement \dot{W}_f aux surfaces de discontinuité de vitesses. Le troisième terme correspond à la puissance des tractions internes \dot{W}_t . Dans le cas présent les deux premiers termes deviennent :

$$\begin{aligned} \dot{W}_f &= -4\pi m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \int_{R=0}^{R_0} \dot{U}_R \Big|_{y=T/2} R dR \\ &= \pi m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{b e^{-b/2}}{e^{-b/2} - 1} \frac{\dot{U}}{H} \int_{R=0}^{R_0} R^2 dR \\ &= \frac{-\sigma_0}{3\sqrt{3}} \pi m \frac{\dot{U}}{H} b R_0^2 \frac{e^{-b/2}}{e^{-b/2} - 1} \end{aligned} \quad (\text{A.I.11})$$

Et

$$\begin{aligned} \dot{W}_i &= \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \int_V \sqrt{3 \dot{\epsilon}_{RR}^2 + \dot{\epsilon}_{Ry}^2} 2\pi R dR dy \\ &= \frac{-\sigma_0}{3\sqrt{3}} \pi \frac{\dot{U}}{H} b R_0^3 \left[\left(1 + \frac{12 H^2}{R_0^2 b^2} \right)^{3/2} - \left(\frac{12 H^2}{R_0^2 b^2} \right)^{3/2} \right] \end{aligned}$$

Dans notre cas, il n'y a pas de tractions de surface externes, on peut alors évaluer $J^* = \dot{W}_i + \dot{W}_f = -\pi R_0^2 \dot{U} p_{ave}$. Ce qui permet d'aboutir à :

$$\begin{aligned} \frac{p_{ave}}{\sigma_0} &= 8 \frac{R_0}{H} b \left[\left(\frac{1}{12} + \frac{1}{b^2} \frac{H^2}{R_0^2} \right)^{3/2} - \frac{1}{b^3} \frac{H^3}{R_0^3} - \frac{m}{24\sqrt{3}} \frac{e^{-b/2}}{e^{-b/2} - 1} \right] \\ &= 8 \left(\frac{H}{R_0} \right)^2 \frac{1}{b^2} \left[\left(1 + \frac{1}{12} \left(\frac{R_0}{H} \right)^2 b^2 \right)^{3/2} - 1 \right] + \frac{2}{3\sqrt{3}} m \frac{R_0}{H} \frac{b/2}{e^{b/2} - 1} \end{aligned} \quad (\text{A.I.12})$$

En posant,

$$B = \frac{1}{12} \left(\frac{R_0}{H} \right)^2 b^2 < 1 \quad (\text{A.I.13})$$

On obtient :

$$\frac{p_{ave}}{\sigma_0} = \frac{3}{2} \frac{1}{B} \left[(1+B)^{3/2} - 1 \right] + \frac{2}{3\sqrt{3}} m \frac{R_0}{H} \frac{b/2}{e^{b/2} - 1} \quad (\text{A.I.14})$$

Et avec le développement en série suivant,

$$(1+B)^{3/2} = 1 + \frac{3}{2}B + \frac{3}{24}B^2 + \dots \quad (\text{A.I.15})$$

On peut approximer

$$\frac{p_{ave}}{\sigma_0} = 1 + \frac{2}{3\sqrt{3}} m \frac{R_0}{H} \frac{b/2}{e^{b/2} - 1} \quad (\text{A.I.16})$$

On a ainsi pu comparer cette correction de la friction avec la correction proposée par Montheillet (équation 1.7) dans le chapitre 3.

De plus, en différentiant l'équation précédente par b et en égalisant à 0 pour avoir l'optimum de b , on obtient alors la relation qui lie b au coefficient de friction m :

$$b = \frac{4m/\sqrt{3}}{(R_0/H) + \frac{2}{3}m/\sqrt{3}} \quad (\text{A.I.17})$$

ANNEXE II

PLAN DES TESTS DE COMPRESSIONS

Tableau-A II-1 Matrice détaillée des essais de compression effectués

Alliage	Vitesse de déformation	Température de déformation
Alliage 1 – Coulage direct vertical – Homogénéisé	0.01 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.1 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.5 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
Alliage 2 – Coulage direct horizontal – Non homogénéisé	0.01 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.1 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.5 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
Alliage 3 – Coulage direct vertical - Homogénéisé	0.01 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.1 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.5 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C

Tableau-A II-1 Matrice détaillée des essais de compression effectués (suite)

Alliage	Vitesse de déformation	Température de déformation
Alliage 3 – Coulage direct vertical – Non homogénéisé	0.01 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.1 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C
	0.5 s ⁻¹	450°C
		500°C
		520°C
		540°C

ANNEXE III

COURBES EN CONTRAINTE-DÉFORMATION DE TOUS LES TESTS DE COMPRESSIONS RÉALISÉS LORS DE CETTE ÉTUDE

Pour les présentes courbes, 0,01, 0,1 ou 0,5 indique la vitesse de déformation en s^{-1} et 450, 500, 520, 540 indique la température en $^{\circ}C$.

