2014-ENAM-0006

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Mécanique - Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Jian YANG

le 26 mars 2014

Étude expérimentale et modélisation du formage superplastique d'un alliage d'aluminium Al7475

Directeur de thèse : **M. Philippe DAL SANTO**
Co-encadrement de la thèse : **Mme Eliane GIRAUD, M. Serge BOUDE, M. Jean-Lou LEBRUN**

Jury

M. Patrick MARTIN, PR, LCFC, Arts et Métiers ParisTech	Président
M. Fabrice GUERIN, PR, ISTIA - Université d'Angers	Rapporteur
M. Pierre Yves MANACH, PR, LiMatB, Université de Bretagne Sud	Rapporteur
M. Ali ZGHAL, PR, École Supérieure des Sciences et Techniques de Tunis	Examinateur
M. Philippe DAL SANTO, HDR, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
Mme Eliane GIRAUD, MCF, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech	Examinateur
M. Serge BOUDE, Dr., LAMPA, Arts et Métiers ParisTech	Invité
M. Jean-Lou LEBRUN, MCF, École Spéciale des Travaux Publics, Paris	Invité

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech - Campus d'Angers
LAMPA - Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion

ÉTUDE EXPERIMENTALE ET MODELISATION DU FORMAGE SUPERPLASTIQUE D'UN ALLIAGE D'ALUMINIUM AL7475

A ma famille.

REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier M. **Jean-Michel Siwak**, directeur du campus d'Angers d'Arts et Métiers ParisTech pour avoir autorisé mon inscription et M. **Franck Morel**, directeur du LAMPA (Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion), pour m'avoir accueilli dans son équipe et m'avoir encouragé de continuer mes études.

Je tiens à exprimer tout ma profonde reconnaissance à mes directeurs de thèse : **Philippe Dal Santo**, directeur adjoint du campus d'Angers d'Arts et Métiers ParisTech, **Serge Boude**, Professeur ENSAM, **Jean-Lou Lebrun**, directeur de recherche de l'ESTP, et **Eliane Giraud**, MCF au LAMPA. Merci M. **Dal Santo** d'avoir suivi mes travaux avec assiduité et de m'avoir toujours épaulé. Merci M. **Boude** de m'avoir conduit dans le domaine de la superplasticité et de m'avoir appris les techniques expérimentales pertinentes. Merci M. **Lebrun** de m'avoir invité en France pour étudier et d'avoir accepté d'être un encadrant de thèse. Merci Mme **Giraud** de m'avoir guidé pour traiter les aspects théoriques de recherche. Sans vous, ces petits travaux n'auraient pas pu être réalisés ; sans vous, ce mémoire n'aurait pas pu être rédigé avec la langue française qui est si belle. Je souhaite d'avance ici à M. **Boude** de profiter la vie de sa retraite.

J'exprime ma sincère reconnaissance aux membres de mon jury qui m'ont fait l'honneur d'accepter de juger ces travaux : M. **Patrick Martin**, directeur du LCFC d'Arts et Métiers ParisTech pour avoir présidé et examiné ces travaux ; M. **Fabrice Guérin,** directeur de l'ISTIA et M. **Pierre Yves Manach,** directeur du LIMATB de l'Université de Bretagne-Sud pour avoir accepté de faire partie de mon jury de thèse en tant que rapporteurs ; M. **Ali Zghal**, directeur de l'école doctorale de sciences et technologies de l'Université de Tunis pour avoir accepté d'être examinateur.

Je tiens tout particulièrement à remercier M. **Li Xiaoxing,** Professeur à l'Université de Beihang. C'est grâce à vous que j'ai eu la chance de venir en France et de poursuivre mes études. Pendant mes études à l'Université de Beihang comme doctorant, c'est vous qui m'avez ouvert la porte des sciences.

Je voudrais aussi remercier M. **Alain Potiron**, ancien Professeur émérite de l'Université d'Angers. Grace à vous j'ai amélioré mes techniques de communications et trouvé la bonne direction au début de ma thèse. Je remercie Mme. **Véronique Favier**, Professeur des universités et Responsable pour Arts et Métiers ParisTech du master MAGIS pour l'aide à mon master et l'avis sur mon rapport de fin de 1A de thèse.

Un grand merci aux membres du laboratoire : **Anne** (merci aussi pour l'avis sur mon rapport de fin de 1A de thèse), **Guénaël**, **Charles**, **Etienne**, **Aude**, **Camille**, **Raphaël**, **Jihed**, **Daniel**, **Cyril**, **Wael**, **Julien**, **Yessine**, **Benjamin**, **Mohamed**, **Benjamin**, **Duc**, **Javier**, **Aziz**, **Walid**, **Imed**, **Mathilde**, **Bessam**, **Zineb**, **Salwa**, **Julien**… avec votre accompagnement sans faille j'ai passé ces merveilleuses années en thèse.

Je voudrais remercier **Michel Laplaud** (et oui nous partons en même temps), **Xavier Duarte**, **Daniel Cuillerier**, **Jérôme Peju**… qui m'ont aidé à avancer dans mes travaux, notamment sur les essais pratiques. Un merci spécial à M. **Jérôme Adrien** pour l'aide apportée sur les essais de tomographie.

Je souhaite remercier les étudiants qui ont contribué à ces travaux : **Fanben** pour le développement d'un pilotage des fonctions de base de la machine de gonflage, **Fen** pour l'idée de traitement des données expérimentales. Merci à S**haoxiong** qui a amélioré une partie de l'ébauche de ma thèse.

Je tiens à remercier tous mes amis chinois : **Guanwei**, **Xiaowei**, **Xiaoqing**, **Ji**, **Fei**, **Hanjie**, **Kun**, **Wenjie**, **Yi**, **Yixiong**, et les autres amis qui sont nombreux que je ne peux pas lister toutes et tous. Merci à vos aides et vos accompagnements.

Des grands remerciements (zamer's) à ma famille (fam's) 180~83 dans la promotion An209, mon ancien **Swiip** et mon frère **Calvin**. Je voudrais aussi remercier les autres anciens élèves de l'école (Gadzarts), parmi eux le plus respecté **André Treguer**. Ce sont vous qui m'avez guidé à l'intégration dans l'école et dans la vie de gadzarts de : **Fraternités**, **Traditions** et **Souvenirs**.

Je voudrais aussi exprimer mes remerciements aux personnels administratifs : Mme **Manuella Robin**, Mme **Sylvie Mignot**, Mme **Nadine Le Nénaon**, M. **Nicolas François**, M. **Nicolas Robert**, M. **Patrick Bony-Ménard** et les autres membres du personnel qui m'ont aidé pendant ces dernières années.

Enfin je voudrais remercier ma famille. Merci à mon grand-père, mes parents et mon petit frère qui m'ont toujours soutenu. Merci pour vos sacrifices et votre compréhension.

Ces travaux sont financés par une bourse d'études du **CSC** (China Scholarship Council) et par un CDD de l'**Institut Carnot ARTS**. Merci pour leur soutien.

TABLE DES MATIERES

REMERCIEMENTS I
TABLE DES MATIERES III
LISTE DES FIGURES VII
LISTE DES TABLEAUX XV
NOTATIONS XVII
AVANT-PROPOS 1
1. SUPERPLASTICITE : MECANISMES, MATERIAUX ET PROCEDES 5
1.1 La superplasticité 6
1.1.1 Présentation générale de la superplasticité 6
1.1.2 Mécanismes métallurgiques de déformation superplastique à l'échelle microscopique 9
1.1.3 Matériaux superplastiques 13
1.2 Procédés de formage superplastique 13
1.3 Synthèse 16
1.3.1 Problématiques 16
1.3.2 Objectifs de la thèse 17
1.3.3 Organisation des travaux 18
2. CARACTERISATION ET MODELISATION DU COMPORTEMENT RHEOLOGIQUE 21
2.1 État de l'art 22
2.1.1 Techniques de caractérisation du comportement superplastique des matériaux métalliques 22
2.1.1.1 Essais uniaxiaux 22
2.1.1.2 Essais biaxiaux 25
2.1.2 Modèles rhéologiques permettant de décrire le comportement superplastique des matériaux métalliques 29

2.1.2.1 Lois de comportement phénoménologiques 30
2.1.2.2 Lois de comportement physiques 34
2.2 Caractérisation du comportement d'un alliage superplastique d'aluminium 7475 36
2.2.1 Conditions thermomécaniques étudiées 36
2.2.2 Dispositif expérimental 37
2.2.3 Comportement de l'alliage d'aluminium 7475 38
2.3 Modélisation du comportement de l'alliage d'aluminium 7475 42
2.3.1 Modèle de Norton-Hoff 43
2.3.2 Modèle de Johnson-Cook 48
2.3.3 Modèle de Zener-Hollomon 50
2.3.4 Modèle avec compensation de déformation 52
2.4 Conclusions 54
3. CARACTERISATION DE L'ENDOMMAGEMENT 57
3.1 État de l'art 58
3.1.1 Qu'est-ce que l'endommagement ? 58
3.1.2 Techniques de caractérisation de l'endommagement 60
3.1.2.1 Méthodes directes de caractérisation 60
3.1.2.2 Méthodes indirectes de caractérisation 62
3.1.3 Modèles existants pour décrire l'endommagement des matériaux métalliques 62
3.1.3.1 Modèles d'endommagement découplés 63
3.1.3.2 Modèles d'endommagement couplés 66
3.2 Caractérisation expérimentale de l'endommagement de l'alliage 7475 au cours d'une déformation superplastique 70
3.2.1 Dispositif expérimental et protocole opératoire 70
3.2.2 Résultats expérimentaux 72
3.2.2.1 Influence du taux de déformation sur l'évolution de l'endommagement 74

3.2.2.2 Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de l'endommagement 75
3.2.2.3 Influence de la température sur l'évolution de l'endommagement 76
3.2.2.4 Évolution de la fraction volumique de cavités en fonction du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température 77
3.3 Modélisation de l'endommagement lors de la déformation superplastique d'un alliage d'aluminium 7475 78
3.4 Conclusions 82
4. DEMONSTRATEUR ET SYSTEME DE COMMANDE 85
4.1 Démonstrateur instrumenté de formage superplastique 87
4.1.1 Structure de la presse 88
4.1.2 Matrices disponibles 90
4.2 Mise à jour de la machine 91
4.2.1 Régulation des températures 92
4.2.2 Pilotage des pressions 93
4.2.3 Ordre des opérations 94
4.2.4 Vérification du système de commande mis en place sur le démonstrateur 95
4.3 Conclusions 95
5. SIMULATION NUMERIQUE DU PROCEDE SPF 97
5.1 État de l'art 98
5.1.1 Familles de modèles utilisés 99
5.1.2 Modèles du matériau dans ABAQUS 100
5.1.3 Implantations des modèles de comportement 101
5.1.4 Modèle éléments finis de gonflage superplastique 102
5.2 Problématiques de la simulation du procédé SPF 103
5.2.1 Stratégies de contrôle de la loi de pression 103
5.2.2 Contrôle de la pression implémenté par défaut dans ABAQUS 104
5.2.3 Algorithmes de pilotage développés au LAMPA 105

5.2.3.1 Algorithme par bande proposé par Robert 106
5.2.3.2 Algorithme proportionnel proposé par Robert 106
5.2.4 Analyse des protocoles développés 107
5.2.5 Application à la mise en forme d'un alliage d'aluminium de type 7475 109
5.2.6 Implémentation au matériau étudié 111
5.3 Application à la réalisation de topologies complexes 113
5.3.1 Stratégies de simulation pour la pièce en forme de croix 114
5.3.2 Travaux réalisés dans le cadre de la thèse d'Aoura [2] 114
5.3.3 Amélioration des protocoles de simulation numérique 116
5.4 Conclusions 118
6. CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES 121
6.1 Conclusions 122
6.2 Perspectives 123
ANNEXES 125
Annexe I. Caractéristiques de l'alliage d'aluminium 7475 126
Annexe II. Système de pilotage de la machine de traction à chaud 127
REFERENCES 129

LISTE DES FIGURES

Figure 0.1. Exemple montrant l'élongation maximale [6] 1
Figure 0.2. Applications du formage superplastique 2
Figure 1.1. Comparaison de la déformation superplastique et la déformation plastique 6
Figure 1.2. Courbes force-déplacement à différentes températures pour l'alliage ALNOVI-1 avec une longueur utile initiale de 12mm d'éprouvette simple à une vitesse de traverse constante de 2mm/min (correspondante à $1.10^{-3}s^{-1}$) [13] 7
Figure 1.3. Courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation et à différentes tailles de grains pour le Ti-6Al-4V à 927°C [14] 7
Figure 1.4. Limite de domaine superplastique (région II) et plastique [20] 8
Figure 1.5. La différence entre la déformation plastique et la déformation superplastique à l'échelle microscopique. Les flèches indiquent l'orientation des cristaux [22] 9
Figure 1.6. Modèle d'Ashby-Verrall [17] 10
Figure 1.7. Modèle de Ball-Hutchison [34] 11
Figure 1.8. Procédé du formage par gonflage superplastique [3] 14
Figure 1.9. Schéma du procédé SPF par gonflage libre [17] 14
Figure 1.10. Gonflage inversé 15
Figure 1.11. Schéma descriptif de gonflage combiné [14] 15
Figure 1.12. Technique SPF/DB réalisé par Rockwell [48] 16
Figure 2.1. Formes d'éprouvette 23
Figure 2.2. Éprouvette avec une forme simple présentant une déformation au niveau des têtes en plus de la déformation dans la partie utile [22] 23
Figure 2.3. Essai de traction uniaxiale à vitesse de déformation constante [20] 24
Figure 2.4. Essai de sauts à la vitesse de déformation [57] 24

Figure 2.5. Courbes de m - $\lg \dot{\varepsilon}$ obtenues par les essais de traction et les essais de gonflage pour un alliage ZnAl22 à 270°C [59] 25
Figure 2.6. Éprouvettes cruciformes 26
Figure 2.7. Représentation schématique de la détermination des contraintes-déformation dans une éprouvette cruciforme : méthode d'évaluation expérimentale (à gauche) et méthode d'évaluation par simulation numérique (à droite) [66] 26
Figure 2.8. Schéma de formation d'un dôme hémisphère [2], avec R_0 le rayon de matrice, R le rayon de dôme, h la hauteur de dôme et H la hauteur de matrice 27
Figure 2.9. Prédictions du modèle de Norton-Hoff pour un alliage de Magnésium AZ31 [85] 31
Figure 2.10. Prédiction du modèle de Johnson-Cook pour l'acier DH-36. $\dot{\varepsilon}_r = 1s^{-1}$ et $T_r = 50K$ [98] 32
Figure 2.11. Comparaison entre les courbes de contrainte prédites et les courbes expérimentales pour un alliage d'aluminium 7050 testé avec une vitesse de déformation de $1.10^{-3}s^{-1}$ [102] 34
Figure 2.12. Vue de l'éprouvette et du thermocouple 37
Figure 2.13. Machine de traction à chaud du LAMPA 37
Figure 2.14. Forme de l'éprouvette 37
Figure 2.15. Reproductibilité des essais – Courbes contrainte-déformation obtenues pour une température de 517°C et une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1}. Erreur moyenne est de 2%. 38
Figure 2.16. Représentations 3D des courbes contraintes-déformation obtenues suite aux différents essais de traction réalisés en fonction de : (a) la vitesse de déformation et (b) la température. 38
Figure 2.17. Courbes contrainte-déformation obtenues suite à des essais de traction réalisées à différentes vitesses de déformation et à une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C 39

Figure 2.18. Microstructures des échantillons déformés à une température de 517°C et avec une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1} et (b) 2.10^{-4} s^{-1} 40
Figure 2.19. Observations au microscope électronique à balayage : Microstructure d'un échantillon déformé à 517°C et une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1}, (b) 2.10^{-4} s^{-1} 40
Figure 2.20. Courbes contrainte-déformation obtenues après des essais de traction réalisées à différentes températures et à une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1}, (b) 2.10^{-4} s^{-1} et (c) 5.10^{-4} s^{-1} 41
Figure 2.21. Courbes contrainte-déformation obtenues par des essais de traction réalisés à une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1}, à une température de 517°C et pour différentes directions de prélèvement des éprouvettes par rapport au sens de laminage 42
Figure 2.22. Courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et obtenues en appliquant la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) avec K constant pour différentes vitesses de déformation et températures : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C..... 44
Figure 2.23. Courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et obtenues en appliquant la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) avec K varié pour différentes vitesses de déformation et températures : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C 45
Figure 2.24. Distribution de valeurs de contrainte au plateau données par les essais mécaniques (ligne noire) et par le modèle de Norton-Hoff (points) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées 46
Figure 2.25. Courbes contrainte-déformation obtenues soit par des essais mécaniques soit par le modèle de Norton-Hoff modifié (Équation 2.39) pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C..... 47
Figure 2.26. Distribution des valeurs de contrainte au plateau données par les essais mécaniques (ligne noire) et par le modèle de Norton-Hoff

modifié (points) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées 47
Figure 2.27. Courbes contrainte-déformation obtenues par des essais mécaniques et par le modèle de Johnson-Cook pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C 49
Figure 2.28. Distribution de contraintes obtenue avec le modèle de Johnson-Cook (points) comparée aux données expérimentales (ligne noire) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées 49
Figure 2.29. Courbes contrainte-déformation issues des essais expérimentaux et du modèle de Zener-Hollomon pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C 51
Figure 2.30. Distribution de contraintes obtenue avec le modèle de Zener-Hollomon (points) comparée aux données expérimentales (ligne noire) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées..... 51
Figure 2.31. Variations de la valeur des paramètres du modèle de Zener-Hollomon en fonction du taux de déformation considéré 52
Figure 2.32. Courbes de résultats expérimentaux et de modélisation de Zener-Hollomon avec compensation pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C 53
Figure 2.33. Distribution de contraintes obtenues avec le modèle de Zener-Hollomon avec compensation de déformation (points) comparées aux données expérimentales (ligne noire)..... 54
Figure 3.1. Élément endommagé [125] 59
Figure 3.2. Identification expérimentale de D à partir d'un essai de traction simple [127] 59
Figure 3.3. Observations d'éprouvettes déformées..... 60
Figure 3.4. Principe de la micro-tomographie à rayons X [133]..... 61

Figure 3.5. Observation de l'endommagement au cœur par tomographie X dans un acier 23MnCrMo5 [119, 132] 61
Figure 3.6. Schéma d'une cavitation sphérique [135] 64
Figure 3.7. Tomographe du laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon 70
Figure 3.8. Section d'une éprouvette observée avec le tomographe 71
Figure 3.9. Zones d'analyse considérées lors de la micro-tomographie aux rayons X 71
Figure 3.10. Essais interrompus pour observations au micro-tomographe par rayons X 72
Figure 3.11. Représentation 3D de l'endommagement présent dans différentes éprouvettes issues d'essais interrompus 74
Figure 3.12. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction du taux de déformation atteint lors d'essais réalisés à 2.10^{-4} s^{-1} et à 517°C 75
Figure 3.13. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la vitesse de déformation employée lors des essais de traction interrompus à une déformation de 0.2 avec une température de 517°C 75
Figure 3.14. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la température employée lors des essais réalisés à une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} jusqu'à une déformation de 0.2 76
Figure 3.15. Évolution de la fraction volumique de vide en fonction du taux de déformation atteint lors des essais avec $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$ et T= 517°C .. 77
Figure 3.16. Évolution de la fraction volumique de vide en fonction de la vitesse de déformation employée lors des essais jusqu'à $\varepsilon = 0.20$ et pour T=517°C 78
Figure 3.17. Évolution de fraction volumique en fonction de la température pour $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$ à $\varepsilon = 0.20$ 78
Figure 3.18. Courbes contrainte-déformation obtenues en appliquant l'Équation 3.37 comparées à celles obtenues expérimentalement pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C ; (b) 497°C et (c) 517°C 81

Figure 4.1. Représentation du repère local 86
Figure 4.2. Cavitation de l'alliage d'aluminium 5083 à une déformation de 1.0 et sous : (a) traction uniaxiale et (b) traction biaxiale [172] 87
Figure 4.3. Démonstrateur présent au LAMPA 88
Figure 4.4. Capteur de déplacement [20] 88
Figure 4.5. Description du four SPF [20] 89
Figure 4.6. Formes disponibles de matrice 90
Figure 4.7. Évolution des températures au cours d'un formage 92
Figure 4.8. Évolution de la pression de formage en fonction de la hauteur au pôle de pièce. La ligne noire est la pression consignée 93
Figure 4.9. Grafcets de pilotage de la presse 94
Figure 4.10. Pièce test obtenue en utilisant le démonstrateur superplastique du LAMPA 95
Figure 5.1. Evolution de la pression optimale en fonction du temps pour une forme hémisphérique [2] 106
Figure 5.2. Application du correcteur d'amortissement 108
Figure 5.3. Comparaison de lois avec condition de limite 108
Figure 5.4. Pièce de révolution en alliage d'aluminium 7475 109
Figure 5.5. Modèle de simulation de la pièce de révolution 110
Figure 5.6. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux 110
Figure 5.7. Stratégie proposée de contrôle de vitesse optimale de déformation 111
Figure 5.8. Evolutions de la pression et des températures lors de l'essai de gonflage 112
Figure 5.9. Pièce déformée 112
Figure 5.10. Evolution de l'épaisseur de la pièce fabriquée et celle obtenue par simulation numérique 113
Figure 5.11. Pièce en forme de croix asymétrique 113
Figure 5.12. Lois de pression pour les deux stratégies de pilotage (Matériau TA6V) 115
Figure 5.13. Résultats des simulations de gonflage d'une pièce complexe (Matériau TA6V) 115

Figure 5.14. Gonflage d'une pièce complexe sous ABAQUS/Explicit..... 117

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1. Modèles de GBS avec accommodation par Diffusion [103, 108, 109] 35
Tableau 2.2. Modèles de GBS avec accommodation par Dislocation [103, 108, 109] 35
Tableau 2.3. Revue des différentes configurations expérimentales utilisées jusqu'à présent pour caractériser le comportement de l'alliage 7475 36
Tableau 2.4. Configurations expérimentales étudiées en fonction de la direction de laminage 37
Tableau 2.5. Paramètres identifiés pour la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) .. 44
Tableau 2.6. Paramètres identifiés pour la loi de Norton-Hoff modifiée (Équation 2.39) 46
Tableau 2.7. Paramètres identifiés pour le modèle de Johnson-Cook (Équation 2.41) 48
Tableau 2.8. Paramètres identifiés pour le modèle de Zener-Hollomon (Équation 2.42) 50
Tableau 2.9. Expression polynomiale associée aux paramètres du modèle de Zener-Hollomon 53
Tableau 3.1. Valeurs des paramètres donnant l'évolution de la fraction volumique de vide pour un alliage d'aluminium 7475 [145] 65
Tableau 3.2. Paramètres identifiés du modèle de GTN 80
Tableau 3.3. Ratios de l'influence de la vitesse de déformation et de la température 80
Tableau 5.1. Correction de pression [177] 105

NOTATIONS

α	[-] ou	Constante du matériau de loi de Zener-Hollomon ou
	[-] ou	Constante du modèle de Rice et Tracy ou
	[-]	Coefficient de l'intervalle de vitesse de déformation
β	[-] ou	Constante du matériau de loi de Zener-Hollomon ou
	[-]	Constante du modèle de Rice et Tracy
Γ	[J m^{-2}]	Energie libre des joints de grains
δ	[m]	Epaisseur des joints de grains
$\left\|\frac{dP}{dt}\right\|_{max}$	[MPa s^{-1}]	Variation de pression maximale admissible
ε ou ε_{eq}	[-]	Déformation logarithmique équivalente
ε_D	[-]	Déformation initialisant l'endommagement
ε_N	[-]	Déformation plastique moyenne pour laquelle la germination est maximale
ε_R	[-]	Déformation plastique équivalente à la rupture
$\dot{\varepsilon}$ ou $\dot{\varepsilon}_{eq}$	[s^{-1}]	Vitesse de déformation équivalente
$\dot{\varepsilon}_{accomodation}$	[s^{-1}]	Vitesse de déformation relative à l'écoulement avec accommodation par diffusion
$\dot{\varepsilon}_{fluage}$	[s^{-1}]	Vitesse de déformation avec accommodation par le fluage de dislocations
$\dot{\varepsilon}_{max}$	[s^{-1}]	Vitesse de déformation maximale
$\dot{\varepsilon}_{opt}$	[s^{-1}]	Vitesse de déformation optimale
$\dot{\varepsilon}_r$	[s^{-1}]	Vitesse de déformation de référence
$\dot{\varepsilon}^*$	[-]	Vitesse de déformation homologue

η	[-]	Taux de croissance des cavités
η_0	[-]	Taux initial de croissance des cavités
θ	[°K]	Température
θ^Z	[°K]	Valeur du zéro absolu de l'échelle de température utilisée définie par l'utilisateur
$\dot{\lambda}$	[-]	Facteur multiplicatif du taux d'endommagement
μ	[-]	Correcteur visqueux
ρ	[Kg m^{-3}]	Masse par unité de volume
ρ_0	[Kg m^{-3}]	Masse initial par unité de volume
σ ou σ_{eq}	[MPa]	Contrainte d'écoulement équivalente
σ_0	[MPa]	Contrainte d'écoulement de la matrice
σ_h	[MPa]	Contrainte hydrostatique
$\sigma_{\max}$	[MPa]	Contrainte équivalente maximale
σ_m^L	[MPa]	Contrainte locale moyenne
τ	[-]	Sensibilité de la contrainte au temps de formage
Φ	[-]	Surface du chargement
Ω	[m^3]	Volume atomique
A	[MPa] ou [-] ou [-]	Paramètre du matériau de loi de Johnson-Cook ou Constante du matériau de loi de Zener-Hollomon ou Constante dépendant du mécanisme de déformation superplastique
A_1, m_1 et n_1	[-]	Paramètres de loi de fluage par défaut d'ABAQUS
A_2, B_2 et n_2	[-]	Paramètres de loi de fluage de type sinus-hyperbolique
B	[MPa]	Paramètre du matériau de loi de Johnson-Cook
b	[m]	Vecteur de Burgers (distance inter atomique)

C	[-]	Paramètre du matériau de loi de Johnson-Cook
C_i	[-]	Paramètre de fonction polynomiale
C_V	[-]	Fraction volumique de la cavitation
C_{V_0}	[-]	Fraction volumique initiale de cavités
D	[-]	Variable de l'endommagement
D_c	[-]	Endommagement critique à laquelle des microfissures apparaissent
D_{gb}	[-]	Coefficient de diffusion de joints de grains
D_i	[-] ou [-]	Paramètre de fonction polynomiale ou Constantes du matériau de loi de Johnson-Cook
D_M	[-]	Coefficient de diffusion
D_V	[-]	Coefficient de diffusion volumique
d	[µm]	Taille de grains
E	[GPa]	Module d'Young
E_i	[-]	Paramètre de fonction polynomiale
e	[mm] ou [-]	Epaisseur au pôle de la pièce ou Base de la fonction logarithme népérien
e_0	[mm]	Epaisseur initiale de la pièce
F	[N] ou [-]	Force appliquée ou Potentiel de dissipation
F_i	[-]	Paramètre de fonction polynomiale
f	[-] ou [-]	Fraction volumique de vide ou Coefficient de frottement
f_c	[-]	Fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute
f_f	[-]	Valeur finale de fraction volumique à la rupture

f_N	[-]	Fraction volumique maximale de cavités créées par germination
f^*	[-]	Fraction volumique fictive
$\dot{f}$	[s^{-1}]	Evolution de la fraction volumique de cavités
$\dot{f}_{croissance}$	[s^{-1}]	Evolution de la fraction par croissance
$\dot{f}_{germination}$	[s^{-1}]	Evolution de la fraction par germination
f_u^*	[-]	Valeur ultime de f^*
G	[GPa]	Module approprié de cisaillement
H	[mm]	Hauteur de la matrice cylindrique utilisée
h	[mm]	Hauteur de formage
K	[-] ou [MPa s^{-m}]	Constante empirique ou Résistance du matériau
k	[m^2 kg s^{-2} K^{-1}]	Constante de Boltzmann
l	[mm]	Longueur de la zone utile à une déformation donnée
l_0	[mm]	Longueur utile initiale
m	[-] ou [-]	Sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation ou Coefficient de la température à la contrainte
m_{NH} et n_{NH}	[$MPa \cdot s^{-n_{NH}}$] et [-]	Constantes du matériau
n	[-] ou [-] ou [-] ou [-]	Constante empirique ou Coefficient d'écrouissage ou Coefficient de la déformation à la contrainte ou Constante du matériau de loi de Zener-Hollomon
n'	[-]	Constante du matériau de loi de Zener-Hollomon
P	[MPa]	Pression appliquée

p	[-]	Sensibilité de la contrainte à la taille de grains
Q	[kJ mol^{-1}]	Energie d'activation
Q_C	[kJ mol^{-1}]	Energie d'activation pour le fluage de dislocations
q_i	[-]	Paramètres constitutifs du modèle
R	[mm] ou [J mol^{-1} K^{-1}]	Rayon d'hémisphère déformée ou Constante de gaz
R_0	[mm]	Rayon de la matrice cylindrique utilisée
$R(\varepsilon_R)$	[-]	Courbe d'écrouissage
$r_{\max}$	[-]	Rapport de la vitesse de déformation maximale $\dot{\varepsilon}_{\max}$ à la vitesse de déformation optimale $\dot{\varepsilon}_{opt}$
S	[mm^2] ou [-]	Section de la zone utile à une déformation donnée ou Paramètre du matériau en fonction de la température
S_0	[mm^2]	Section initiale de la zone utile
S_D	[mm^2]	Surface de l'endommagement
S_{eff}	[mm^2]	Surface effective de la section
S_N	[-]	Ecart type de la distribution normale
s	[-]	Paramètres du matériau en fonction de la température
T	[°K]	Température absolue
T_f	[°K]	Température absolue de fusion
T_m	[°K]	température de fusion
T_r	[°K]	température de référence
T^*	[-]	Température homologue
V_0	[mm^3]	Volume initial

V_C	[mm^3]	Volume de cavités
v	[mm s^{-1}]	Vitesse de la traverse de la machine
X	[-] ou [-]	Paramètre physique ou Biaxialité
X_0	[-]	Valeur initiale du paramètre
X_f	[-]	Valeur du paramètre lorsque le matériau a rompu
Y	[-]	Variable associée à l'endommagement
Z	[-]	Paramètre Zener-Hollomon

AVANT-PROPOS

La superplasticité des matériaux métalliques (notamment des alliages de titane et d'aluminium) est un comportement particulier de ces alliages lors d'une mise en forme à chaud sous faibles vitesses de déformation et faibles contraintes d'écoulement permettant d'obtenir des grandes déformations avant rupture.

Le développement de la mise en forme superplastique durant le XXe siècle a été détaillé par Nieh, Wadsworth et Sherby [1]. Aoura [2] et Bonet [3] ainsi que d'autres auteurs [4, 5] ont contribué à l'évolution de la prédiction des cycles de formage superplastique dans les dernières dizaines d'années. Le record mondial de déformation superplastique est de 8000% pour un alliage de Cu-Al (Figure 0.1).

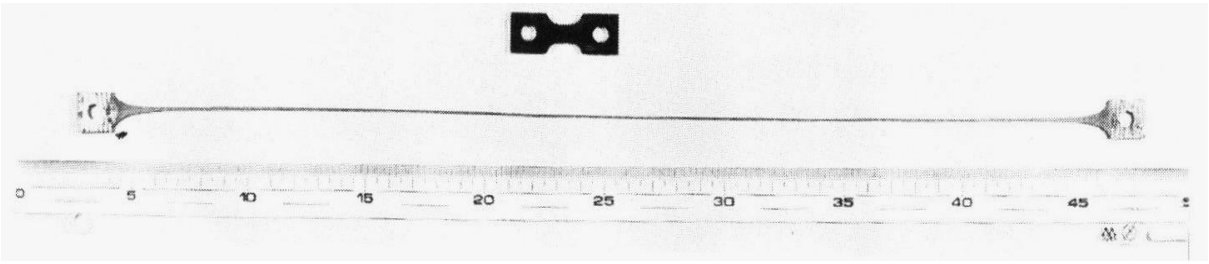
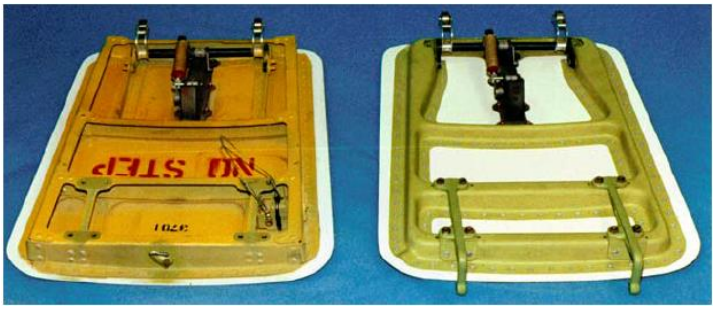


Figure 0.1. Exemple montrant l'élongation maximale **[6]**

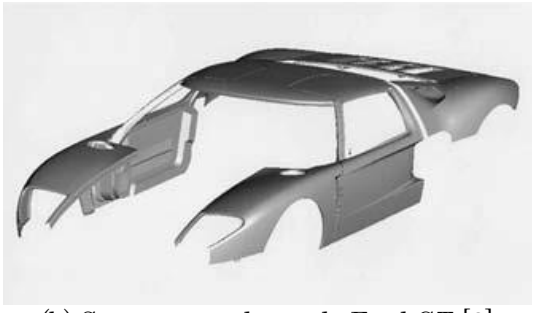
Le formage superplastique (**S**uper**P**lastic **F**orming, SPF), est un procédé qui permet de réaliser des emboutis profonds à partir de tôles minces subissant des niveaux de déformation très importants. Il est utilisé pour la fabrication de pièces complexes en alliages légers, ayant de hautes caractéristiques mécaniques.

Cette technique est utilisée principalement par les industries aéronautique, du transport et du médical (Figure 0.2) et pour des alliages de titane et d'aluminium. Dans l'exemple d'un assemblage de porte de B737 en Al7475 (Figure 0.2.a, à gauche – le montage classique, à droite - mise en forme superplastique), le formage superplastique réduit le coût de fabrication de 75%, du fait de l'intégration des fonctions [7].

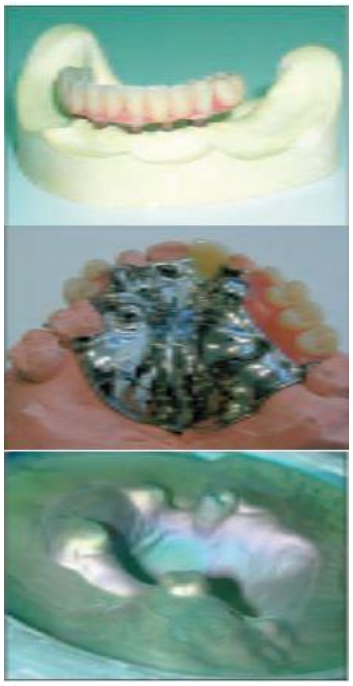
Les panneaux de carrosserie et caissons du modèle de Supercar de Ford GT (Figure 0.2.b) ont été réalisés par le procédé SPF avec l'alliage SP5083 [8]. Une sélection de prothèses dentaires et maxillo-faciale en TA6V (Figure 0.2.c), sont aussi fabriquées par cette technique [9].



(a) Assemblage de porte de B737 [7]



(b) Supercar moderne de Ford GT [8]



(c) Une sélection de prothèses dentaires et maxillo-faciale [9]

Figure 0.2. Applications du formage superplastique

De nombreux matériaux ont des propriétés superplastiques, notamment les alliages de titane et d'aluminium qui sont les principales nuances de matériaux offrant un grand intérêt pour leurs caractéristiques superplastiques. Parmi ceux-ci, le TA6V et l'Al7475 sont les plus utilisés en raison de leurs hautes résistances mécaniques, particulièrement pour des pièces de structure aéronautique et aérospatiale.

Le procédé SPF présente un intérêt évident à la fabrication de pièces complexes. Il permet l'obtention de détails structuraux tels que de fines nervures en un seul cycle de formage. Ceci réduit les reprises d'usinage et le nombre de pièces des structures assemblées. Le faible niveau de contrainte d'écoulement du formage superplastique permet de déformer des matériaux résistants qui sont souvent difficiles à usiner. Ce procédé peut être couplé avec le soudage par diffusion (**D**iffusion **B**onding, DB), cette opération d'élaboration est appelée **S**uper**P**lastic **F**orming – **D**iffusion **B**onding (SPF-DB), et permet de réaliser l'intégration de fonctions et des pièces complexes de structure avec plusieurs sous pièces.

Les faibles vitesses de déformation associées au domaine superplastique imposent une durée de cycle élevée par rapport aux procédés conventionnels comme l'emboutissage. Le haut niveau de température en formage nécessite des installations de formage dimensionnées en conséquence. Et il est souvent nécessaire d'utiliser une protection gazeuse contre l'oxydation. Ces désavantages

de SPF sont compensés par la réduction du coût d'usinage et d'assemblage, et par la baisse du poids global obtenue par la diminution du nombre d'assemblages.

Une analyse de coût du procédé SPF a été réalisée par Zamani et al. [10], ils ont constaté une réduction de 33.8% des coûts non récurrents, de 31.5% des coûts récurrents et une diminution de 28% du poids par rapport aux procédés conventionnels pour un élément de l'avion F-5E/F. Le nombre de pièces est passé de 63 à 10, et le nombre d'éléments de fixation a été réduit significativement de 1009 à 276.

Malgré les intérêts industriels du procédé SPF, sa mise en œuvre reste délicate. Le comportement rhéologique du matériau dans le domaine superplastique doit être obligatoirement étudié finement. La loi de pression doit être bien conçue pour maintenir la vitesse de déformation la plus proche possible de la vitesse optimale de déformation afin d'obtenir la meilleure performance des pièces.

L'utilisation de l'alliage Al7475 traité convenablement devrait permettre de réduire en toute sécurité le poids global de la structure de l'avion. Le présent travail propose donc une étude comparative d'essais de caractérisation du matériau (Al7475). La caractérisation rhéologique de l'Al7475 est réalisée sur une machine de traction à chaud. L'évolution de l'endommagement pendant l'essai est identifié. À partir de ces études, la prédiction du procédé SPF par simulation numérique est réalisée.

1. SUPERPLASTICITE : MECANISMES, MATERIAUX ET PROCEDES

1.1 La superplasticité 6

1.1.1 Présentation générale de la superplasticité 6

1.1.2 Mécanismes métallurgiques de déformation superplastique à l'échelle microscopique 9

1.1.3 Matériaux superplastiques 13

1.2 Procédés de formage superplastique 13

1.3 Synthèse 16

1.3.1 Problématiques 16

1.3.2 Objectifs de la thèse 17

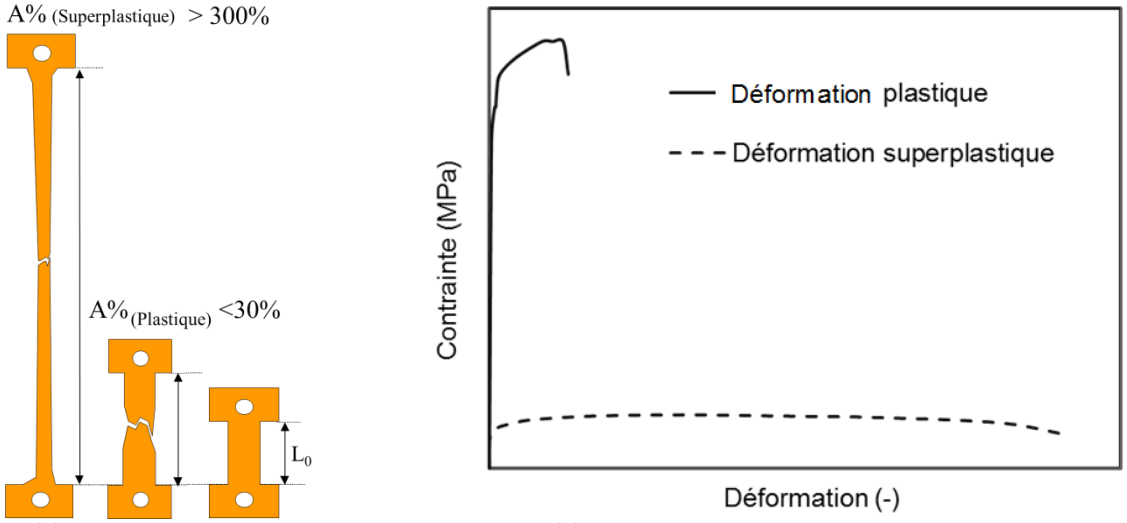
1.3.3 Organisation des travaux 18

1.1 La superplasticité

1.1.1 Présentation générale de la superplasticité

La superplasticité est une aptitude de certaines familles de matériaux (alliages légers, i.e. TA6V et Al7475) à subir des déformations exceptionnellement importantes (>300% par exemple) à haute température par rapport aux élongations habituellement inférieures à 30% à rupture par la déformation plastique (Figure 1.1). Elle se caractérise par :

- des allongements très grands avant rupture ;
- des vitesses de déformation très faibles associées à des contraintes d'écoulement faibles.



(a) Pièces déformées (b) Courbes contrainte - déformation

Figure 1.1. Comparaison de la déformation superplastique et la déformation plastique

L'apparition d'un domaine superplastique est liée largement à la nature du matériau. Une taille de grains plus faible permet d'avoir des vitesses de déformation plus élevées ; si la structure du matériau reste stable pendant le formage, on peut obtenir des grandes déformations grâce à la superplasticité.

Des conditions de formage doivent alors être remplies pour garantir une déformation superplastique pour certains matériaux [3, 11, 12] :

- une température de mise en forme superplastique le plus souvent comprise entre 50% et 75% de la température absolue de fusion ;
- une gamme de vitesse de déformation le plus souvent inférieure à $10^{-3}s^{-1}$;
- une microstructure stable et équiaxe.

Il est possible de quantifier globalement l'influence de ces trois paramètres sur le comportement superplastique par des courbes de tendance (Figure 1.2 et Figure 1.3).