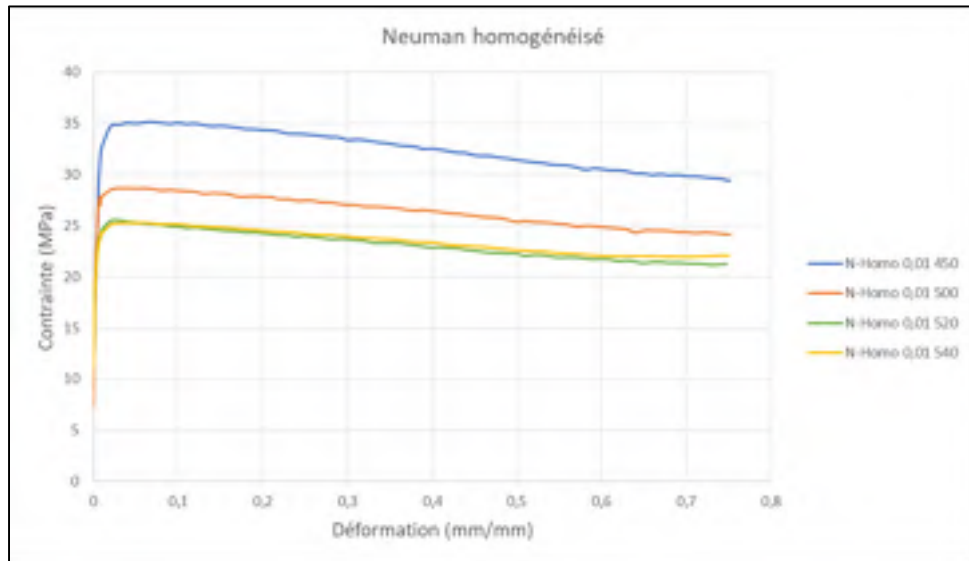


Figure-A III-1 Courbes de déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,01 s^{-1}$

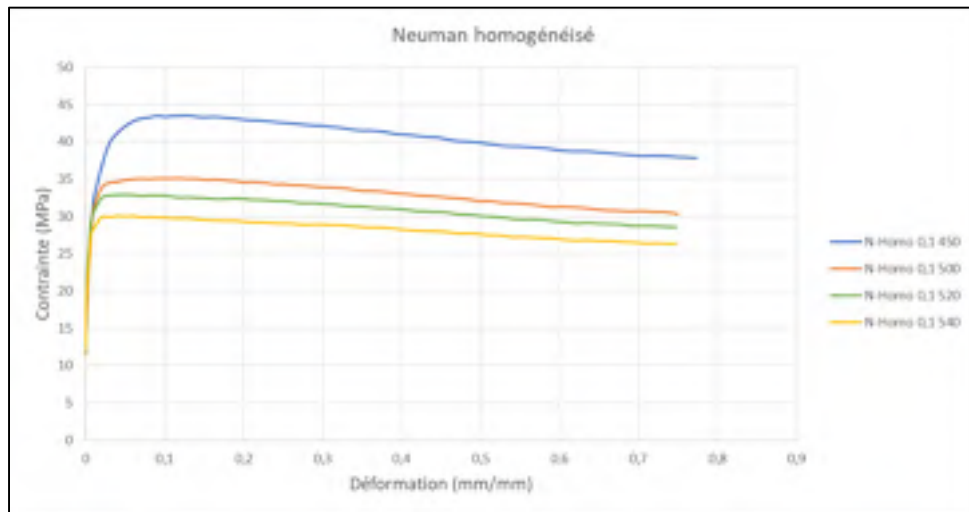


Figure-A III-2 Courbes de déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,1 s^{-1}$

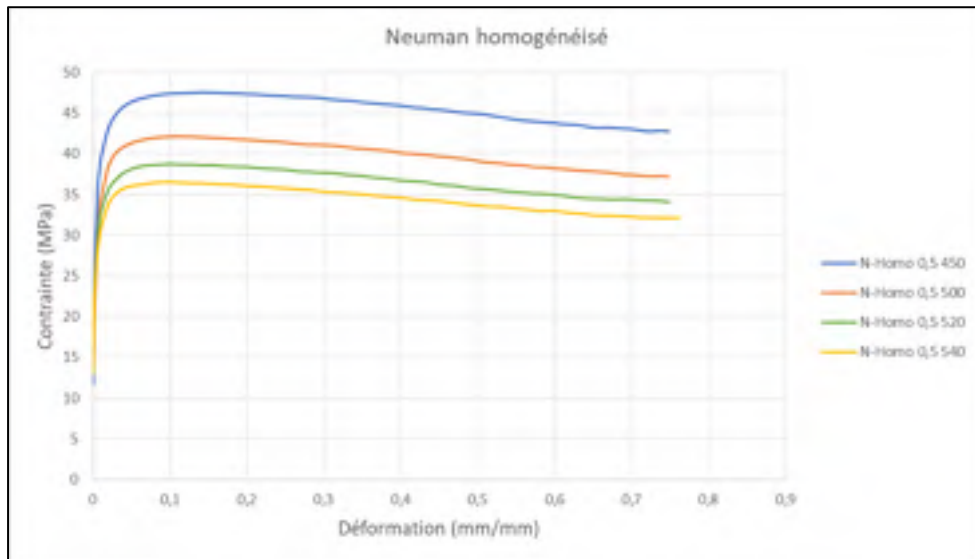


Figure-A III-3 Courbes de déformation pour l'alliage 3 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$

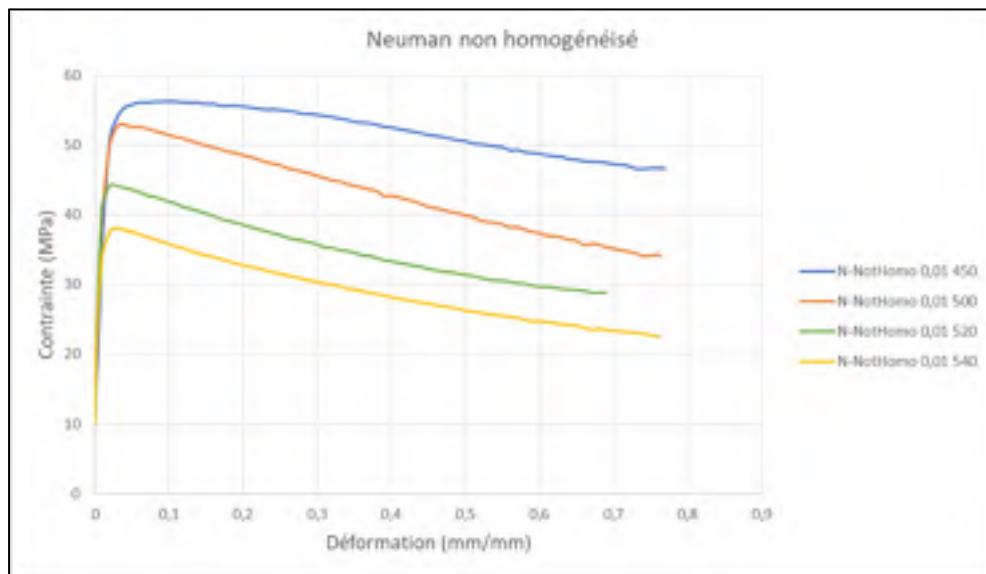


Figure-A III-4 Courbes de déformation pour l'alliage 3 non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,01s^{-1}$

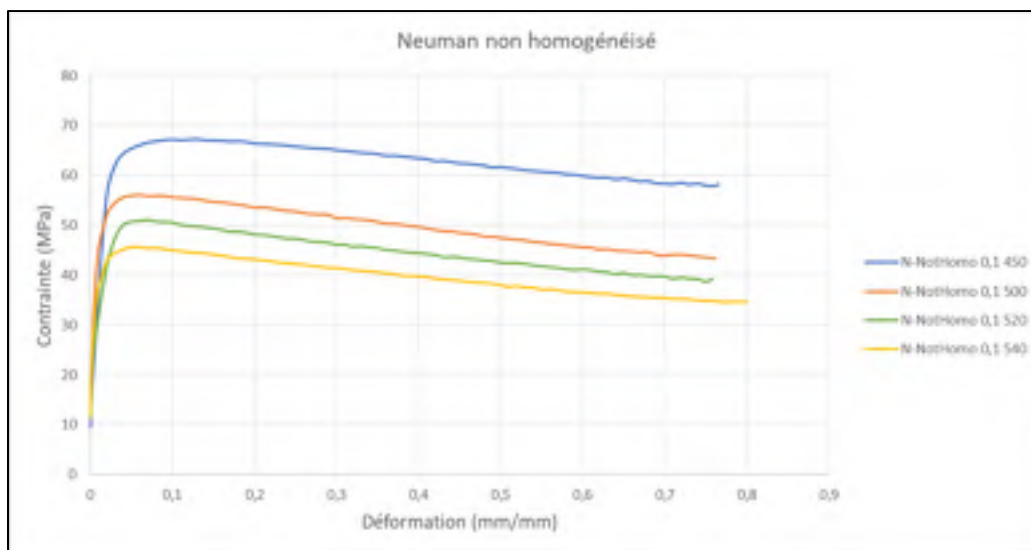


Figure-A III-5 Courbes de déformation pour l'alliage 3 non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,1s^{-1}$