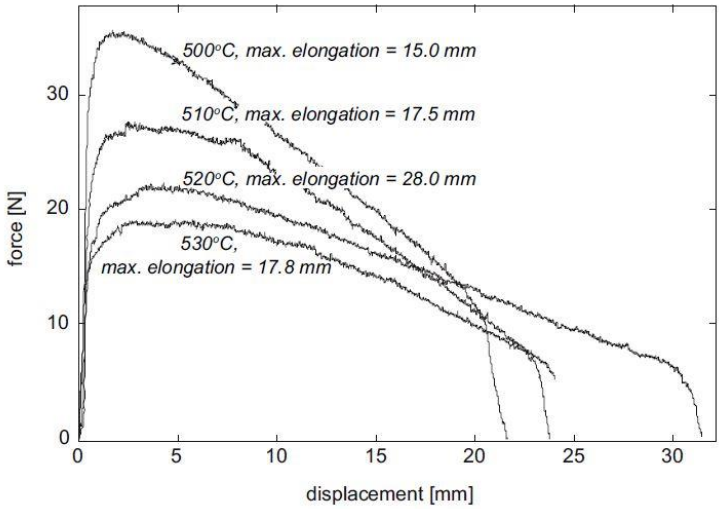


Figure 1.2. Courbes force-déplacement à différentes températures pour l'alliage ALNOVI-1 avec une longueur utile initiale de 12mm d'éprouvette simple à une vitesse de traverse constante de 2mm/min (correspondante à $1.10^{-3}s^{-1}$) **[13]**

On peut constater que, sur la Figure 1.2, la température joue un rôle très important dans le procédé de formage superplastique : il existe une température optimale à laquelle la déformation à la rupture atteint une valeur maximale. Pour l'ALNOVI-1, un matériau superplastique basé sur un alliage d'aluminium 5083, cette température optimale est de 520°C.

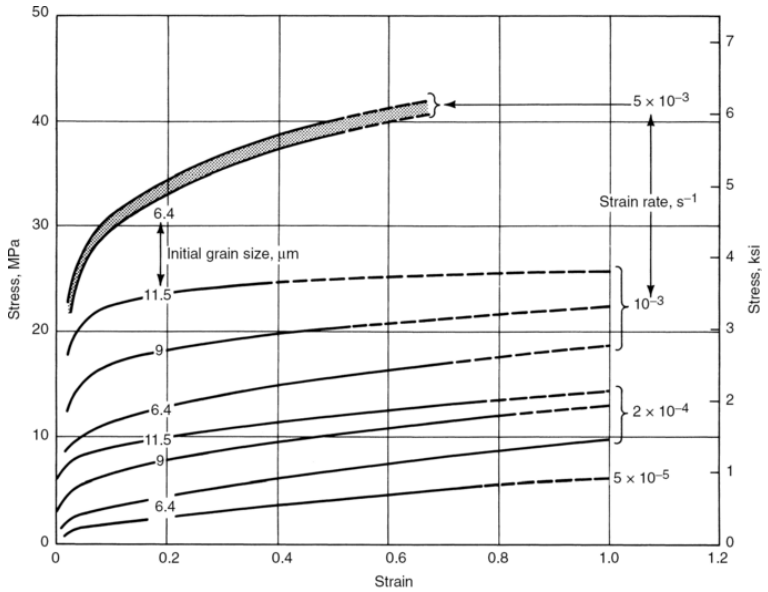
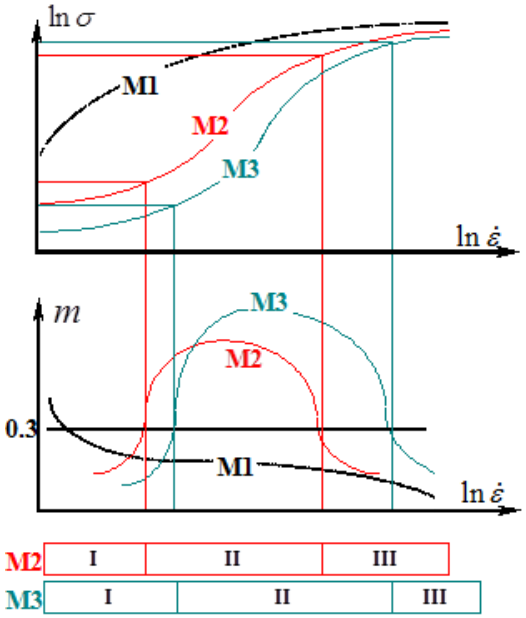


Figure 1.3. Courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation et à différentes tailles de grains pour le Ti-6Al-4V à 927°C **[14]**

La Figure 1.3 montre une forte dépendance de la contrainte à la vitesse de déformation et à la taille de grains.

La superplasticité est d'abord caractérisée par la rhéologie du matériau et notamment une valeur élevée de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation, cette valeur est normalement calculée comme la pente m de la courbe de $\log(\sigma) = f(\log(\dot{\varepsilon}))$. Le domaine optimal de la vitesse de déformation pour le SPF correspond à la valeur maximum de m. Un alliage est défini comme ayant un comportement superplastique si m est supérieur à 0.3 [2, 3, 15, 16, 17, 18, 19].

Pour obtenir de grandes déformations superplastiques, il ne suffit pas que d'avoir une structure fine pour l'alliage de départ. Il faut encore que cette structure le reste au cours de la déformation. La taille de grains peut être constante ou devenir un peu plus grande pendant le formage, cela dépend des matériaux et leurs conditions de formage.



M1 : Matériau classique
M2 : Matériau superplastique, structure à grains fins (taille de grain d_2)
M3 : Matériau superplastique, structure à grains très fins $d_3 < d_2$

Figure 1.4. Limite de domaine superplastique (région II) et plastique **[20]**

Une comparaison d'un matériau classique et d'un matériau superplastique est présentée sur la Figure 1.4. Pour un matériau classique M1 ayant une sensibilité m faible, sa mise en forme à chaud nécessite une contrainte d'écoulement élevée. Au contraire, les matériaux M2 et M3 ayant une sensibilité de $m > 0.3$, présentent des contraintes d'écoulement plus faibles dans la région superplastique (région II).

Une taille de grains plus fine pour un matériau superplastique entraine une contrainte d'écoulement plus faible, une sensibilité m plus élevée, une vitesse de déformation plus grande et un domaine de déformation superplastique élargi [20, 21].

La déformation superplastique est basée sur une combinaison de mécanismes de déformation. Le mécanisme dominant de déformation est fonction de la vitesse de déformation, de la température et des caractéristiques microstructurales. Les deux mécanismes principaux qui sont les plus acceptés sont présentés dans la section suivante.

1.1.2 Mécanismes métallurgiques de déformation superplastique à l'échelle microscopique

Le mécanisme physique de la plasticité du matériau classique est basé sur la plasticité des grains, tandis que le mécanisme de la superplasticité est principalement basé sur les glissements des grains (Figure 1.5). On peut constater que, sur la Figure 1.5, les grains ne changent pas leurs formes au cours de la déformation superplastique. Ce comportement entraîne que les matériaux superplastiques sont moins enclins à devenir anisotropes, et que ces matériaux superplastiques présentent moins d'écrouissage que les matériaux ayant la plasticité classique.

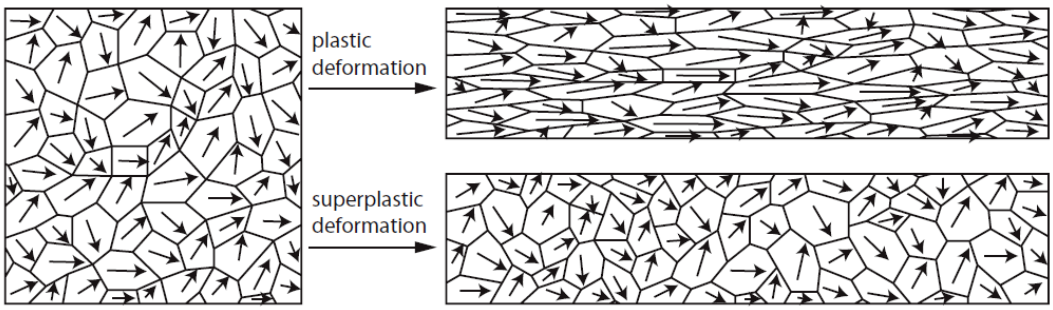
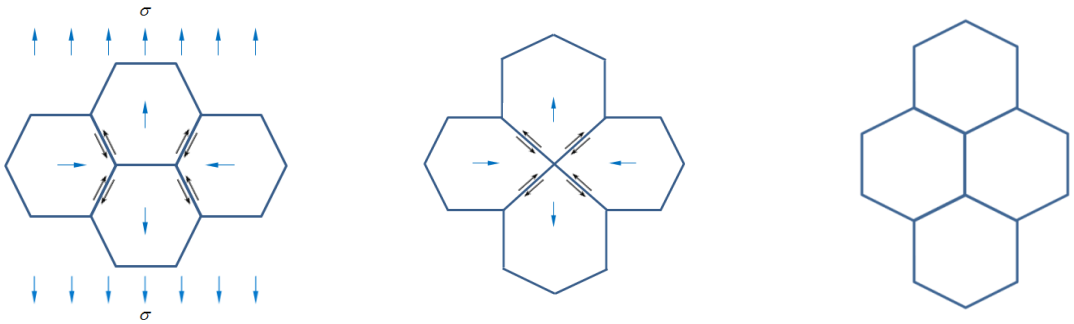


Figure 1.5. La différence entre la déformation plastique et la déformation superplastique à l'échelle microscopique. Les flèches indiquent l'orientation des cristaux **[22]**

Toutefois, le mécanisme de la superplasticité est inspiré initialement en référence à la déformation plastique. Basé sur les observations expérimentales, de nombreux mécanismes microscopiques de la superplasticité ont été proposés : fluage par diffusion [23] ou par dislocation [24], glissement aux joints de grains (**G**rain **B**oundary **S**liding, GBS) avec des accommodations [25, 26, 27], GBS coopérative (**C**ooperative GBS, CGBS) [28], etc. Parmi eux, les mécanismes de GBS avec des accommodations sont des mécanismes les plus acceptés. Selon Langdon [29], le GBS et ses accommodations expliquent essentiellement la totalité de déformation sous les conditions superplastiques optimales.

Pour des mécanismes de GBS avec des accommodations, le GBS est le mécanisme principal. Il conduit à la création de lacunes aux jonctions triples si le phénomène d'accommodation est trop lent par rapport au mécanisme de glissement. Néanmoins, avec ce seul mécanisme il est impossible de prédire la déformation superplastique stable qui est observée à l'expérimentation.

D'autres mécanismes d'accommodation ont alors été proposés [19] : GBS avec accommodation par diffusion et GBS avec accommodation par glissement de dislocations. Le modèle de GBS avec accommodation par diffusion a été proposé à partir du modèle de Raj et Ashby [25] et celui d'Ashby et Verrall [26]. Il est développé par Padmanabhan [30, 31], Luthy, White et Sherby [32], et Ruano, Miller et Sherby [33].



(a) Configuration initiale (b) Stage intermédiaire (c) Configuration finale

Figure 1.6. Modèle d'Ashby-Verrall **[17]**

Le modèle d'Ashby-Verrall est présenté en Figure 1.6. Pour éviter les cavités, un mécanisme d'accommodation par diffusion accompagne le GBS. La déformation superplastique est réalisée par un processus de réarrangement des grains. La forme de grains est conservée à la fin de la déformation, tandis que pendant le processus de réarrangement elle évolue par diffusion des atomes, des cavités pour certains matériaux et des joints de grains (Figure 1.6.b). À la fin du processus de réarrangement une déformation de 0.55 est atteinte (Figure 1.6.c). Ce modèle décrit la superplasticité comme deux processus indépendants : à « faible » vitesse de déformation c'est un écoulement avec accommodation par diffusion et à « haute » vitesse de déformation l'accommodation est liée au fluage (par glissement de dislocations). Ces deux processus ont lieu simultanément.

La vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ est donc la somme de ces deux processus :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{accommodaton} + \dot{\varepsilon}_{fluage} \qquad \text{Équation 1.1}$$

$$\dot{\varepsilon}_{accommodaton} = \frac{100\Omega}{RTd^2}\left\{\sigma - \frac{0.72\Gamma}{d}\right\} * D_v * \left\{1 + \frac{3.3\delta}{d}\frac{D_{gb}}{D_v}\right\} \qquad \text{Équation 1.2}$$

$$\dot{\varepsilon}_{fluage} = K\frac{Gb}{RT}\left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \qquad \text{Équation 1.3}$$

où $\dot{\varepsilon}_{accommodation}$ est la vitesse de déformation relative à l'écoulement avec accommodation par diffusion, $\dot{\varepsilon}_{fluage}$ est la vitesse de déformation avec accommodation par le fluage de dislocations, Ω est le volume atomique, R est la constante de Boltzmann, T est la température absolue, d est la taille de grains, σ est la contrainte d'écoulement, Γ est l'énergie libre des joints de grains, D_v est le coefficient de diffusion volumique, δ est l'épaisseur des joints de grains, D_{gb} est le coefficient de diffusion de joints de grains, K et n sont des constantes empiriques, avec $n=1$, G est le module approprié de cisaillement, b est le vecteur de Burgers et Q_c est l'énergie d'activation pour le fluage de dislocations.

Ce modèle est confirmé par des résultats d'expérimentations. Il conserve des grains équiaxes et explique bien la taille constante de grains pour des grandes déformations. Une relation sigmoïde de contrainte par rapport à la vitesse de déformation est prédite. Cependant il néglige l'aspect tridimensionnel de la déformation et l'augmentation de la surface de la pièce au cours de la déformation superplastique, cela limite ce modèle utilisable seulement en 2D. Et ce modèle prédit que $m \approx 1$, et cette valeur est dépendante de la taille de grains et de la température. Ceci est rarement vérifié dans la réalité.

Le modèle de GBS avec accommodation par glissement de dislocations a été développé par Ball et Hutchison [34], Mukherjee [35], et Gifkins [36], parce que le modèle de GBS avec accommodation par diffusion est mal adapté pour représenter les données expérimentales sur les alliages industriels présentant des caractéristiques superplastiques [37, 38, 39, 40, 41, 42].

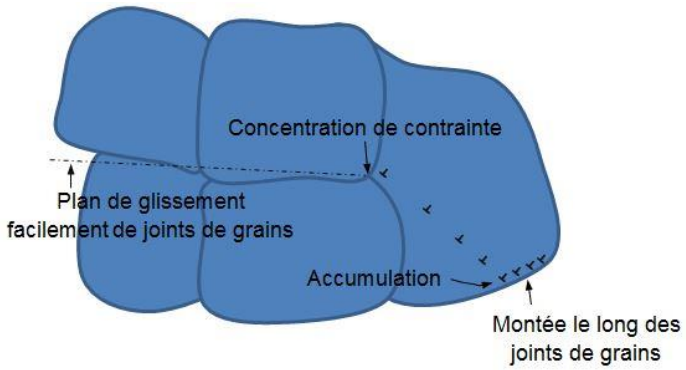


Figure 1.7. Modèle de Ball-Hutchison **[34]**

Le modèle proposé par Ball et Hutchison [34] est montré sur la Figure 1.7. La déformation est réalisée par des glissements de groupes de grains. Ces groupes de grains glissent suivant un plan de glissement correspondant à un alignement de joints de grains, jusqu'à ce qu'un autre grain orienté défavorablement bloque le glissement. Ce grain et ce groupe de grains causent une concentration de contrainte sur le grain obstacle.

Cette concentration génère des dislocations qui peuvent s'accumuler aux joints opposés de grains et monter le long des joints de grains. Le déplacement des dislocations et la relaxation des contraintes provoquent la déformation du grain obstacle, qui est une accommodation de glissement de groupes de grains. La vitesse de déformation donnée par ce modèle est ainsi :

$$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{b}{d}\right)^2\left(\frac{\sigma}{G}\right)^2\frac{D_{gb}Gb}{RT} \qquad \text{Équation 1.4}$$

Le modèle de Mukherjee [35] est différent du modèle précédent parce que des glissements sont réalisés pour des grains individuels au lieu des groupes de grains. Gifkins [36] a proposé un modèle « zones extérieures des grains – cœur » dans lequel des glissements sont censés avoir lieu par le mouvement des dislocations de joints de grains qui s'accumulent aux jonctions triples, et les activités de dislocations sont limitées aux zones extérieures tandis que le cœur ne se déforme presque pas.

Ces trois modèles ont une expression identique d'équation constitutive (voir l'Équation 1.4) sauf que la valeur de paramètre relatif à la structure d'équation est différente : pour le modèle de Ball et Hutchison $K = 200$, pour le modèle de Mukherjee $K = 2$ et pour le modèle de Gifkins $K = 64$.

Ce type de modèle conserve la forme des grains par la rotation de grains réalisée par le GBS et le fluage de dislocations. Il peut bien expliquer la région II de la courbe sigmoïde. De plus, Il prédit une valeur de m à 0.5. Elle semble plus réaliste que celle proposée par le modèle de GBS pur. Cependant, cette valeur n'est pas modifiée par la taille de grains et la température.

Avec l'accommodation par dislocations ou par diffusion, certains mécanismes peuvent décrire raisonnablement la dépendance de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation et à la taille de grain dans le domaine de la superplasticité.

Cependant, aucun mécanisme ne peut expliquer ou prédire les trois parties de la courbe sigmoïde (i.e. la région I, la région II et la région III) de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation clairement et précisément. Tous ces modèles proposés décrivent mal la réalité du fait que les vitesses de déformation prévues varient selon l'expérience, et que le coefficient m mesuré expérimentalement n'est pas constant comme $\dot{\varepsilon}$ considéré par certains modèles.

La superplasticité est un phénomène complexe, elle est très fortement influencée par les conditions structurales et opératoires de façon critique pour maintenir un domaine superplastique requis par le matériau impliqué [21]. Plusieurs mécanismes simultanés peuvent être utilisés pour expliquer la superplasticité, cependant, très peu d'études peuvent intervenir pour bien distinguer les influences de ces multiples mécanismes.

1.1.3 Matériaux superplastiques

Beaucoup de matériaux peuvent être superplastique, i.e. des alliages de titane, des alliages d'aluminium, des superalliages, des aciers, des composites à matrice métallique, des intermétalliques, des céramiques et d'autres matériaux. Parmi eux, les alliages de titane et ceux d'aluminium sont les plus utilisés en formage superplastique dans la pratique commerciale. Ces matériaux superplastiques sont souvent produits par l'extrusion coudée à aire égale (**E**qual **C**hannel **A**ngular **P**ressing, ECAP) pour les sections massives [43] et par le laminage accumulé (**A**ccumulated **R**oll **B**onding, ARB) pour les tôles [44].

Parmi les alliages de titane ayant un comportement superplastique, le plus utilisé est le TA6V [15]. Le TA6V fait partie des alliages biphasés, et le domaine superplastique apparait pour des tailles de grain inférieurs à 20 µm. La température de mise en forme est comprise entre 840°C et 980°C (sauf quelques cas particuliers) pour des vitesses de déformations variant de $10^{-5}s^{-1}$ à $10^{-3}s^{-1}$. Les informations plus détaillées sur les alliages de titane sont disponibles dans le mémoire de thèse de Mathieu Vanderhasten [45].

Les alliages d'aluminium constituent une classe plus complexe d'alliages superplastiques que ceux de titane en raison de leur variété, des mécanismes de déformation différents suivant les alliages, de l'endommagement par cavitation et de la difficulté de mise en forme par SPF-DB. Les principaux alliages industriels sont :

- la série 2000 (Supral®) dont l'élément d'addition principal est le cuivre ;
- la série 5000 (5083, Al-Mg-Fe) dont l'élément d'addition principal est le Magnésium ;
- la série 7000 (7475, Al-Zn-Mg-Fe) dont l'élément d'addition principal est le Zinc ;
- la série 8000 (8090, Formal® 545, Al-Li-Cu-Mg) dont l'élément d'addition principal est le lithium.

Les alliages de la série 7000, en particulier l'Al7475, sont principalement utilisés dans le domaine aéronautique. Pour l'Al7475, la température de mise en forme superplastique varie de 430°C à 530°C et la vitesse de déformation de $10^{-4}s^{-1}$ à $10^{-3}s^{-1}$.

1.2 Procédés de formage superplastique

Les procédés de formage superplastique pourront être [20] :

- Le gonflage superplastique
- Le matriçage isotherme

- Le gonflage de tubes
- L'extrusion et rétreint par pression hydraulique

Nous détaillerons plus particulièrement le procédé de formage par gonflage superplastique qui fait l'objet de notre étude.

Le formage par gonflage superplastique (Figure 1.8) permet de fabriquer des pièces complexes avec des matériaux résistants en un seul cycle de formage, en appliquant une pression par un gaz. C'est une solution de mise en forme alternative pour obtenir des emboutis profonds dans des conditions de superplasticité où la contrainte d'écoulement du matériau est faible [2, 15].

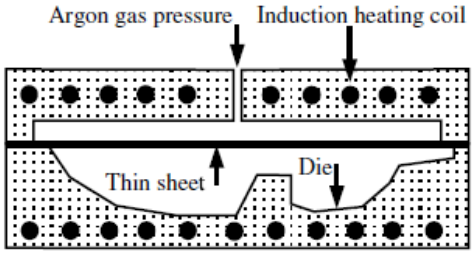


Figure 1.8. Procédé du formage par gonflage superplastique **[3]**

Comme nous avons déjà dit, le procédé SPF intéresse plusieurs industries. De plus, c'est un procédé économiquement optimal pour des séries de 50 à 10000 pièces/an, dans le cas de l'industrie aéronautique [2, 21]. C'est encore plus favorable si on l'associe au soudage par diffusion, notamment pour le titane. La réalisation du soudage par diffusion des alliages d'aluminium est plus difficile que celle du titane en raison de la réoxydation des surfaces nettoyées de l'aluminium avant le soudage [46].

Le formage par gonflage libre est le procédé classique du formage superplastique. Ce procédé consiste à pincer une tôle entre une matrice et une serre flan et à maintenir cet ensemble étanche par pression mécanique (Figure 1.9.a). Ensuite, par l'intermédiaire d'une pression gazeuse, la tôle est déformée à chaud selon une procédure permettant de respecter la température et la vitesse de déformation superplastique optimales (Figure 1.9 b et c).

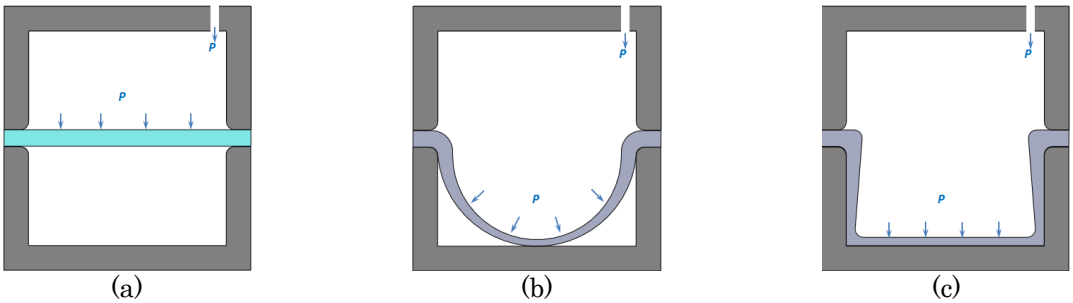


Figure 1.9. Schéma du procédé SPF par gonflage libre **[17]**

Pour uniformiser la répartition des épaisseurs, plusieurs techniques sont proposées, dont le gonflage inversé (Figure 1.10) et le gonflage combiné (Figure 1.11).

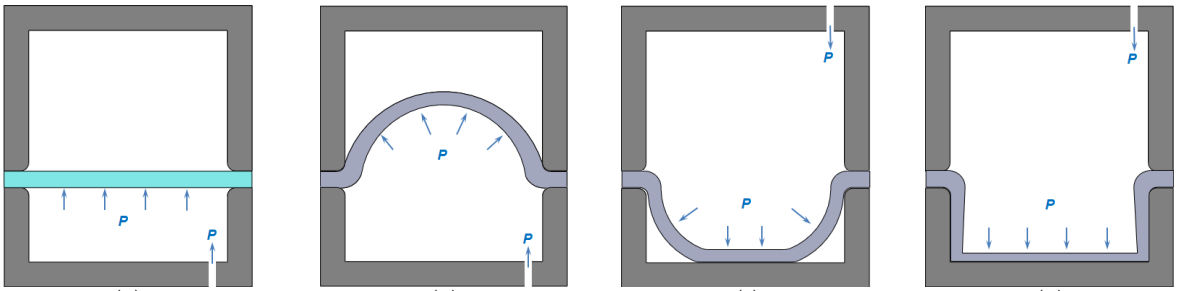


Figure 1.10. Gonflage inversé

Pour le gonflage inversé, le formage se divise en deux phases. La première phase est de déformer la tôle sur la matrice supérieure (Figure 1.10 a et b) et la seconde phase consiste à renvoyer la tôle vers la matrice inférieure (Figure 1.10 c et d). Cette opération permet l'obtention d'une épaisseur relativement uniforme. Pour une pièce de même profondeur, le rapport minium des épaisseurs (épaisseur finale sur épaisseur initiale) passe de 0.26 à 0.33 [47].

Le gonflage combiné est réalisé en quatre étapes (Figure 1.11) : initiation d'installation, gonflage d'un dôme, emboutissage par poinçon avec blocage du flan sur la matrice, placage du poinçon. Avec une installation plus complexe que celle pour le gonflage inversé, on retrouve les mêmes avantages pour le gonflage combiné.

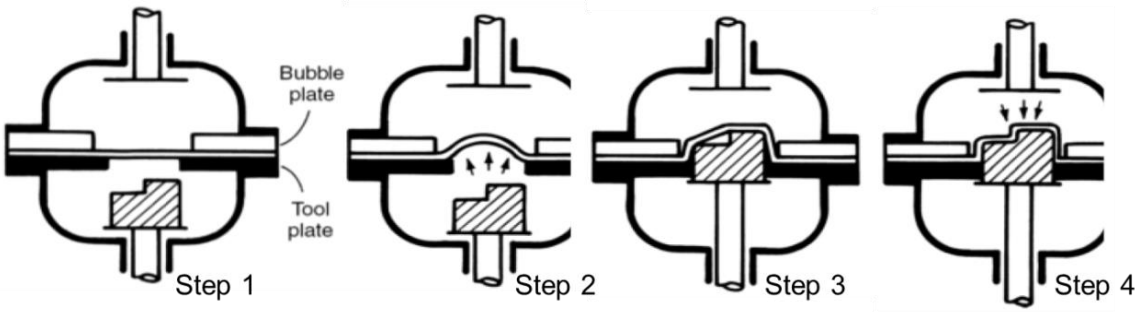


Figure 1.11. Schéma descriptif de gonflage combiné **[14]**

Le soudage par diffusion peut être intégré au cours de la déformation superplastique. La combinaison du formage superplastique et du soudage par diffusion (SPF-DB) permet de fabriquer des pièces complexes alvéolées et nervurées à partir de plusieurs tôles dans une seule opération (Figure 1.12).

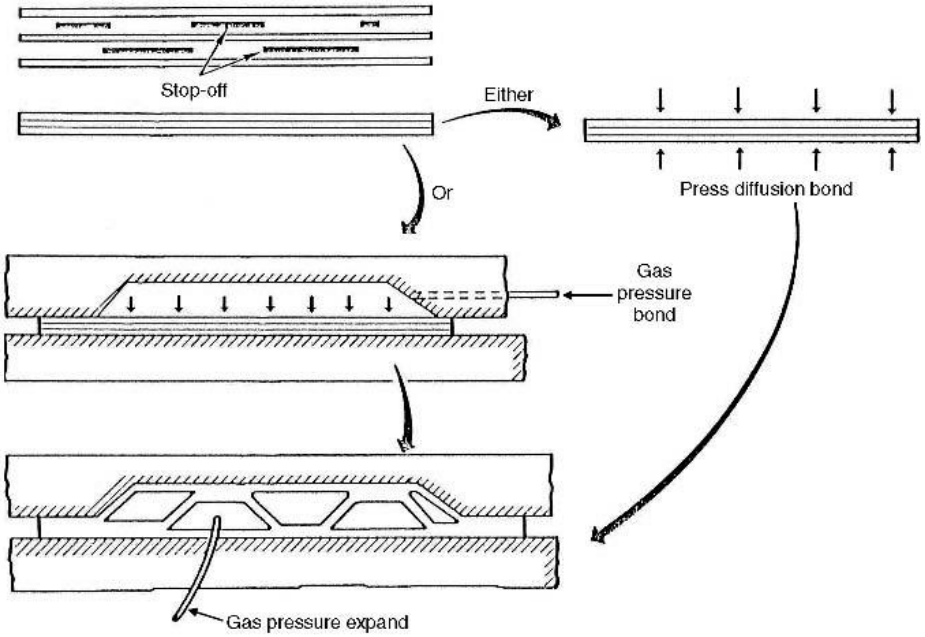


Figure 1.12. Technique SPF/DB réalisé par Rockwell **[48]**

Le procédé SPF-DB nécessite une préparation des tôles en sandwiches dont la périphérie ainsi que des zones où se trouvent des cloisons internes de la pièce finale doivent être préalablement précisées. Ces zones qui ne doivent pas être soudées sont recouverte par une barrière de diffusion (stop-off) [2, 16].

Pour une pièce en Ti-6Al-4V, un cycle typique de fabrication de SPF-DB a lieu à la température de 900-950°C avec une pression maximale de 2MPa pendant 1.5 h [48], et pour la tôle de Ti-6Al-4V à grains fins (1µm), la température de procédé est baissée à 775°C, à laquelle ce matériau à grain fin peut aussi se souder au Ti-6A-4V à grain standard (8µm) [49, 50].

Les conditions optimales de SPF-DB pour l'Al7475 sont d'une température de 510-520°C, d'une pression de 2.5-3.8MPa et d'un temps de 90-120min [46]. Cependant, la présence d'une couche d'alumine (Al_2O_3) réfractaire formée à température ambiante limite l'application de SPF-DB pour l'Al7475.

1.3 Synthèse

1.3.1 Problématiques

Le procédé SPF permet en un seul cycle de formage l'obtention de structures complexes à base de matériaux ayant de hautes caractéristiques mécaniques. Cette procédure utilise le gaz pour appliquer une pression de formage variable en fonction du temps. Cette évolution de pression, nommé la loi de pression, est déterminée à priori empiriquement ou par la simulation numérique.

Les simulations numériques permettent à la fois la prédiction de la loi de pression et l'obtention de distribution de l'épaisseur de la pièce durant l'essai. Les paramètres constitutifs du matériau sont indispensables pour les simulations numériques. Avec la comparaison des résultats de simulation numérique et d'expérimentation, on peut vérifier la validation du modèle de simulation numérique.

Généralement, l'endommagement influe le comportement superplastique. L'évolution de l'endommagement doit être vérifiée. Les essais de traction uniaxiaux à chaud sont les plus utilisés pour caractériser les paramètres constitutifs du matériau sous conditions de formage. Cependant, ils ne correspondent pas au comportement physique du matériau superplastique au cours de la fabrication de la pièce.

Dans la pratique, les conditions de déformation sont biaxiales. Les essais de gonflage permettent effectivement une meilleure identification des paramètres constitutifs de matériau au cours de la fabrication. Malgré cet avantage, ils demandent des machines spécifiques avec certaines limites des mesures.

1.3.2 Objectifs de la thèse

Cette thèse effectuée dans le cadre du LAMPA (Laboratoire Arts et Métiers ParisTech d'Angers), basée sur les travaux de Boude [21], Boulos [20], Aoura [2] et Robert [15], a pour objectif d'étudier des paramètres constitutifs liés au procédé de mise en forme superplastique.

Elle comporte deux parties :

- Identification des paramètres constitutifs du matériau et des paramètres de l'évolution de l'endommagement ;
- Prédiction du cycle de formage SPF et de la répartition de l'épaisseur de la pièce par simulation numérique.

En comparant les résultats des expérimentations et des simulations pour le formage superplastique, une loi de pression adaptée est proposée. Cette loi prend en compte la loi de comportement choisie, permet de maintenir la vitesse de déformation dans le domaine superplastique de l'alliage. Une loi d'évolution d'endommagement, obtenue à partir des essais de déformations superplastiques en traction uniaxiale et ajustée par les simulations numériques, est proposée et vérifiée. L'optimisation du procédé SPF est réalisée en termes de cycle de formage, de la distribution de l'épaisseur dans la pièce fabriquée. L'étude est réalisée sur un alliage Al7475.

1.3.3 Organisation des travaux

Le présent travail propose une étude expérimentale permettant la caractérisation des modèles rhéologiques et de l'endommagement des matériaux. Les résultats de cette étude sont utilisés pour la mise en œuvre de simulations numériques portant sur le formage de formes complexes.

Les grandes étapes de ces travaux de thèse sont les suivantes :

- Caractérisation et modélisation du comportement rhéologique du matériau
  - Essais de traction à chaud pour la détermination des paramètres rhéologiques
- Caractérisation de l'endommagement
  - Essais de traction à chaud interrompus à différents taux de déformation
  - Tomographie des éprouvettes précédemment déformées
  - Identification des paramètres d'une loi d'endommagement
- Mise au point d'un démonstrateur SPF
  - Développement d'un système de commande sur un démonstrateur SPF du laboratoire
- Prédiction du procédé SPF
  - Étude de validation par simulations numériques des paramètres matériaux et procédés de l'alliage 7475 étudié

Le chapitre 1 se dédie à l'introduction de la superplasticité et des objectifs de thèse. La définition de la superplasticité, les mécanismes de la superplasticité et les matériaux superplastiques sont présentés. Les procédés de formage superplastique sont ensuite introduits. Les objectifs de ce mémoire clôturent ce chapitre.

Le chapitre 2 est axé sur la caractérisation et la modélisation du comportement rhéologique du matériau. Il s'intéresse aux protocoles d'essais uniaxiaux et biaxiaux ainsi qu'à leurs techniques d'identification. Une étude à partir d'essais constitutifs uniaxiaux est réalisée et des modèles de comportement rhéologique sont analysés. Une compensation en déformation des paramètres est investiguée afin d'affiner la prédiction du comportement de l'alliage.

Le chapitre 3 présente la caractérisation de l'endommagement à partir d'essais de traction uniaxiale interrompus à différents taux de déformation. Une analyse par micro-tomographie aux rayons X des éprouvettes permet de suivre l'évolution de l'endommagement en fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température. Un modèle d'endommagement de la famille Gurson a été identifié.

Le chapitre 4 s'intéresse à l'amélioration du cycle de mise en forme du démonstrateur de gonflage superplastique permettant la réalisation d'essais biaxiaux.

Le chapitre 5 est consacré à l'étude des prédictions par simulation numérique du procédé SPF. Les protocoles de génération des lois de pressions sont présentés. Ils sont validés pour la mise en forme d'une pièce de révolution en alliage 7475. Une prospection sur l'application des algorithmes de pilotage à la mise en forme de pièces industrielles est réalisée.

Le chapitre 6 effectue le bilan des travaux et met en place les axes de développements futurs pour la caractérisation industrielle de la mise en forme par le procédé SPF d'alliages d'aluminium.

2. CARACTERISATION ET MODELISATION DU COMPORTEMENT RHEOLOGIQUE

2.1 État de l'art 22
2.1.1 Techniques de caractérisation du comportement superplastique des matériaux métalliques 22
2.1.1.1 Essais uniaxiaux 22
2.1.1.2 Essais biaxiaux 25
2.1.2 Modèles rhéologiques permettant de décrire le comportement superplastique des matériaux métalliques 29
2.1.2.1 Lois de comportement phénoménologiques 30
2.1.2.2 Lois de comportement physiques 34
2.2 Caractérisation du comportement d'un alliage superplastique d'aluminium 7475 36
2.2.1 Conditions thermomécaniques étudiées 36
2.2.2 Dispositif expérimental 37
2.2.3 Comportement de l'alliage d'aluminium 7475 38
2.3 Modélisation du comportement de l'alliage d'aluminium 7475 42
2.3.1 Modèle de Norton-Hoff 43
2.3.2 Modèle de Johnson-Cook 48
2.3.3 Modèle de Zener-Hollomon 50
2.3.4 Modèle avec compensation de déformation 52
2.4 Conclusions 54

La simulation numérique d'un procédé de mise en forme nécessite au préalable la définition la plus précise possible de la réponse mécanique du matériau lorsque ce dernier est soumis à des conditions thermomécaniques propres au procédé considéré. Il est ainsi nécessaire de mettre en place des essais mécaniques représentatifs du procédé afin de caractériser le comportement du matériau et de proposer un modèle mathématique permettant de décrire ce dernier.

En première partie de chapitre, un état de l'art autour des techniques de caractérisation les plus couramment utilisées et des modèles rhéologiques existant sera exposé. En deuxième partie, le comportement de l'alliage d'aluminium 7475 soumis à des conditions thermomécaniques similaires à celles rencontrées lors d'un formage superplastique sera étudié. Trois modèles rhéologiques différents (Norton-Hoff, Johnson-Cook et Zener-Hollomon) seront alors proposés en fin de chapitre.

2.1 État de l'art

2.1.1 Techniques de caractérisation du comportement superplastique des matériaux métalliques

La complexité dans la caractérisation du comportement superplastique des matériaux réside dans la capacité à reproduire les différentes configurations possibles en termes de température, de vitesse de déformation ou encore d'état de contrainte. Comme expliqué dans le chapitre précédent, le formage superplastique s'effectue à des températures très élevées ($>0.5T_f$ avec T_f la température de fusion) et avec de faibles vitesses de déformation ($<10^{-3}s^{-1}$). Des états de contraintes plus ou moins complexes peuvent aussi être rencontrés suivant la forme de la pièce à réaliser. Des états uniaxiaux tout comme biaxiaux peuvent en effet intervenir.

2.1.1.1 Essais uniaxiaux

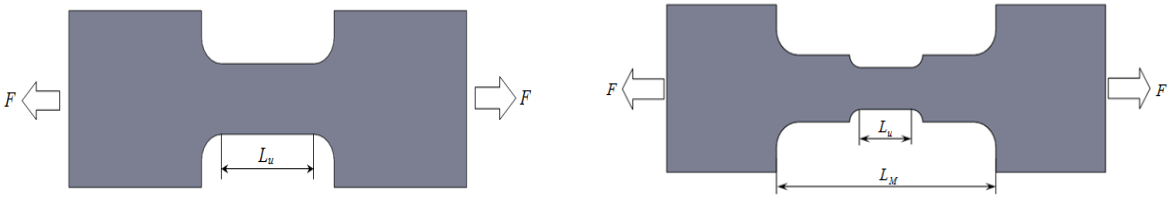
Les essais uniaxiaux sont les essais les plus utilisés pour caractériser le comportement superplastique des matériaux [13, 51, 52, 53, 54, 55, 56]. Ils permettent, en effet, de remonter facilement au coefficient m de sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, ce coefficient étant déterminé à partir de l'équation suivante :

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \cong \frac{\Delta \ln \sigma}{\Delta \ln \dot{\varepsilon}} \qquad \text{Équation 2.1}$$

Avec σ la contrainte équivalente et $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation. Ce paramètre est l'un des paramètres clefs en superplasticité : comme expliqué dans le chapitre précédent, lorsque m est supérieur à 0.3, le matériau est considéré superplastique.

Les essais uniaxiaux se limitent à des essais de traction où une séquence thermique (température, vitesse de chauffe…) et une séquence mécanique (taux de déformation, vitesse de déformation, mode de chargement…) semblables aux conditions rencontrées lors de la mise en forme du matériau sont posées. Ils sont généralement conduits jusqu'à rupture de l'éprouvette. Ils peuvent être réalisés sur des éprouvettes prélevées suivant différentes directions par rapport à la direction de laminage de la tôle afin de cerner l'effet de la direction de sollicitation vis-à-vis de l'orientation des grains sur la réponse mécanique du matériau.

Des machines dites quasi-statiques (du type MTS, Zwick, Inström) équipées d'un four à lampes sont généralement utilisées. Deux formes d'éprouvettes peuvent être employées : une forme simple ou une forme complexe (Figure 2.1). La forme complexe est généralement privilégiée car elle permet de concentrer la déformation dans la partie centrale de l'éprouvette, ce qui n'est pas forcément le cas lorsqu'une forme simple est utilisée (comme illustré en Figure 2.2).



(a) Forme simple (b) Forme complexe

Figure 2.1. Formes d'éprouvette

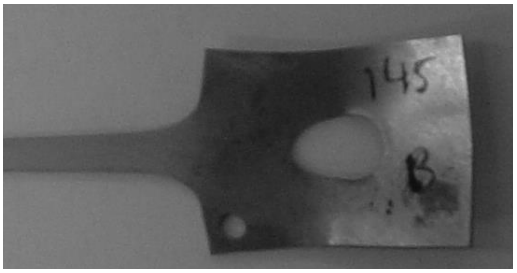


Figure 2.2. Éprouvette avec une forme simple présentant une déformation au niveau des têtes en plus de la déformation dans la partie utile **[22]**

La réduction de section qui intervient dans la zone centrale de l'éprouvette permet ainsi de délimiter une zone utile et de formuler certaines hypothèses : durant l'essai, (i) la déformation est localisée dans la zone utile et se répartit de

manière uniforme au sein de celle-ci et (ii) le volume de la zone utile reste constant pendant l'opération, ce qui revient à écrire $l_0 S_0 = lS$, avec S_0 la section initiale de la zone utile, S la section de la zone utile à une déformation donnée, l_0 la longueur utile initiale et l la longueur de la zone utile à une déformation donnée.

Des essais à vitesse de déformation constante tout comme des essais avec des sauts de vitesse peuvent être appliqués. Les essais réalisés à vitesse de déformation constante (Figure 2.3) nécessitent la réalisation de plusieurs essais afin d'identifier certains paramètres matériau comme le coefficient m alors que les essais à sauts de vitesse (Figure 2.4) permettent de s'en affranchir.

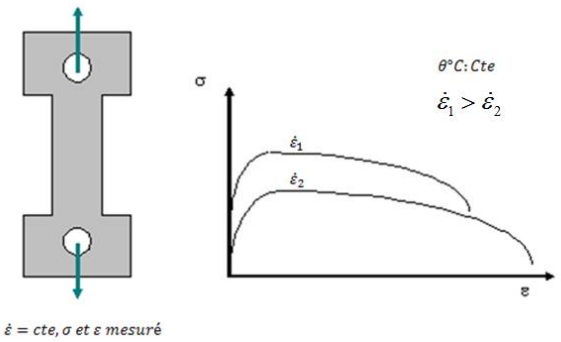


Figure 2.3. Essai de traction uniaxiale à vitesse de déformation constante [20]

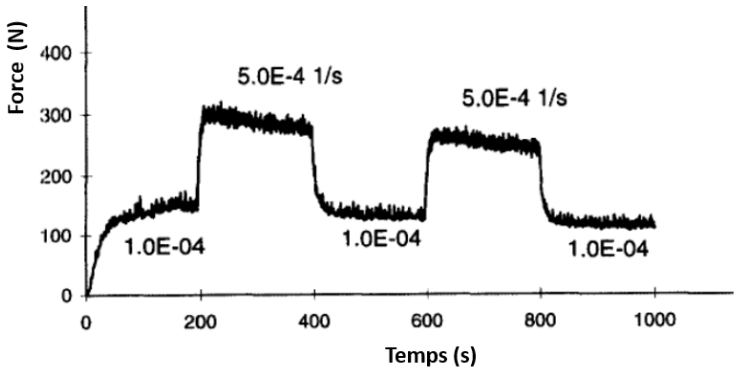


Figure 2.4. Essai de sauts à la vitesse de déformation [57]

Dans le premier cas, la vitesse de la traverse de la machine est pilotée en temps réel en utilisant l'équation suivante : $v = \dot{\varepsilon}\left[l_0 \cdot e^{\varepsilon}\right]$ dans l'optique d'obtenir une vitesse de déformation constante. Dans le deuxième cas, la vitesse de déformation varie périodiquement autour d'une valeur nominale. La Figure 2.4 présente d'ailleurs ce type d'essai réalisé pour des vitesses de déformation passant de $1.10^{-4}s^{-1}$ à $5.10^{-4}s^{-1}$ toutes les 200 secondes. Ce type de chargement permet de déterminer la valeur de m avec l'Équation 2.1.