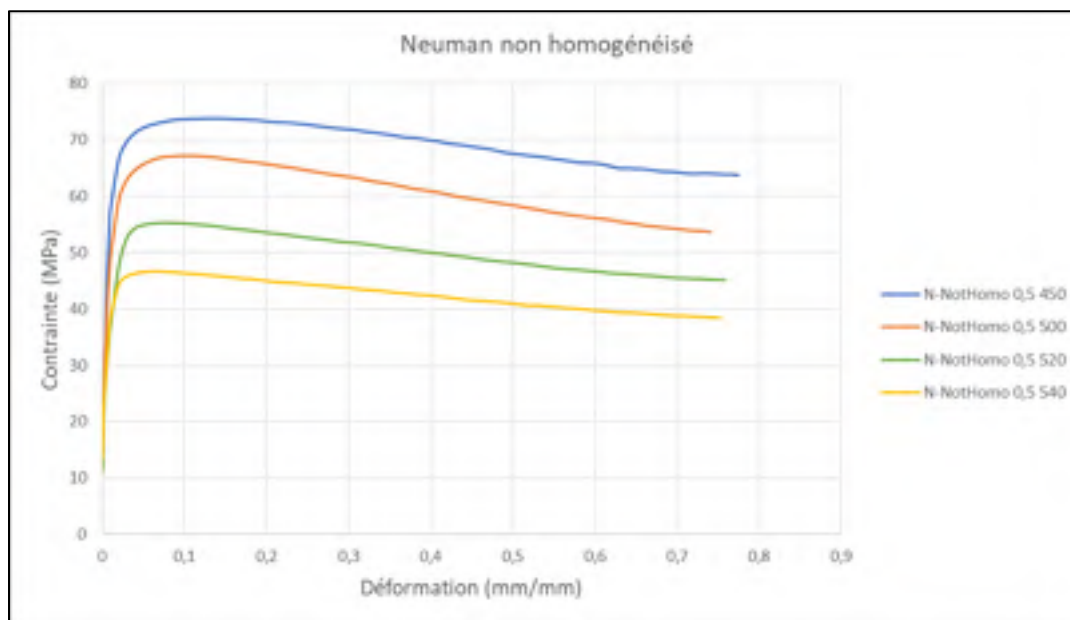


Figure-A III-6 Courbes de déformation pour l'alliage 3 non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$

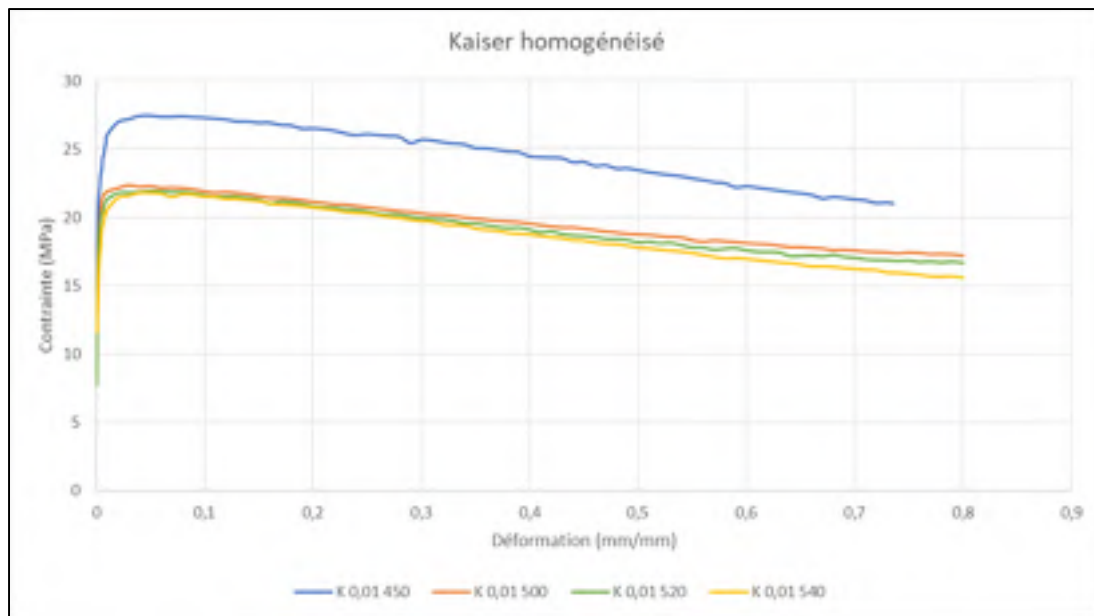


Figure-A III-7 Courbes de déformation pour l'alliage Alliage 1 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,01s^{-1}$

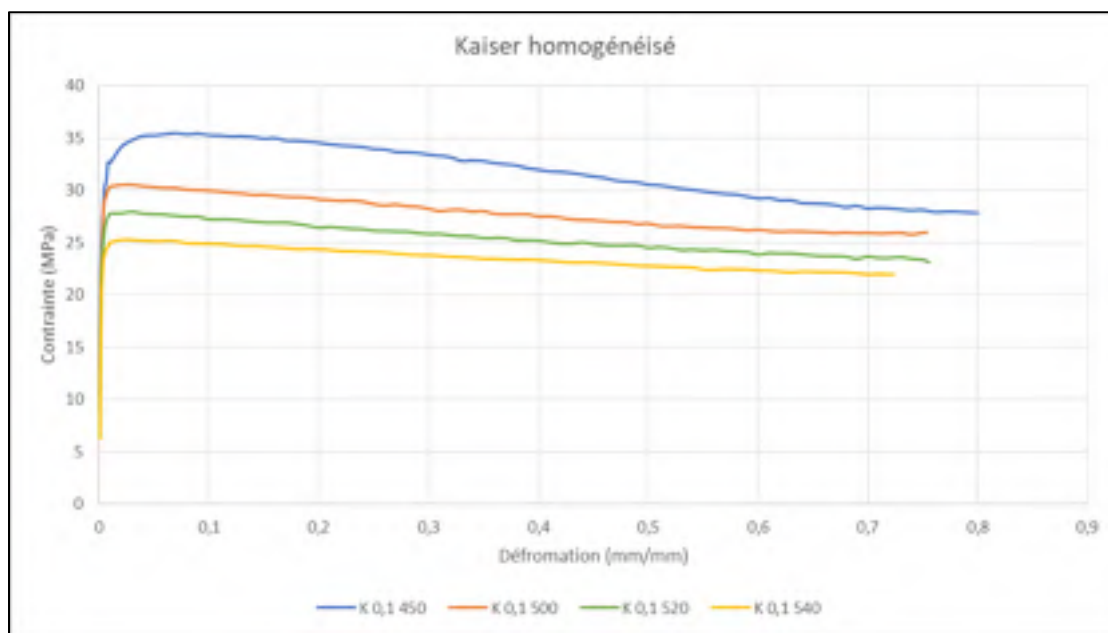


Figure-A III-8 Courbes de déformation pour l'alliage Alliage 1 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,1s^{-1}$

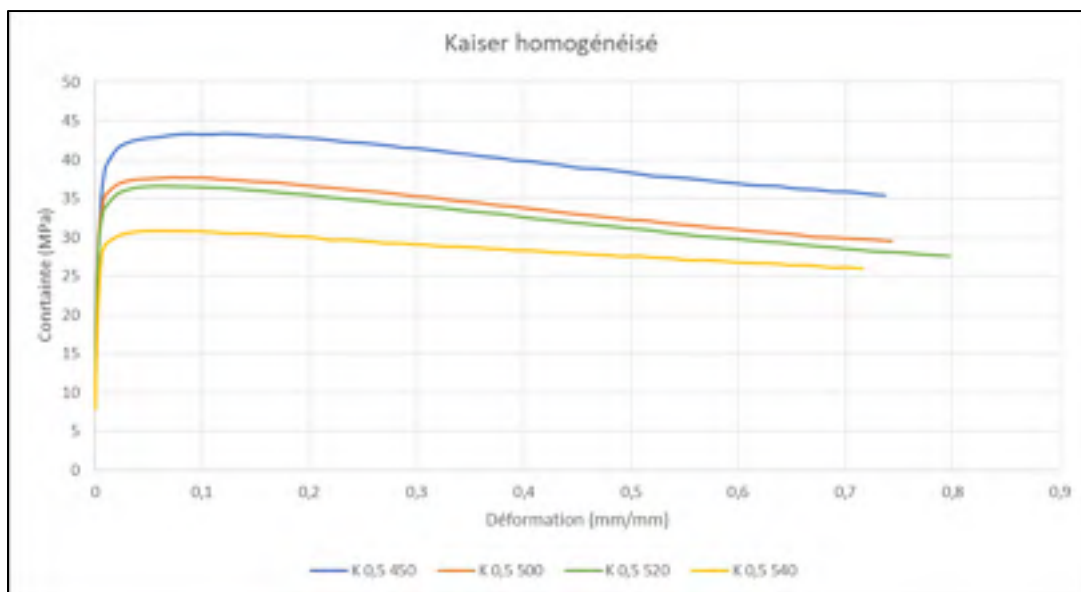


Figure-A III-9 Courbes de déformation pour l'alliage Alliage 1 homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$