Suite à ces essais, les courbes force-déplacement obtenues peuvent être traduites en courbes contrainte-déformation en appliquant les équations suivantes :

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{Fl}{l_0 S_0} \qquad \text{Équation 2.2}$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \qquad \text{Équation 2.3}$$

avec σ la contrainte équivalente, ε la déformation équivalente, F la force appliquée, S la section de la zone utile à un instant donné, l la longueur de la zone utile à un instant donné, l_0 la longueur initiale de la zone utile et S_0 la section initiale de la zone utile.

À partir de ces essais uniaxiaux, il est possible, comme montré par Ghosh et Hamilton [58] sur un alliage de titane (Ti-6Al-4V) et d'aluminium (7475), de remonter au comportement qu'aurait le matériau s'il était soumis à des déformations multiaxiales (déformations typiques d'un gonflage) par l'équivalence de la contrainte et de la déformation de type Von Mises. Cependant, certains travaux [59, 60, 61] ont montré que cette transposition n'aboutit pas forcément à des résultats satisfaisants. Song et Liu [59] ont, par exemple, comparé le comportement d'un alliage superplastique ZnAl22 lorsque celui-ci est soumis à un état de contrainte uniaxial et biaxial. Ils ont trouvé que, les équations constitutives à partir d'essais de traction uniaxiale ne peuvent pas être directement généralisées pour traiter des problèmes mécaniques biaxiaux, en considérant la valeur variée de m dans différentes conditions (Figure 2.5). Les essais biaxiaux apparaissent donc nécessaires.

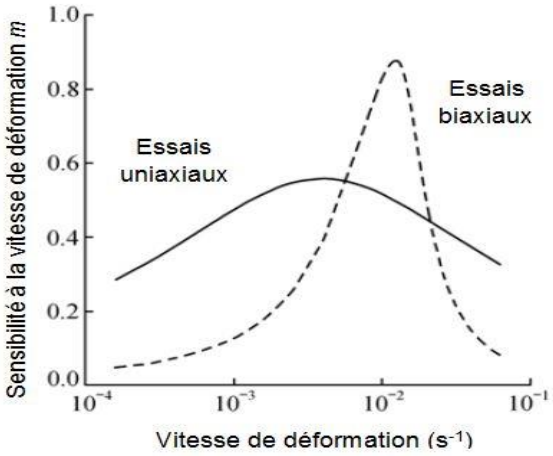


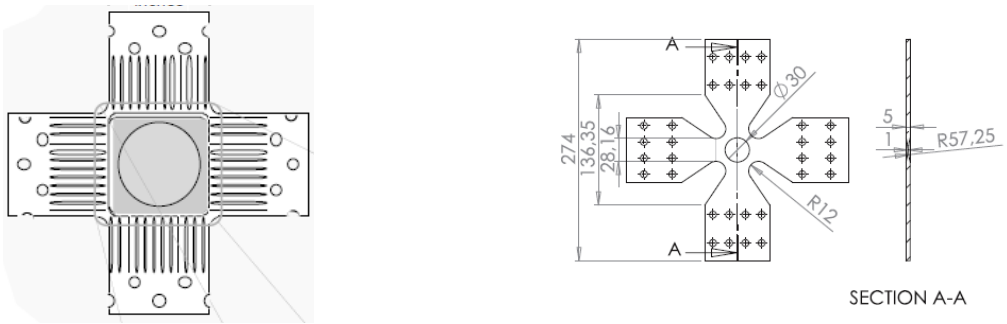
Figure 2.5. Courbes de m - $\lg \dot{\varepsilon}$ obtenues par les essais de traction et les essais de gonflage pour un alliage ZnAl22 à 270°C **[59]**

2.1.1.2 Essais biaxiaux

Comme expliqué précédemment, les essais biaxiaux permettent de se rapprocher des états de contraintes réels rencontrés lors d'un formage

superplastique. Deux types d'essai sont possibles : la traction biaxiale et le gonflage libre.

La traction biaxiale est réalisée en utilisant une forme d'éprouvette spécifique. Il s'agit généralement d'une forme cruciforme [62, 63, 64, 65, 66, 67] (Figure 2.6). L'extrémité de chaque bras de la croix est rattachée à un mors de traction. Il est alors possible de réaliser des essais présentant différents taux de déformation et taux de biaxialité (en fonction des déplacements appliqués dans chaque direction).



(a) Proposé par Johnston et al. [63] (b) Proposé par Ognedal et al. [67]

Figure 2.6. Éprouvettes cruciformes

Les contraintes et les déformations générées au cours de l'essai sont calculées par la méthode proposée par Merklein et al. [66]. L'évaluation expérimentale est présentée sur la Figure 2.7 à gauche. Les déformations sont calculées à partir de la longueur utile (la longueur de la zone de la jauge) et les contraintes sont déterminées en considérant la section d'intérêt qui est déterminée par la section de jauge. Une évaluation de la déformation et de la contrainte par simulation numérique peut aussi être utilisée (Figure 2.7 à droite).

Les déformations et les contraintes sont alors calculées directement par le logiciel. Toutefois, cette complexité dans la détermination de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation au cours d'un essai limite fortement l'utilisation de ce type d'essai. Il est plutôt réservé à l'identification de la courbe limite de déformation.

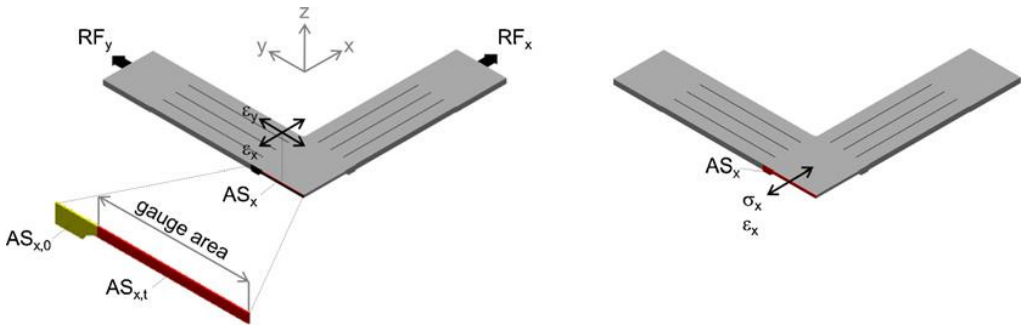


Figure 2.7. Représentation schématique de la détermination des contraintes-déformation dans une éprouvette cruciforme : méthode d'évaluation expérimentale (à gauche) et méthode d'évaluation par simulation numérique (à droite) [66]

Le deuxième type d'essai repose sur le formage d'une tôle par gonflage. Une pression gazeuse est appliquée sur l'une des faces de la tôle afin de former un dôme hémisphérique (voir Figure 2.8). Une déformation biaxiale est alors obtenue au sommet du dôme [2]. À noter que cet essai peut aussi être utilisé pour déterminer la capacité à former une tôle à une profondeur donnée sans la rompre [68].

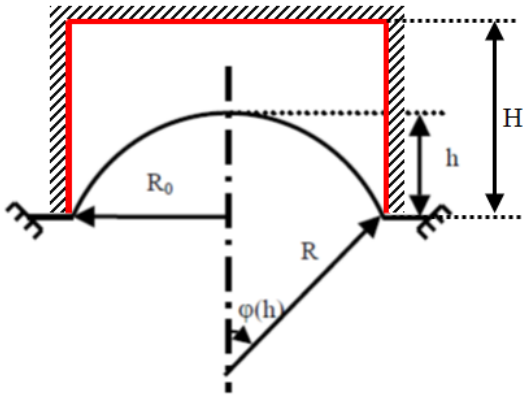


Figure 2.8. Schéma de formation d'un dôme hémisphère **[2]**, avec R_0 le rayon de matrice, R le rayon de dôme, h la hauteur de dôme et H la hauteur de matrice

Une étude analytique du formage libre hémisphérique a été présentée par Boude [21] et Aoura [2] afin de cerner les relations existantes entre les différents paramètres de l'essai (comme la pression, la hauteur déformée, l'épaisseur de la tôle...). Un résumé de cette étude est fourni ci-dessous. La contrainte équivalente σ_{eq} au pôle de la pièce déformé (Figure 2.8) peut s'écrire :

$$\sigma_{eq} = \frac{PR}{2e} \qquad \text{Équation 2.4}$$

avec P la pression appliquée, R le rayon d'hémisphère déformée et e l'épaisseur au pôle de la pièce. Afin d'assurer la stabilité de la déformation de la pièce, deux conditions aux limites sont imposées :

- Pour ces essais, la hauteur de formage h est toujours inférieure à la hauteur H de la matrice cylindrique utilisée (Figure 2.8). Cette condition aux limites permet d'éviter toute interaction entre la pièce et le fond de la matrice.
- Tous les essais doivent se terminer au plus tard lorsque $h = R_0$, avec R_0 le rayon de la matrice cylindrique utilisée.

Par relations géométriques, la relation suivante est obtenue :

$$R = \frac{h^2 + R_0^2}{2h} \qquad \text{Équation 2.5}$$

La pression de formage peut alors s'exprimer de la manière :

$$P = \frac{4\sigma_{eq} he}{h^2 + R_0^2}$$ Équation 2.6

En imposant des hypothèses de matériau isotrope, de volume constant et d'épaisseur uniforme, l'épaisseur en fin d'essai est donnée par :

$$e = \frac{e_0 S_0}{S}$$ Équation 2.7

Par relation géométrique, les surfaces de la pièce en début et fin d'essai sont définies par les équations suivantes :

$$S_0 = \pi R_0^2$$ Équation 2.8

$$S = 2\pi Rh$$ Équation 2.9

Il est alors possible de remonter à l'expression de l'épaisseur e en fonction de la hauteur déformée h :

$$e = e_0 \frac{R_0^2}{R_0^2 + h^2}$$ Équation 2.10

Trois conditions d'essai peuvent être étudiées [2] :

- Essai de gonflage à pression constante ;
- Essai de gonflage à vitesse de déformation constante ;
- Essai de gonflage à contrainte constante.

Les essais de gonflage à pression constante sont les plus simples à mettre en œuvre. Ils permettent de réaliser des pièces avec une hauteur fixée h au rayon R_0 de la matrice cylindrique. La déformation équivalente est calculée avec l'épaisseur initiale e_0 et l'épaisseur à la fin d'essai e suivant l'équation suivante :

$$\varepsilon_{eq} = \ln\left(\frac{e_0}{e}\right)$$ Équation 2.11

Avec les données expérimentales de la relation contrainte-déformation (Équation 2.4 et Équation 2.11) et une estimation de la vitesse de déformation [69], on peut calculer la valeur de m.

À partir d'essais de gonflage réalisé à différentes pressions constantes (P_1 et P_2) pour déformer une pièce en un temps donné (t_1 et t_2) jusqu'à une hauteur fixée, le coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation peut être déterminé de la manière suivante [70] [71] [72] :

$$m = \frac{\ln(P_1/P_2)}{\ln(t_2/t_1)}$$ Équation 2.12

La valeur de m peut aussi être calculée avec des gonflages réalisés en pression constante pour un même durée de formage [73] :

$$m = \frac{\ln(P_1/P_2)}{\ln(\varepsilon_2/\varepsilon_1)}$$ Équation 2.13

De la même manière, par simple modification de la matrice en une forme conique judicieusement choisie et en appliquant de nouveau une pression constante, une contrainte constante au pôle de la pièce peut être obtenue : on parle alors d'essai de gonflage à contrainte constante.

Les essais de gonflage à vitesse de déformation constante repose sur l'équation suivante :

$$\varepsilon_{eq} = \dot{\varepsilon} t$$ Équation 2.14

Cette équation permet d'obtenir la déformation équivalente provoquée par l'application de la pression gazeuse pendant un temps t au pôle de la tôle déformée. Des simulations numériques de l'opération de gonflage sont toutefois nécessaires afin de trouver la loi de pression à appliquer pour conserver une vitesse de déformation constante au pôle.

2.1.2 Modèles rhéologiques permettant de décrire le comportement superplastique des matériaux métalliques

Les modèles rhéologiques permettant de décrire le comportement superplastique d'un matériau métallique peuvent être classés en deux catégories [2, 11, 74] :

- Les lois de comportement phénoménologiques ;
- Les lois de comportement physiques.

La première catégorie revient à trouver une formule mathématique permettant de décrire au mieux les courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement. Aucune notion physique n'est prise en compte. Autrement dit, les mécanismes physiques à l'origine de la superplasticité ne sont pas explicités dans les relations mathématiques mises en place. La deuxième catégorie repose quant à elle sur l'introduction de paramètres physiques dans les modèles comme l'évolution de la taille de grain, la densité de dislocations…

2.1.2.1 Lois de comportement phénoménologiques

Il existe un grand nombre de lois de comportement phénoménologiques. Seules trois de ces lois, les plus courantes en mise en forme à chaud, seront détaillées ici. Il s'agit de la loi de Norton-Hoff [75], de la loi de Johnson-Cook [76] et de la loi de Zener-Hollomon [77].

a. Loi de Norton-Hoff

En 1929, Norton a proposé une loi puissance pour relier la vitesse de déformation y à la contrainte x [75] :

$$y = mx^n \qquad \text{Équation 2.15}$$

avec n une constante du matériau pouvant varier de 3 à 17 tous en présentant une moyenne aux alentours de 5.

En 1964, Backofen et al. ont proposé une relation de la même forme avec une définition plus précise des paramètres [78] :

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \qquad \text{Équation 2.16}$$

Avec : K la consistance du matériau et m la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation.

Plusieurs variantes de cette loi ont été par la suite proposées afin de prendre en compte des points telles que : l'influence de l'écrouissage au travers d'un coefficient d'écrouissage n [79] (Équation 2.17), l'influence du temps de formage t [80] (Équation 2.18) ou encore l'influence de la taille des grains d [11] (Équation 2.19) ou de la température via une loi d'Arrhenius [81] (Équation 2.20).

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n \qquad \text{Équation 2.17}$$

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n t^\tau \qquad \text{Équation 2.18}$$

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n d^p \qquad \text{Équation 2.19}$$

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 2.20}$$

Avec : n le coefficient d'écrouissage, τ la sensibilité de la contrainte au temps de formage, p la sensibilité de la contrainte à la taille de grains, Q l'énergie d'activation (J/mol), R la constante des gaz parfait ($R = 8.314\,\mathrm{J/(mol \cdot K)}$) et T la température de formage (en K).

Ces lois sont couramment employées pour modéliser le comportement d'alliages superplastiques comme l'alliage de titane Ti-6Al-4V [2, 11, 15, 71, 82], l'Al7475 [2, 15, 83, 84], et d'autres matériaux, tels que l'alliage de titane SP700, l'alliage de Magnésium AZ31, l'alliage de Nickel 200, l'alliage de PbSn60 [73, 85, 86, 87, 88, 89]. La prédiction obtenue par simulation numérique en appliquant le modèle de Norton-Hoff à l'alliage de Magnésium AZ31 est montré en Figure 2.9 : les résultats obtenus sont relativement cohérents avec les mesures expérimentales.

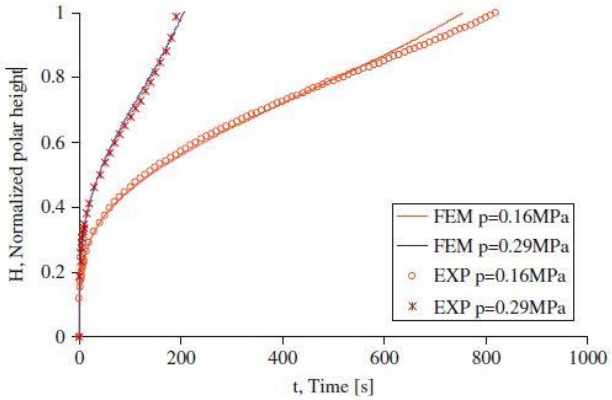


Figure 2.9. Prédictions du modèle de Norton-Hoff pour un alliage de Magnésium AZ31 [85]

b. Loi de Johnson-Cook

Johnson et Cook [76, 90] ont proposé une loi de comportement destinée aux grandes déformations et aux hautes températures. Elle est aussi généralement employée lorsqu'une large gamme des vitesses de déformation est utilisée.

Elle se compose, dans l'ordre d'apparition dans l'équation donnée ci-dessous, d'un module traduisant l'écrouissage du matériau, d'un module traduisant la sensibilité à la vitesse de déformation et d'un module traduisant la sensibilité à la température :

$$\sigma = \left(A + B\varepsilon^{n}\right)\left(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^{*}\right)\left(1 - T^{*m}\right) \qquad \text{Équation 2.21}$$

avec

$$\dot{\varepsilon}^{*} = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_{r} \qquad \text{Équation 2.22}$$

$$T^{*} = \left(T - T_{r}\right)/\left(T_{m} - T_{r}\right) \qquad \text{Équation 2.23}$$

où σ est la contrainte de Von-Mises, ε est la déformation plastique équivalente, $\dot{\varepsilon}^{*}$ est la vitesse de déformation homologue correspondant au rapport entre la vitesse de déformation imposée $\dot{\varepsilon}$ et une vitesse de déformation de référence $\dot{\varepsilon}_{r}$,

T^* est la température homologue, T_r est une température de référence, T_m est la température de fusion, n est le coefficient de la déformation à la contrainte et m le coefficient de la température à la contrainte. A, B, n, C et m sont les paramètres du matériau à identifier.

Afin de traduire les couplages existants entre déformation, température et vitesse de déformation, des variantes de la loi de Johnson-Cook ont été proposées. Des modifications peuvent être apportées sur le module d'écrouissage [91] (Équation 2.24), le module de sensibilité à la vitesse de déformation [92] (Équation 2.25) et le module de sensibilité à la température [93] (Équation 2.26).

$$\sigma = \left[A\left(1-T^{*m}\right)+B\left(T^*\right)\varepsilon^n\right]\left(1+C\ln\dot{\varepsilon}^*\right) \qquad \text{Équation 2.24}$$

$$\sigma = \left[A+B\{1-\exp\left(-C\varepsilon\right)\}\right]\left[D\ln\left(\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0\right)+\exp\left(E\cdot\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0\right)\right]\left[1-\frac{T-T_{ref}}{T_m-T_{ref}}\right]^m \qquad \text{Équation 2.25}$$

$$\sigma = \left(A+B\varepsilon^n\right)\left(1+C\ln\dot{\varepsilon}^*\right)\left(1-\lambda\frac{e^{T/T_m}-e^{T_r/T_m}}{e-e^{T_r/T_m}}\right) \qquad \text{Équation 2.26}$$

La loi de Johnson-Cook et ses variantes permettent de modéliser le comportement en mise en forme à chaud d'un grand nombre de matériaux métalliques comme l'alliage de titane Ti-6Al-4V [94, 95, 96], les alliages d'aluminium 2020-T3 [94] et 7075 [97] et les aciers (DH-36 [98], A36 [99], 9Cr-1Mo modifié [100]). Une comparaison des résultats prédits par le modèle de Johnson-Cook à ceux obtenus en réalisant des essais de traction sur un acier DH-36 à différentes températures avec une vitesse de déformation de $1.10^{-3}s^{-1}$ est présentée en Figure 2.10. Le modèle de Johnson-Cook aboutit à un comportement cohérent avec les données expérimentales.

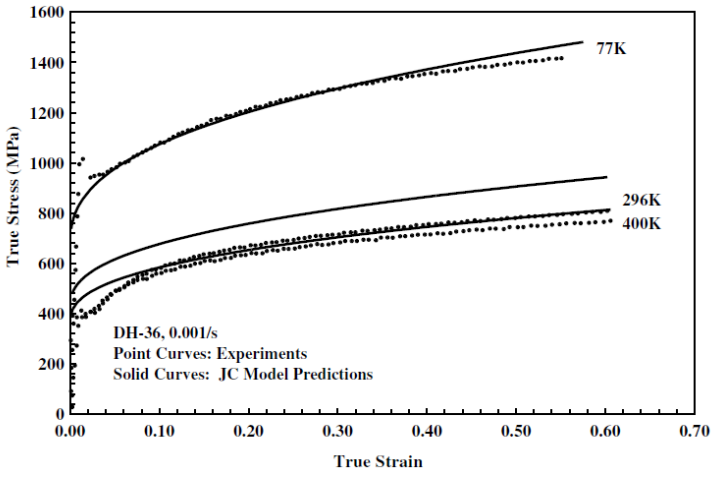


Figure 2.10. Prédiction du modèle de Johnson-Cook pour l'acier DH-36. $\dot{\varepsilon}_r = 1s^{-1}$ et $T_r = 50K$ [98]

c. Loi de Zener-Hollomon

En 1944, Zener et Hollomon ont proposé une relation entre la température T et la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ [77] :

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 2.27}$$

Où : Z est le paramètre de Zener-Hollomon, Q une énergie d'activation (J/mol) et R la constante des gaz parfaits ($R = 8.314\,\mathrm{J/(mol \cdot K)}$). À partir de ce paramètre, la relation reliant la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ à la contrainte σ et à la température T peut être définie comme suit [101, 102] :

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma)\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 2.28}$$

Avec :

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n'} & \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^{n} & \text{pour toutes les } \sigma \end{cases} \qquad \text{Équation 2.29}$$

A, n', β, α et n sont des constantes matériau avec :

$$\alpha = \frac{\beta}{n'} \qquad \text{Équation 2.30}$$

En considérant la relation en sinus hyperbolique pour la fonction $F(\sigma)$, l'Équation 2.28 devient :

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^{n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 2.31}$$

Il est alors possible d'exprimer la relation de la contrainte en fonction du paramètre de Zener-Hollomon en développant le sinus hyperbolique, soit :

$$\sigma = \frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1\right]^{1/2}\right\} \qquad \text{Équation 2.32}$$

Une compensation de déformation pour chaque paramètre de la loi est aussi fréquemment employée afin de minimiser l'erreur entre la prédiction et les courbes expérimentales [101, 102]. Cela revient alors à exprimer chaque paramètre en fonction de la déformation ε par une fonction polynomiale de degré 5 :

$$\begin{cases} \alpha = C_0 + C_1\varepsilon + C_2\varepsilon^2 + C_3\varepsilon^3 + C_4\varepsilon^4 + C_5\varepsilon^5 \\ n = D_0 + D_1\varepsilon + D_2\varepsilon^2 + D_3\varepsilon^3 + D_4\varepsilon^4 + D_5\varepsilon^5 \\ Q = E_0 + E_1\varepsilon + E_2\varepsilon^2 + E_3\varepsilon^3 + E_4\varepsilon^4 + E_5\varepsilon^5 \\ \ln A = F_0 + F_1\varepsilon + F_2\varepsilon^2 + F_3\varepsilon^3 + F_4\varepsilon^4 + F_5\varepsilon^5 \end{cases}$$ Équation 2.33

Une comparaison des contraintes prédites par le modèle de Zener-Hollomon avec celles obtenues expérimentalement pour un alliage d'aluminium 7050 est présentée en Figure 2.11. Pour quatre températures et une vitesse de déformation de $1.10^{-3}s^{-1}$: le modèle de Zener-Hollomon donne des résultats conformes aux résultats expérimentaux aux hautes températures.

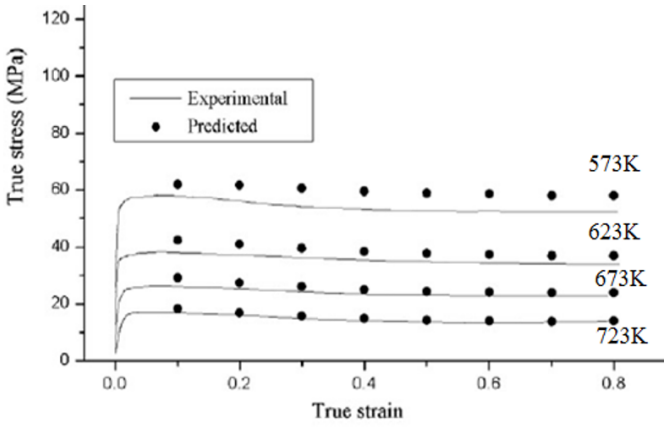


Figure 2.11. Comparaison entre les courbes de contrainte prédites et les courbes expérimentales pour un alliage d'aluminium 7050 testé avec une vitesse de déformation de $1.10^{-3}s^{-1}$ **[102]**

2.1.2.2 Lois de comportement physiques

Les lois de comportement physique sont basées sur l'introduction de variables internes prenant en compte les mécanismes de superplasticité, qui, comme expliqué dans le chapitre précédent (§1.1.2), sont axés autour du glissement aux joints de grains avec accommodation par diffusion ou accommodation par dislocations. Les tableaux donnés ci-dessous fournissent quelques modèles rhéologiques types (cf. Tableau 2.1 et Tableau 2.2). D'autres modèles sont disponibles dans les travaux [23, 24, 103, 104, 105, 106, 107].

Tableau 2.1. Modèles de GBS avec accommodation par Diffusion [103, 108, 109]

Mécanisme	Équation
Ashby et Verrall [26]	$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{b}{d}\right)^2 D_{eff}\left(\frac{\sigma-\sigma_0}{E}\right)$
Padmanabhan [31]	$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{b}{d}\right)^2 D\left(\frac{\sigma}{E}\right)^2$
Spingarn et Nix [27]	$\dot{\varepsilon} = A\frac{Gb}{RT}\left[D_L + \beta\left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 D_C\right]\left(\frac{\sigma}{G}\right)^3$
Chung et Davis [110]	$\dot{\varepsilon} = K\sigma^n d^a \exp\left(-Q/RT\right)$
Ruano, Miller et Sherby [33]	$\dot{\varepsilon} = K\frac{D_{gb}b}{d^3}\left(\frac{\sigma}{E}\right)^2$

Tableau 2.2. Modèles de GBS avec accommodation par Dislocation [103, 108, 109]

Mécanisme	Équation
Mukherjee [35]	$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{b}{d}\right)^2 D_{gb}\left(\frac{\sigma}{E}\right)^2$
Gifkins [36]	$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{b}{d}\right)^2 D_{gb}\left(\frac{\sigma}{E}\right)^2$
Arieli et Mukherjee [38]	$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{b}{d}\right)^2 D_{gb}\left(\frac{\sigma}{E}\right)^2$
Ball [34]	$\dot{\varepsilon} = K\left(\frac{\sigma}{d}\right)^2 \frac{G}{RT} D_{gb} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$

Il est possible de constater que, quelle que soit la loi considérée, cette dernière permet de relier la contrainte à la déformation en introduisant des paramètres microscopiques. Une expression générale des lois de comportement physiques peut ainsi être définie [2, 25, 111] :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{AD_M Eb}{kT}\left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 2.34}$$

Où : A est une constante dépendant du mécanisme de déformation superplastique, E le module d'Young, b la distance inter atomique, k la constante de Boltzmann, T la température, p un exposant entier caractérisant l'influence de la taille des grains, n le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, D_M le coefficient de diffusion et Q l'énergie d'activation.

2.2 Caractérisation du comportement d'un alliage superplastique d'aluminium 7475

L'alliage d'aluminium 7475 est un alliage d'application aéronautique connu pour présenter un comportement superplastique. Ses caractéristiques sont fournies en Annexe I. De nombreuses études ont déjà été réalisées sur ce matériau. Abo-Elkhier et al. [112] ont, par exemple, caractérisé le comportement d'un tel alliage par des essais de traction réalisés à des températures comprises entre 500°C et 540°C et des vitesses de déformation entre 10^{-4} s^{-1} et 10^{-2} s^{-1}. Toutefois, la variabilité du matériau inhérente à ses conditions d'élaboration (taille de grains, homogénéité de composition…) peut être à l'origine de quelques divergences de comportement.

C'est pourquoi il est indispensable de réaliser ici une nouvelle caractérisation du comportement de notre alliage. Dans ces travaux de thèse, la caractérisation se limitera à des essais de traction uniaxiale.

2.2.1 Conditions thermomécaniques étudiées

À partir des travaux déjà réalisés sur cette thématique [2, 14, 15, 20, 21, 113] et résumés dans le Tableau 2.3, les configurations expérimentales à étudier ont été fixées de la manière suivante :

- Trois niveaux de température : 477, 497 et 517°C
- Quatre vitesses de déformation : 5.10^{-5}, 2.10^{-4}, 5.10^{-4} et 1.10^{-3} s^{-1}
- Trois directions de prélèvement par rapport à la direction de laminage des tôles : 0°, 45° et 90° (0° étant la direction de laminage).

Tableau 2.3. Revue des différentes configurations expérimentales utilisées jusqu'à présent pour caractériser le comportement de l'alliage 7475

Année	auteurs	température (°C)	vitesse de déformation (s^{-1})
1983	Mahoney [114]	499, 516, 527	1.10^{-5}, …, 2.10^{-2}
1995	Mahidhara [115]	517	5.10^{-5}, 2.10^{-4}, 1.10^{-3}, 5.10^{-3}, 1.10^{-2}
1998	Shin [116]	516	6.3×10^{-5}, …, 2.1×10^{-2}
2002	Chen [117]	516	1.10^{-4}, 5.10^{-4}, 1.10^{-3}, 5.10^{-3}, 1.10^{-2}, 3.10^{-2}
2006	Abo-Elkhier [112]	485, 500, 515, 530	1.10^{-5}, 5.10^{-5}, 1.10^{-3}, 5.10^{-3}, 1.10^{-2}

La gamme de vitesse de déformation balayée est relativement grande afin de permettre la détection des limites du domaine superplastique.

Chaque configuration expérimentale a été répétée trois fois et seule une moyenne des résultats est présentée. Le Tableau 2.4 récapitule les différentes configurations étudiées.

Tableau 2.4. Configurations expérimentales étudiées en fonction de la direction de laminage

Dir. (°)	T(°C)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	Dir. (°)	T(°C)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	Dir. (°)	T(°C)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})
0	517	2.10^{-4}	0	477	5.10^{-5}	0	497	5.10^{-5}
45	517	2.10^{-4}	0	477	2.10^{-4}	0	497	2.10^{-4}
90	517	2.10^{-4}	0	477	5.10^{-4}	0	497	5.10^{-4}
0	517	5.10^{-5}						
0	517	5.10^{-4}						
0	517	1.10^{-3}						

2.2.2 Dispositif expérimental

Les essais de traction uniaxiale à chaud sont réalisés sur une machine développée au sein du LAMPA (Figure 2.13). Cette machine est capable d'atteindre une température de la zone active de l'éprouvette de 1100°C à l'aide d'un four à lampes halogènes. La température est mesurée à l'aide d'un thermocouple (Figure 2.12) soudé au centre de l'éprouvette. Au cours de l'essai, la circulation d'un gaz neutre (Argon) au sein du four permet d'éviter l'oxydation de l'éprouvette. La force maximale de traction pouvant être appliquée est de 1000 N. Les vitesses de traction peuvent varier de 0.05 à 50 mm/min, ce qui correspond à des vitesses de déformation comprises entre 1.10^{-5} et 1.10^{-2} s^{-1} pour une longueur utile initiale d'éprouvette complexe de 7mm.

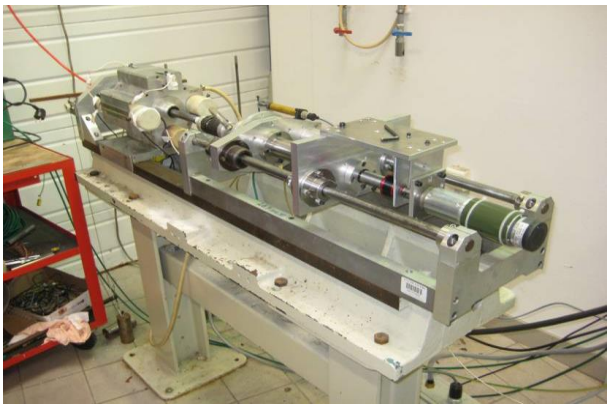


Figure 2.13. Machine de traction à chaud du LAMPA

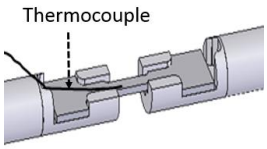


Figure 2.12. Vue de l'éprouvette et du thermocouple

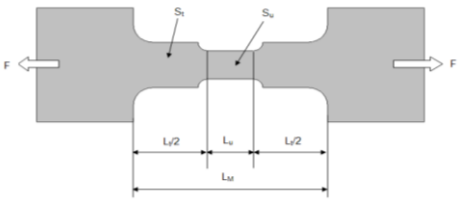


Figure 2.14. Forme de l'éprouvette

La forme de l'éprouvette utilisée pour les essais de traction à chaud est présentée en Figure 2.14. Comme expliqué précédemment (§2.1.1), cette forme d'éprouvette permet, d'une part, de concentrer la déformation dans la partie utile de l'éprouvette, et, d'autre part, d'assurer une température homogène dans cette zone. Un système de pilotage spécifique de la traverse a été développé afin

d'assurer une vitesse de déformation constante dans la zone de l'éprouvette par adaptation en temps réel de la vitesse de déplacement de la traverse. Ce dernier est décrit brièvement en Annexe II.

2.2.3 Comportement de l'alliage d'aluminium 7475

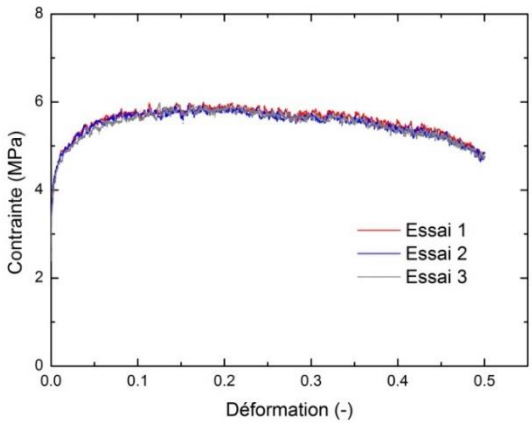
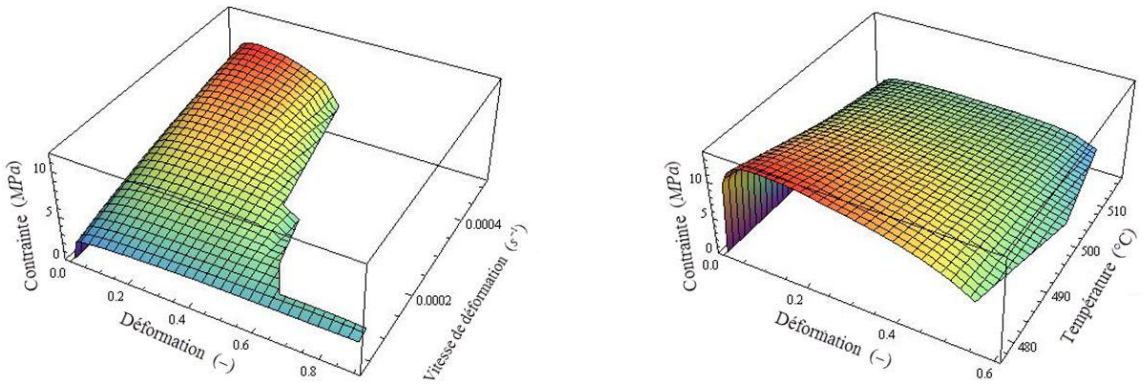


Figure 2.15. Reproductibilité des essais – Courbes contrainte-déformation obtenues pour une température de 517°C et une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1}. Erreur moyenne est de 2%.



(a) (b)

Figure 2.16. Représentations 3D des courbes contraintes-déformation obtenues suite aux différents essais de traction réalisés en fonction de : (a) la vitesse de déformation et (b) la température.

Des essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur l'alliage d'aluminium 7475 suivant les conditions opératoires détaillées précédemment (§2.2.1 et §0). Comme illustré en Figure 2.15, la reproductibilité des résultats est satisfaisante : une erreur de 2% est trouvée au plateau de contrainte. L'ensemble des courbes contrainte-déformation obtenues suite aux différents essais est montré en Figure 2.16. Il est possible de constater que l'alliage d'aluminium 7475 est sensible à la vitesse de déformation et à la température. En effet, une augmentation de la

vitesse de déformation tend à augmenter la contrainte au plateau tout en diminuant la déformation à rupture ; tandis qu'une augmentation de la température présente l'effet inverse.

a. Influence de la vitesse de déformation sur le comportement de l'alliage 7475

La Figure 2.17 montre l'évolution des courbes contrainte-déformation en fonction de la vitesse de déformation pour chaque température. Pour la vitesse de déformation la plus faible (soit 5.10^{-5} s^{-1}), la contrainte augmente jusqu'à un plateau qui demeure globalement stable jusqu'à la rupture. Lorsque la vitesse de déformation augmente, la contrainte augmente jusqu'à une valeur maximale avant de chuter plus ou moins rapidement jusqu'à atteindre la rupture. Il est possible de constater que ce changement de comportement suivant la vitesse de déformation appliquée est présent quelle que soit la température considérée.

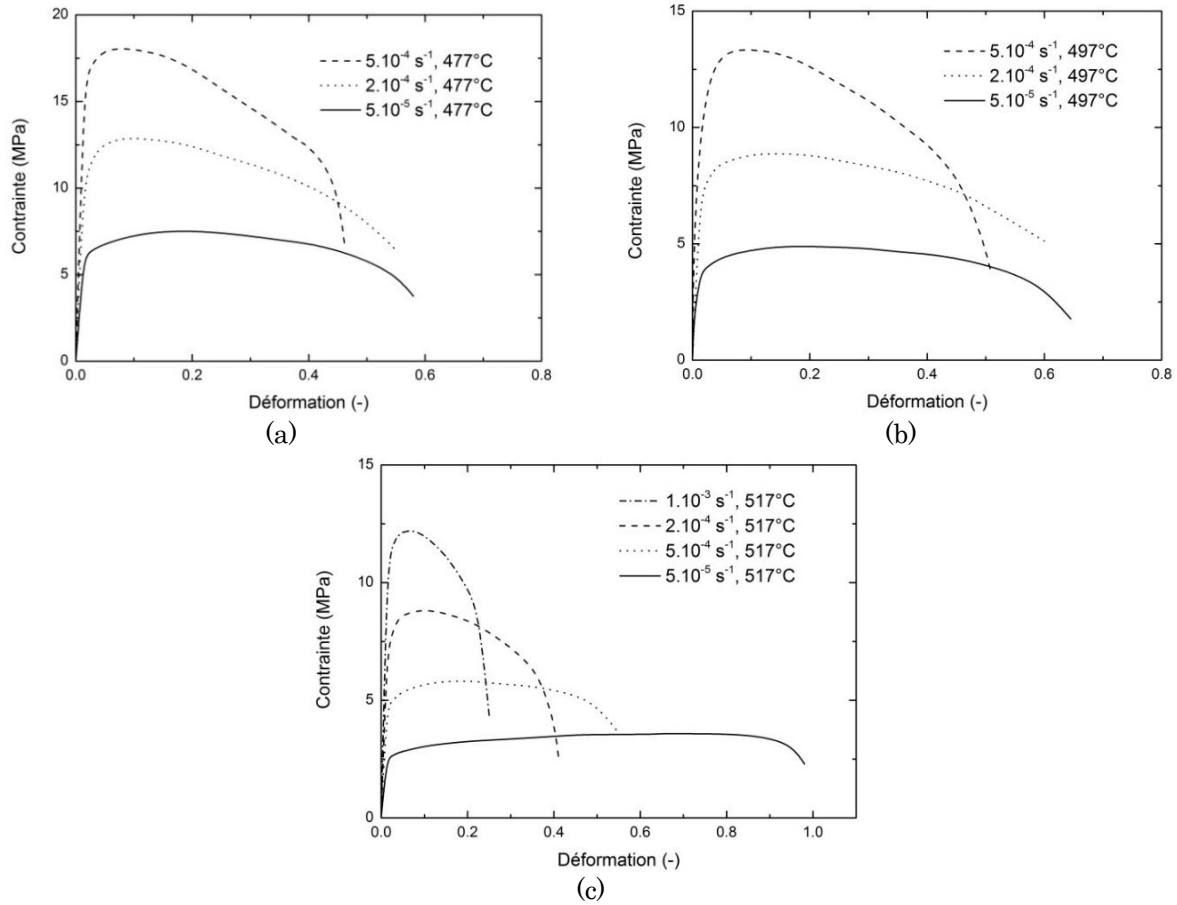


Figure 2.17. Courbes contrainte-déformation obtenues suite à des essais de traction réalisées à différentes vitesses de déformation et à une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

Au vu de la forme des courbes contrainte-déformation, trois informations principales peuvent être ressorties : (i) l'écrouissage est négligeable quelle que soit la configuration expérimentale considérée ; (ii) pour les vitesses de

déformation supérieures à 5.10^{-5} s^{-1}, l'endommagement du matériau est prépondérant et (iii) pour la vitesse de déformation la plus faible, l'endommagement n'est plus prépondérant et le phénomène de recristallisation ne semble pas intervenir (stabilité de la contrainte au plateau).

Afin de valider ces interprétations, des observations microstructurales (par microscopie optique et par microscopie électronique à balayage) ont été réalisées sur une partie des échantillons déformés.

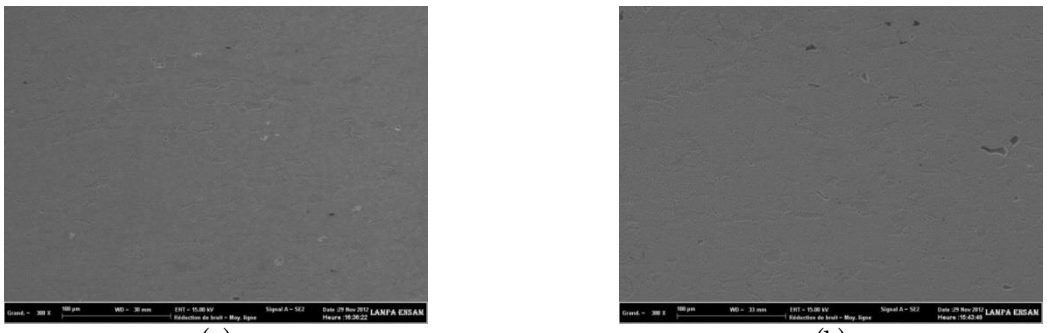
Les microstructures des échantillons déformés à une température de 517°C avec des vitesses de déformation de 5.10^{-5} s^{-1} et 2.10^{-4} s^{-1} sont montrées en Figure 2.18. Il est possible de constater qu'aucune évolution de la taille de la structure granulaire n'intervient quelle que soit la durée de l'essai. La taille moyenne de la structure granulaire pour chaque configuration a été étudiée.