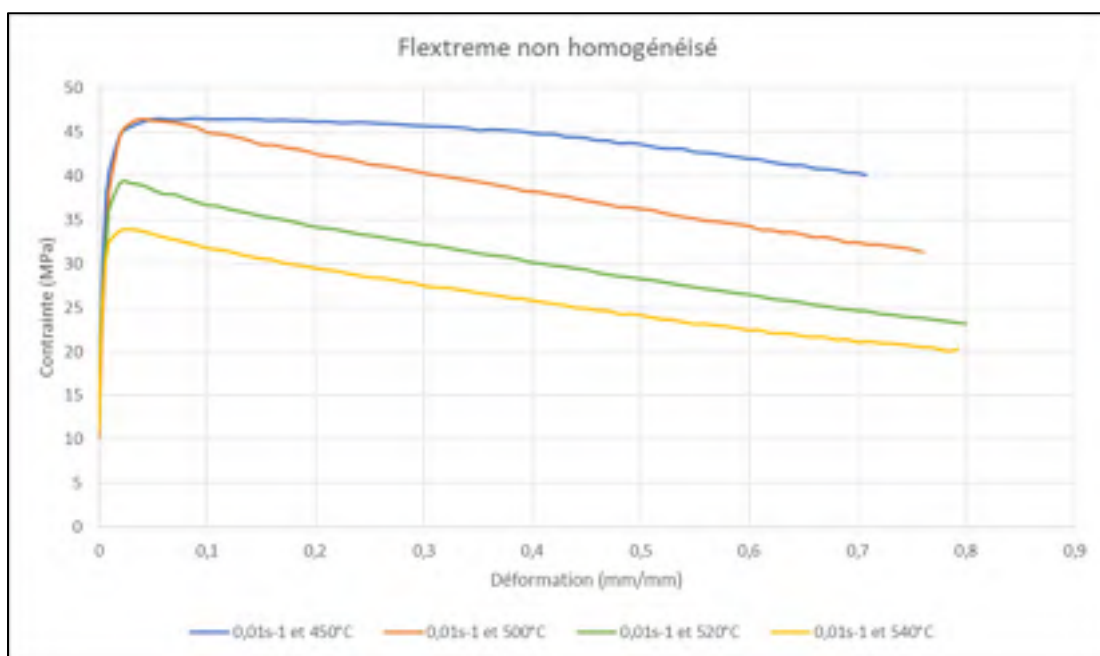


Figure-A III-10 Courbes de déformation pour l'alliage 2 non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,01s^{-1}$

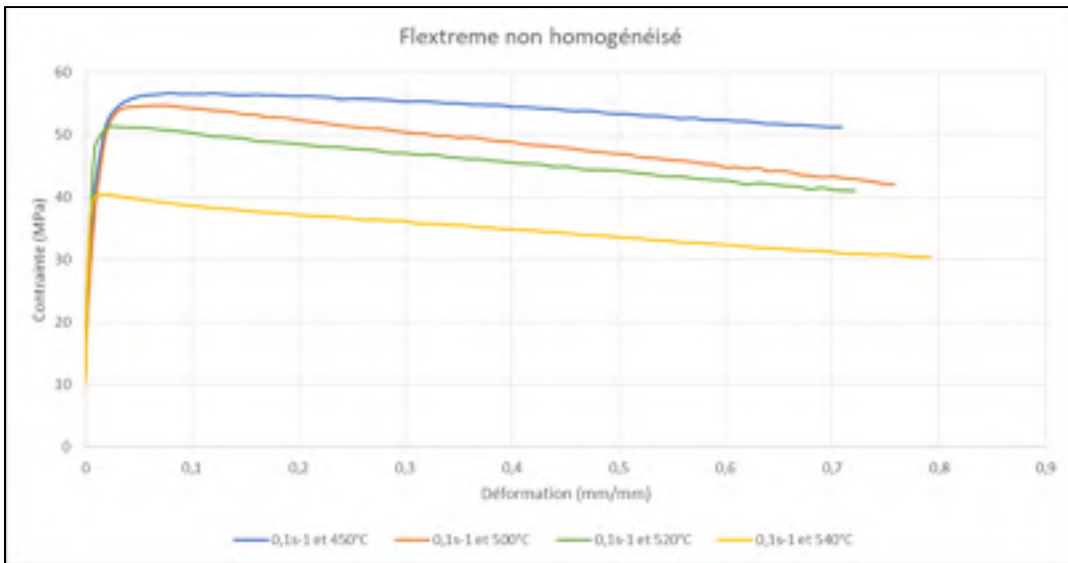


Figure-A III-11 Courbes de déformation pour l'alliage 2 non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,1s^{-1}$

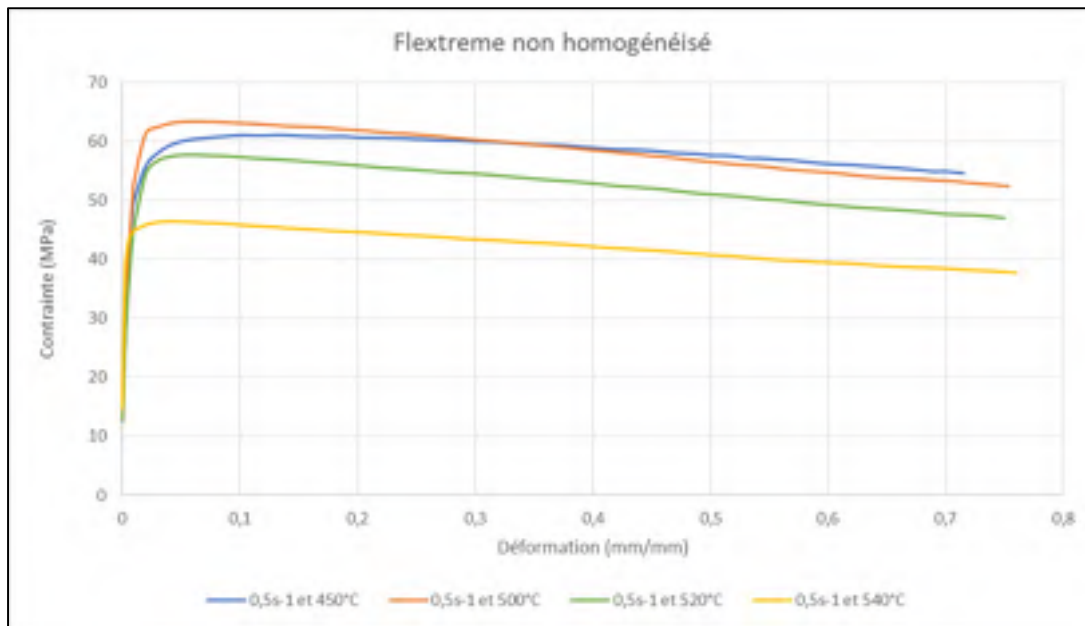


Figure-A III-12 Courbes de déformation pour l'alliage 2 non homogénéisé à une vitesse de déformation de $0,5s^{-1}$

LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Aluminum Alloys 101. Repéré à <http://www.aluminum.org/resources/industry-standards/aluminum-alloys-101>
- Association, T. A. (2015). *International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys*. Regulation Records Series: The Aluminum Association.
- Avitzur, B. (1968). *Metal Forming : Processes and analysis*. United States of America: McGraw-Hill Book Company.
- Chen, L., Zhao, G. Q., & Yu, J. Q. (2015). Hot deformation behavior and constitutive modeling of homogenized 6026 aluminum alloy. *Materials & Design*, 74, 25-35. doi: 10.1016/j.matdes.2015.02.024. Repéré à [Go to ISI://WOS:000351948400003](http://www.isinet.com/doi/10.1016/j.matdes.2015.02.024)
- Chovet, C., Desrayaud, C., & Montheillet, F. (2002). 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. doi: Pii S0020-7403(01)00092-3
Doi 10.1016/S0020-7403(01)00092-3. Repéré à [Go to ISI://WOS:000175711200006](http://www.isinet.com/doi/10.1016/S0020-7403(01)00092-3)
- Deng, Y., Yin, Z. M., & Huang, J. W. (2011). Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 528(3), 1780-1786. doi: 10.1016/j.msea.2010.11.016. Repéré à [Go to ISI://WOS:000286904300141](http://www.isinet.com/doi/10.1016/j.msea.2010.11.016)
- Fereshteh-Saniee, F., Pillinger, I., & Hartley, P. (2004). Friction modelling for the physical simulation of the bulk metal forming processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, 151-156. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.217
- Jiang, F. L., Zhang, H., Weng, S. C., & Fu, D. F. (2016). Characterization of dynamic microstructural evolution of AA7150 aluminum alloy at high strain rate during hot deformation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26(1), 51-62. doi: 10.1016/S1003-6326(16)64087-6. Repéré à [Go to ISI://WOS:000368817300006](http://www.isinet.com/doi/10.1016/S1003-6326(16)64087-6)
- K.Chadha, D.Shahriari, & M.Jahazi. (2016, 23 - 25 september, 2015). *Constitutive modelling of ingot breakdown process of low alloy steels* présentée à International Conference sTEElSIM, bardolino Italy.
- Kopeliovich, D. (2012, 2012/05/31). Direct Chill (DC) casting. Repéré à http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=direct_chill_dc_casting