(a) (b)

Figure 2.18. Microstructures des échantillons déformés à une température de 517°C et avec une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1} et (b) 2.10^{-4} s^{-1}

Une faible croissance est détectable : la taille initiale des grains avoisine 12±2µm et elle ne dépasse pas 15µm après déformation. Cette non évolution de la taille des grains peut notamment s'expliquer par la présence de zirconium au sein de l'alliage d'aluminium 7475, élément d'addition qui a tendance à piéger les joints de grains et les dislocations [1].



(a) (b)

Figure 2.19. Observations au microscope électronique à balayage : Microstructure d'un échantillon déformé à 517°C et une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1}, (b) 2.10^{-4} s^{-1}

Des observations au microscope électronique ont aussi été réalisées afin d'étudier la présence éventuelle d'endommagement au sein des échantillons. La

Figure 2.19 montre la microstructure d'un échantillon déformé à une température de 517°C avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-5} s^{-1} et 2.10^{-4} s^{-1}) : les zones noires correspondent à des cavités. Il est possible de constater que l'endommagement est plus prononcé pour la plus forte vitesse de déformation, ce qui tend à montrer la prédominance de l'endommagement du matériau pour les plus fortes vitesses de déformation. L'endommagement surfacique passe en effet de 0.69% à 4.68% lorsque la vitesse de déformation passe de 5.10^{-5} s^{-1} à 2.10^{-4} s^{-1}.

b. Influence de la température sur le comportement de l'alliage 7475

La Figure 2.20 montre l'évolution des courbes contrainte-déformation en fonction de la température pour chaque vitesse de déformation étudiée. Il est possible de constater que les mécanismes de superplasticité semblent s'activer pour une configuration expérimentale particulière. En effet, pour une température de 517°C et une vitesse de déformation de 5.10^{-5} s^{-1}, la déformation à rupture est quasiment doublée comparativement aux autres configurations expérimentales.

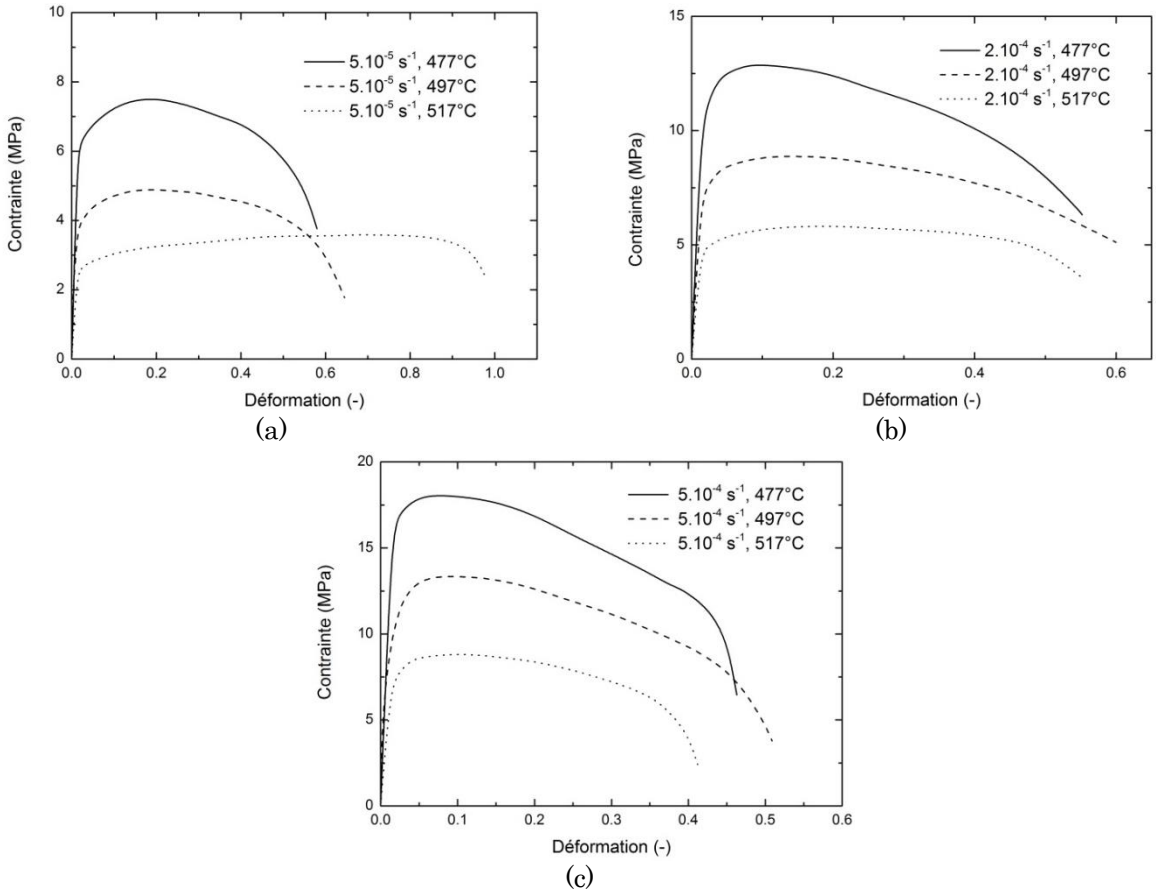


Figure 2.20. Courbes contrainte-déformation obtenues après des essais de traction réalisées à différentes températures et à une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1}, (b) 2.10^{-4} s^{-1} et (c) 5.10^{-4} s^{-1}

c. Effet de l'orientation des grains vis-à-vis de la direction de sollicitation

Afin d'étudier l'anisotropie du matériau, des essais sur des éprouvettes présentant différentes orientations granulaires vis-à-vis de la direction de sollicitation ont été réalisés avec une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} et pour une température de 517°C. Les courbes contrainte-déformation correspondantes sont montrées en Figure 2.21. L'alliage d'aluminium 7475 semble légèrement anisotrope en contrainte. Le comportement pour une direction de prélèvement de 0° par rapport à la direction de laminage de la tôle et celui pour une direction de 45° sont relativement proches avec une contrainte au plateau et une déformation à rupture semblables. Une direction de prélèvement de 90° par rapport à la direction de laminage semble en revanche avoir plus d'effets : la déformation à rupture est en effet plus faible que pour les autres conditions (0.4 au lieu de 0.55). Cela pourrait s'expliquer par une propagation plus aisée de la rupture grâce à une proportion plus importante de joints de grain orientés favorablement. Plus de détails peuvent être trouvés dans les travaux de [1].

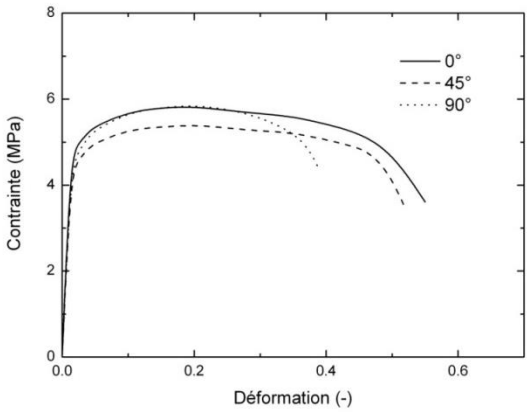


Figure 2.21. Courbes contrainte-déformation obtenues par des essais de traction réalisés à une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1}, à une température de 517°C et pour différentes directions de prélèvement des éprouvettes par rapport au sens de laminage

Cela suppose toutefois une propagation intergranulaire de la rupture, ce qui n'a pas pu être vérifié ici en raison de la fusion des éprouvettes après rupture (les faciès étant rendus inexploitables). Dans le reste de l'étude, le comportement de l'alliage d'aluminium 7475 est supposé isotrope afin de simplifier la modélisation.

2.3 Modélisation du comportement de l'alliage d'aluminium 7475

Afin d'implémenter le comportement de l'alliage d'aluminium dans les simulations numériques, un modèle rhéologique doit être mis en place. L'objectif de ce type de modèle réside dans l'obtention de la meilleure prédiction possible du comportement du matériau, ce qui revient à être capable de reproduire les courbes contrainte-déformation précédemment trouvées (Cf. 2.2.3). Une minimisation des écarts entre courbes expérimentales et courbes modélisées

étant recherchée, plusieurs modèles ont donc été étudiés afin de sélectionner le plus adapté à l'alliage d'aluminium 7475. Seuls des modèles phénoménologiques sont abordés dans cette étude : le modèle de Norton-Hoff, le modèle de Johnson-Cook et le modèle de Zener-Hollomon.

2.3.1 Modèle de Norton-Hoff

Le modèle de Norton-Hoff est défini par l'équation suivante :

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n \qquad \text{Équation 2.35}$$

Avec : σ la contrainte équivalente, ε la déformation équivalente, $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation, K la consistance du matériau, m le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et n le coefficient d'écrouissage. Toutefois, cette équation peut être simplifiée en raison de l'absence d'écrouissage (cf. §2.2.3) soit $n = 0$. La loi de Norton-Hoff devient alors :

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m \qquad \text{Équation 2.36}$$

Les paramètres à identifier sont donc au nombre de deux : K et m. Le paramètre m est identifié à partir d'une simple écriture logarithmique de l'Équation 2.36 et en appliquant l'Équation 2.37. Le paramètre K est ensuite déterminé en appliquant l'Équation 2.38 tout en fixant le paramètre m à la valeur précédemment trouvée. L'identification s'effectue dans la gamme de déformation hors domaine élastique : seule la zone du domaine plastique présentant un plateau de contrainte stable quelle que soit la configuration est considérée, ce qui revient à prendre une déformation comprise entre 0.05 et 0.20.

$$m = \left.\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}}\right|_{T,\varepsilon} \qquad \text{Équation 2.37}$$

$$K = \frac{\sigma}{\dot{\varepsilon}^m} \qquad \text{Équation 2.38}$$

Les valeurs moyennes trouvées ainsi que les valeurs par température des paramètres sont récapitulées dans le Tableau 2.5. Plusieurs points peuvent être constatés :

(i) le coefficient m ne varie que légèrement avec la température ; une valeur moyenne peut donc être considérée dans le modèle.
(ii) le coefficient m de sensibilité à la vitesse de déformation est bien supérieur à 0,3 ; ce qui traduit un comportement superplastique.
(iii) le paramètre K dépend fortement de la température ; l'utilisation d'une valeur moyenne dans le modèle est à étudier.

Tableau 2.5. Paramètres identifiés pour la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36)

Température	K (MPa s^{-m})	m (-)
477°C	410	0.395
497°C	400	0.451
517°C	272	0.456
Moyenne	360	0.434

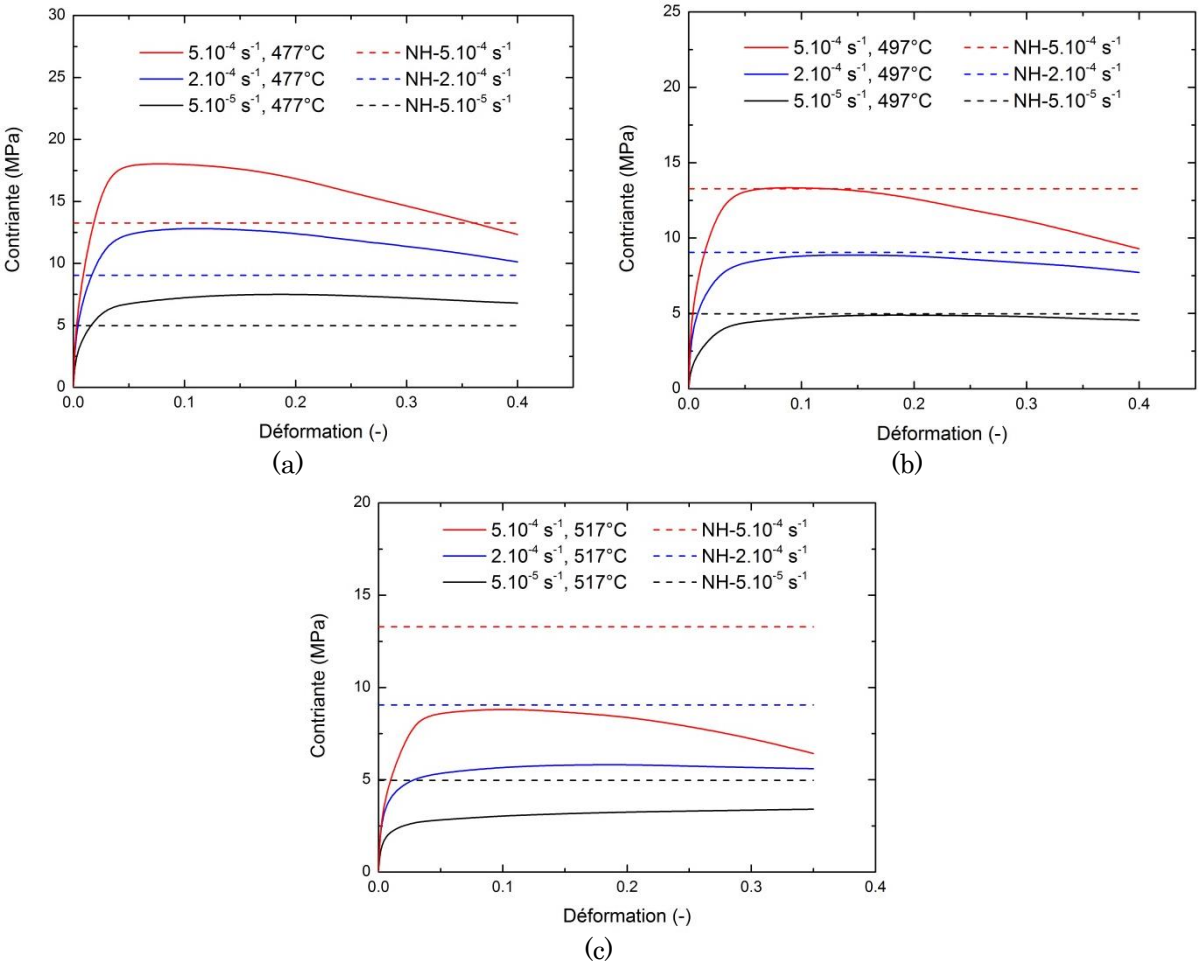


Figure 2.22. Courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et obtenues en appliquant la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) avec K constant pour différentes vitesses de déformation et températures : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

Les comparaisons entre les courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et mathématiquement sont montrées en Figure 2.22 et Figure 2.23. Les courbes modélisées à partir : (i) d'une valeur de m et de K constantes quelle que soit la température et (ii) d'une valeur de m constante et d'une valeur de K dépendant de la température sont montrées.

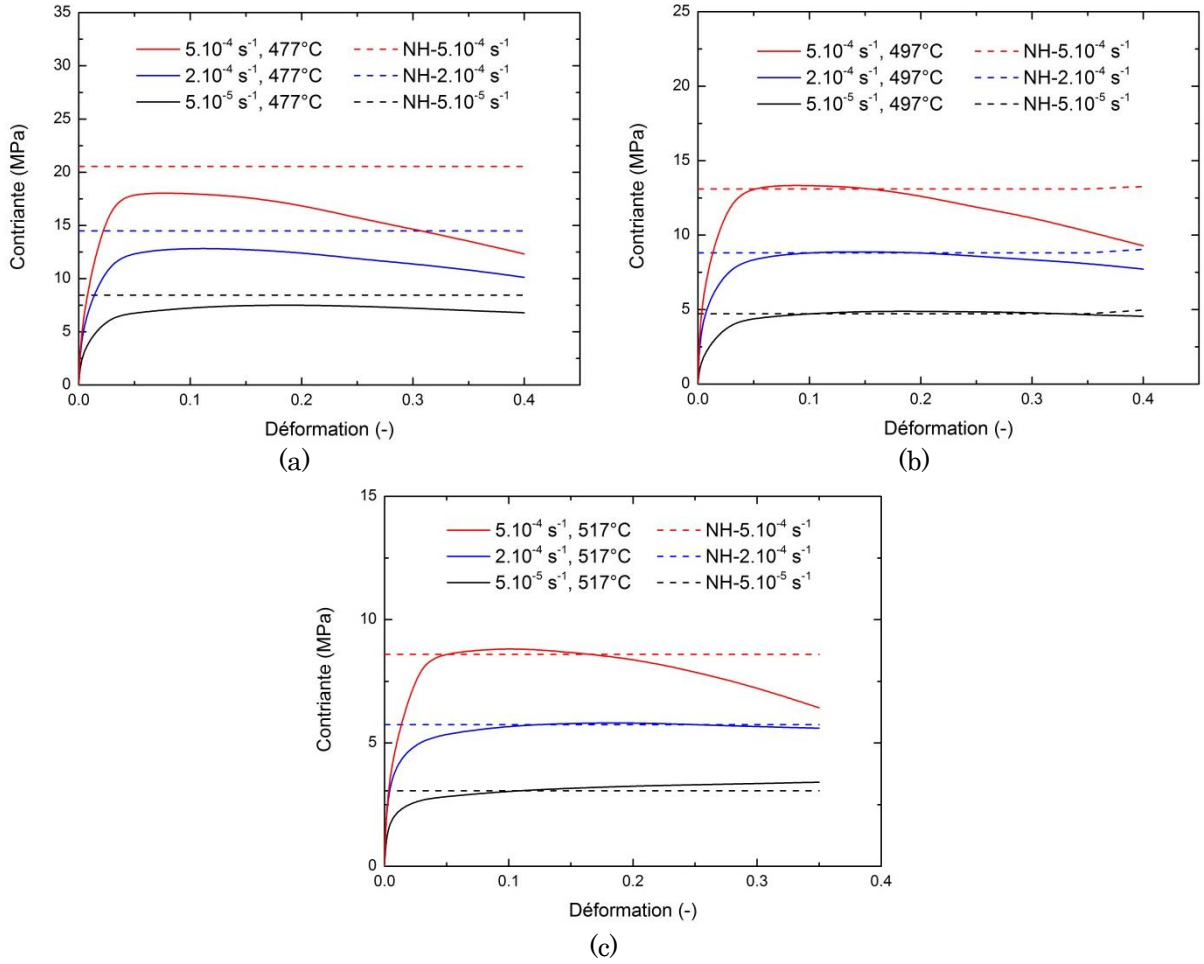


Figure 2.23. Courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et obtenues en appliquant la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) avec K varié pour différentes vitesses de déformation et températures : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

Il est possible de constater que, lorsque des paramètres constants sont utilisés, le modèle ne permet pas de prédire le comportement du matériau pour une bonne partie des configurations expérimentales considérées, excepté pour une température de 497°C. L'erreur moyenne au niveau de la valeur de la contrainte au plateau avoisine 32%. La Figure 2.24 illustre parfaitement cette divergence entre modèle et expérience : quel que soit le niveau de contrainte obtenue expérimentalement, le modèle n'arrive pas à la reproduire. En revanche, l'utilisation d'une valeur de K dépendante de la température permet de minimiser l'écart entre expérimental et modèle.

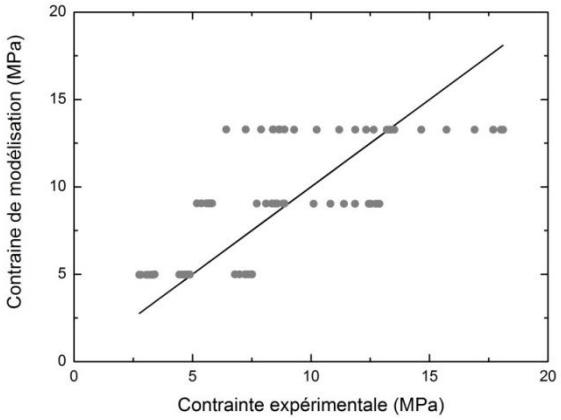


Figure 2.24. Distribution de valeurs de contrainte au plateau données par les essais mécaniques (ligne noire) et par le modèle de Norton-Hoff (points) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

Afin de prendre en compte cette dépendance, le modèle de Norton-Hoff a été modifié en introduisant l'expression d'Arrhenius, soit :

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^{m} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 2.39}$$

Avec : Q l'énergie d'activation, R la constante des gaz parfaits et T la température. Le paramètre Q est identifié en utilisant l'équation suivante :

$$Q = R \left.\frac{\partial \ln \sigma}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)}\right|_{\dot{\varepsilon},\varepsilon} \qquad \text{Équation 2.40}$$

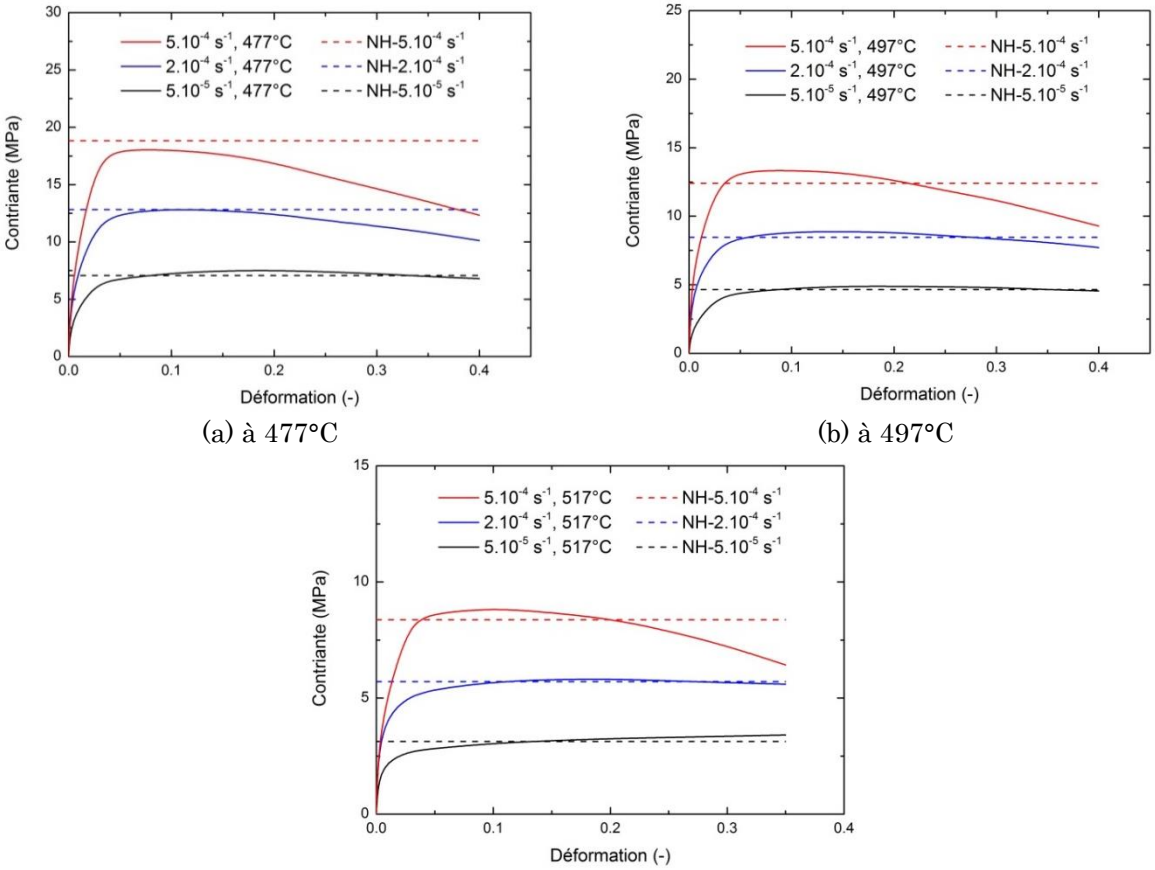
Tableau 2.6. Paramètres identifiés pour la loi de Norton-Hoff modifiée (Équation 2.39)

Paramètre	K (MPa s^{-m})	m (-)	Q (kJ/mol)
Valeur	5.48×10^{-5}	0.434	100

Les nouvelles valeurs des paramètres de la loi de Norton-Hoff sont récapitulées dans le Tableau 2.6 et les courbes contrainte-déformation obtenues par l'expérience et par le modèle sont données en Figure 2.25. Il est possible de constater que la valeur trouvée pour le paramètre Q (de 100 kJ/mol) est cohérente avec des données de la littérature où Q est généralement compris entre 80kJ/mol et 140kJ/mol [1, 118]. Qui plus est, le modèle permet de prédire correctement la contrainte au plateau atteinte quelle que soit la configuration expérimentale considérée (Figure 2.25).

Comme illustré en Figure 2.26, les valeurs de contrainte issues du modèle sont regroupées autour des données expérimentales. Une erreur moyenne de

seulement 8% est en effet trouvée. Il est toutefois important de noter que le modèle de Norton-Hoff ne permet pas de prédire la chute de la contrainte à partir d'une déformation donnée en raison de la non-prise en compte de l'endommagement dans l'équation utilisée.



(a) à 477°C (b) à 497°C

(c) à 517°C

Figure 2.25. Courbes contrainte-déformation obtenues soit par des essais mécaniques soit par le modèle de Norton-Hoff modifié (Équation 2.39) pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

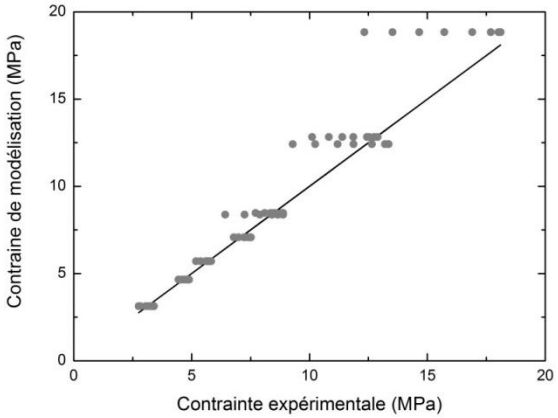


Figure 2.26. Distribution des valeurs de contrainte au plateau données par les essais mécaniques (ligne noire) et par le modèle de Norton-Hoff modifié (points) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

2.3.2 Modèle de Johnson-Cook

Le modèle de Johnson-Cook est défini par l'équation suivante :

$$\sigma = \left(A + B\varepsilon^{n}\right)\left(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^{*}\right)\left(1 - T^{*m}\right) \qquad \text{Équation 2.41}$$

Avec : σ la contrainte équivalente, ε la déformation équivalente, $\dot{\varepsilon}^{*}$ la vitesse de déformation homologue, T^{*} la température homologue. Les paramètres à identifier sont aux nombre de cinq : A, B, C, n et m. La température de référence T_r a été fixée à 477°C et la vitesse de déformation de référence $\dot{\varepsilon}_r$ à 5.10^{-5} s^{-1}. La procédure classique d'identification a été suivie. Plus de détails peuvent être trouvés dans [119] mais les principaux points sont les suivants :

- A est pris égal à la limite élastique de la courbe contrainte-déformation obtenue pour la température et la vitesse de déformation de référence ;
- B et n sont déterminés à partir des coefficients de la droite représentant l'évolution de $\ln\left(\sigma - A\right)$ en fonction de $\ln\left(\varepsilon\right)$ pour la température et la vitesse de déformation de référence ;
- C est ensuite pris égal à la pente de la droite donnant l'évolution de $\sigma/\left(A + B\varepsilon^{n}\right)$ en fonction de $\ln\dot{\varepsilon}^{*}$ pour la température de référence et une déformation fixée mais avec différentes vitesses de déformation ;
- m est déterminé à partir de la pente de la droite représentant l'évolution de $1 - \sigma/\left(A + B\varepsilon^{n}\right)$ en fonction de $\ln\dot{T}^{*}$ pour la vitesse de déformation de référence et une déformation fixée mais avec différentes températures.

Tableau 2.7. Paramètres identifiés pour le modèle de Johnson-Cook (Équation 2.41)

Paramètre	A	B	n	C	m
Valeur	3.13	5.36	0.182	0.631	0.575

Les valeurs trouvées pour les différents paramètres sont données dans le Tableau 2.7. Les courbes expérimentales sont comparées aux courbes obtenues en appliquant la loi de Johnson-Cook dans la Figure 2.27. Il est possible de constater que : (i) le modèle ne permet pas de reproduire la valeur de la contrainte au plateau pour la vitesse de déformation la plus élevée (soit 5.10^{-4} s^{-1}) et (ii) le modèle prédit un écrouissage constant sans chute de contrainte à partir d'une déformation donnée, ce qui est lié à la non-prise en compte de l'endommagement dans l'équation. La distribution de contraintes obtenue en appliquant le modèle de Johnson-Cook comparée aux données expérimentales est présentée en Figure 2.28 et illustre parfaitement ces observations. Le modèle reste fiable pour les faibles contraintes (<10 MPa) mais une divergence de plus en plus importante apparaît aux fortes contraintes. L'erreur moyenne avoisine d'ailleurs 13%, ce qui

est plus important que l'erreur trouvée avec le modèle de Norton-Hoff modifié (Équation 2.39).

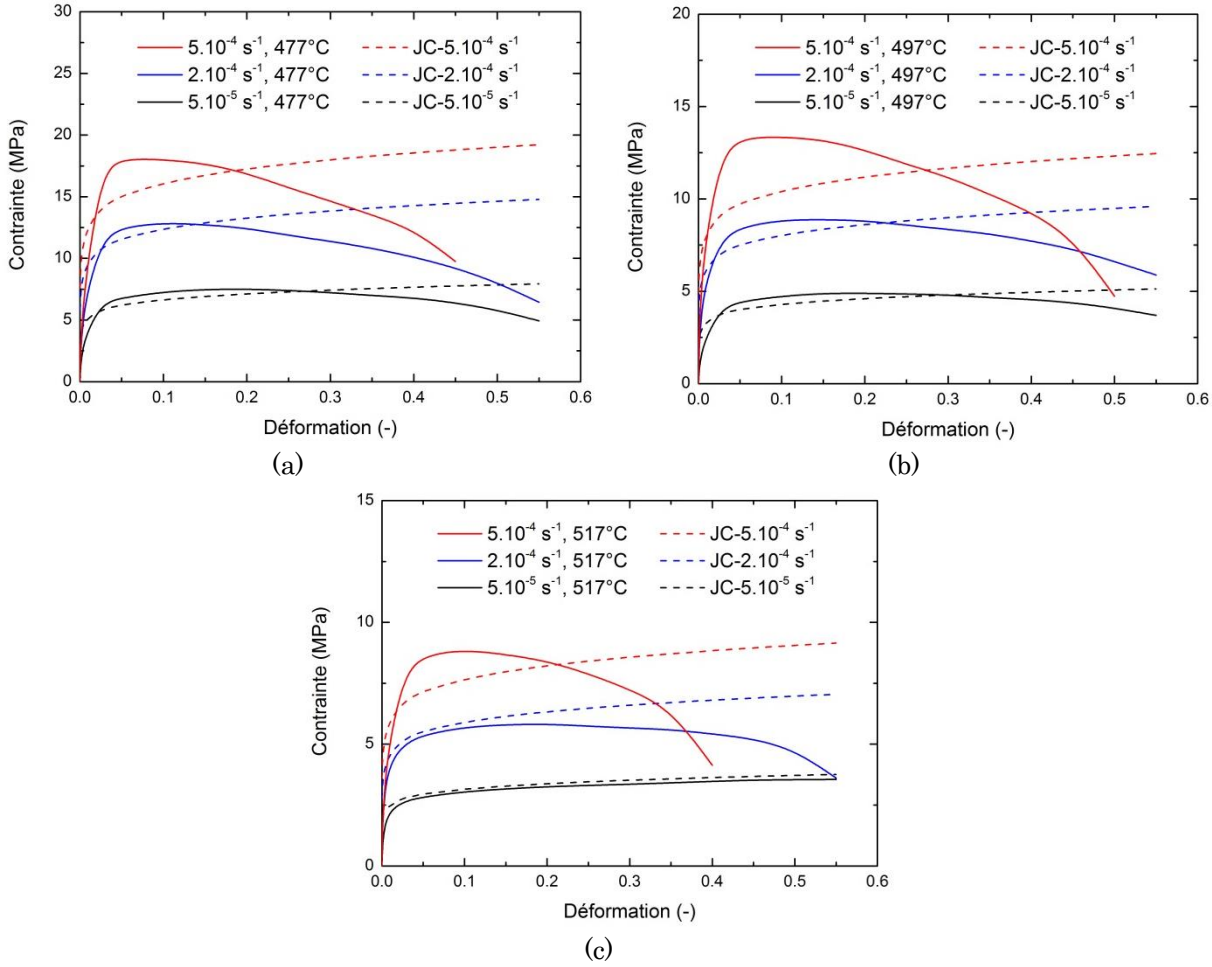


Figure 2.27. Courbes contrainte-déformation obtenues par des essais mécaniques et par le modèle de Johnson-Cook pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

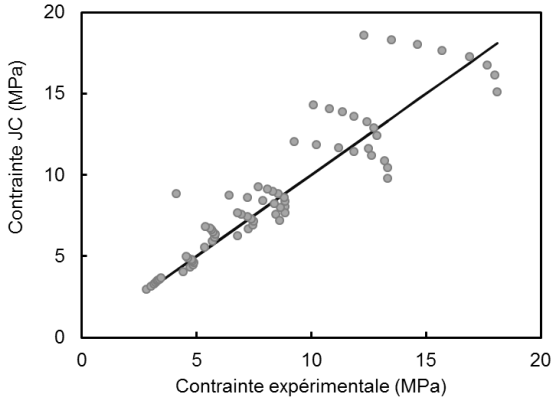


Figure 2.28. Distribution de contraintes obtenue avec le modèle de Johnson-Cook (points) comparée aux données expérimentales (ligne noire) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

2.3.3 Modèle de Zener-Hollomon

La loi de Zener-Hollomon est définie par l'équation suivante :

$$\sigma = \frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} + \left[\left(\frac{Z}{A}\right)^{2/n} + 1\right]^{1/2}\right\} \qquad \text{Équation 2.42}$$

Avec : σ la contrainte équivalente et Z le paramètre de Zener-Hollomon égale à $\dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$. Les paramètres à identifier sont au nombre de quatre : α, n, Q et A. De nombreux travaux ont été réalisés autour de la procédure d'identification de cette loi [102, 120, 121, 122, 123]. Il a été décidé de suivre la même méthode que celle employée par [102] et [121], ce qui peut être résumé de la manière suivante :

- Détermination de α en calculant le rapport $\frac{\beta}{n'}$ (Équation 2.30), les paramètres β et n' correspondant, respectivement, à la pente des droites $\sigma = f\left[\ln(\dot{\varepsilon})\right]$ et $\ln(\sigma) = f\left[\ln(\dot{\varepsilon})\right]$;
- Détermination de n en prenant la pente de la droite $\ln\left[\sinh(\alpha\sigma)\right] = f\left[\ln(\dot{\varepsilon})\right]$;
- Détermination de Q en calculant la pente de la droite $\ln\left[\sinh(\alpha\sigma)\right] = f(1/T)$;
- Détermination de A en appliquant l'équation donnée ci-dessous et issue de la transformation logarithmique de l'Équation 2.31 :

$$\ln\left[\sinh(\alpha\sigma)\right] = \frac{\ln\dot{\varepsilon}}{n} + \frac{Q}{nRT} - \frac{\ln A}{n} \qquad \text{Équation 2.43}$$

Tableau 2.8. Paramètres identifiés pour le modèle de Zener-Hollomon (Équation 2.42)

Paramètre	α	n	Q	$\ln A$
Valeur	0.131	1.90	254kJ/mol	30.5

Les valeurs des paramètres trouvées en appliquant la procédure donnée ci-dessus sont récapitulées dans le Tableau 2.8. Les courbes contrainte-déformation obtenues à partir du modèle de Zener-Hollomon sont comparées aux courbes expérimentales en Figure 2.29. La modélisation de Zener-Hollomon conduit, quelle que soit la configuration expérimentale, à une contrainte constante qui reste relativement proche de la contrainte au plateau expérimentale. Comme montré en Figure 2.30, l'écart reste relativement faible pour les faibles contraintes mais s'accroît légèrement lorsque les contraintes maximales augmentent. L'erreur moyenne avoisine 18%, ce qui positionne la prédiction par Zener-Hollomon dans une fourchette relativement élevée comparées aux autres

valeurs trouvées pour le modèle de Norton-Hoff modifié (aux alentours de 8%) et de Johnson-Cook (aux alentours de 13%).

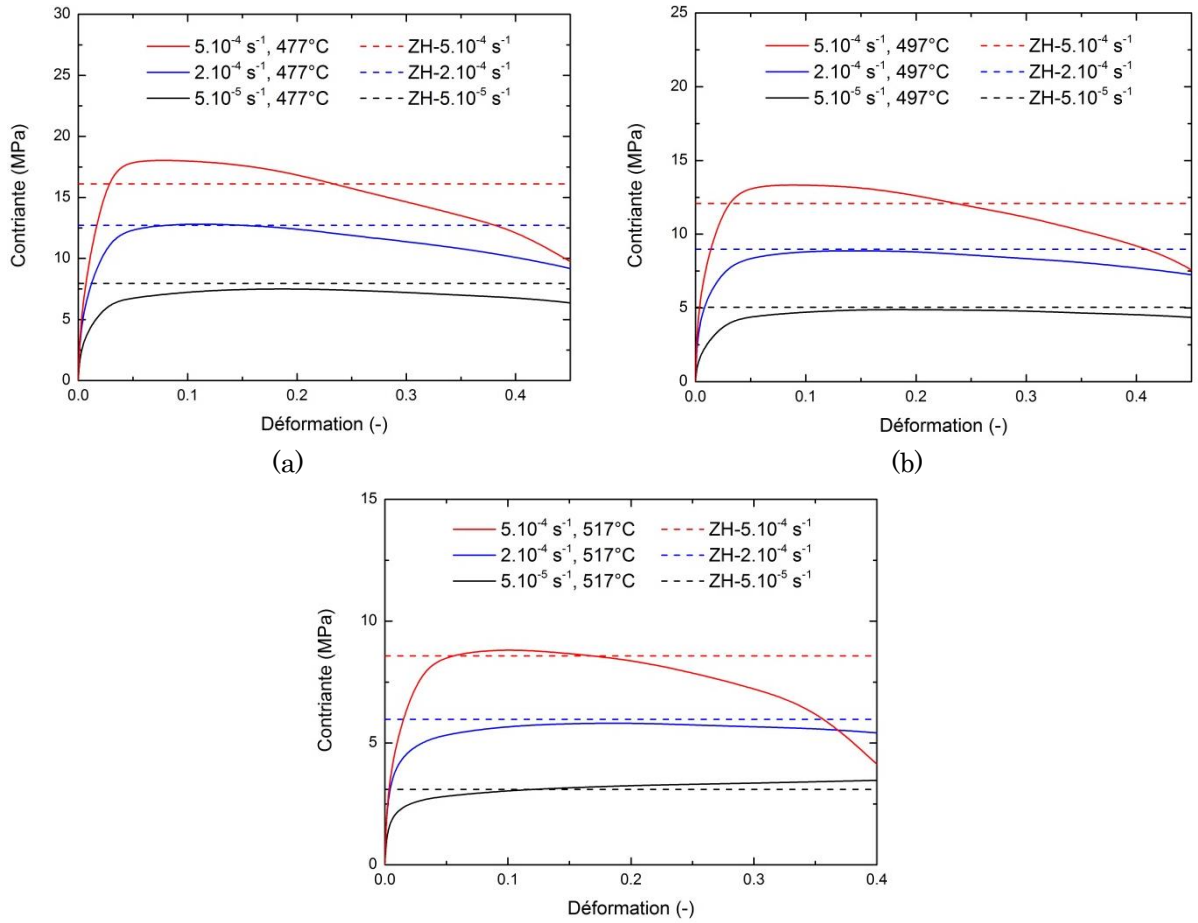


Figure 2.29. Courbes contrainte-déformation issues des essais expérimentaux et du modèle de Zener-Hollomon pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

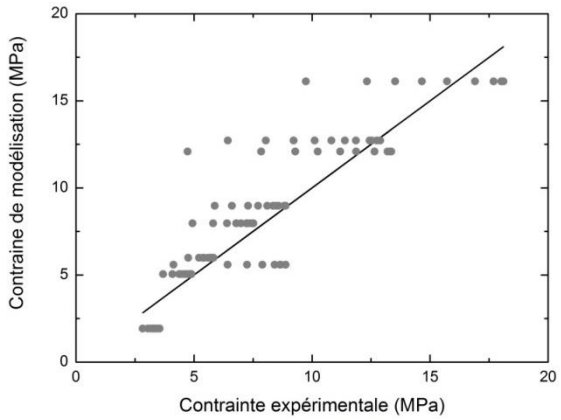
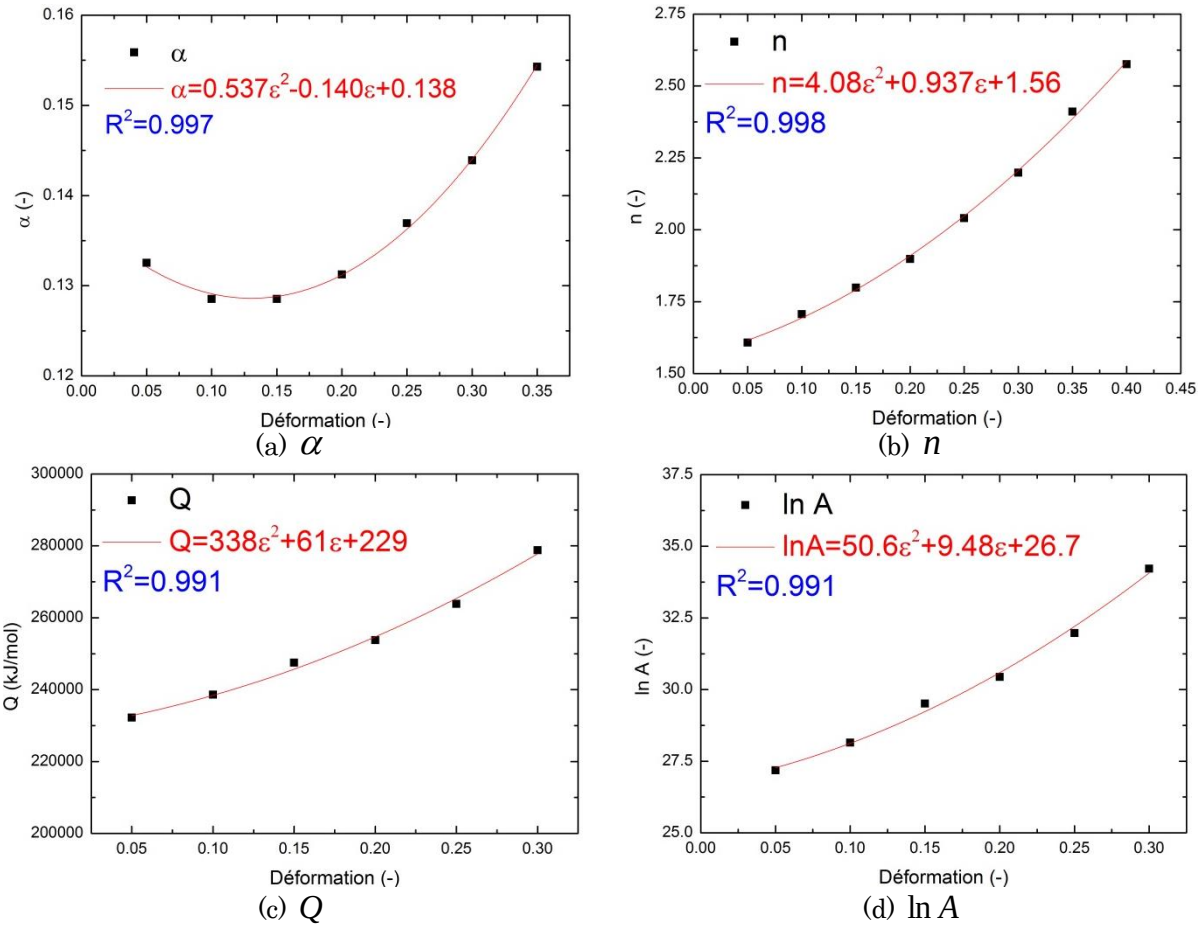


Figure 2.30. Distribution de contraintes obtenue avec le modèle de Zener-Hollomon (points) comparée aux données expérimentales (ligne noire) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

2.3.4 Modèle avec compensation de déformation

Afin de réduire l'erreur entre prédiction et expérience, une compensation de déformation est une approche fréquemment employée [102, 120, 121, 122, 123]. Cela revient à prendre en compte l'évolution des paramètres des différents modèles en fonction du taux de déformation afin de reproduire la chute de contrainte. Dans ces travaux, la compensation de déformation a été appliquée sur le modèle de Norton-Hoff modifié (Équation 2.39) et sur le modèle de Zener-Hollomon (Équation 2.42). Seul le résultat obtenu avec le modèle de Zener-Hollomon est présenté ici puisque l'utilisation de la compensation a permis d'améliorer drastiquement la qualité de la prédiction.

La même procédure d'identification que celle détaillée dans la partie précédente (§2.3.3) est appliquée pour différents taux de déformation. Une évolution de la valeur des différents paramètres (α, n, Q et A) est mise en évidence (Figure 2.31). Une courbe de tendance polynomiale d'ordre 2 a été utilisée pour représenter l'évolution de chacun des paramètres. Les expressions polynomiales correspondantes sont récapitulées dans le Tableau 2.9.



(a) α (b) n

(c) Q (d) $\ln A$

Figure 2.31. Variations de la valeur des paramètres du modèle de Zener-Hollomon en fonction du taux de déformation considéré

Tableau 2.9. Expression polynomiale associée aux paramètres du modèle de Zener-Hollomon

Paramètre	Expression
α	$0.537\varepsilon^2 - 0.140\varepsilon + 0.138$
n	$4.08\varepsilon^2 + 0.937\varepsilon + 1.56$
Q	$338\varepsilon^2 + 61\varepsilon + 229$
$\ln A$	$50.6\varepsilon^2 + 9.48\varepsilon + 26.7$

Les courbes contrainte-déformation obtenues en appliquant le modèle de Zener-Hollomon avec compensation de déformation sont comparées aux courbes expérimentales dans la Figure 2.32. Il est possible de constater que le modèle prédit correctement les résultats expérimentaux quelle que soit la configuration expérimentale considérée. Comme illustré en Figure 2.33, les contraintes maximales prédites par le modèle suivent les contraintes maximales expérimentales. L'erreur moyenne est relativement faible et avoisine 6%, ce qui correspond à la plus faible erreur parmi tous les modèles étudiés.

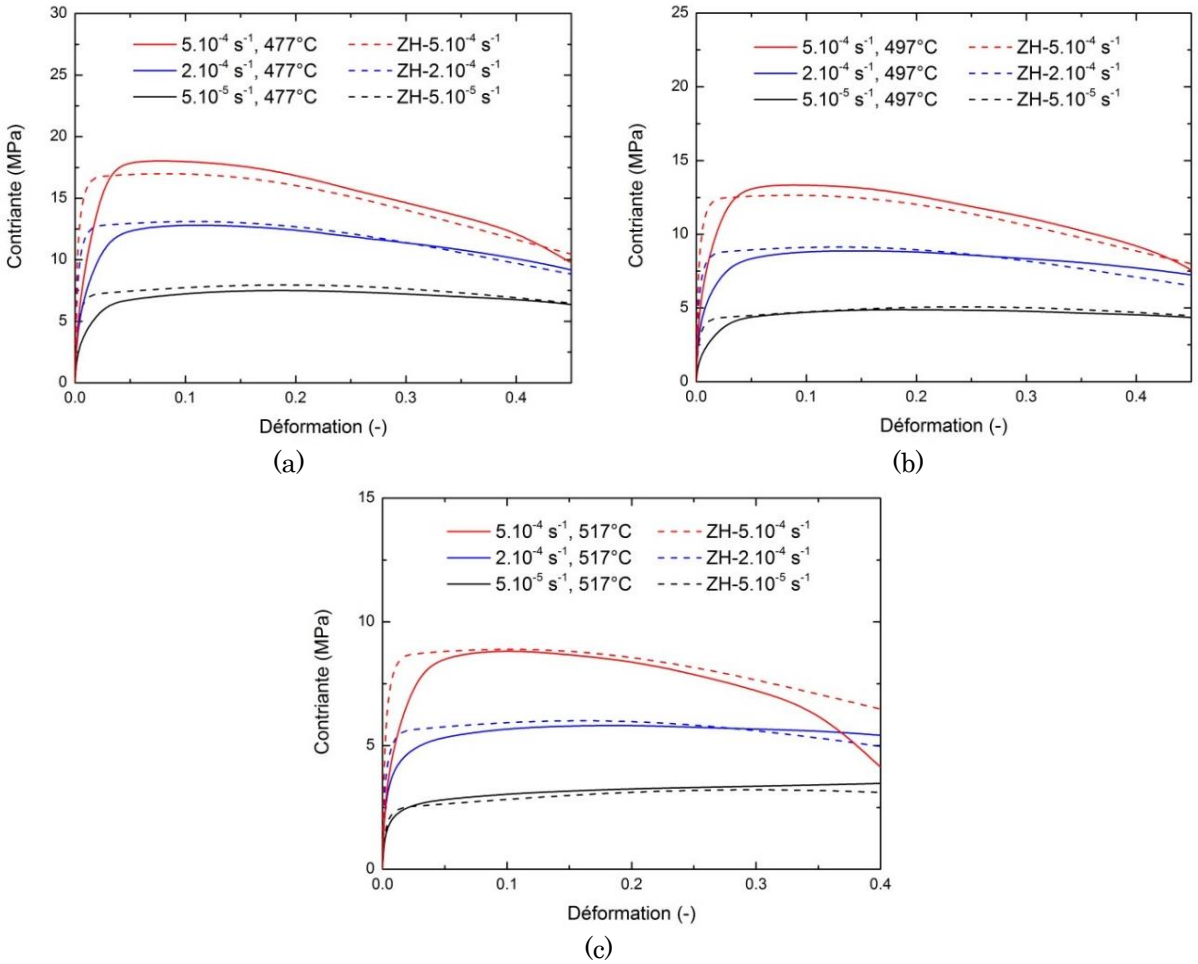


Figure 2.32. Courbes de résultats expérimentaux et de modélisation de Zener-Hollomon avec compensation pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

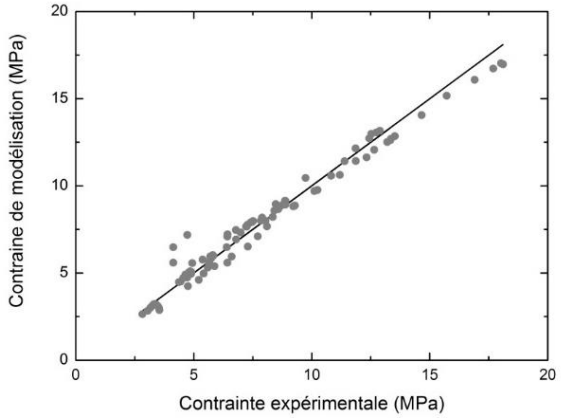


Figure 2.33. Distribution de contraintes obtenues avec le modèle de Zener-Hollomon avec compensation de déformation (points) comparées aux données expérimentales (ligne noire)

2.4 Conclusions

Le comportement de l'alliage d'aluminium 7475 soumis à des conditions thermomécaniques similaires à celles rencontrées lors d'un formage superplastique a été étudié. Une large gamme de températures et de vitesses de déformation a été utilisée : $T \in$ [477-517°C] et $\dot{\varepsilon} \in [5.10^{-5} - 1.10^{-3}\ s^{-1}]$.

Il a ainsi pu être montré que les mécanismes de déformation superplastique deviennent prépondérants pour la plus forte température et la vitesse de déformation la plus faible. L'écrouissage du matériau est négligeable tout comme le phénomène de recristallisation, l'évolution de la structure granulaire étant limitée par les éléments d'addition comme le zirconium. Qui plus est, en dehors de la condition optimale (T =517°C et $\dot{\varepsilon}$ =5.10^{-5} s^{-1}), l'endommagement prend rapidement le pas sur les autres mécanismes conduisant à la ruine du matériau.

Afin de prédire le comportement mis en évidence, trois modèles rhéologiques ont été étudiés : le modèle de Norton-Hoff, le modèle de Johnson-Cook et le modèle de Zener-Hollomon. Il a ainsi pu être montré que chacun de ces modèles ne reproduit pas complètement le comportement de l'alliage 7475. Le modèle de Norton-Hoff modifié avec une loi d'Arrhenius conduit toutefois aux erreurs de prédiction les plus faibles (soit 8%). Des divergences plus ou moins importantes peuvent apparaître notamment pour les forts taux de déformation.

Ceci peut être en partie expliqué par la non-prise en compte de l'endommagement dans ces modèles alors que ce phénomène devient prépondérant à partir d'un certain niveau de déformation. Une solution pour s'affranchir de cette problématique consiste à introduire dans ces modèles une compensation de déformation. Il a ainsi pu être possible de descendre à des niveaux d'erreurs avoisinant 6% notamment avec le modèle de Zener-Hollomon

pour lequel une dépendance polynomiale d'ordre 2 entre les paramètres et le taux déformation a été introduite.

Toutefois, cette approche ne reflète pas les phénomènes physiques à l'origine de l'endommagement. Ainsi, ce phénomène est étudié plus en détail dans le chapitre suivant dans l'optique de développer des critères permettant de le décrire et de le prédire.

3. CARACTERISATION DE L'ENDOMMAGEMENT

3.1 État de l'art 58
3.1.1 Qu'est-ce que l'endommagement ? 58
3.1.2 Techniques de caractérisation de l'endommagement 60
3.1.2.1 Méthodes directes de caractérisation 60
3.1.2.2 Méthodes indirectes de caractérisation 62
3.1.3 Modèles existants pour décrire l'endommagement des matériaux métalliques 62
3.1.3.1 Modèles d'endommagement découplés 63
3.1.3.2 Modèles d'endommagement couplés 66
3.2 Caractérisation expérimentale de l'endommagement de l'alliage 7475 au cours d'une déformation superplastique 70
3.2.1 Dispositif expérimental et protocole opératoire 70
3.2.2 Résultats expérimentaux 72
3.2.2.1 Influence du taux de déformation sur l'évolution de l'endommagement 74
3.2.2.2 Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de l'endommagement 75
3.2.2.3 Influence de la température sur l'évolution de l'endommagement 76
3.2.2.4 Évolution de la fraction volumique de cavités en fonction du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température 77
3.3 Modélisation de l'endommagement lors de la déformation superplastique d'un alliage d'aluminium 7475 78
3.4 Conclusions 82

Durant le formage superplastique, un matériau est soumis à des sollicitations complexes qui peuvent générer des défauts (fissures, rupture…) au sein de la pièce. Les alliages d'aluminium, sensibles à la cavitation [1], présentent généralement des défauts issus d'un endommagement dit ductile [124]. Comme exposé dans le chapitre précédent, les modèles rhéologiques mis en place n'intègrent pas l'endommagement et ne permettent donc pas d'aboutir à des simulations numériques précises des procédés de mise en forme.

C'est pourquoi il est intéressant de considérer ici cette problématique qui permettra une fois intégrée dans les simulations numériques de prédire la détérioration du matériau et ainsi d'éviter la présence de défauts au sein de la pièce. En première partie de chapitre, un état de l'art permettant de définir les modes d'endommagement, les techniques de caractérisation ainsi que les modèles existants sera exposé. En deuxième partie, l'endommagement de l'alliage 7475 soumis à des conditions thermomécaniques similaires à celles rencontrées lors d'un formage superplastique sera étudié. Un critère d'endommagement du type Gurson est proposé en fin de chapitre.

3.1 État de l'art

3.1.1 Qu'est-ce que l'endommagement ?

L'endommagement correspond à l'amorçage d'une fissure macroscopique au sein du matériau qui va conduire par la suite à la ruine de ce dernier. En supposant que l'endommagement pendant le procédé SPF est du type ductile [124], cela signifie que celui-ci repose essentiellement sur l'apparition et l'évolution de cavités.

L'endommagement ductile se compose en effet de trois phénomènes : la germination, la croissance et la coalescence des cavités [119]. Dans un premier temps, des pores se forment soit à l'intérieur des inclusions soit à l'interface inclusion/matrice soit au niveau des joints de grains triples. La dernière possibilité est la plus probable lors de la déformation superplastique. Comme expliqué en chapitre 1, la déformation superplastique repose sur le réarrangement des grains qui peuvent entraîner l'apparition de cavités au niveau des joints de grains. Dans un deuxième temps, ces pores grossissent sous l'effet de la contrainte hydrostatique puis, dans un troisième temps, coalescent entre eux. En supposant un comportement isotrope du matériau, une variable D peut être introduite pour représenter l'évolution de l'endommagement au cours du temps (c.-à-d. au cours de la déformation). Elle permet par la suite de déterminer une contrainte effective $\tilde{\sigma}$ en appliquant l'équation suivante :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \qquad \text{Équation 3.1}$$

Plusieurs définitions de D ont été proposées. Cette variable peut être définie comme :

(i) le ratio de la surface après endommagement S_D (contenant des cavités) sur la surface initiale S (sans cavités) [125] (Figure 3.1) :

$$D = \frac{S_D}{S} \qquad \text{Équation 3.2}$$

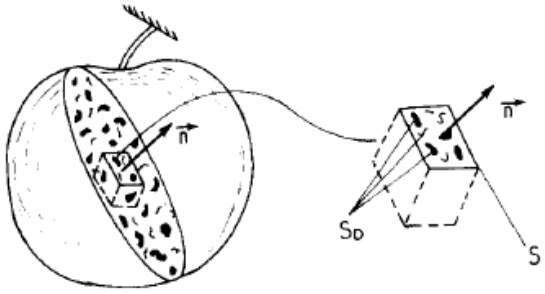


Figure 3.1. Élément endommagé **[125]**

(ii) le ratio de la surface effective de la section participant à la résistance $S_{eff} = S - S_D$ sur la section sans endommagement S [125, 126] :

$$D = 1 - \frac{S_{eff}}{S} \qquad \text{Équation 3.3}$$

(iii) le ratio de la contrainte mesurée sur la contrainte maximale $\sigma_{\max}$ atteinte lors de l'essai [127] (Figure 3.2) :

$$D = 1 - \frac{\sigma}{\sigma_{\max}} \qquad \text{Équation 3.4}$$

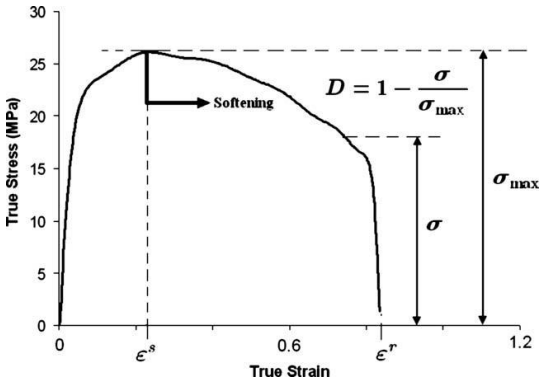


Figure 3.2. Identification expérimentale de D à partir d'un essai de traction simple **[127]**

(iv) le ratio du volume de cavitation V_C sur le volume initial V_0 dans la zone d'intérêt du matériau :

$$D \approx \frac{V_C}{V_0} = C_V \qquad \text{Équation 3.5}$$

Avec C_V la fraction volumique de la cavitation.

3.1.2 Techniques de caractérisation de l'endommagement

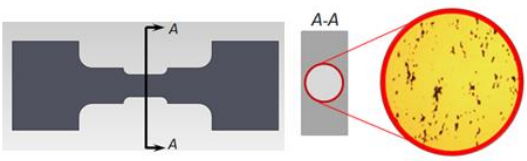
L'endommagement peut être caractérisé soit en utilisant des méthodes dites directes soit des méthodes dites indirectes.

3.1.2.1 Méthodes directes de caractérisation

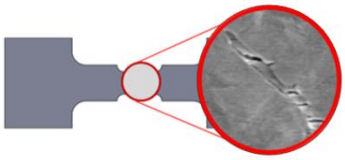
Ces méthodes consistent à observer, à l'aide de techniques de caractérisation telles que la microscopie optique ou encore la microscopie électronique à balayage, la microstructure des échantillons afin de détecter d'éventuelles cavités ainsi que leur évolution. Plusieurs approches peuvent être envisagées [124, 128] :

(i) Observer la microstructure des éprouvettes déformées à différents taux de déformation ;
(ii) Observer la microstructure des éprouvettes lors d'une déformation in-situ.

La première approche consiste à réaliser des essais interrompus à différents taux de déformation de telle sorte à balayer toute la gamme de déformation mise en jeu lors d'un essai complet. Les éprouvettes sont ensuite découpées, polies et observées afin de détecter les cavités (Figure 3.3.a). La deuxième approche consiste à observer l'apparition et l'évolution des cavités au cours de la déformation de l'échantillon [119]. Comme illustré en Figure 3.3.b, une éprouvette préalablement polie et installée sur une machine de traction dans un microscope électronique à balayage permet de suivre en instantané l'apparition de l'endommagement dans la zone utile.



(a) sur des éprouvettes issues d'essais interrompus



(b) sur des éprouvettes subissant une déformation in-situ

Figure 3.3. Observations d'éprouvettes déformées

Les techniques détaillées ci-dessus sont des techniques permettant de détecter l'endommagement surfacique. Des hypothèses plus ou moins fortes (notamment au niveau de la forme de la cavité [129]) doivent alors être formulées pour remonter à l'endommagement volumique. Pour s'affranchir de cette problématique, il est possible d'utiliser une technique de caractérisation plus récente : la micro-tomographie aux rayons X [130] qui permet de visualiser l'endommagement en 3D. Il s'agit en effet d'une méthode non destructive d'identification des microstructures internes des matériaux [131].

Un schéma de principe de la tomographie est présenté en Figure 3.4. La pièce est placée sur une base tournante entre la source des rayons X et le détecteur plan d'absorption des rayons X. Des radiographies de l'échantillon sont prises pour différents angles de rotation de l'échantillon. Ces radiographies sont ensuite rassemblées, à l'aide d'un logiciel de traitement d'images, afin de remonter à une représentation 3D du volume. La Figure 3.5 montre le type de données qu'il est possible d'obtenir avec cette technique [119, 132] avec notamment la présence de cavités dans un acier 23MnCrMo5 déformé à température ambiante.

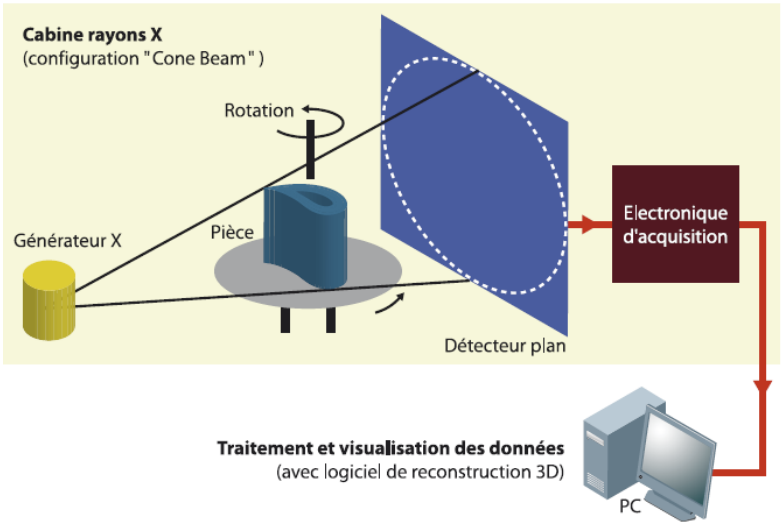


Figure 3.4. Principe de la micro-tomographie à rayons X [133]

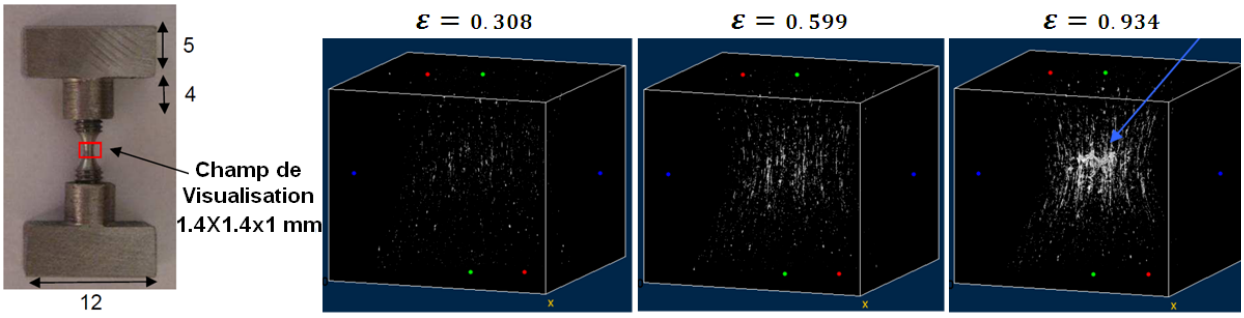


Figure 3.5. Observation de l'endommagement au cœur par tomographie X dans un acier 23MnCrMo5 [119, 132]

3.1.2.2 Méthodes indirectes de caractérisation

Les méthodes indirectes sont en général utilisées pour déterminer l'évolution d'un paramètre physique du matériau avec une définition de l'endommagement du style :

$$D = \frac{X - X_0}{X_f - X_0} \qquad \text{Équation 3.6}$$

Où : X est un paramètre physique, X_0 la valeur initiale du paramètre (sans endommagement) et X_f la valeur du paramètre lorsque le matériau a rompu.

Les paramètres physiques considérés sont généralement issus de mesures physiques globales (telles que la densité, la résistivité…), de mesures de la durée de vie résiduelle ou encore de mesures mécaniques globales (modification des caractéristiques élastiques, plastiques …. comme le module d'Young) [124]. Les inconvénients de telles techniques résident dans le fait :

(i) qu'il n'y a pas d'unicité dans la valeur de D : suivant le paramètre physique considéré, la valeur du paramètre d'endommagement D peut être différente ;

(ii) que la valeur de X_f est difficile à obtenir, ce qui conduit généralement à prendre une estimation.

3.1.3 Modèles existants pour décrire l'endommagement des matériaux métalliques

Des modèles d'endommagement découplés comme couplés peuvent être utilisés. La principale différence entre ces modèles réside dans la prise en compte de l'influence de l'endommagement sur la réponse mécanique du matériau.

Les modèles d'endommagement découplés correspondent tout simplement à des critères de rupture. Ils ont pour principal objectif de représenter l'évolution de l'endommagement en fonction de l'évolution de la cavitation. Ce type de modèle a été développé à partir de l'évolution géométrique des cavitations. McClintock [134] a, par exemple, développé un critère de rupture ductile basé sur la croissance de trous cylindriques.

À partir d'une analyse de la croissance des trous circulaires sous contrainte transversale équiaxe, ce modèle a été étendu, par extrapolation, à des matériaux plastiques. Inspiré de ce modèle, Rice et Tracy [135] ont proposé un nouveau critère basé sur l'analyse de la croissance des cavitations sphériques. Quelques variantes ont par la suite été proposées [136, 137, 138, 139]. Le critère de

Johnson et Cook [90] est aussi utilisé pour décrire l'endommagement dans le domaine superplastique. Ce critère a, par exemple, été appliqué sur un acier à haute résistance de type Weldox 460E soumis à de faibles vitesses de déformation.

Les modèles d'endommagement couplés permettent généralement de montrer l'évolution des caractéristiques mécaniques du matériau au cours du développement de l'endommagement pendant le procédé de mise en forme. Cela signifie qu'une augmentation du niveau d'endommagement se traduit par une diminution de la résistance du matériau. Cela est dû à la réduction de la section participant activement à la résistance du matériau, point qui a déjà été abordé précédemment (§3.1.1) avec la notion de contrainte effective.

Deux approches sont alors possibles : (i) une approche phénoménologique (c.-à-d. à l'échelle macro) et (ii) une approche physique (c.-à-d. à l'échelle micro). Pour la première approche, Lemaître et ses collaborateurs ont développé une série de modèles basée sur la mécanique de l'endommagement continu (**C**ontinuum **D**amage **M**echanics, CDM) [124]. Pour la seconde approche, Gurson [140] a proposé un modèle empirique qui rend compte de la germination et de la croissance des microcavités pour les matériaux ductiles. Ce modèle a par la suite été amélioré par Tvergaard et Needleman [141] grâce à l'étude expérimentale de la coalescence.

Dans la suite de cette partie, des modèles découplés comme couplés seront détaillés. L'étude se limitera ici à des modèles pouvant s'appliquer à la caractérisation de l'endommagement durant une déformation superplastique. Ainsi, seuls les modèles découplés de Rice et Tracy et de Johnson-Cook seront exposés. En ce qui concerne les modèles découplés, les modèles de Lemaître et Chaboche, de type Gurson et de Rousselier seront abordés.

3.1.3.1 Modèles d'endommagement découplés

a. <u>Modèle de Rice et Tracy</u>

Le modèle de Rice et Tracy est basé sur l'analyse de la croissance de cavités sphériques [135]. Une cavité sphérique de rayon initial R_0 évolue jusqu'à un rayon R durant la déformation (Figure 3.6). En considérant un matériau rigide parfaitement plastique, l'évolution du rayon de cavitation est donnée par l'équation suivante :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon + \beta\nu \cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \qquad \text{Équation 3.7}$$

Où : $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}$ est le taux de triaxialité, $\sigma_h = \frac{1}{3} trace\left(\underline{\underline{\sigma}}\right)$ est la contrainte hydrostatique, $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}\left(\underline{\underline{\sigma}}^D : \underline{\underline{\sigma}}^D\right)}$ est la contrainte équivalente, $\underline{\underline{\sigma}}^D = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} trace\left(\underline{\underline{\sigma}}\right) \cdot I$; $d\varepsilon$ est l'incrément de la déformation plastique locale ; $\nu = -\frac{3\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{33}}$ avec ε_{ii} $(i = 1,2,3)$ est la composante de la déformation ; α et β sont des constantes et leurs valeurs dans le modèle original sont, respectivement, $\alpha = 0.283$ et $\beta = 0.008$.

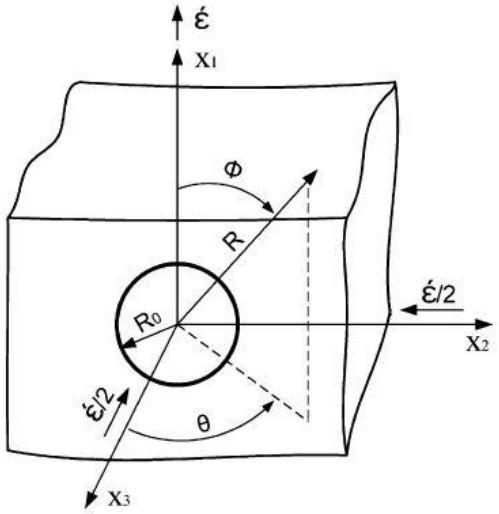


Figure 3.6. Schéma d'une cavitation sphérique [135]

Sous la condition d'une valeur positive et non nulle du taux de triaxialité, ce modèle peut être approximé par la forme suivante :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon \qquad \text{Équation 3.8}$$

La fraction volumique C_V de cavités peut être exprimée comme suit :

$$C_V = C_{V_0} \exp(\eta\varepsilon) \qquad \text{Équation 3.9}$$

Avec : C_{V_0} la fraction volumique initiale de cavités et η le taux de croissance des cavités donné par l'équation suivante :

$$\eta = \eta_0 F(\sigma) \qquad \text{Équation 3.10}$$

η_0 est le taux initial de croissance des cavités, et la fonction $F(\sigma)$ est donnée par :

$$F(\sigma) = 0.558\sinh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) + 0.008v\cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \quad \text{Équation 3.11}$$

Dans le domaine superplastique, l'expression de η est définie comme suit [136, 142, 143, 144] :

$$\eta = \frac{3}{2}\left(\frac{m+1}{m}\right)\sinh\left[2\left(\frac{2-m}{2+m}\right)\left(\frac{K}{3}\right)\right] \quad \text{Équation 3.12}$$

Avec m la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, K une constante dépendant de la géométrie de l'éprouvette et du glissement des joints de grains. Une valeur de K de 1.5 est généralement utilisée pour une traction uniaxiale, de 2.25 pour une traction biaxiale et de 2.15 pour une déformation plane. Une amélioration de ce modèle, à partir de différents résultats expérimentaux, a été proposée modèle [137, 138, 139] avec η défini par :

$$\eta = \frac{3}{2}\left(\frac{m+1}{m}\right)\sinh\left[2\left(\frac{2-m}{2+m}\right)\left(\frac{K}{3}-\frac{P}{\sigma_e}\right)\right] \quad \text{Équation 3.13}$$

Où : P est la pression et la contrainte locale moyenne σ_m^L est :

$$\frac{\sigma_m^L}{\sigma_e} = \left(\frac{K}{3}-\frac{P}{\sigma_e}\right) \quad \text{Équation 3.14}$$

Pour l'Al7475, plusieurs auteurs ont identifié les paramètres définissant l'évolution de la fraction volumique de cavités pour le modèle de Rice et Tracy. Chen et Tan [145] ont, par exemple, identifié ces paramètres à $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}s^{-1}$ et à des températures comprises entre 480°C et 530°C (Tableau 3.1). Lin et al. [121] ont donné des valeurs de $C_V = 0.02$ pour $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}s^{-1}$ et $C_V = 0.25\%$ pour $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}s^{-1}$. Ces paramètres sont aussi identifiés par Bae et Ghosh pour un alliage d'Al-Mg-Mn-Cu à grains fins [146], par Wu pour un alliage Al-Li 8090 [60], par Khaleel et al. [147], Ridley et al. [143] et Jarrar et al. [144] pour un alliage AA5083.

Tableau 3.1. Valeurs des paramètres donnant l'évolution de la fraction volumique de vide pour un alliage d'aluminium 7475 [145]

Température	C_{V_0}	η	C_V	ε
480°C	0.0023	2.07	0.060	395±10%
500°C	0.0014	2.41	0.201	690±10%
516°C	0.0003	2.97	0.194	850±10%
530°C	0.0002	3.33	0.196	730±10%
516°C-480°C	0.0003	2.61	0.068	720±10%

b. Critère de rupture de Johnson-Cook

Le critère de rupture de Johnson-Cook est un modèle purement phénoménologique. L'endommagement scalaire D est défini en fonction de l'incrément $\Delta\varepsilon$ de déformation plastique équivalente et de la déformation plastique équivalente à la rupture ε_R [90] :

$$D = \sum \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_R} \qquad \text{Équation 3.15}$$

La rupture se produit lorsque $D = 1$. La déformation plastique équivalente à la rupture ε_R est donc donnée par :

$$\varepsilon_R = \left[D_1 + D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) \right] \left[1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^* \right] \left[1 + D_5 T^* \right] \qquad \text{Équation 3.16}$$

Où : $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}$ a la même définition que celle utilisée dans le modèle de Rice et Tracy, $\dot{\varepsilon}^*$ et T^* sont définis dans la loi de comportement de Johnson-Cook (§2.1.2.1), D_i ($i = 1,...,5$) sont des constantes du matériau.

Ce modèle permet de prendre en compte les influences du taux de triaxialité, de la vitesse de déformation et de la température sur l'évolution de l'endommagement. D_1 représente un seuil de déformation plastique équivalente à partir duquel commence la germination des cavités. $D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right)$ représente un résultat classique de la croissance des cavités comme celui du modèle de Rice et Tracy [135]. D_4 et D_5 représentent l'influence de la vitesse de déformation et celle de la température sur l'évolution de l'endommagement.

Ce modèle a déjà été utilisé pour identifier l'évolution de l'endommagement pour l'alliage de titane T6A4V et l'alliage d'aluminium 2020-T3 [94] ainsi que pour l'acier à haute résistance Weldox 460 E [148]. Son attractivité réside essentiellement dans son intégration et sa mise en œuvre aisées dans les simulations numériques.

3.1.3.2 Modèles d'endommagement couplés

a. <u>Modèle de Lemaître et Chaboche</u>

Lemaître et Chaboche ont proposé une loi d'endommagement isotrope suite à une déformation plastique définie comme suit [124] :

$$\dot{D} = \begin{cases} 0 & \varepsilon < \varepsilon_D \\ \dot{\lambda}\dfrac{\partial F}{\partial Y} = \dfrac{\dot{\lambda}}{1-D}\left(\dfrac{Y}{S}\right)^s & \varepsilon > \varepsilon_D \\ D_c & \text{microcracks} \end{cases} \qquad \text{Équation 3.17}$$

$\dot{\lambda}$ est un facteur multiplicatif du taux d'endommagement, et $\dot{\lambda} = (1-D)\dot{\varepsilon}_{eq}$; F est le potentiel de dissipation ; Y est la variable associée à l'endommagement ; S et s sont deux paramètres du matériau en fonction de la température ; ε_D et D_c sont, respectivement, la déformation initialisant l'endommagement et l'endommagement critique à laquelle des microfissures apparaissent.

b. Modèle de type de Gurson

Gurson a proposé une relation empirique qui rend compte de la germination et de la croissance des microcavités pour les matériaux ductiles en utilisant le critère de plasticité de Von Mises [140] :

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_h}{\sigma_0}\right) - (1+f^2) = 0 \qquad \text{Équation 3.18}$$

où σ_0 est la contrainte d'écoulement de la matrice, q_1 est le paramètre constitutif du modèle, et f est la fraction volumique de vide. Pour $f = 0$, on retrouve le critère de Von Mises. Tvergaard [149, 150] a proposé deux nouveaux paramètres constitutifs q_2 et q_3 pour cette relation afin de prendre en compte les interactions locales entre les cavités. L'équation s'écrit alors :

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3}{2}q_2\frac{\sigma_h}{\sigma_0}\right) - 1 - q_3 f^2 = 0 \qquad \text{Équation 3.19}$$

Les valeurs typiques des paramètres q_1, q_2 et q_3 sont : $q_1 = 1.0-1.5$, $q_2 = 1.0$ et $q_3 = q_1^2 = 2.0-2.25$. Cette modification, nommée modèle de Gurson-Tvergaard, améliore considérablement le modèle de Gurson en aboutissant à une meilleure cohérence avec les données expérimentales.

La loi d'évolution de la fraction volumique de cavités tient compte de la croissance des cavités ainsi que de leur germination et s'écrit de la manière suivante [141] :

$$\dot{f} = \dot{f}_{croissance} + \dot{f}_{germination} \qquad \text{Équation 3.20}$$

Le terme de croissance est basé sur la conservation de masse et s'écrit comme suit :

$$\dot{f}_{croissance} = (1-f)\cdot trace\left(\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{p}\right) \qquad \text{Équation 3.21}$$

Le terme de germination est contrôlé par la déformation plastique et s'exprime de la manière suivante :

$$\dot{f}_{germination} = A\dot{\varepsilon}^{p}_{eq} \qquad \text{Équation 3.22}$$

où

$$A = \frac{f_N}{S_N\sqrt{2\pi}}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon^{p}_{eq}-\varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right] \qquad \text{Équation 3.23}$$

Avec : f_N la fraction volumique maximale de cavités créées par germination ; ε_N la déformation plastique moyenne pour laquelle la germination est maximale ; S_N l'écart type de la distribution normale.

La coalescence des cavités est prise en compte par la fonction $f^*(f)$ qui représente une fraction volumique fictive :

$$f^* = \begin{cases} f & si\ f \le f_c \\ f_c + K(f-f_c) & si\ f > f_c \end{cases} \qquad \text{Équation 3.24}$$

avec

$$K = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c} \qquad \text{Équation 3.25}$$

Où : f_c est la fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute ; f_f est la valeur finale de f à la rupture ductile ; f_u^* est la valeur ultime de f^* ($=1/q_1$). Ce nouveau modèle est nommé modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN).

Ce type de modèle a été amélioré : en additionnant l'évolution de la fraction des cavités [151], en modifiant la définition du paramètre q_1 [152], en proposant une nouvelle forme phénoménologique de q_2 [153], en éliminant le paramètre f_c grâce à sa dépendance vis-à-vis de f_0 [154] et en redéfinissant l'argument du cosinus hyperbolique [155] [156]. Ragab et Saleh [157] ont d'ailleurs réalisé le développement limité du cosinus hyperbolique jusqu'à un ordre 2. Cette loi a été par la suite intégrée dans la loi classique de Norton-Hoff, ce qui a abouti à l'équation suivante pour le modèle de Gurson :

$$\sigma = K(1-f)\left[1+\frac{f}{4}\right]^{\frac{n+1+m}{2}}\varepsilon^n\dot{\varepsilon}^m \qquad \text{Équation 3.26}$$

et pour le modèle de GTN :

$$\sigma = K\frac{(1-q_1 f)^{n+1+m}}{(1-f)^{n+m}}\left[1+q_1 q_2^2\frac{f}{4}\right]^{\frac{n+1+m}{2}}\varepsilon^n\dot{\varepsilon}^m \qquad \text{Équation 3.27}$$

Avec les mêmes définitions des paramètres K, m et n dans la loi classique de Norton-Hoff.

c. Modèle de Rousselier

Rousselier [158] a développé un modèle en considérant la porosité comme une variable interne. Ce modèle utilise le potentiel plastique :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(\varepsilon_R) + B(\beta)\frac{\dot{\beta}}{\dot{\varepsilon}_{eq}} \qquad \text{Équation 3.28}$$

avec

$$\frac{\rho}{\rho_0} = \frac{1-f}{1-f_0} \qquad \text{Équation 3.29}$$

$$\rho = \frac{1}{1-f_0+f_0\exp\beta} \qquad \text{Équation 3.30}$$

$$B(\beta) = \frac{\sigma_1 f_0\exp\beta}{1-f_0+f_0\exp\beta} \qquad \text{Équation 3.31}$$

$$\dot{\beta} = \dot{\varepsilon}_{eq} A\exp\left(\frac{\sigma_h}{\rho\sigma_1}\right) \qquad \text{Équation 3.32}$$

ρ et ρ_0 sont, respectivement, la masse par unité de volume et la masse initiale par unité de volume ; $R(\varepsilon_R)$ est la courbe d'écrouissage ; f et f_0 sont, respectivement, la fraction volumique des cavités et la fraction initiale volumique des cavités ; A et σ_1 sont des constantes du matériau qui dépendent de la température ; β et $B(\beta)$ sont, respectivement, la variable d'endommagement et la fonction d'endommagement.

Pour une cavitation sphérique de rayon initial R_0, nous trouvons :

$$3\frac{\dot{R}}{R} = \dot{\varepsilon}_{eq} A\exp\left(\frac{\sigma_h}{\rho\sigma_1}\right) \qquad \text{Équation 3.33}$$

En posant $A = 3 \times 0.283$, $\sigma_1 = \frac{2}{3}\sigma_{eq}$ et $\rho = 1$, on retrouve le modèle de Rice et Tracy.

En posant $B(\beta) = \sigma_1 f_0$, $A = 3 \times 0.25$, $\sigma_1 = \frac{2}{3}\sigma_{eq}$ et $\rho = 1$, on retrouve le modèle de Gurson.

L'intérêt de ce modèle est qu'il ne nécessite pas l'utilisation d'une valeur critique pour la variable d'endommagement, ce qui facilite son application.

3.2 Caractérisation expérimentale de l'endommagement de l'alliage 7475 au cours d'une déformation superplastique

3.2.1 Dispositif expérimental et protocole opératoire

L'endommagement généré au sein de l'alliage 7475 lors d'une déformation plastique a été étudié par la réalisation d'observations par micro-tomographie aux rayons X d'échantillons préalablement déformés jusqu'à différents taux. Le tomographe du laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon (Figure 3.7) a été utilisé.

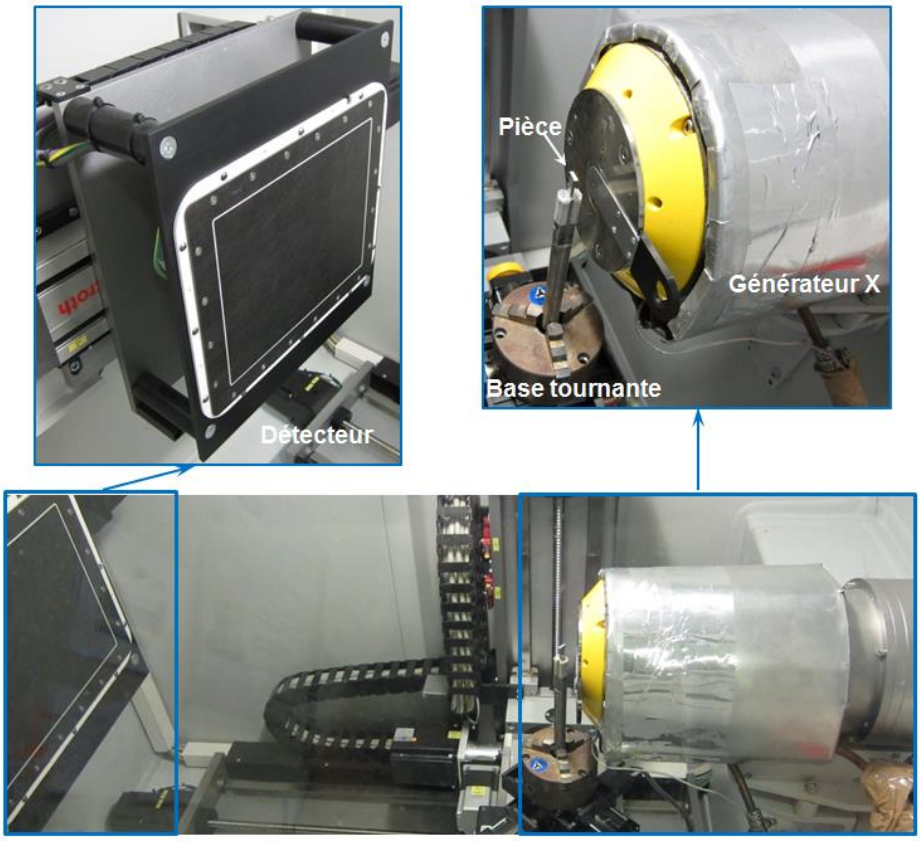


Figure 3.7. Tomographe du laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon

La résolution a été fixée à 3µm. La reconstruction d'images en 3D a été réalisée avec le moyen informatique de reconstruction 3D à disposition au

laboratoire MATEIS (Phoenix x-ray). Une section de l'éprouvette de traction à chaud prise par la tomographie est présentée en Figure 3.8.