- Kumar, K. C. H., Chakraborti, N., Lukas, H.-L., Bodak, O., & Rokhlin, L. Al-Mg-Si (Aluminium - Magnesium - Silicon): Datasheet from Landolt-Börnstein - Group IV Physical Chemistry · Volume 11A3: "Light Metal Systems. Part 3" in SpringerMaterials (https://dx.doi.org/10.1007/10915998_18): Springer-Verlag Berlin Heidelberg. doi: 10.1007/10915998_18. Repéré à https://materials.springer.com/lb/docs/sm_lbs_978-3-540-31694-7_18
https://doi.org/10.1007/10915998_18
- Li, Y., Onodera, E., & Chiba, A. (2010). Friction Coefficient in Hot Compression of Cylindrical Sample. *Materials Transactions*, 51(7), 1210-1215. doi: 10.2320/matertrans.M2010056
- McQueen, H. J., & Ryan, N. D. (2002). Constitutive analysis in hot working. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 322(1-2), 43-63. doi: Doi 10.1016/S0921-5093(01)01117-0. Repéré à <Go to ISI>://WOS:000173552300004
- Mehtedi, M. E., Spigarelli, S., Gabrielli, F., & Donati, L. (2015). Comparison Study of Constitutive Models in Predicting the Hot Deformation Behavior of AA6060 and AA6063 Aluminium Alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2(10), 4732-4739. doi: 10.1016/j.matpr.2015.10.006
- Milkereit, B., Wanderka, N., Schick, C., & Kessler, O. (2012). Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 550, 87-96. doi: 10.1016/j.msea.2012.04.033
- Montheillet, F. (2009). Métallurgie en mise en forme à chaud. *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des métaux : aspects rhéologiques et métallurgiques, base documentaire : TIB476DUO*(ref. article : m3031). Repéré à <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/mise-en-forme-des-metaux-aspects-rheologiques-et-metallurgiques-42476210/metallurgie-en-mise-en-forme-a-chaud-m3031/>
- Nadella, R., Eskin, D. G., Du, Q., & Katgerman, L. (2008). Macrosegregation in direct-chill casting of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*, 53(3), 421-480. doi: 10.1016/j.pmatsci.2007.10.001
- Pelayo, R. E. O. (2012). *Direct Chill and Fusion Casting of Aluminum Alloys* (Master Thesis, University of Waterloo, Waterloo, Ontario, Canada).
- Racine, D. (2009). *Effet du temps et de la température sur l'homogénéisation d'un alliage d'aluminium AA6061 destiné au forgeage à chaud* (Mémoire, Université du Québec à Chicoutimi, Chicoutimi, Québec, Montréal).
- Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H., & Jonas, J. J. (2014). Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions.

Progress in Materials Science, 60, 130-207. doi: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.
Repéré à [Go to ISI://WOS:000328591700003](http://Go.to/ISI://WOS:000328591700003)

- Sellars, C. M., & McG. Tegart, W. J. (1966). La relation entre la résistance et la structure dans la déformation à chaud. *Mém. Sci. Rev. Métall.*, 66, 731-746.
- Spigarelli, S., Evangelista, E., & McQueen, H. J. (2003). Study of hot workability of a heat treated AA6082 aluminum alloy. *Scripta Materialia*, 49(2), 179-183. doi: 10.1016/S1359-6462(03)00206-9. Repéré à [Go to ISI://WOS:000183047500012](http://Go.to/ISI://WOS:000183047500012)
- Szeliga, D., Gawad, J., & Pietrzyk, M. (2006). Inverse analysis for identification of rheological and friction models in metal forming. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(48-49), 6778-6798. doi: 10.1016/j.cma.2005.03.015
- Vo, P. (2009). *Flow and Microstructure development of a near-alpha titanium alloy during thermomechanical processing* (McGill University, Faculty of Graduate Studies and Research).
- Wang, P. L., Jiang, H. T., Zhang, R. J., & Huang, S. Y. (2016). Study of Hot Deformation Behavior of 6082 Aluminum Alloy. *Materials Science Forum*, 877, 340-346. doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.877.340
- Zhang, B., & Baker, T. N. (2004). Effect of the heat treatment on the hot deformation behaviour of AA6082 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 881-885. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.091. Repéré à [Go to ISI://WOS:000225845500138](http://Go.to/ISI://WOS:000225845500138)
- Zhang, H., Li, L., Yuan, D., & Peng, D. (2007). Hot deformation behavior of the new Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy during compression at elevated temperatures. *Materials Characterization*, 58(2), 168-173. doi: 10.1016/j.matchar.2006.04.012