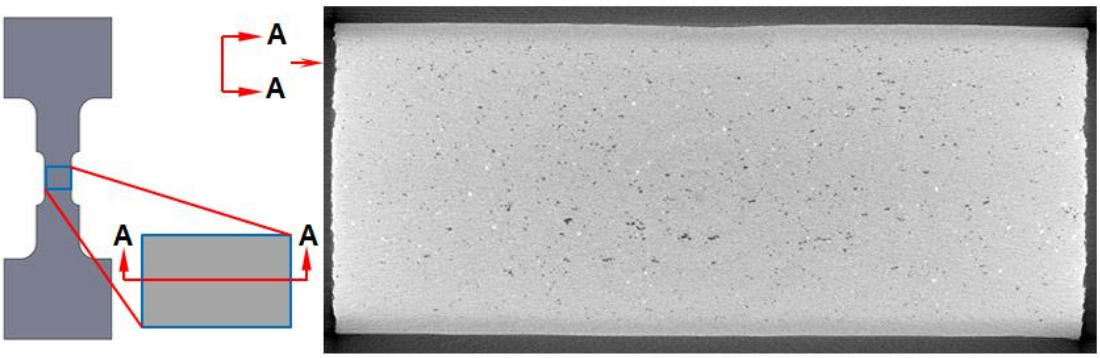


Figure 3.8. Section d'une éprouvette observée avec le tomographe

À partir du volume 3D reconstruit, la fraction volumique de l'endommagement (c.-à-d. la fraction volumique de vide) peut être déterminée en utilisant le logiciel ImageJ et les plugins appropriés (dont *3D Object Counter*) [159]. Un volume de 1.2 mm × 1.2 mm × 1.2 mm (soit : 400 pixels × 400 pixels × 400 pixels avec une résolution de 3 µm, Figure 3.9-4 et 5) dans la partie centrale des éprouvettes déformées a été choisi. Les imperfections de surface dues à la présence du thermocouple (Figure 3.9-3) ne sont pas considérées dans les analyses.

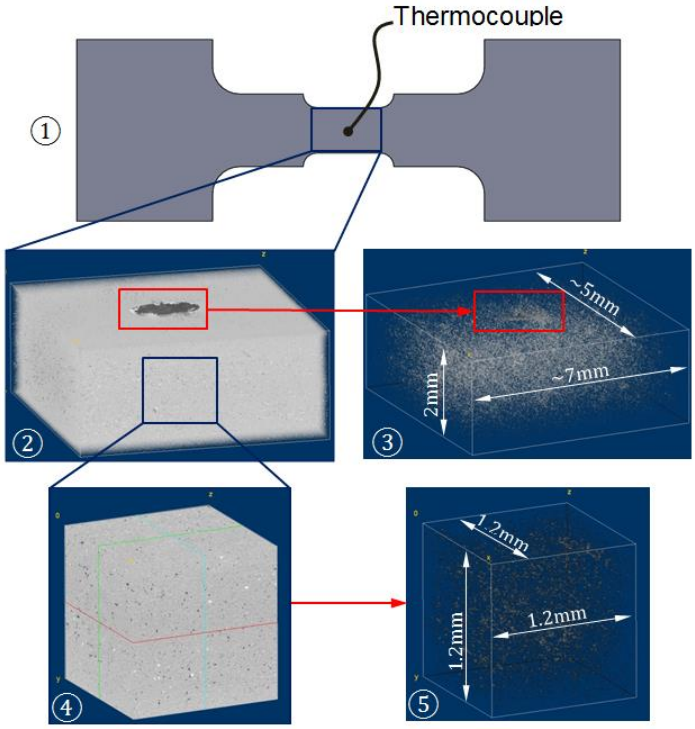


Figure 3.9. Zones d'analyse considérées lors de la micro-tomographie aux rayons X

3.2.2 Résultats expérimentaux

La fraction volumique, le nombre et le volume moyen des cavités présentes ont été calculés sur des éprouvettes d'essais interrompus à différents taux de déformation. Les configurations expérimentales analysées sont récapitulées en Figure 3.10, les points rouges correspondant aux essais interrompus réalisés et analysés. À noter que le matériau sans déformation a aussi été analysé afin de servir de référence. Ces essais devraient donc permettre de voir l'effet du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température sur l'endommagement.

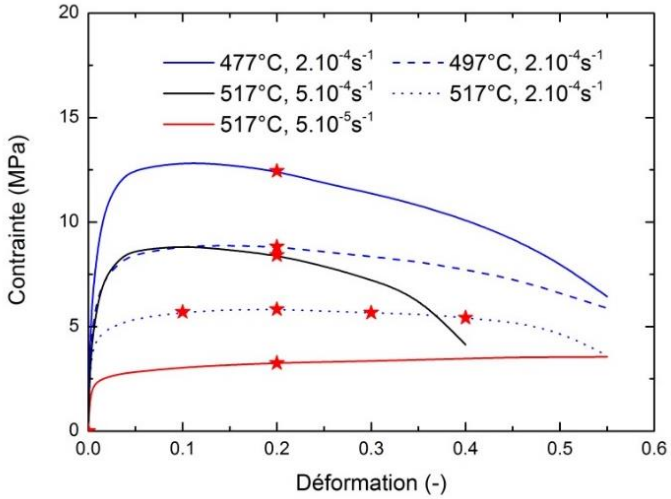
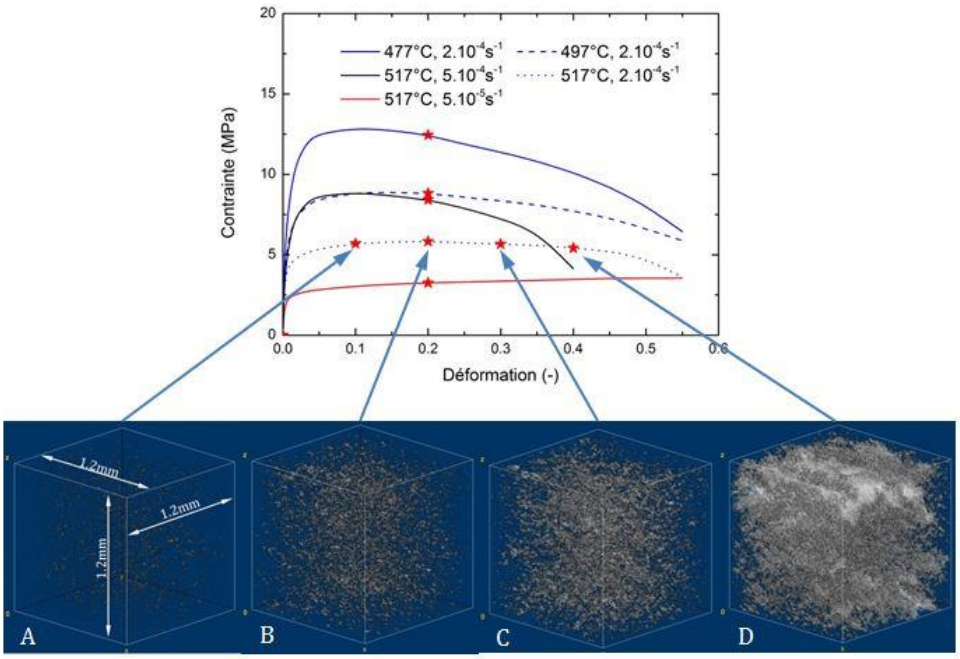
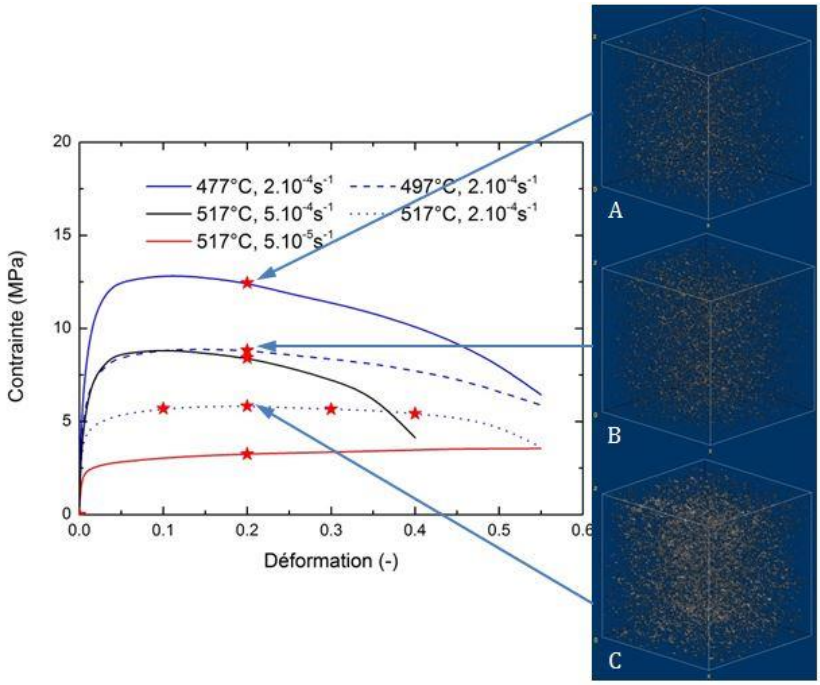


Figure 3.10. Essais interrompus pour observations au micro-tomographe par rayons X

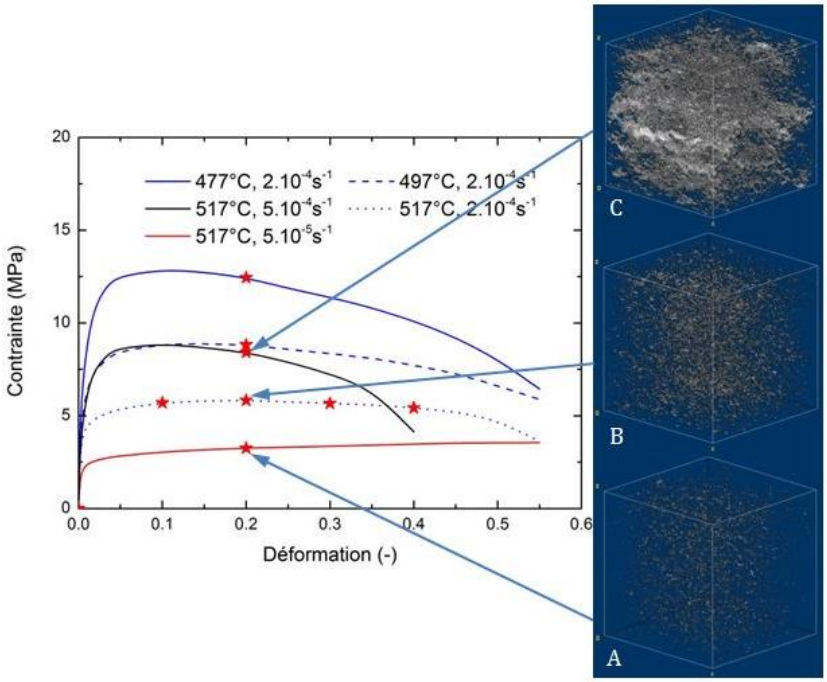
Les reconstructions 3D des volumes analysés sont données en Figure 3.11. Il est possible que la proportion de vide au sein des échantillons augmente lorsque la déformation augmente (Figure 3.11.a) et lorsque la vitesse de déformation augmente (Figure 3.11.c). Il est toutefois plus difficile de conclure sur l'effet de la température (Figure 3.11.b).



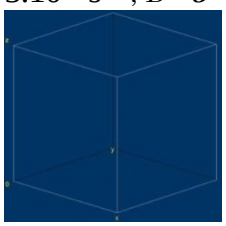
(a) $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4}\,\mathrm{s}^{-1}$, T=517°C. A : $\varepsilon = 0.10$, B : $\varepsilon = 0.20$, C : $\varepsilon = 0.30$, D : $\varepsilon = 0.40$



(b) $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4}\,s^{-1}$, $\varepsilon = 0.20$. A : 477°C, B : 497°C, C : 517°C



(c) $\varepsilon = 0.20$, T=517°C. A : $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} s^{-1}$, B : $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$, C : $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} s^{-1}$



(d) matériau original : $\varepsilon = 0$, T=20°C et $\dot{\varepsilon} = 0 s^{-1}$

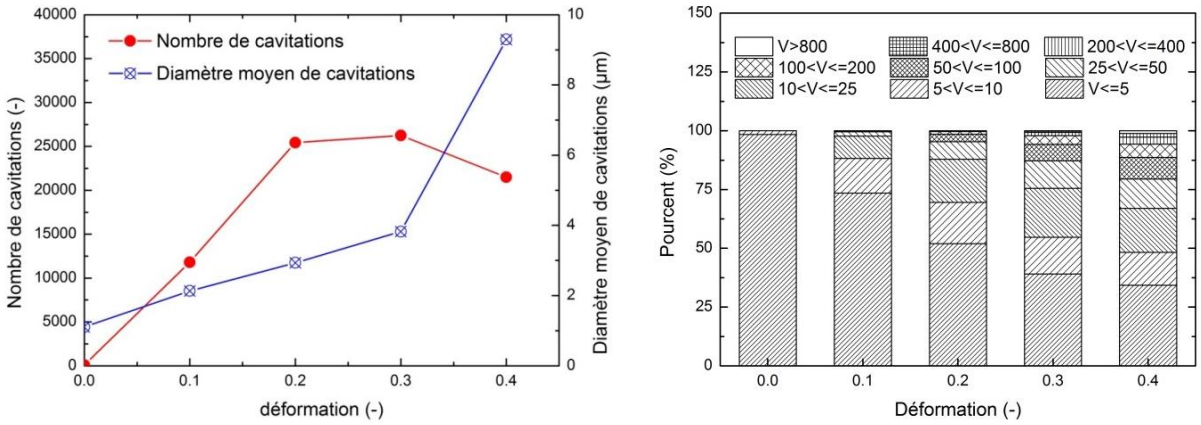
Figure 3.11. Représentation 3D de l'endommagement présent dans différentes éprouvettes issues d'essais interrompus

3.2.2.1 Influence du taux de déformation sur l'évolution de l'endommagement

L'évolution du nombre et de la taille des cavités lorsque des essais sont réalisés à différents taux de déformation avec une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} et une température de 517°C est montrée en Figure 3.12. D'après la Figure 3.12.a, il est possible de diviser cette évolution en trois étapes : (1) $\varepsilon \in$ [0-0.2] ; (2) $\varepsilon \in$ [0.2-0.3] et (3) $\varepsilon >$ 0.3.

L'étape (1) correspond à l'étape de germination des cavités. Les cavités formées voient leur nombre augmenter fortement passant de 65 cavités pour une déformation nulle à plus de 25000 cavités pour une déformation avoisinant 0.2. L'étape (2) correspond à l'étape de croissance des cavités. Cela peut s'expliquer par la quasi-stagnation du nombre de cavités alors que la taille continue à augmenter. L'étape (3) correspond quant à elle à l'étape de coalescence des cavités en raison de la diminution du nombre de cavités associée à une croissance très rapide de leur dimension.

Ces tendances peuvent être vérifiées sur la Figure 3.12.b qui fournit la distribution du volume moyen des cavités pour chaque taux de déformation étudié. Il est possible de constater qu'à partir d'une déformation de 0.2, les cavités de petit volume disparaissent au profit de cavités plus grosses, montrant ainsi la croissance générale des pores. Lorsque le taux de déformation dépasse 0.3, des cavités de grande dimension sont présente traduisant ainsi le regroupement de plusieurs pores en un.

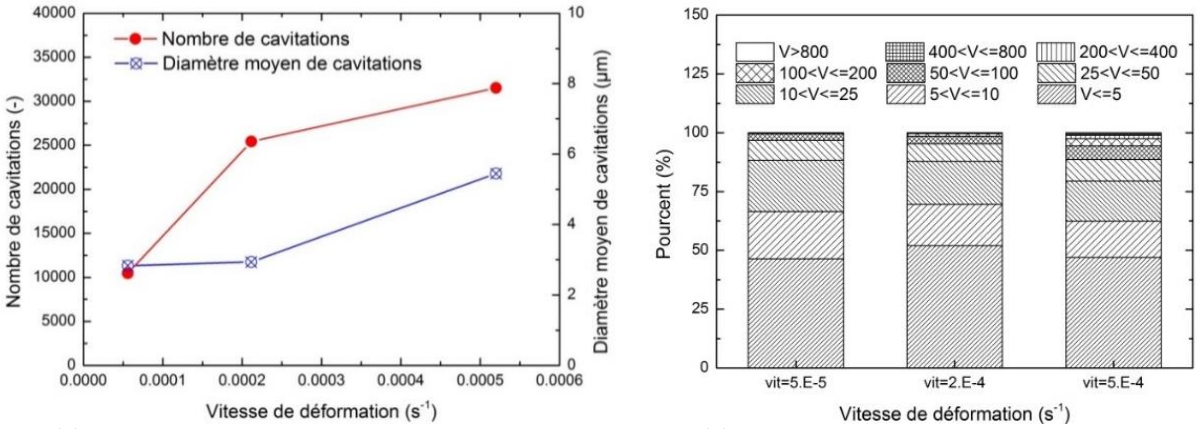


(a) Nombre et Diamètre moyen des cavités (b) Répartition volumique des cavités

Figure 3.12. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction du taux de déformation atteint lors d'essais réalisés à 2.10^{-4} s^{-1} et à 517°C

3.2.2.2 Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de l'endommagement

L'évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la vitesse de déformation utilisée lors des essais interrompus réalisés à 517°C jusqu'à une déformation de 0.2 est présentée en Figure 3.13.



(a)Nombre et Diamètre moyen des cavités (b) Répartition volumique des cavités

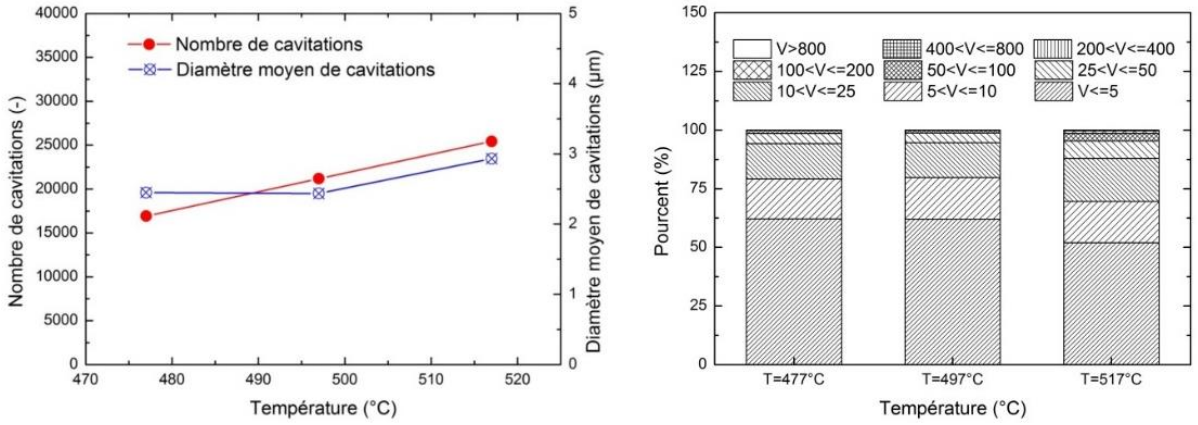
Figure 3.13. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la vitesse de déformation employée lors des essais de traction interrompus à une déformation de 0.2 avec une température de 517°C

D'après la Figure 3.13.a, il est possible de constater que lorsque la vitesse de déformation augmente (passant de 5.10^{-5} à 2.10^{-4} s^{-1}), le nombre de cavités augmente alors que leur dimension n'évolue que faiblement. Cela est aussi montré en Figure 3.13.b où la répartition des pores en fonction de leur volume varie peu d'une vitesse de déformation à une autre.

La déformation atteinte lors des essais de traction étant de 0.2, valeur correspondant à la frontière entre germination et croissance, ce résultat indique que la germination est donc contrôlée par la vitesse de déformation. Ceci est en adéquation avec des études déjà réalisées sur cette thématique [160, 161] où la vitesse de germination est définie par une équation dépendant de la vitesse de déformation (Équation 3.22).

3.2.2.3 Influence de la température sur l'évolution de l'endommagement

L'évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la température utilisée lors des essais interrompus réalisés avec une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} jusqu'à une déformation de 0.2 est présentée en Figure 3.14. Il est possible de constater que le nombre de cavités semble augmenter linéairement avec la température alors que leur diamètre moyen n'évolue que faiblement. La Figure 3.14.b montre d'ailleurs que la répartition volumique des cavités est relativement stable entre 477°C et 497°C mais tend à favoriser les grandes dimensions pour la température la plus élevée (soit 517°C). Toutefois, au vu des résultats obtenus, il est difficile de conclure sur l'influence de la température : des analyses complémentaires avec d'autres taux de déformation et d'autres vitesses de déformation seraient nécessaires.



(a) Nombre et Diamètre moyen des cavités (b) Répartition volumique des cavités

Figure 3.14. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la température employée lors des essais réalisés à une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} jusqu'à une déformation de 0.2

3.2.2.4 Évolution de la fraction volumique de cavités en fonction du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température

Les évolutions de la fraction volumique de vide en fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température sont, respectivement, montrées en Figure 3.15, Figure 3.16 et Figure 3.17. Les tendances décrites précédemment sont de nouveau visibles. Il apparaît que la fraction volumique de vide dépend fortement du taux de déformation et de la vitesse de déformation. Elle se développe faiblement jusqu'à une déformation de 0.3 avant de connaître une forte augmentation pour les déformations supérieures (Figure 3.15). Cette nette augmentation dans la fraction volumique de vide traduit la coalescence des cavités. Qui plus est, une augmentation de la vitesse de déformation conduit à une augmentation de la fraction de vide (Figure 3.16), traduisant ici un lien direct entre la vitesse de déformation et la germination. Ainsi, les analyses réalisées par micro-tomographie aux rayons X permettent de ressortir des informations concernant la germination, la croissance et la coalescence des cavités : données d'entrée nécessaires à l'identification d'un critère d'endommagement.

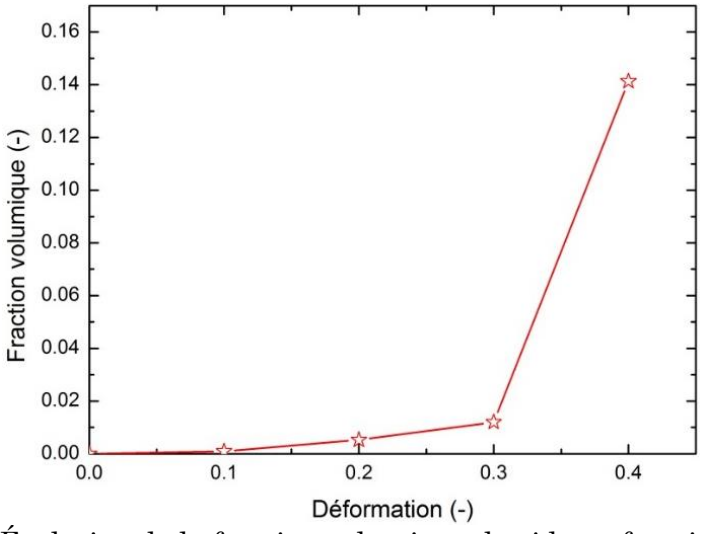


Figure 3.15. Évolution de la fraction volumique de vide en fonction du taux de déformation atteint lors des essais avec $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4}\,s^{-1}$ et T= 517°C

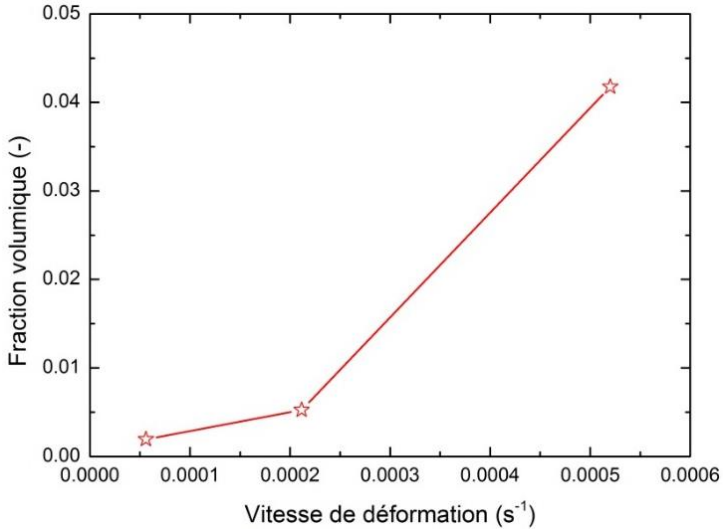


Figure 3.16. Évolution de la fraction volumique de vide en fonction de la vitesse de déformation employée lors des essais jusqu'à $\varepsilon = 0.20$ et pour T=517°C

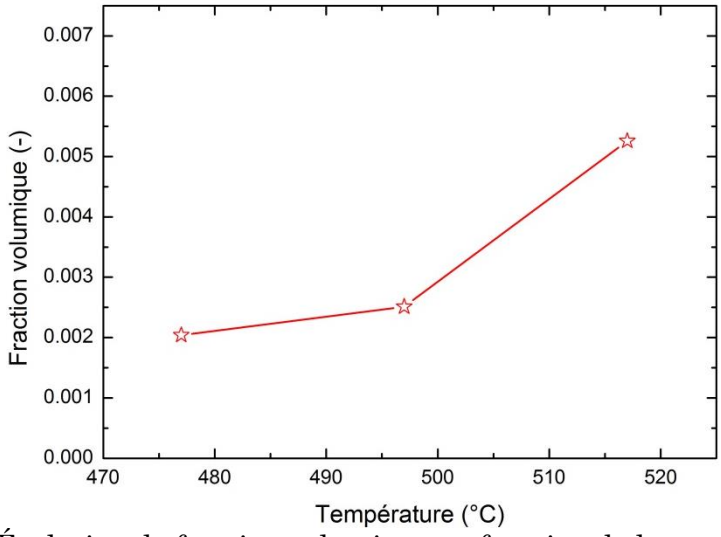


Figure 3.17. Évolution de fraction volumique en fonction de la température pour $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$ à $\varepsilon = 0.20$

3.3 Modélisation de l'endommagement lors de la déformation superplastique d'un alliage d'aluminium 7475

Seul le modèle GTN est considéré ici (cf. §3.1.3.2). Ce dernier est défini par l'Équation 3.19 avec la fraction volumique fictive définie par l'Équation 3.24 et une évolution de la fraction volumique de cavitations définie par l'Équation 3.20, l'Équation 3.21, l'Équation 3.22 et l'Équation 3.23.

L'identification d'un tel modèle est relativement complexe de par le nombre de paramètres à identifier : q_1, q_2, q_3, f_0, f_c, f_f, f_N, ε_N, S_N. Une analyse inverse peut être utilisée pour l'identification mais l'unicité des valeurs (de telle

sorte à minimiser les erreurs) est relativement difficile à obtenir. Toutefois, plusieurs auteurs se sont affranchis de cette problématique en fixant les valeurs de certains paramètres ([119, 162]). Il apparaît qu'en règle générale, les auteurs utilisent des valeurs par défaut pour q_1, q_2 et q_3 de telle sorte que : $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1.0$ et $q_3 = 2.25$. En ce qui concerne les autres paramètres, ces derniers sont estimés à partir soit d'estimations, soit d'algorithmes d'optimisation, soit d'essais in-situ. Felder [163] a par exemple estimé l'évolution de l'endommagement à partir du champ de contraintes et de la vitesse de déformation du matériau sans porosité à l'aide de la relation suivante :

$$\frac{\dot{f}}{(1-f)f} = -\frac{3q_1q_2}{2}\dot{\varepsilon}\sinh\left(\frac{3}{2}q_2\frac{\sigma_h}{\sigma_0}\right) \qquad \text{Équation 3.34}$$

Hor [119] a, quant à lui, identifié les valeurs de f_N, ε_N et S_N à partir de courbes taux de porosité en fonction de la déformation en négligeant la croissance des cavités pour les faibles niveaux de déformation :

$$\dot{f} = \dot{f}_{germination} = A\dot{\varepsilon}^p_{eq} \qquad \text{Équation 3.35}$$

Reusch et al. [164] ont présenté un procédé d'optimisation non-linéaire des paramètres du modèle GTN en minimisant la fonction des moindres carrés. Ils ont alors trouvé les paramètres suivants pour l'acier StE 690 : $\varepsilon_0 = 0.03$, $f_0 = 0.0012$ et $f_c = 0.036$. L'algorithme génétique et la méthode de réseau de neurones artificiels ont aussi été utilisés pour identifier les paramètres du modèle GTN par Muñoz-Rojas et al. [165], Abbasi et al. [166] et par Abendroth et al. [167], Abbassi et al. [168]. He et al. [169] ont quant à eux identifié les paramètres de ce modèle en utilisant des essais de traction in-situ au MEB et ont abouti aux valeurs suivantes : $f_0 = 0.002918$, $f_N = 0.0249$, $f_c = 0.030103$ et $f_f = 0.04854$ pour un alliage d'aluminium AA5052-O1.

Au vu de ces informations, il a été décidé de fixer les valeurs de plusieurs paramètres. Ainsi, les valeurs suivantes ont été choisies pour 6 des paramètres du modèle : $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1.0$, $q_3 = q_1^2 = 2.25$, $f_u^* = \frac{1}{q_1} = 0.667$, $\varepsilon_N = 0.30$ et $S_N = 0.10$. Ces valeurs ont bien entendu été choisies d'après des résultats trouvés dans des études antérieures [140, 141, 149, 150, 170]. Le nombre de paramètres à identifier dans le modèle GTN est donc réduit à 4 (f_0, f_c, f_f et f_N) .

Leur identification est basée sur l'exploitation des résultats obtenus par micro-tomographie aux rayons X. L'identification a donc été réalisée à partir des analyses réalisées sur des éprouvettes déformées à différents taux de déformation avec une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} et une température de 517°C. Ainsi :

- la fraction volumique initiale de vide est prise égale à la fraction volumique de vide trouvée sur l'éprouvette non déformée, soit $f_0 = 1.4\times10^{-6}$.
- la fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute est prise égale à la fraction volumique de vide obtenue pour une déformation de 0.3, soit $f_c = 0.01199$.
- La fraction volumique maximale de cavités créées par germination en appliquant l'équation suivante dans l'intervalle de déformation 0-0.2 [119] :

$$\Delta f = A\Delta\varepsilon_{eq} \qquad \text{Équation 3.36}$$

Ce qui aboutit à une valeur pour le paramètre f_N aux alentours de 0.0322.

- La fraction volumique finale de cavité est déterminée en considérant une évolution linéaire de la fraction de vide entre la déformation de début de coalescence (ε = 0.3) et la déformation à rupture (ε_R ~ 0.517 dans la configuration expérimentale considérée ici, soit : $\dot{\varepsilon}$ = 2.10^{-4} s^{-1} et T=517°C), ce qui aboutit à : f_f = 0.2926.

Tableau 3.2. Paramètres identifiés du modèle de GTN

Paramètre	q_1	q_2	q_3	f_0	f_c	f_f	f_N	ε_N	S_N
Valeur	1.5	1.0	2.25	0.0000014	0.01199	0.2926	0.0322	0.30	0.10

Les paramètres identifiés pour le modèle GTN sont récapitulés dans le Tableau 3.2. Pour des raisons de simplicité, l'effet de la vitesse de déformation et de la température sur la valeur de ces paramètres a été pris compte avec les ratios de l'endommagement entre ces configurations et la configuration de référence (avec une vitesse de déformation de 2.10^{-4}s^{-1} à 517°C pour une déformation de 0.20). Ces ratios sont récapitulés dans le Tableau 3.3.

Tableau 3.3. Ratios de l'influence de la vitesse de déformation et de la température

Influence		Ratio
Vitesse de déformation	5.10^{-5}s^{-1}	0.37
	2.10^{-4}s^{-1}	1
	5.10^{-4}s^{-1}	7.94
Température	477	0.39
	497	0.48
	517	1

Afin de vérifier l'exactitude de ces paramètres, le modèle GTN a été introduit dans la loi de Norton-Hoff modifiée (Équation 2.39), ce qui conduit à l'équation suivante [157] :

$$\sigma = K\frac{(1-q_1 f)^{1+m}}{(1-f)^m}\left[1+q_1 q_2^2\frac{f}{4}\right]^{\frac{1+m}{2}}\dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \qquad \text{Équation 3.37}$$

Une comparaison entre les courbes obtenues en appliquant l'Équation 3.37 et les courbes expérimentales est montrée en Figure 3.18. Il est possible de constater que le modèle mis en place prédit relativement bien le comportement du matériau lorsque ce dernier est soumis à une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} et une température de 517°C. En revanche, des divergences notamment au niveau de la prédiction de la chute de contrainte apparaissent pour les autres configurations. Cela peut s'expliquer par l'identification des paramètres GTN à partir du jeu d'analyses pour $\dot{\varepsilon}$ = 2.10^{-4} s^{-1} et T = 517°C et par l'utilisation de ratios pour reproduire l'effet de la température et de la vitesse de déformation. Des analyses complémentaires seraient en fait nécessaires pour affiner la prise en compte de l'influence de ces deux paramètres.

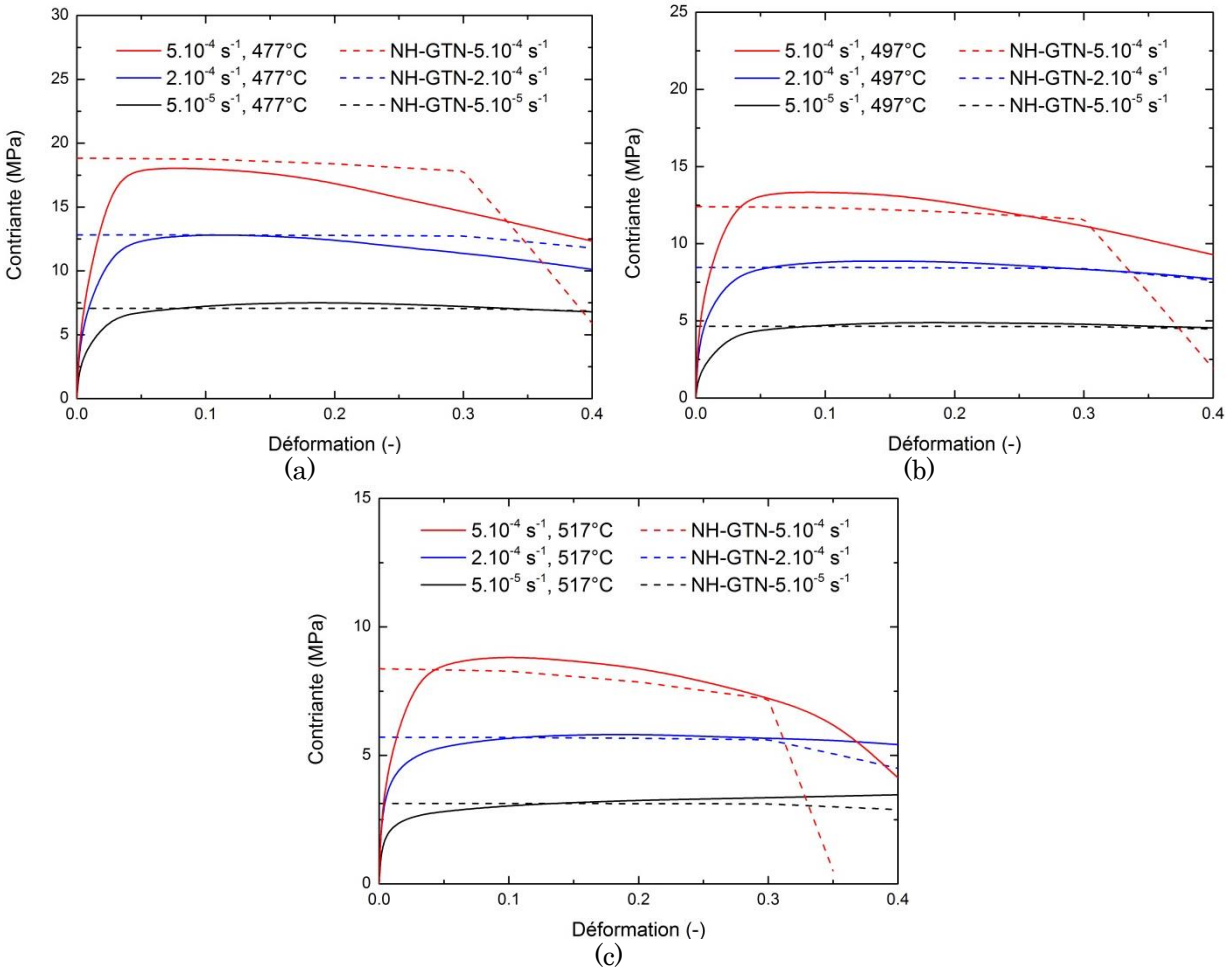


Figure 3.18. Courbes contrainte-déformation obtenues en appliquant l'Équation 3.37 comparées à celles obtenues expérimentalement pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C ; (b) 497°C et (c) 517°C

3.4 Conclusions

L'endommagement de l'alliage d'aluminium 7475 soumis à des conditions thermomécaniques similaires à celles rencontrées lors d'un formage superplastique a été étudié. Des essais de traction uniaxiale interrompus à différents taux de déformation pour différentes vitesses de déformation et températures ont été réalisés. La zone de déformation maximale de chacune de ces éprouvettes (c.-à-d. la zone utile) a été observée par micro-tomographie aux rayons X afin de cerner l'influence de paramètres tels que le taux de déformation, la température et la vitesse de déformation sur l'endommagement. Il a ainsi pu être mis en évidence que l'endommagement superplastique repose sur un endommagement de type ductile avec la germination, la croissance et la coalescence de cavités.

En effet, la germination des cavités semble intervenir dans l'intervalle de déformation [0-0.2] et s'accélérer lorsque la vitesse de déformation augmente. La croissance des cavités semble, quant à elle, intervenir dans l'intervalle de déformation [0-0.3] où la taille des cavités augmente alors que leur nombre se stabilise. La coalescence des cavités intervient pour les déformations supérieures à 0.3 et se traduit par une augmentation drastique de la taille moyenne des cavités au détriment de leur nombre. L'effet de la température sur ces phénomènes reste toutefois relativement flou : des analyses complémentaires seraient nécessaires.

À partir de ces observations, un modèle d'endommagement de type GTN a été identifié. Afin de faciliter son identification, 5 des 9 paramètres du modèle ont été fixés à partir de données issues de la littérature. Les 4 paramètres restants ont été identifiés à partir des résultats de micro-tomographie aux rayons X tout en posant quelques hypothèses. Ce modèle a ensuite été couplé à la loi de Norton-Hoff modifiée, ce qui a permis de mettre en évidence un bon accord entre modèle et expérience pour un jeu de configuration expérimentale donnée (jeu à partir duquel les paramètres ont été identifiés) soit : $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4}$ s^{-1} et $T = 517°C$. Des analyses complémentaires seraient nécessaires pour mieux cerner l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur l'endommagement et mieux prédire ce dernier quelle que soit la configuration expérimentale. L'utilisation actuelle de ratios apparaît insuffisante.

Toutefois, cette analyse reste axée autour d'un endommagement de l'alliage lorsque ce dernier est soumis à des conditions de sollicitation uniaxiale. Une pièce mise en forme par formage superplastique pouvant subir des

sollicitations plus ou moins complexes et notamment des sollicitations biaxiales, il serait intéressant de réaliser le même genre d'étude sur des tôles obtenues par gonflage libre. Un démonstrateur de gonflage libre a donc été remis en état afin de permettre une telle analyse.

4. DEMONSTRATEUR ET SYSTEME DE COMMANDE

4.1 Démonstrateur instrumenté de formage superplastique 87
4.1.1 Structure de la presse 88
4.1.2 Matrices disponibles 90
4.2 Mise à jour de la machine 91
4.2.1 Régulation des températures 92
4.2.2 Pilotage des pressions 93
4.2.3 Ordre des opérations 94
4.2.4 Vérification du système de commande mis en place sur le démonstrateur 95
4.3 Conclusions 95

Le formage superplastique de pièces de forme plus ou moins complexe peut entrainer des sollicitations biaxiales. Dans le cas d'un essai de traction biaxiale (présenté précédemment dans la section 2.1.1.2), la biaxialité X peut être définie comme le rapport des contraintes appliquées dans les deux directions de chargement :

$$X = \frac{\sigma_1}{\sigma_2} \qquad \text{Équation 4.1}$$

Avec : σ_1 et σ_2 les contraintes dans les deux directions de chargement. Pour un gonflage libre, une adaptation de l'expression de la biaxialité X est proposée par Boulos [20]. En supposant que le matériau est homogène et incompressible et qu'il présente une forme sphérique, un repère local ($\vec{m}$, $\vec{n}$, $\vec{e}$) peut être défini en tout point P sur le dôme (Figure 4.1). Les vecteurs $\vec{m}$, $\vec{n}$ et $\vec{e}$ représentent, respectivement, la direction du méridien, la direction normale au méridien et la direction selon l'épaisseur du dôme.

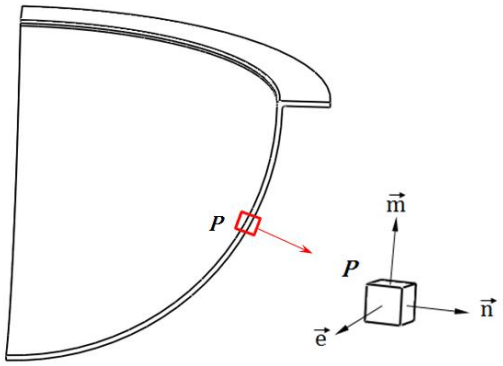


Figure 4.1. Représentation du repère local

Les tenseurs de contraintes $\underline{\underline{\sigma}}^P$ et de vitesses de déformation $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^P$ au point P s'écrivent alors de la manière suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}}^P = \begin{vmatrix} \sigma_n & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_e \end{vmatrix} \qquad \text{Équation 4.2}$$

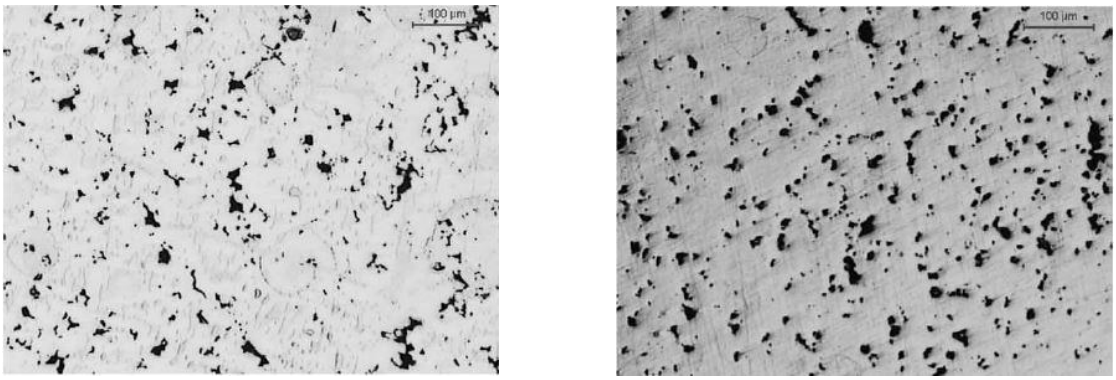
$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^P = \begin{vmatrix} \dot{\varepsilon}_n & 0 & 0 \\ 0 & \dot{\varepsilon}_m & 0 \\ 0 & 0 & \dot{\varepsilon}_e \end{vmatrix} \qquad \text{Équation 4.3}$$

la biaxialité X est alors définie comme le rapport entre la contrainte appliquée suivant la direction $\vec{n}$ et la contrainte appliquée suivant la direction $\vec{m}$, soit :

$$X = \frac{\sigma_n}{\sigma_m}$$ Équation 4.4

Cet état de contrainte biaxial peut entraîner des divergences dans la réponse mécanique du matériau par rapport à celle étudiée dans des conditions uniaxiales. De nombreuses études ont, en effet, montré que l'état de contrainte influe sur l'évolution des cavités [114, 139, 171, 172].

Chan et al. [172] ont, par exemple, trouvé que le taux de cavités augmente significativement lorsque qu'une contrainte biaxiale est appliquée comparée au cas d'une contrainte uniaxiale (Figure 4.2).



(a) (b)

Figure 4.2. Cavitation de l'alliage d'aluminium 5083 à une déformation de 1.0 et sous : (a) traction uniaxiale et (b) traction biaxiale **[172]**

Il est donc intéressant de vérifier l'effet de l'état de contrainte sur l'alliage d'aluminium 7475 en réalisant des essais de gonflage libre à l'aide d'un démonstrateur. Le laboratoire LAMPA possède une telle machine : un démonstrateur de formage superplastique a en effet été construit dans le cadre d'une précédente thèse [21] et a été amélioré progressivement [20]. Une description du démonstrateur et du système de commande développé dans le cadre de ces travaux de thèse est présentée dans ce chapitre.

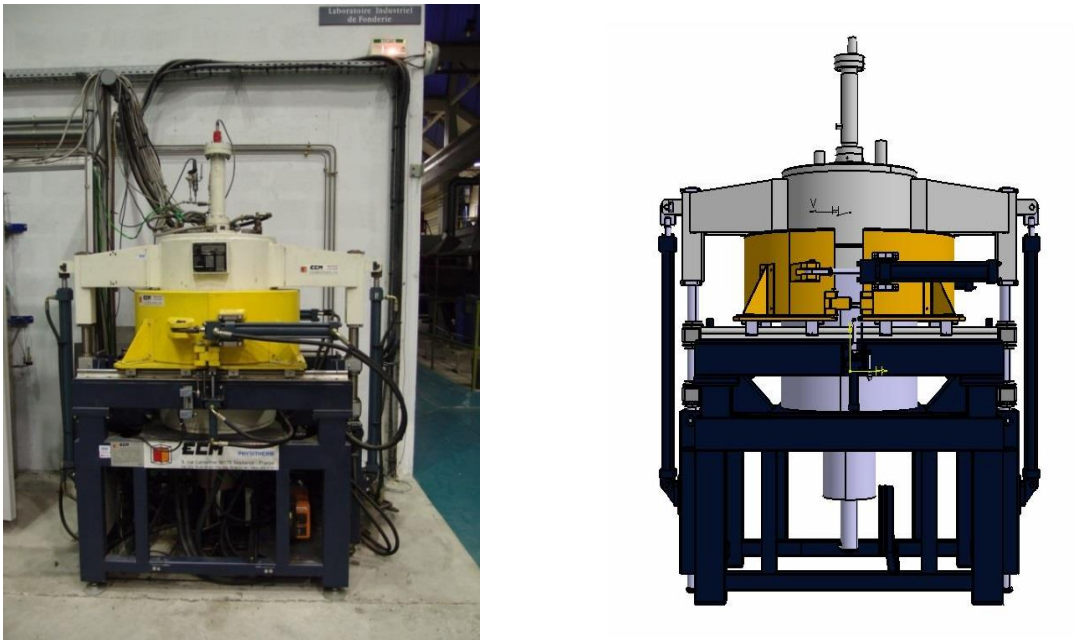
4.1 Démonstrateur instrumenté de formage superplastique

Une description du démonstrateur et du système de commande développé dans le cadre de ces travaux de thèse est présentée dans ce chapitre.

Le démonstrateur instrumenté de formage superplastique disponible au sein du LAMPA est montré en Figure 4.3. Cette presse permet :

- de pincer la périphérie de la tôle entre un serre-flan et une matrice,
- de maintenir l'ensemble de l'outillage et de la pièce à une température quasi-uniforme et stable,

- et d'introduire une différence de pression (pression de formage) entre les deux faces de la tôle.



(a) Photo du démonstrateur (b) Représentation numérique

Figure 4.3. Démonstrateur présent au LAMPA

4.1.1 Structure de la presse

La presse est équipée d'instrumentations permettant un pilotage de la pression de gonflage à l'aide d'un gaz inerte, l'argon. La pression est réglée soit en fonction de la hauteur du pôle de la pièce soit en fonction de temps de mise en forme. La hauteur du pôle de pièce est mesurée à l'aide d'un capteur de déplacement situé à l'extérieur de la zone chaude (voir la Figure 4.4), L'écart de précision du capteur de déplacement est de $dh/h = 0.3\%$.

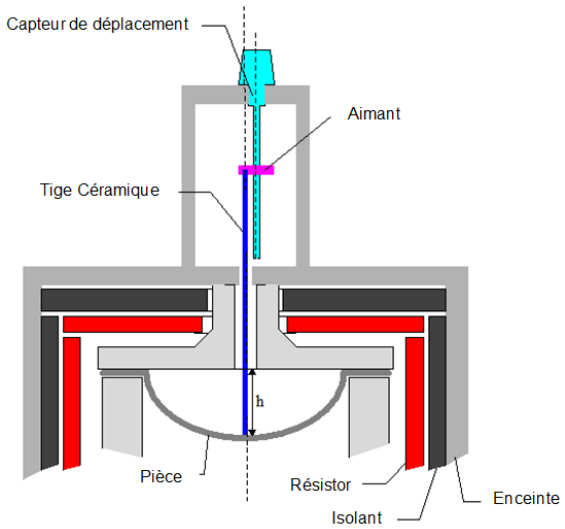


Figure 4.4. Capteur de déplacement [20]

Le démonstrateur est constitué d'un outillage en deux parties placés entre les trois résistors graphites, d'un four à résistances graphite, d'une enceinte isolante refroidie par eau, d'une groupe hydraulique qui se compose essentiellement d'un moteur électrique alimentant deux pompes, d'un système pneumatique qui se compose deux lignes d'alimentations et de trois circuits de pression, et finalement d'un système de pilotage par automate programmable industriel API qui été mis à jour durant mon travail de thèse.

Le four est constitué d'une enceinte isobare à double enveloppe refroidie par eau. Elle comprend (Figure 4.5) :

- L'enceinte inférieure fixe (⓪) supportant l'outillage inférieur (⑤).
- L'enceinte supérieure mobile (ou cloche) (③) qui est soulevée par deux vérins hydrauliques pour l'ouverture (⑨). Elle supporte l'outillage supérieur (④).
- La fermeture de l'enceinte est assurée par une bride à joint plat et deux mâchoires (②) qui assurent l'étanchéité sous pression.
- Deux index (①) de sécurité garantissent le blocage des mâchoires quand le four est fermé.

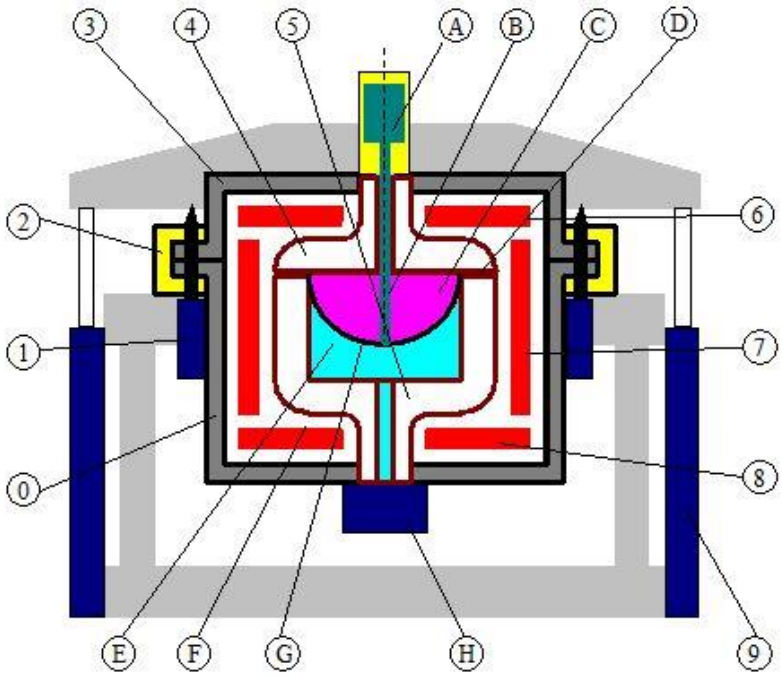


Figure 4.5. Description du four SPF [20]

Les manœuvres des différents éléments mobiles du four, cloche (③), mâchoires (②) et index (①) sont assurées par des vérins hydrauliques. Leurs positions sont transmises au système de contrôle par des capteurs logiques.

L'intérieur de l'enceinte est garni d'un revêtement isolant et réfractaire à base de feutre de carbone. À l'intérieur de ce revêtement, trois résistors en graphite assurent le chauffage du four en trois zones indépendantes :

- Le résistor supérieur ⑥ est situé au-dessus de la matrice supérieure.
- Le résistor latéral ⑦ est situé autour de la matrice inférieure
- Le résistor inférieur ⑧ est situé sous la matrice inférieure.

Les caractéristiques de la machine sont les suivantes : température entre 300°C et 1100°C, pression maximum dans chaque chambre 120 bars, hauteur de mesure du capteur 200mm, dimensions maximum de pièces diamètre 200mm hauteur 200mm, diamètre du flan 290mm.

4.1.2 Matrices disponibles

Des matrices de formes différentes peuvent être insérées dans l'outillage inférieur qui est cylindre à fond flat. Les différentes formes de matrices présentées ci-dessous sont disponibles : sphérique, cylindre à fond plat de faible hauteur, conique évolutive, complexe et en croix (Figure 4.6). La forme évolutive, la forme complexe et celle en croix sont dites à géométrie complexe et sont utilisées pour réaliser des essais plus spécifiques.



(a) Sphérique (b) Cylindre à fond plat de faible hauteur (c) Évolutive (d) Complexe (e) En croix

Figure 4.6. Formes disponibles de matrice

Les pièces en forme de dôme sphérique sont réalisées par gonflage libre dans l'outillage inférieur de forme cylindrique à fond plat. C'est le modèle élémentaire du formage par gonflage, sa forme est limitée à une demi-sphère en permettant de sortir la pièce facilement de la matrice et en réduisant le contact de la pièce à la matrice. Il est utilisé pour l'identification des paramètres superplastiques par les essais de gonflage à pression constante ou à une hauteur fixée au pôle. Dans ce cas, l'arrêt du gonflage est piloté par le capteur de hauteur de la pièce.

La matrice sphérique (Figure 4.6.a) est utilisée pour garantir la forme en demi-sphère.

Le cylindre à fond plat de faible hauteur (Figure 4.6.b) est une matrice axisymétrique qui permet l'extraction d'éprouvettes plates dont la déformation

est à peu près uniforme, ces éprouvettes sont utilisées pour la caractérisation des alliages après formage [21].

La matrice évolutive (Figure 4.6.c) est une matrice dont l'angle de paroi par rapport à l'axe de symétrie évolue en fonction de la hauteur. Cette matrice peut obtenir une contrainte équivalente au pôle plus constante par une pression de formage constante que le tronc de cône. Elle est bien adaptée à la caractérisation des alliages superplastiques qui ont un coefficient d'écrouissage n faible [20].

La matrice complexe (Figure 4.6.d) et la matrice en croix (Figure 4.6.e) permettent d'étudier les interactions de contact entre le flan et la matrice. La complexité de la matrice en croix est située aux rayons faibles d'arêtes qui provoquent la localisation de la déformation et de l'endommagement [2].

4.2 Mise à jour de la machine

Le démonstrateur instrumenté de formage superplastique est une machine destinée au formage des tôles par gonflage à haute température et à faible vitesse. Un premier démonstrateur avait été développé par M. Reszka et S. Boude [21] pour le formage de pièces de diamètre de 140mm et de hauteur de 200mm avec les tôles d'épaisseur 1 à 4 mm, à une plage de température entre 300 et 700°C et à une pression maximale de 40 bars. Le démonstrateur utilisé actuellement a été développé par Boude et Boulos [20] pour augmenter la capacité de travail en température jusqu'à 1100°C et en pression de de formage maximale de 120 bars.

Boulos a également proposé une stratégie de pilotage à pression constante. Basé sur les essais réalisés sur cette presse, Aoura [2] a proposé une procédure de caractérisation rhéologique du matériau pour cette machine et une nouvelle procédure de l'optimisation de la pression. Robert [15] a étudié les différentes stratégies de l'optimisation de la pression et les a validées par des essais sur ce démonstrateur.

Le processus de formage superplastique par gonflage est un processus séquentiel complexe. La difficulté du contrôle du processus tient aux régulations des pressions et des températures. En conséquence, un grand nombre de paramètres de la stratégie de régulation sont concernés pour détecter les états de la machine et d'électrovannes qui régulent l'évolution de pression et le chauffage. L'automate programmable EUROTHERM et le logiciel WIZCON qui équipaient le démonstrateur à l'origine, ont été remplacés par un automate Vision 1210 (Automate Couleur Tactile 12,1") de la marque PL Systems fourni par UNITRONICS afin de réaliser le procédé de gonflage manuellement et automatiquement.

Cet automate est supervisé par le logiciel Visilogic qui peut à la fois réguler les opérations et contrôler les paramètres sur les menus conçus spécifiquement en un écran tactile. Les informations de guidage d'opération et d'alerte de système sont aussi présentées sur cet écran tactile. Le nouveau système est convivial au niveau de la programmation, de l'installation, de la mise en œuvre et de l'entretien. Nous vous présentons, ensuite, les trois aspects du pilotage de l'opération de formage, i.e. la régulation des températures, le pilotage des pressions et l'ordre des opérations.

4.2.1 Régulation des températures

La température de formage doit être homogène et constante au cours du formage, cet objectif demande une température uniforme dans l'enceinte du four. Trois zones de chauffe, situées respectivement latéralement, en haut et en bas de l'outillage, sont régulées indépendamment. Les deux zones en haut et en bas de l'outillage sont pour compenser la perte importante de chaleur par conduction causée par le refroidissement des pieds de l'outillage par un circuit d'eau. La troisième a une puissance suffisante pour amener la température de l'outillage à 1100°C et compenser la perte de chaleur.

Les chauffages de ces trois zones de chauffe sont contrôlés respectivement par trois régulateurs à actions proportionnelle, intégrale et dérivée (**p**roportional-**i**ntegral-**d**erivative, PID). La consigne est la même pour les trois zones.

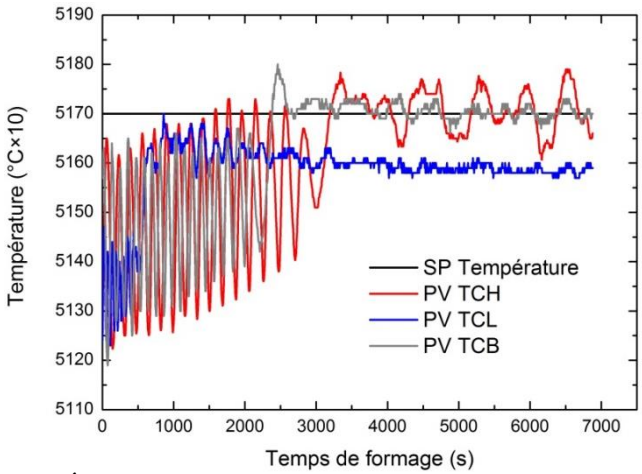


Figure 4.7. Évolution des températures au cours d'un formage

Une évolution des températures au cours d'un formage est présentée sur la Figure 4.7. La SP température est la température de consigne, 517°C dans ce cas. Les PV TCL, PV TCH et PV TCB sont respectivement les températures de la zone latérale, de la zone haute et de la zone basse de l'outillage. Une variation maximale de 5°C a été trouvée au début de formage. Pour équilibre la condition de formage, un temps d'attente de 40 minutes avant le formage est recommandé

pour obtenir une variation de 1°C qui n'influence pas trop le comportement de matériau.

Le cycle de gonflage commence après que les trois températures mesurées aient atteint à une plage entourant (99% pour notre cas) la valeur de consigne et un temps d'attente recommandé, si le système de refroidissement fonctionne normalement.

4.2.2 Pilotage des pressions

Le cycle de la pression est réalisé, soit en fonction du temps de formage, soit en fonction de la hauteur du pôle de la pièce déformée. L'une de ces deux configurations est choisie par l'utilisateur ou en fonction de la forme de pièce. En effet, le pilotage en fonction de la hauteur n'est utilisable que pour les pièces dont le pôle est en formage libre durant tout l'essai. En revanche, le pilotage en fonction du temps de formage peut être utilisé pour tous les cas, où le cycle de pression en fonction du temps est bien défini.

Pour la presse présentée, la pression de mise en forme est la différence entre la pression de formage (PF) et la contrepression (PH). La PF est appliquée sur la surface supérieure de la tôle et la PH sur la surface inférieure de la tôle. La PH est souvent nécessaire pour éviter le développement du phénomène de cavitation, notamment pour les alliages d'aluminium. Une pression d'enceinte (PE), appliquée sur les faces extérieures de l'outillage, renforce la force de fermeture et évite sa déformation par fluage à chaud. Ces trois pressions sont régulées indépendamment mais pilotées suivant le même mode, i.e. soit en fonction du temps, soit en fonction de la hauteur.

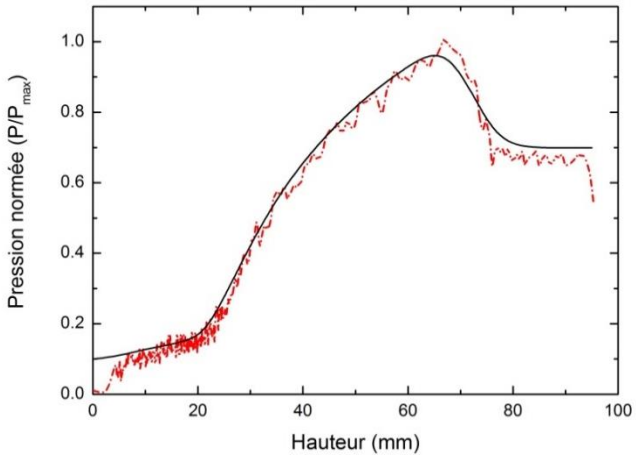


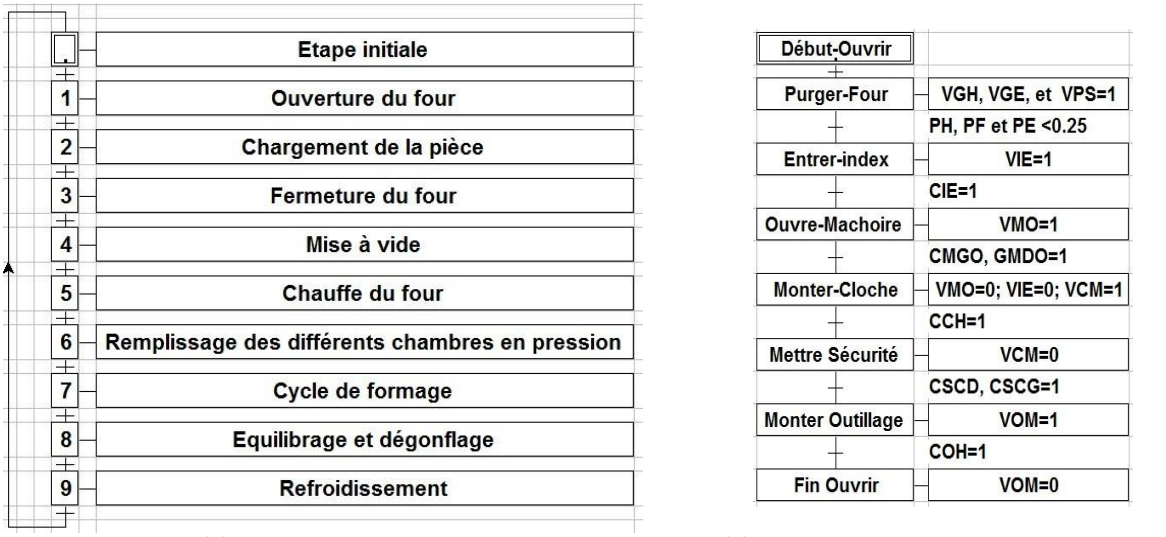
Figure 4.8. Évolution de la pression de formage en fonction de la hauteur au pôle de pièce. La ligne noire est la pression consignée

Les deux pilotages sont réalisés avec l'algorithme linéaire et incrémentale. L'un de ces tests est montré sur la Figure 4.8. La pression est normée sur la pression maximale. La Figure 4.8 montre que, la pression obtenue suit bien la valeur consignée, avec des oscillations légères. Ces oscillations légères sont entrainées par deux régulations indépendantes pour ces deux pressions (PF et PH).

4.2.3 Ordre des opérations

Le procédé de mise en forme par gonflage est un cycle qui nécessite plusieurs opérations. Elles sont exécutées dans l'ordre suivant : ouverture du four, chargement de la pièce, fermeture du four, mise à vide, chauffe du four, remplissage des différentes chambres en pression, exécution du cycle de formage, équilibrage et dégonflage de l'outillage et de l'enceinte, refroidissement du four, purge à la pression atmosphérique, ouverture du four et déchargement de la pièce.

Le Grafcet est un mode de représentation et d'analyse d'un automatisme, particulièrement bien adapté aux systèmes à évolution séquentielle, c'est-à-dire décomposable en étapes. Le Grafcet principal et le sous-Grafcet d'ouverture du four sont présentés sur la Figure 4.9. Les abréviations (VGH, VGE, VMO, etc.) sont les actions des électrovannes et des capteurs de contact (détaillés dans la thèse de Boulos [20]).



(a) Grafcet principal (b) Sous-Grafcet d'ouverture du four

Figure 4.9. Grafcets de pilotage de la presse

4.2.4 Vérification du système de commande mis en place sur le démonstrateur

Afin de vérifier que le système de commande mis en place fonctionne correctement, un essai de gonflage libre sur un alliage test (Al7475) d'une épaisseur de 2mm a été réalisé. La température du four a été fixée à 517°C et un pilotage en hauteur a été utilisé. La Figure 4.10 montre la pièce obtenue. Une épaisseur de 1.1mm à la hauteur du pôle de 85mm était attendue (d'après des simulations numériques préalables sous Forge 2009), ce qui a été retrouvée expérimentalement.



Figure 4.10. Pièce test obtenue en utilisant le démonstrateur superplastique du LAMPA

4.3 Conclusions

Le système de commande d'un démonstrateur de formage superplastique a été mis au point afin de permettre l'automatisation du procédé. Il est ainsi possible de réaliser des pièces de forme plus ou moins complexe en introduisant au préalable la loi de pression adéquate. Depuis sa remise à jour, le démonstrateur a été utilisé à plusieurs reprises pour le formage de pièces dans le cadre d'études industrielles. La détermination de la loi de pression nécessite la mise au point de simulations numériques, point abordé dans le chapitre suivant. Il n'a malheureusement pas pu être réalisé des essais afin de caractériser l'influence d'une sollicitation multiaxiale sur la réponse mécanique (comportement comme endommagement) de l'alliage d'aluminium 7475. Cela sera l'objet d'études futures.

5. SIMULATION NUMERIQUE DU PROCEDE SPF

5.1 État de l'art 98
5.1.1 Familles de modèles utilisés 99
5.1.2 Modèles du matériau dans ABAQUS 100
5.1.3 Implantations des modèles de comportement 101
5.1.4 Modèle éléments finis de gonflage superplastique 102
5.2 Problématiques de la simulation du procédé SPF 103
5.2.1 Stratégies de contrôle de la loi de pression 103
5.2.2 Contrôle de la pression implémenté par défaut dans ABAQUS 104
5.2.3 Algorithmes de pilotage développés au LAMPA 105
5.2.3.1 Algorithme par bande proposé par Robert 106
5.2.3.2 Algorithme proportionnel proposé par Robert 106
5.2.4 Analyse des protocoles développés 107
5.2.5 Application à la mise en forme d'un alliage d'aluminium de type 7475 109
5.2.6 Implémentation au matériau étudié 111
5.3 Application à la réalisation de topologies complexes 113
5.3.1 Stratégies de simulation pour la pièce en forme de croix 114
5.3.2 Travaux réalisés dans le cadre de la thèse d'Aoura [2] 114
5.3.3 Amélioration des protocoles de simulation numérique 116
5.4 Conclusions 118

Les enjeux de la simulation d'un procédé de mise en forme de pièces minces sont d'avoir accès, tout au long du cycle, au comportement mécanique, à l'évolution de l'épaisseur ainsi qu'à l'endommagement des pièces mises en forme. En ce qui concerne le procédé SPF, la simulation numérique permet également de prédire l'évolution temporelle de la pression de formage (loi de pression) de manière à garantir des conditions de mise en forme compatible avec le domaine superplastique.

Les travaux de Bellet et de Boude ont montré l'influence du contrôle de la pression sur l'évolution de l'épaisseur [16, 21]. Ils ont contribué au développement des premiers protocoles de simulation numérique permettant la prédiction de la loi de pression à partir de la vitesse de déformation, soit par des méthodes itératives, soit par le développement d'algorithmes de contrôle par bande.

Dans ce chapitre, un état de l'art sur la simulation numérique du procédé SPF sera présenté. Des simulations numériques seront mise en œuvre afin de tester les paramètres du matériau étudié pour des cas de gonflage libre et de mise en forme de pièces de révolution. Les protocoles de simulation et les modèles de comportement seront ensuite appliqués à la réalisation de pièces de topologies complexes.

5.1 État de l'art

La prédiction de la loi de pression s'est effectuée initialement par des méthodes empiriques utilisant des modèles analytiques basés, généralement, sur la théorie des enveloppes sphériques et sur des résultats d'essais de gonflage sur des topologies axisymétriques (formes sphériques et coniques). Avec le développement de la méthode des éléments finis, la loi de pression est obtenue soit par pilotage direct de la pression à partir de la vitesse de déformation (ou de la contrainte), soit par des techniques de post-traitement à partir de lois génériques. L'application de ces méthodes à des pièces industrielles de topologies complexe nécessite également la mise en place préalable de modèles robustes en termes : de simplification des modèles CAO ; de formulations spatiales et temporelles ; de lois de comportement ; et de gestion des non linéarités (en particulier pour les modèles de contact).

5.1.1 Familles de modèles utilisés

La modélisation du procédé SPF utilise des lois de comportement viscoplastiques et dans la plupart des cas un pilotage de la pression de formage par la vitesse de déformation. Les premiers travaux se sont appuyés sur des méthodes empiriques et des modèles analytiques. Ils ont été appliqués à des cas particuliers de gonflage axisymétriques de tôles circulaires ou de formage de boîtes rectangulaires en déformation plane [173]. Jovane [87] a proposé un modèle analytique pour le gonflage de diaphragmes circulaires avec une hypothèse d'épaisseur uniforme durant la déformation. Cornfield et Johnson [174] ont modélisé analytiquement la mise en forme par gonflage libre de forme sphérique et Holt [175] a proposé un découpage du flan circulaire en dix anneaux et un modèle en déformations planes pour représenter la variation de la distribution de l'épaisseur. Yang et Mukherjee [83] ont modélisé le gonflage de formes elliptiques. Enikeev et Kruglov [71] ont amélioré le modèle de Jovane en proposant un modèle amélioré de la distribution non uniforme de l'épaisseur de la tôle déformée.

Le développement des codes de calcul par éléments finis a permis de mettre en place des modèles de simulation numérique du procédé SPF permettant de mener des études sur des pièces industrielles. Bonet et al. [3] ont proposé en 2006 une analyse synthétique des problématiques associées à la modélisation par éléments finis de la mise en forme superplastique. Ils ont également présenté dans leur article divers cas de formage pour des cas industriels.

Les premières modélisations par éléments finis du procédé SPF datent de 1984 avec les travaux d'Argyris et Doltsinis [176]. Michel Bellet est l'un des pionniers de la simulation numérique du procédé SPF et il a proposé deux modèles d'éléments finis capables de traiter des cas bidimensionnels ou tridimensionnels [16]. Le laboratoire LAMPA travaille également depuis très longtemps sur ces problématiques. Boude [21], Boulos [20], Aoura [2] et Robert [15] ont contribué à la mise en place de méthodes de caractérisation des matériaux par des essais constitutifs à chaud et des essais de gonflage biaxiaux. Ils ont également développé des protocoles de simulation numérique permettant de générer des lois de pression.

Les protocoles de simulation par éléments finis de la mise en forme superplastique ont été classifiés par Bonet et al. [3] :

- Bases de formulation spatiales : pression-vitesse ou force-déplacement ;
- Type d'intégrateur temporel : explicite ou implicite ;
- Familles d'éléments : membrane, coque ou solide ;
- Formulation du comportement viscoplastique : loi puissance, loi de Johnson-Cook, loi de type Zener-Hollomon, avec ou sans dépendance de la taille de grains…

- Utilisation d'algorithmes avancés : adaptation du maillage en grandes perturbations, frottement du contact, génération de la loi de pression optimale…
- Complexité des pièces simulées : topologies axisymétriques, règles de conception CAO pour le paramétrage et la simplification des topologies complexes…
- Domaines d'application : panneaux de fuselage aérospatial, éléments de carrosserie automobile, prothèses médicales…
- Logiciels : métiers (FORGE 2009, PAMSTAMP, …) ou généralistes (ABAQUS, LSDYNA, …) ;
- …

Le choix des méthodes d'analyses dépend essentiellement de la complexité de la pièce traitée et du cahier des charges et des paramètres produit-procédés-matériau à identifier (endommagement, évolution de l'épaisseur,…). Dans notre cas, les études menées au LAMPA ont utilisé :

- Le code FORGE 2009 (formulation en vitesse-pression, intégration temporelle implicite, loi rhéologique de Norton-Hoff, critère d'endommagement Latham et Cockcroft, …) couplé à des techniques de post-traitement pour générer les lois de pression ;
- Le code de calcul ABAQUS (formulation en force-déplacement, intégration temporelle implicite et/ou explicite, lois rhéologiques implémentées par défaut, algorithme de calcul de la loi de pression implémenté par défaut …) ;
- Des développements spécifiques pour le code de calcul ABAQUS par la programmation de « subroutine » utilisateur (UMAT, VUMAT, CREEP, algorithmes de pilotage, …) [15].

Différentes lois rhéologiques ont été testées (loi de Norton-Hoff modifiée, loi de Johnson-Cook, loi de Zener-Hollomon améliorée). Des modèles d'endommagement non couplés ont également été pris en compte dans certaines modélisations.

5.1.2 Modèles du matériau dans ABAQUS

ABAQUS propose une grande variété de modèles de comportement matériau. Le comportement superplastique est modélisé :

- soit par des modèles de fluage associé à un protocole d'intégration temporelle implicite (ABAQUS/Standard) ;
- Soit par des lois de comportement élasto-visco-plastiques associées au protocole d'intégration temporelle explicite (ABAQUS/Explicit).

Des modèles d'endommagement couplés ou non sont disponibles soit à partir de formulations macroscopiques de type Lemaître ou microscopique de type Gurson.

Les simulations numériques préliminaires, destinées à déterminer les conditions de réglage du procédé et en particulier les lois temporelles de pressions ne nécessitent pas de développements de comportements matériaux particuliers et peuvent s'effectuer à partir des modèles existants. Ce chapitre présente les particularités des modèles les plus utilisés dans les simulations du procédé SPF.

5.1.3 Implantations des modèles de comportement

- Modèle de Norton-Hoff et sa forme modifiée

ABAQUS/Standard ne dispose pas de modèle direct de formulation de la loi de Norton-Hoff. Il est nécessaire d'opérer une conversion à partir de la loi de fluage. La loi de fluage de type puissance implémentée par défaut dans ABAQUS décrit l'évolution de la vitesse de déformation équivalente $\dot{\varepsilon}_{eq}$ par rapport à la contrainte équivalente σ_{eq} et à la déformation équivalente ε_{eq} comme [177] :

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = \left[A_1 \sigma_{eq}^{n_1} \left((m_1+1)\varepsilon_{eq}\right)^{m_1}\right]^{\frac{1}{1+m_1}} \quad \text{Équation 5.1}$$

les paramètres A_1, m_1 et n_1 sont constants. Ils peuvent être calculés à partir de ceux de Norton-Hoff par les équations suivantes [2] :

$$m_1 = \frac{-n}{m+n} \quad \text{Équation 5.2}$$

$$n_1 = \frac{1}{m+n} \quad \text{Équation 5.3}$$

$$A_1 = 1 \Big/ \left[K^{\frac{1}{m+n}} \left(\frac{m}{m+n} \right)^{\frac{-n}{m+n}} \right] \quad \text{Équation 5.4}$$

K, m et n sont les paramètres de la loi de Norton-Hoff.

- Modèle de Johnson-Cook

Ce modèle est déjà implémenté par défaut dans ABAQUS, et il n'est pas nécessaire d'effectuer de conversion par rapport aux paramètres identifiés [178].

- Modèle de Zener-Hollomon

Ce modèle est implémenté en tant que loi de fluage de type sinus-hyperbolique. Cette forme de loi du comportement décrit une relation de la vitesse de déformation équivalente $\dot{\varepsilon}_{eq}$ à la contrainte équivalente σ_{eq} et à l'énergie d'activation ΔH comme [177] :

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = A_2 \left(\sinh B_2 \sigma\right)^{n_2} \exp\left(-\frac{\Delta H}{R\left(\theta - \theta^Z\right)}\right) \qquad \text{Équation 5.5}$$

les paramètres A_2, B_2 et n_2 sont constants ; θ et θ^Z sont respectivement la température et la valeur du zéro absolu de l'échelle de température utilisée définie par l'utilisateur ; R est la constante de gaz. Ils peuvent être calculés à partir de l'Équation 2.31 par les équations suivantes :

$$A_2 = A \qquad \text{Équation 5.6}$$

$$B_2 = \alpha \qquad \text{Équation 5.7}$$

$$n_2 = n \qquad \text{Équation 5.8}$$

$$\Delta H = Q \qquad \text{Équation 5.9}$$

$$\theta - \theta^Z = T \qquad \text{Équation 5.10}$$

- Modèles à paramètres compensés en déformation

Ces types de modèles, qui n'existent pas par défaut dans ABAQUS. Ils doivent intégrés par le biais de « subroutines utilisateur » de type « UMAT » Pour ABAQUS/Standard et « VUMAT » pour ABAQUS/Explicit.

5.1.4 Modèle éléments finis de gonflage superplastique

Les essais de gonflage libre et ceux de pièces de révolution utilisent le plus souvent des formulations d'éléments décrivant des continus axisymétriques (en élasticité, coques ou membranes).

En ce qui concerne les pièces industrielles les formulations utilisées sont essentiellement des coques ou des membranes. Le mode de comportement durant le formage superplastique étant dans la déformation dans le plan les formulations sont souvent préférées aux formulations en coques en particulier pour les pièces de faible épaisseur [22, 82]. Pour la majeure partie des problèmes

de mise en forme SPF, Snippe a constaté que la différence entre coques et membranes n'est pas significative [22]. L'avantage de l'utilisation de ces familles d'éléments par rapport aux éléments tridimensionnels est la réduction des temps de simulation.

La seule contrainte réside dans le fait que seuls les effets en contrainte plane dans le plan de déformation sont restitués par ces formulations. Les problèmes de compression locale au droit de contact à fortes courbures ne sont pas pris en compte par ces modèles. Mais dans le cadre du formage superplastique, les niveaux de courbures des pièces mise en forme sont en général relativement faibles et la problématique est essentiellement liée à la connaissance de la loi de pression optimale.

Il faudra cependant observer les comportements dans les zones à forte courbure afin de vérifier que les niveaux de déformation et de contraintes atteints sont respectent une marge suffisante par rapport aux états limites.

5.2 Problématiques de la simulation du procédé SPF

Les travaux menés au LAMPA montrent que la simulation du procédé relativement robuste dans le cas de la mise en forme d'essais de gonflage libre et formage de pièces axisymétriques. La précision des résultats dépend essentiellement de la qualité de la description du comportement rhéologique du matériau et de l'algorithme de contrôle de la pression. Dans ce cas l'utilisation solveur implicite couplé à des algorithmes par bande constitue le meilleur compromis. Dans le cas de topologies complexes, les simulations implicites sont pénalisées par les problèmes d'ajustement des modèles de contact, et il peut être intéressant d'utiliser un intégrateur temporel explicit (en réglant au mieux les paramètres quasi-statiques) afin de générer des lois de pression préliminaires qui seront ajustées par des post-traitements.

5.2.1 Stratégies de contrôle de la loi de pression

Le gonflage superplastique est réalisé par le réglage de la différence de pression entre les deux faces du flan. La forme de loi de pression permet de maintenir la vitesse de déformation dans une plage correspondant au domaine superplastique de l'alliage formé. Les stratégies de contrôle de pression appliquée ont été proposées et appliquées par de nombreuses approches. Ces stratégies sont généralement définies en termes de pression en fonction du temps. Bonet et Wood [179], Chung et al. [180] et Aoura [2] ont utilisé une solution analytique pour

définir le cycle de pression pour l'essai de formage libre. La définition de la pression est précise mais difficile à utiliser dans l'industrie.

Ollivier et al. [181], Rama et Chandra [182] et Carrino et al. [183] ont utilisé une relation de proportionnalité entre la contrainte équivalente et la pression appliquée pour définir la loi de pression, cette hypothèse est la méthode plus utilisée pour obtenir la pression optimale. L'amélioration de cette hypothèse est réalisée avec une correction logarithmique [84, 184].

Pour maintenir une vitesse constante de déformation, Bellet [16], Xiang et Wu [185], Carrino et al. [186] et Robert [15] ont proposé les algorithmes par paliers de pression. Aoura [2] a proposé un algorithme sur le même principe, mais adapté à un pilotage par paliers de contrainte. Afin de diminuer l'influence de la localisation de la contrainte équivalente, Khaleel [187] et Jarrar [188] ont proposé des méthodes basées sur la moyenne des valeurs des vitesses de déformation maximales.

Les validations de ces stratégies imposent la réalisation d'essais expérimentaux sur des cas types. L'évolution de l'épaisseur des pièces mises en forme sert le plus souvent de critère de comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux.

5.2.2 Contrôle de la pression implémenté par défaut dans ABAQUS

Un algorithme par paliers de pression, proposé par Bellet [16], a été intégrée dans le code d'éléments finis ABAQUS/Standard. Cet algorithme permet de générer des lois de pression en tenant compte de la sensibilité à la vitesse de déformation. Cet algorithme s'applique cependant sous certaines conditions :

- L'intégration temporelle est implicite (ABAQUS/Standard) ;
- Seules les lois de comportement en fluage sont admissibles ;
- La formulation des modèles de contact est limitée aux modèles supportés par l'intégration implicite ;
- Un solveur spécifique aux modèles viscoplastiques est activé.

Cet algorithme par paliers utilise un rapport $r_{\max}$ de la vitesse de déformation maximale $\dot{\varepsilon}_{\max}$ à la vitesse de déformation optimale $\dot{\varepsilon}_{opt}$:

$$r_{\max} = \frac{\dot{\varepsilon}_{\max}}{\dot{\varepsilon}_{opt}} \qquad \text{Équation 5.11}$$

La règle de correction intégrée par défaut dans le code ABAQUS est définie dans le Tableau 5.1. P et P_{old} sont respectivement la pression générée et la pression précédée.

Tableau 5.1. Correction de pression [177]

Si	Alors
$r_{max} < 0.2$	$P = 2.0P_{old}$
$0.2 \leq r_{max} < 0.5$	$P = 1.5P_{old}$
$0.5 \leq r_{max} < 0.8$	$P = 1.2P_{old}$
$0.8 \leq r_{max} < 1.5$	$P = P_{old}$
$1.5 \leq r_{max} \leq 3.0$	$P = P_{old}/1.2$
$r_{max} > 3.0$	$P = 0.5P_{old}$

5.2.3 Algorithmes de pilotage développés au LAMPA

Les travaux des Boude [21] et Boulos [20] ont permis de caractériser expérimentalement le procédé SPF par des essais constitutifs et des essais de gonflage biaxiaux sur des topologies de références (sphères et cônes à pentes évolutives). Ils ont également permis de mettre en place des protocoles analytiques ou semi-automatiques pour générer les lois de pressions. Aoura [2] a développé une procédure optimisée de gestion de l'historique du chargement. La procédure est basée sur un algorithme de pilotage de la pression de mise en forme par le contrôle de la contrainte équivalente.

Cette procédure, a été développée en FORTRAN par le biais de « Subroutines utilisateur » dans le code de calcul ABAQUS. Elle a été utilisée pour générer le cycle de pression optimal dans le cas de pièces axisymétriques et de modèles de topologies complexes en éléments coques ou membranes. Le pilotage proposé utilise un algorithme de contrôle de l'évolution de la contrainte équivalente OSCS (**O**ptimum **S**tress **C**ontrol **S**cheme). Il a permis d'obtenir des lois de pression continues au cours du gonflage superplastique.

La Figure 5.1 montre les résultats obtenus avec la procédure de pilotage en contrainte (OSCS) comparés avec ceux obtenus par la procédure standard (CSRC, **C**reep **S**train **R**ate **C**ontrol) et par des essais biaxiaux pour des alliages de titane (TA6V).

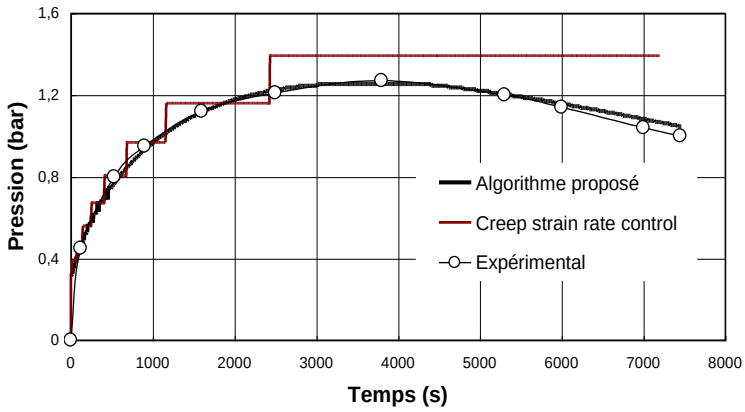


Figure 5.1. Evolution de la pression optimale en fonction du temps pour une forme hémisphérique [2]

En 2009, Robert [15] a proposé des améliorations du pilotage proposé par Aoura en permettant un contrôle de la vitesse de déformation et en diminuant sensiblement les temps de calculs. Les deux algorithmes développés sont les suivants :

- un algorithme par bande, pour obtenir une loi de pression par palier ;
- un algorithme proportionnel, pour une loi de pression continue.

Ils ont été également implémentés dans ABAQUS par des « Subroutines utilisateurs ».

5.2.3.1 Algorithme par bande proposé par Robert

Cet algorithme utilise un coefficient α pour la définition de l'intervalle de la vitesse de déformation :

$$(1-\alpha)\dot{\varepsilon}_{opt} \le \dot{\varepsilon}_{\max} \le (1+\alpha)\dot{\varepsilon}_{opt} \qquad \text{Équation 5.12}$$

Avec : $\dot{\varepsilon}_{opt}$ la vitesse optimale de déformation qui est donnée par avance et $\dot{\varepsilon}_{\max}$ la vitesse maximale de déformation dans le modèle.

Cette définition permet de maintenir la vitesse maximale de déformation dans tous les points du flan dans un intervalle prédéfini.

5.2.3.2 Algorithme proportionnel proposé par Robert

Basé sur les travaux d'Aoura [2], un algorithme proportionnel a été également développé :

$$P_{n+1} = \left[-5(r_{\max}-1)^3 - 0.5(r_{\max}-1) + 1\right]P_n \qquad \text{Équation 5.13}$$

Où r_{max} a la même définition de l'Équation 5.11. Un paramètre limite est proposé par Robert. Il permet de tenir compte du temps de réponse imposé par l'architecture de la machine de formage :

$$\left|\frac{dP}{dt}\right| < \left|\frac{dP}{dt}\right|_{max} \qquad \text{Équation 5.14}$$

$\left|\frac{dP}{dt}\right|_{max}$ est la variation de pression maximale admissible.

Un rapport de diminution du temps CPU d'environ 3 est observé pour les deux algorithmes développés, par rapport à ceux du même type de la littérature (proposé par Aoura et correction logarithmique). Cette diminution importante est due à une pression de formage plus stable, qui génère moins d'instabilités sur la vitesse de déformation.

5.2.4 Analyse des protocoles développés

Les procédures proposées dans les travaux de thèses précédents ont été testées numériquement pour des alliages de titane (TA6V) et des alliages d'aluminium de type 7475. Leurs validations expérimentales se sont intéressées majoritairement à de la mise en forme d'alliages de titane pour des topologies axisymétriques et des formes plus complexes.

Aoura [2] a en particulier proposé des stratégies de pilotage permettant la simulation pour des alliages de titane du formage SPF d'une pièce en forme de croix. Ces modélisations seront explicitées dans les chapitres suivants. Les algorithmes développés précédemment ont donnés de bons résultats dans les cas de simulations de pièces simples et ont été validés pour les alliages de titane. Les problèmes rencontrés lors de l'application de ces méthodes à des cas industriels ont été causés essentiellement par l'utilisation de l'incrémentation temporelle implicite et des modèles de contact qui lui sont associés.

Les développements précédents utilisaient exclusivement soit les modèles de fluage implémentés par défaut dans ABAQUS, soit des modèles de fluage développés par le biais de la « subroutine utilisateur ». La résolution s'effectuait également par le biais du solveur viscoplastique d'ABAQUS. Ces dernières options ne facilitent pas la généralisation des modèles à des comportements plus fins incluant en particulier des modèles d'endommagement (couplés ou découplés).

Dans le cadre de ces travaux de thèse, ces algorithmes ont été appliqués à la mise en forme d'alliages d'aluminium 7475 pour des topologies plus complexes. Les modifications majeures proposées concernent la mise en place d'un correcteur

sur le gradient de la vitesse de déformation ou de pression permettant une application plus progressive de la pression (Équivalent de la condition limite « viscous pressure » disponible par défaut dans ABAQUS/Explicit).

L'Équation 5.15 ci-dessous montre l'un des protocoles de correction utilisés.

$$P_{n+1}/P_n = \left[-5(r_{\max}-1)^3 - 0.5(r_{\max}-1)+1\right]e^{-\mu r_{\max}} \qquad \text{Équation 5.15}$$

La Figure 5.2 montre le résultat de cette correction pour une valeur du correcteur μ de 0.4. Elle permet de corriger l'évolution de la pression lors que la vitesse de déformation a tendance divergé. C'est le cas lors de l'utilisation des intégrateurs explicites et également lors des phases d'accostage sur des surfaces comportant des singularités de forme.

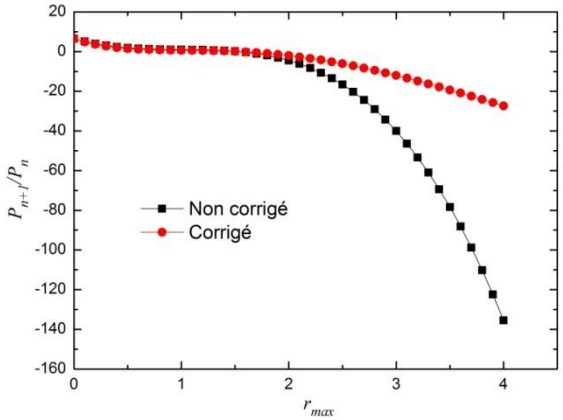


Figure 5.2. Application du correcteur d'amortissement

Pour éviter la pression négative, une limite est appliquée : lors que $r_{\max} \geq 1.5$, on fixe la partie proportionnelle qui est prise la valeur égale à la condition de $r_{\max} = 1.5$. La Figure 5.3 porte la comparaison de trois types de lois avec cette limite.

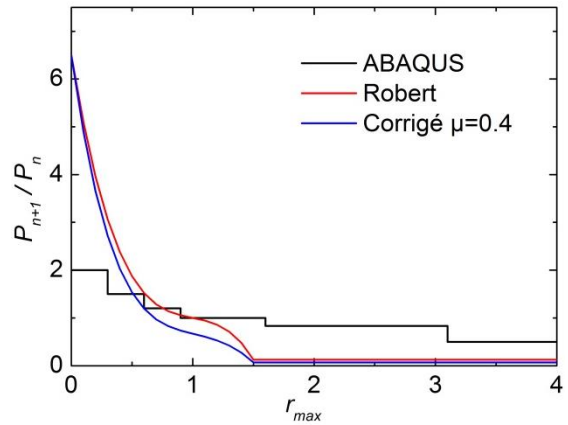


Figure 5.3. Comparaison de lois avec condition de limite

Dans l'état actuel des travaux :

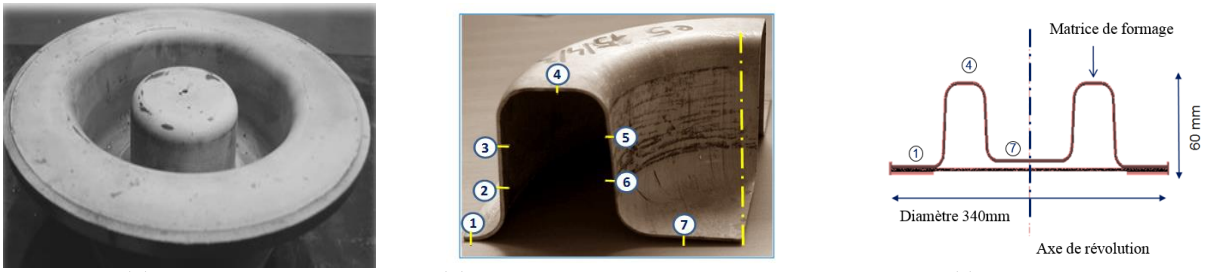
- Les algorithmes de pilotage incluant le correcteur visqueux ont été utilisés dans ABAQUS/Standard pour la simulation de pièces de révolution de forme complexe en alliage léger. Une validation de cet algorithme est proposée dans le chapitre suivant.
- Un algorithme de pilotage a été implémenté dans ABAQUS/Explicit et permet d'utiliser les lois de comportement et d'endommagement implémentées par défaut. Il permet également le développement de modèles d'endommagement découplés. Il est en cours de validation et permettra la simulation de pièces complexes.

Les travaux en cours de développement concernent :

- La sélection des éléments ou des zones sur lesquels appliquer le pilotage (tests sur l'état du contact, détection de zones à fortes courbures, …)
- Dans la continuité de ces travaux de thèse, l'implémentation de lois de comportement utilisateurs « UMAT » ou « VUMAT » qui permettront la description de comportements plus fins incluant l'endommagement, l'effet de la température et l'évolution de la microstructure.

5.2.5 Application à la mise en forme d'un alliage d'aluminium de type 7475

Dans le cadre du stage de master de Le Dromaguet [113], des essais de formage SPF ont été effectués sur un alliage SPF pour la réalisation de pièces de révolution. Les simulations numériques effectuées lors de ces essais ont été réalisées sous FORGE 2 avec des modèles axisymétriques et une loi de pression définie empiriquement par itération [21]. La Figure 5.4 montre les caractéristiques de la pièce mise en forme.



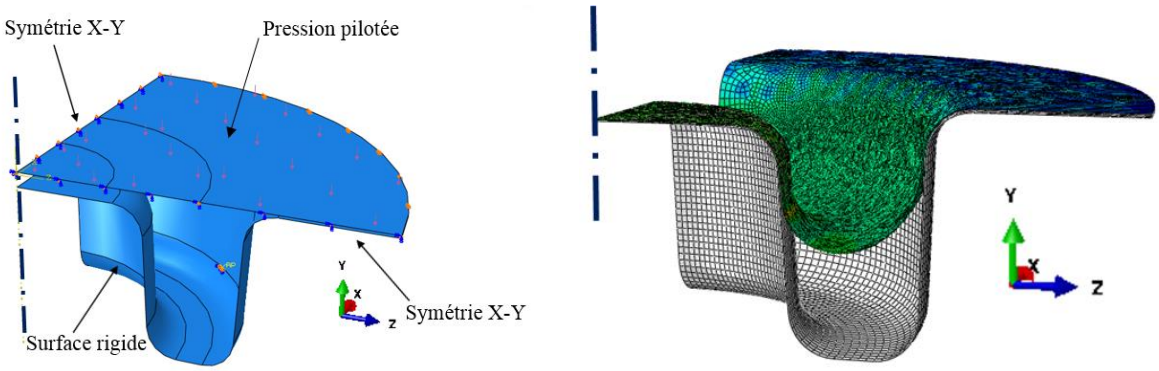
(a) Matrice (b) Pièce et points de mesure (c) Dimensions

Figure 5.4. Pièce de révolution en alliage d'aluminium 7475

Les algorithmes corrigés ont été appliqués à ce cas type et les simulations numériques réalisées sous ABAQUS/Standard ont été comparés avec les résultats expérimentaux. Le modèle ABAQUS est présenté en Figure 5.5. Il est construit de la manière suivante :

- Maillage en éléments coques représentant un quart de la géométrie ;

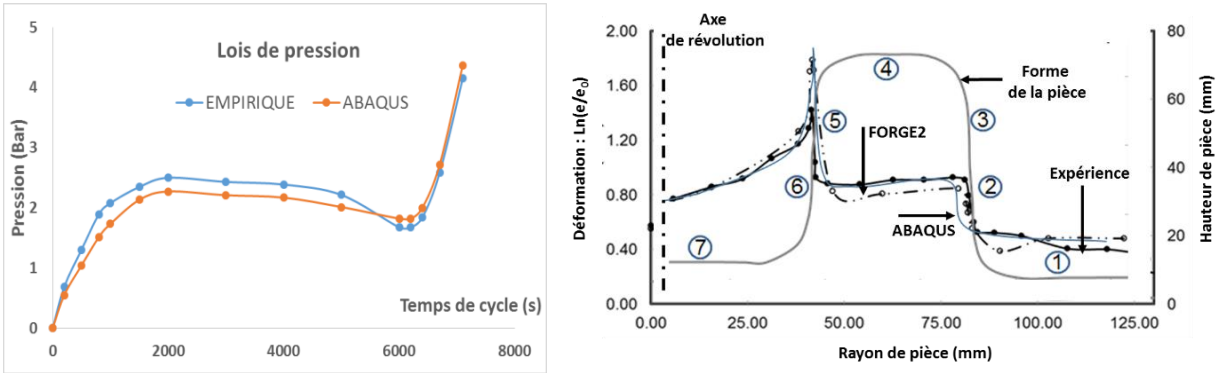
- Conditions limites de symétrie sur les plans latéraux pour respecter l'axi-symétrie du modèle ;
- Contact avec frottement de Coulomb et un coefficient de frottement de $f = 0.1$;
- Loi de rhéologie de Norton-Hoff : $K = 800MPa \cdot s^m$, $m = 0.67$, $n = 0.01$;
- Épaisseur de la pièce : 2.5 mm ;
- Vitesse de déformation de référence : 4.10^{-4} s^{-1} ;
- Contrôle de la pression par l'algorithme corrigé avec $\mu = 0.2$.



(a) Conditions limites (b) Simulation

Figure 5.5. Modèle de simulation de la pièce de révolution

La Figure 5.6 montre la comparaison des résultats numériques et expérimentaux. Nous pouvons constater une bonne corrélation entre la loi de pression empirique et celle générée par l'algorithme. L'analyse de l'évolution de la déformation montre également un bon agrément entre les résultats numériques et expérimentaux à l'exception de la zone 5 ou le niveau de déformation simulé est nettement supérieur à celui constaté expérimentalement. Ceci s'explique par le fait que la loi de Norton-Hoff n'est pas adaptée à la description du comportement du matériau pour ces niveaux de déformation.



(a) Loi de pression (b) Évolution de la déformation

Figure 5.6. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux

Les développements futurs, en particulier l'implémentation de lois corrigées permettant de prendre en compte l'adoucissement et incluant des modèles

d'endommagement, devraient permettre de décrire plus précisément les états de contraintes et de déformation dans cette zone.

5.2.6 Implémentation au matériau étudié

Le matériau étudié est un alliage d'aluminium 7475 qui n'a le même comportement superplastique que celui utilisé lors des études précédentes [113]. Comme le montre les essais, le domaine superplastique de ce matériau est relativement limité et les temps de mise en forme sont très importants du fait de la faible vitesse de déformation admise ($5\ 10^{-5}\ s^{-1}$). Pour accélérer la mise en forme une stratégie de contrôle de la vitesse optimale de déformation a été proposée. La vitesse optimale de déformation est contrôlée par la déformation maximale obtenue au cours de la simulation. La courbe en Figure 5.7 montre l'évolution de la vitesse de déformation optimale en fonction de la déformation à rupture. Elle est obtenue à partir des résultats expérimentaux des essais uniaxiaux à chaud.

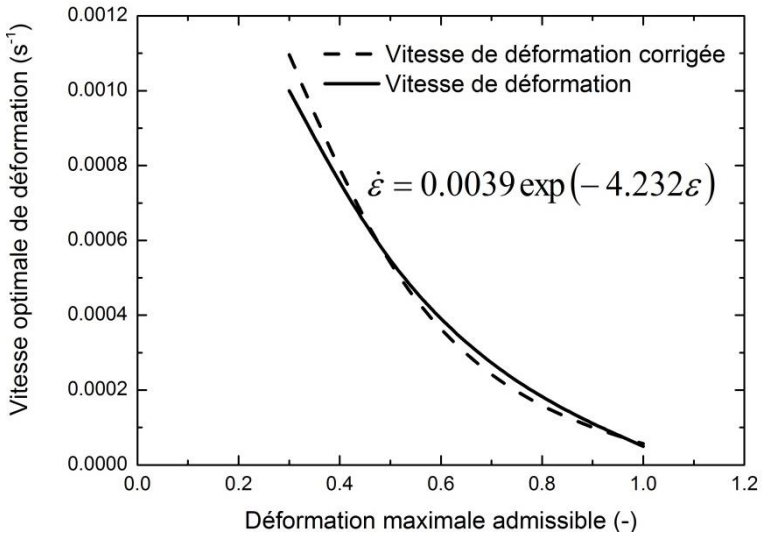
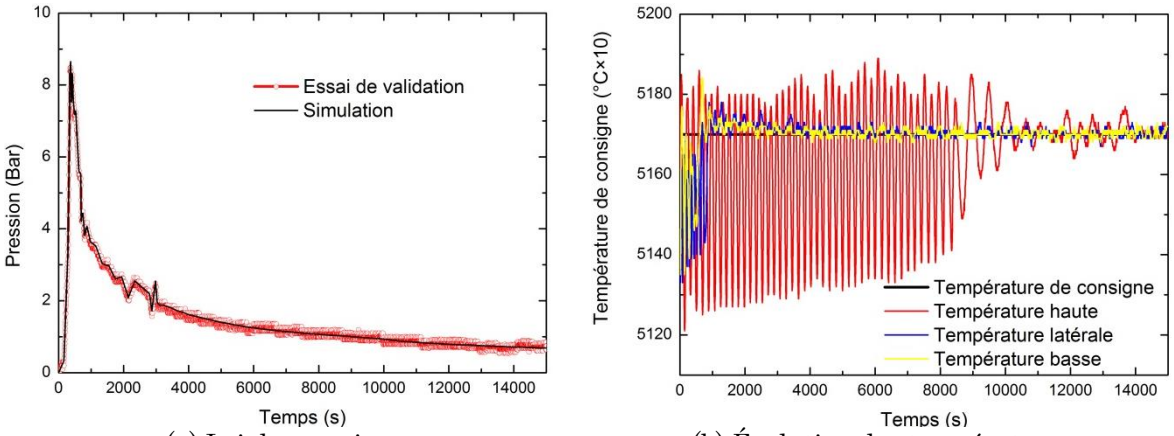


Figure 5.7. Stratégie proposée de contrôle de vitesse optimale de déformation

L'algorithme de pilotage a été modifié de manière à prendre en compte cette correction. Le modèle est construit en incluant les modifications suivantes :

- Loi de rhéologie : Zener-Hollomon avec compensation de déformation ;
- Épaisseur de la pièce : 2.0 mm ;
- Vitesse de déformation de référence : contrôle avec la stratégie proposée avec l'intervalle de vitesse de déformation de [$5.10^{-5}s^{-1} – 5.10^{-4}s^{-1}$] ;
- Contrôle de la pression par l'algorithme corrigé avec $\mu = 0.2$.

La loi de pression obtenue est ensuite utilisée pour la réalisation d'un essai de gonflage sur le démonstrateur. La Figure 5.8 présente les évolutions de pression et des températures obtenues pour cet essai de validation.



(a) Loi de pression (b) Évolution des températures

Figure 5.8. Evolutions de la pression et des températures lors de l'essai de gonflage

La pièce déformée avec cette loi de pression est présentée sur la Figure 5.9. L'évolution de l'épaisseur est alors mesurée long du rayon.



Figure 5.9. Pièce déformée

L'évolution de l'épaisseur montre un bon agrément entre les résultats numériques et expérimentaux à l'exception de la zone de déformations maximales (Figure 5.10). Cette divergence est due à la prédiction de la chute de contrainte par la loi de comportement. Par contre cette erreur est environ trois fois moins importante que celle obtenue avec une loi de comportement non compensée qui ne prédit pas de chute de contrainte.

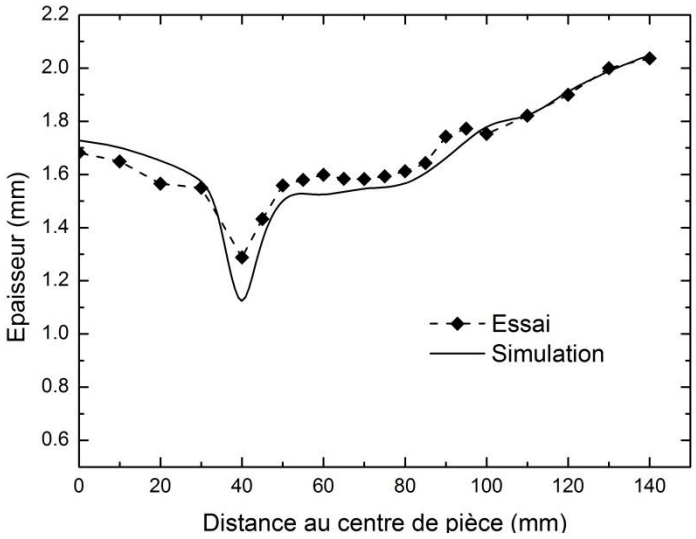


Figure 5.10. Evolution de l'épaisseur de la pièce fabriquée et celle obtenue par simulation numérique

5.3 Application à la réalisation de topologies complexes

Aoura [2] a proposé plusieurs stratégies pour la simulation numérique de pièces complexes. Ces stratégies ont été mise en œuvre pour simuler la mise en forme d'une pièce en croix asymétrique en alliage de titane TA6V. La Figure 5.11 montre la topologie générale de la pièce en croix.



(a) Pièce fabriquée (b) Matrice en croix (c) Modèle CAO de matrice en croix

Figure 5.11. Pièce en forme de croix asymétrique

Des algorithmes par bande ont été utilisés pour générer la loi de pression. Dans le cadre des travaux de thèse d'Aoura [2], la simulation numérique s'est effectuée uniquement sur quart de pièce. En effet les problèmes de convergence associés à la gestion du contact avec le solveur implicite induisaient des temps de calcul beaucoup trop longs pour réaliser le gonflage complet de la pièce.

Ces travaux de thèse se sont intéressés à l'application des algorithmes par bande corrigés (issus des travaux de Robert [15]) aux simulations de la mise en forme de pièce en croix. Les formes de cette pièce asymétrique ont été définies dans les travaux précédents pour servir de cas type pour qualifier le comportement des flans lors de la fabrication de pièces industrielles par le

procédé SPF [20, 21]. Les rapports entre les valeurs des dépouilles des faces et les rayons de raccordement (qui sont différents pour chaque quart de pièce) correspondent globalement à des configurations industrielles.

5.3.1 Stratégies de simulation pour la pièce en forme de croix

Dans le cas de pièces axisymétriques, le contrôle du procédé s'effectue soit en utilisant la contrainte équivalente au pôle, soit appliquant l'algorithme à l'ensemble des éléments non accostés sur la surface rigide qui modélise la matrice (le plus souvent une option de non décollement après contact est choisie pour limiter l'application de l'algorithme à la surface libre du flan).

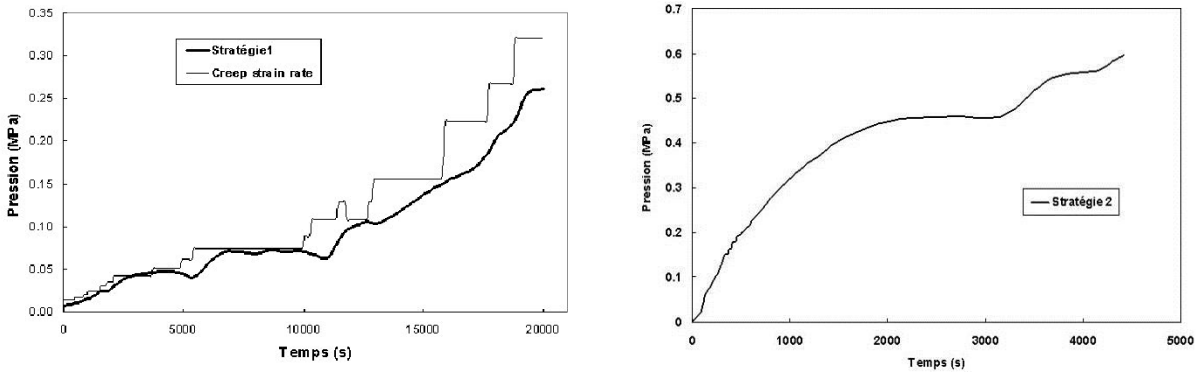
5.3.2 Travaux réalisés dans le cadre de la thèse d'Aoura [2]

En ce qui concerne les pièces de formes complexes le choix et la localisation de l'état de contrainte servant de référence au pilotage est problématique. Des simulations préliminaires doivent être effectuées en se fixant des lois de pression de manière à identifier les zones finales d'accostage. Deux stratégies de pilotage ont été proposées par Aoura [2] pour la pièce étudiée, elles sont basées sur un critère de choix de la position de l'état de contrainte de référence :

- Stratégie 1 : le schéma adopté utilise à chaque incrément, pour calculer le rapport, la contrainte maximale équivalente dans l'ensemble du flan déformé. La contrainte de consigne est égale à la contrainte optimale.
- Stratégie 2 : elle est basée sur un choix spécifique de la position de l'état de contrainte de référence à utiliser pour le pilotage. Les simulations préliminaires permettent de localiser le dernier élément à entrer en contact avec la matrice à la fin du cycle. Le contrôle de la pression est effectué en prenant comme référence la contrainte équivalente dans cet élément.

Les simulations numériques ont été effectuées en utilisant le solveur implicite en viscoplasticité et les algorithmes par bande de pilotage en contrainte développé par Aoura [2] et l'algorithme par bande de Bellet [16] implémenté par défaut dans ABAQUS.

La seconde stratégie permet d'obtenir un remplissage optimal de la pièce dans des temps de cycle raisonnables. Les lois de pression en fonction du temps obtenues sont présentées sur la Figure 5.12.

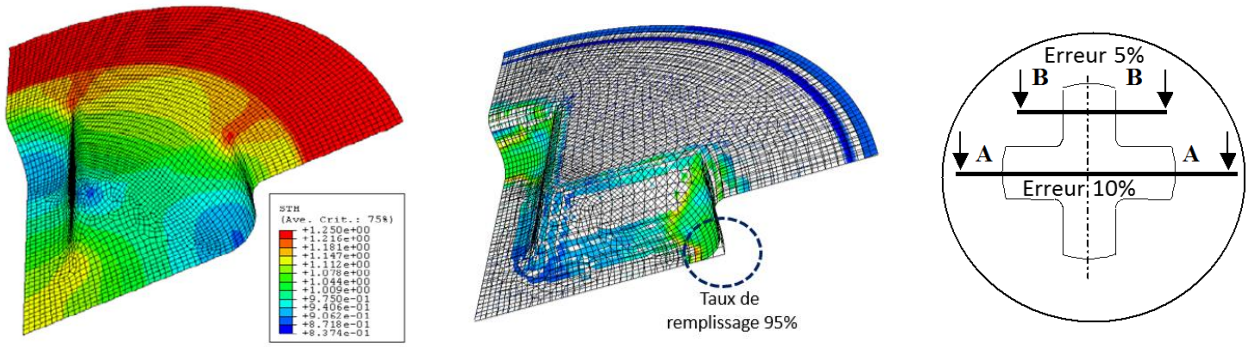


(a) Stratégie 1 (b) Stratégie 2

Figure 5.12. Lois de pression pour les deux stratégies de pilotage (Matériau TA6V)

L'intérêt de la stratégie est indéniable car il permet de remplir complètement la pièce, mais le test de dépassement s'effectue uniquement sur zone très localisée de la pièce. Il est important de vérifier que les niveaux de vitesse de déformation dans les autres zones de la pièce ne dépassent pas des valeurs critiques. Dans le cadre des travaux de thèse d'Aoura ces vérifications ont été réalisées manuellement par post-traitement. La validation de la stratégie 2 de remplissage s'est effectuée par la réalisation d'une pièce et la comparaison des épaisseurs dans deux coupes correspondant respectivement à l'un des bras et à la zone médiane de la croix.

La Figure 5.13 montre les résultats des simulations numériques et la comparaison des épaisseurs avec celles de la pièce réalisée avec la loi de pression de la stratégie 2.



(a) Évolution de l'épaisseur (b) Taux de remplissage (c) Validation expérimentale

Figure 5.13. Résultats des simulations de gonflage d'une pièce complexe (Matériau TA6V)

Les travaux d'Aoura [2] ont permis de montrer que la réalisation de la simulation de topologies complexes était réalisable, mais ces protocoles nécessitent des simulations préliminaires afin de bien identifier les zones à piloter. Au niveau industriel, la majeure partie des simulations utilisent l'algorithme par bande de Bellet [16] implémenté par défaut dans ABAQUS, en mettant en place des stratégies itératives (nécessitant un nombre important de simulations) afin de bien identifier les zones à piloter.

Les phases de préparation des modèles sont relativement lourdes, dans la mesure où l'utilisation du solveur implicite nécessite un calage des propriétés de contact et de convergence. Dans certains cas les simulations sont difficilement réalisables. C'est le cas particulier de la pièce en croix où la simulation de la pièce complète n'a pas pu être réalisée par cette méthode du fait des singularités géométriques sur les faces latérales de la pièce qui n'apparaissent pas physiquement dans les modèles traités par Aoura (leur influence est prise en compte par des conditions limites en déplacement).

5.3.3 Amélioration des protocoles de simulation numérique

Dans le cadre de ces travaux de thèse les protocoles de simulation sont améliorés de manière :

- À limiter des gradients de pression trop important par une correction de l'algorithme par bande ;
- À mettre en place des procédures de sélection des zones où effectuer le pilotage ;
- À implémenter les procédures sous ABAQUS/Explicit afin de profiter de la capacité du solveur à gérer les non linéarités et en particulier les problèmes de contact.

Dans la continuité des simulations effectuées sur la pièce de révolution à la section 5.2, les algorithmes modifiés ont été utilisés pour la réalisation de la pièce en croix en alliage léger de la famille 7475. La loi rhéologique est celle de Norton-Hoff avec les mêmes caractéristiques que celles utilisées au paragraphe précédent. Le pilotage est calé uniquement sur les éléments non accostés.

Les résultats donnent des lois de pression de la forme de celles obtenues par Aoura en utilisant la stratégie 1 (du fait du plus grand nombre d'éléments sur lesquels s'effectue le pilotage).

Les niveaux de pression sont supérieurs à ceux nécessaires à la mise en forme d'alliages de titane du fait des caractéristiques de la loi rhéologique. La pente initiale de la courbe est également plus faible que celles constatée par Aoura, ceci est dû à la mise en place du correcteur sur l'algorithme par bande.

Les simulations numériques qui utilisent l'incrémentation temporelle implicite et lois de fluage donnent des résultats sensiblement identiques à ceux constatés par Aoura. Les temps de calculs sont réduits du fait de l'application des algorithmes modifiés. Par contre, les simulations ont convergé sans trop de problèmes pour la simulation des quarts de géométries, comme cela a été le cas dans les travaux précédents.

Les simulations mises en œuvre avec ABAQUS/Explicit ont permis d'obtenir des résultats intéressants pour l'ensemble de la pièce en croix. Du fait du caractère quasi-statique du problème avec des temps de cycle particulièrement élevés, les paramètres de réglage de la stabilité de l'intégrateur ont été calés à des valeurs permettant la résolution du problème dans des temps relativement courts :

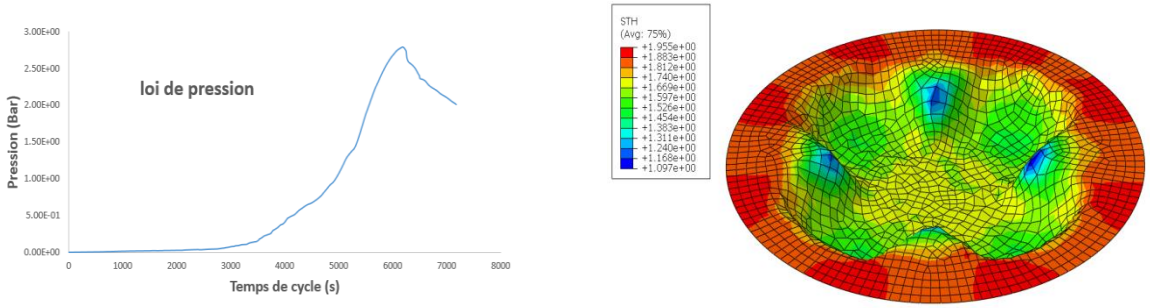
- Mass-Scaling : 2000 à 5000 ;
- Pas de temps moyen : 0.1 à 0.5 s ;
- Temps de simulation : 1h à 3h.

Les autres paramètres du modèle sont les suivants :

- Maillage en éléments coques représentant un quart de la géométrie ;
- Conditions limites de blocage de la périphérie du flan ;
- Contact avec frottement de Coulomb et un coefficient de frottement de $f = 0.1$;
- Loi de rhéologie de Norton-Hoff : $K = 800MPa \cdot s^m$, $m = 0.67$, $n = 0.01$;
- Épaisseur de la pièce : 2 mm ;
- Vitesse de déformation de référence : 4.10^{-4} s^{-1} ;
- Contrôle de la pression par l'algorithme corrigé avec $\mu = 0.2$.

Dans le cas de simulation sous ABAQUS/Explicit, la loi rhéologique n'est plus basée sur un modèle de fluage mais sur une loi élasto-plastique couplée à un algorithme de calcul de la dépendance à la vitesse de déformation (Loi de puissance Cowper-Symonds).

Les résultats sont encourageants et la Figure 5.14 montre la loi de pression et l'évolution de l'épaisseur qui sont cohérentes avec les simulations effectuées sur d'autres topologies pour cette famille de matériau.



(a) Loi de pression (b) Évolution de l'épaisseur en fin de remplissage

Figure 5.14. Gonflage d'une pièce complexe sous ABAQUS/Explicit

L'intérêt du développement des procédures de contrôle sous ABAQUS/Explicit est qu'il sera possible d'obtenir des résultats préliminaires pour des topologies complexes dans des temps de calcul relativement courts.

Par contre, les problématiques de calage des résolutions quasi-statiques avec des solveurs explicites nous engage également à poursuivre nos travaux sur l'utilisation de l'opérateur implicite en optimisant la taille des modèles et en choisissant de manière optimale les paramètres qui régissent les modèles de contact du flan avec les outils.

La fiabilisation de ces procédures est en cours et les résultats obtenus serviront de base de réflexion aux travaux de thèse qui vont débuter sur le sujet à partir de 2014.

L'utilisation d'ABAQUS/Explicit permettra également la prise en compte des modèles d'endommagement disponibles par défaut pour vérifier les caractéristiques d'endommagement identifiées dans les paragraphes précédents.

5.4 Conclusions

Dans ce chapitre ont été abordés les méthodes et modèles numériques associées à la description du procédé de formage superplastique. Les lois de pilotage de la pression de formage ont été ajustées de manière à mieux gérer son évolution lors de la mise en forme de pièces complexes. Les algorithmes ont été testé pour des simulations implicites et explicites de mise forme de pièces complexes.

Le matériau testé est un alliage d'aluminium de type 7475. Les lois de comportement utilisées sont des lois puissances classique de type Norton-Hoff utilisées pour des simulations de comportement visqueux en fluage avec le solveur implicite ou de comportement élasto-visco-plastique avec le solveur explicite. Les résultats obtenus sont encourageants (en termes de lois de pression et d'évolution de l'épaisseur dans la pièce). Certaines simulations ont été recalées par rapport à des résultats expérimentaux issus de travaux précédents.

Pour le matériau étudié, nous avons proposé une stratégie de contrôle de la vitesse de déformation optimale afin de réduire le temps de cycle du procédé. Cette stratégie ainsi que l'algorithme corrigé sont appliquées sur le matériau étudié pour la réalisation d'une forme complexe. L'analyse des résultats montre un bon agrément entre les épaisseurs de la pièce fabriquée avec celles obtenues par simulation.

Dans la continuité et les perspectives de ces travaux de thèse Il reste à effectuer :

- les simulations numériques incluant des modèles d'endommagement ;
- les essais de gonflage pour le matériau étudié afin de valider les différents protocoles de simulation ainsi que les lois de comportement étudiées ;

- le développement de lois de comportement spécifiques incluant les améliorations proposées pour les lois de comportement et des modèles d'endommagement. Ces procédures seront intégrées dans ABAQUS par le biais de « subroutines utilisateurs » : UMAT et VUMAT.

6. CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

6.1 Conclusions 122

6.2 Perspectives 123

6.1 Conclusions

Le formage superplastique permet d'élaborer des pièces de forme complexe qui, de par les matériaux employés, allient faible densité et haute résistance mécanique. Toutefois, sa mise en œuvre nécessite la connaissance de la loi de pression à appliquer afin de contrôler l'évolution des caractéristiques mécaniques du flan mis en forme (en particulier l'endommagement et la répartition d'épaisseur). Il est ainsi nécessaire de mettre en place des simulations numériques pour déterminer les conditions optimales du formage. L'exactitude des prédictions obtenues repose alors sur la description du comportement et de l'endommagement du matériau soumis à des conditions thermomécaniques représentatives du procédé considéré.

Le présent travail propose une modélisation du comportement et de l'endommagement de l'alliage d'aluminium 7475 via une étude comparative de divers modèles. Des essais de traction uniaxiale à chaud ont été réalisés afin de caractériser le comportement de l'alliage 7475. Une modélisation de ce-dernier par trois modèles (Norton-Hoff, Johnson-Cook et Zener-Hollomon) est proposée.

Les résultats obtenus montrent que le modèle de Zener-Hollomon (incluant une compensation de déformation) conduit à la meilleure description du comportement rhéologique de l'alliage dans les conditions thermomécaniques étudiées.

Par la suite, l'endommagement de l'alliage 7475 dans des conditions représentatives du formage superplastique a été étudié. Un critère de type Gurson est proposée suite aux observations par micro-tomographie aux rayons X d'éprouvettes issues d'essais de traction uniaxiale interrompus à différents taux de déformation. Ces analyses ont permis d'étudier plus précisément l'évolution de l'endommagement au cours de la déformation. Mais l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur cette évolution n'a pas pu être entièrement comprise.

Les algorithmes de simulation numériques développés lors des travaux précédents ont été légèrement modifiés pour permettre la simulation de cas types industriels. Ces simulations numériques par éléments finis (sous ABAQUS) ont été mises en place en utilisant des « subroutines utilisateurs » permettant de générer des lois de pression optimales. Les résultats obtenus sont encourageants.

Une validation de l'algorithme corrigé ainsi que de la stratégie de contrôle de la vitesse de déformation optimale a été réalisée sur le démonstrateur avec la loi de pression obtenue par simulation numérique.

6.2 Perspectives

Dans le cadre de ces travaux de thèse les algorithmes de commande du démonstrateur de gonflage superplastique ont été remis à jour afin de permettre un meilleur contrôle des paramètres procédés et en particulier des lois de pressions et des températures. Les tests de robustesse du pilotage du démonstrateur sont en cours d'achèvement. Ce qui devrait permettre la finalisation des essais de caractérisation du matériau et de validation des protocoles de simulation numérique.

Dans la continuité de ces travaux de thèse, les lois de comportements identifiées incluant l'endommagement vont être implémentées dans ABAQUS sous formes de « subroutines utilisateurs » (UMAT et VUMAT) afin de proposer des outils logiciels permettant d'améliorer la prédiction des conditions de mise en forme par le procédé SPF.

La fiabilisation de ces outils et la capacité de réalisation d'essais constitutifs et d'essais biaxiaux permettra de prendre en compte plus finement d'autres paramètres matériaux-procédés liés au cycle de mise en forme (température, évolution de la microstructure, autres familles de matériaux…).

ANNEXES

Annexe I. Caractéristiques de l'alliage d'aluminium 7475 126

Annexe II. Système de pilotage de la machine de traction à chaud 127

Annexe I. Caractéristiques de l'alliage d'aluminium 7475

La composition de l'Al7475 est présentée sur le Tableau A. 1. Les propriétés mécaniques de l'Al7475 à la température ambiante sont dans le Tableau A. 2.

Tableau A. 1. Composition chimique de l'Al7475 [113]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr	Pb
0.03	0.06	1.64	87 *	2.25	0.23	15 *	5.79	0.02	24 *	16 *

En %, * en ppm

Tableau A. 2. Propriétés mécaniques de l'Al7475 [1]

Module (GPa)	Limite d'élasticité (MPa)	Résistance mécanique à la traction (MPa)	Allongement à la rupture (%)	Densité (g/cm^3)
70.0	460	525	12	2.80

La microstructure initiale de l'Al7475 est présentée en Figure A. 1. On peut constater que les grains sont orientés suivant le sens de laminage. Les tôles sont donc brutes de laminage : elles n'ont pas subi de traitement de recristallisation, traitement théoriquement nécessaire pour obtenir une structure équiaxe isotrope.

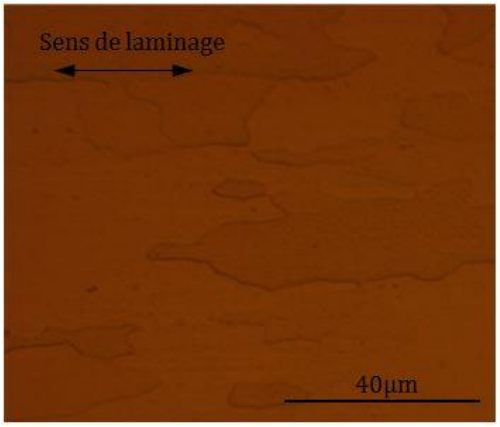


Figure A. 1. Microstructures initiales de l'Al7475

Annexe II. Système de pilotage de la machine de traction à chaud

La machine de traction à chaud du LAMPA permet de réaliser des essais à vitesse de déformation constante grâce à un mode de pilotage spécifique de la traverse développé sous DASYLab. Des hypothèses sont formulées pour prédire l'évolution de la longueur de la zone utile à partir de l'évolution de la longueur totale de l'éprouvette mesurée à l'aide d'un capteur de déplacement fixé sur la traverse. Il est alors possible de remonter à la vitesse de déplacement de la traverse à l'instant t et donc à la vitesse de déformation vue par l'éprouvette à cet instant t. Une correction en temps réel du déplacement de la traverse (et de sa vitesse de déplacement) est réalisée en cas de divergence entre la vitesse de déformation appliquée et la vitesse de déformation de consigne. La Figure A. 2 illustre le principe de pilotage de la machine avec les variables L pour la longueur, V pour la vitesse de déplacement, $\dot{\varepsilon}$ pour la vitesse déformation, S pour la section, t pour le temps et les indices « u » pour la zone utile, « t » pour les têtes des éprouvettes et « 0 » pour l'état initial.

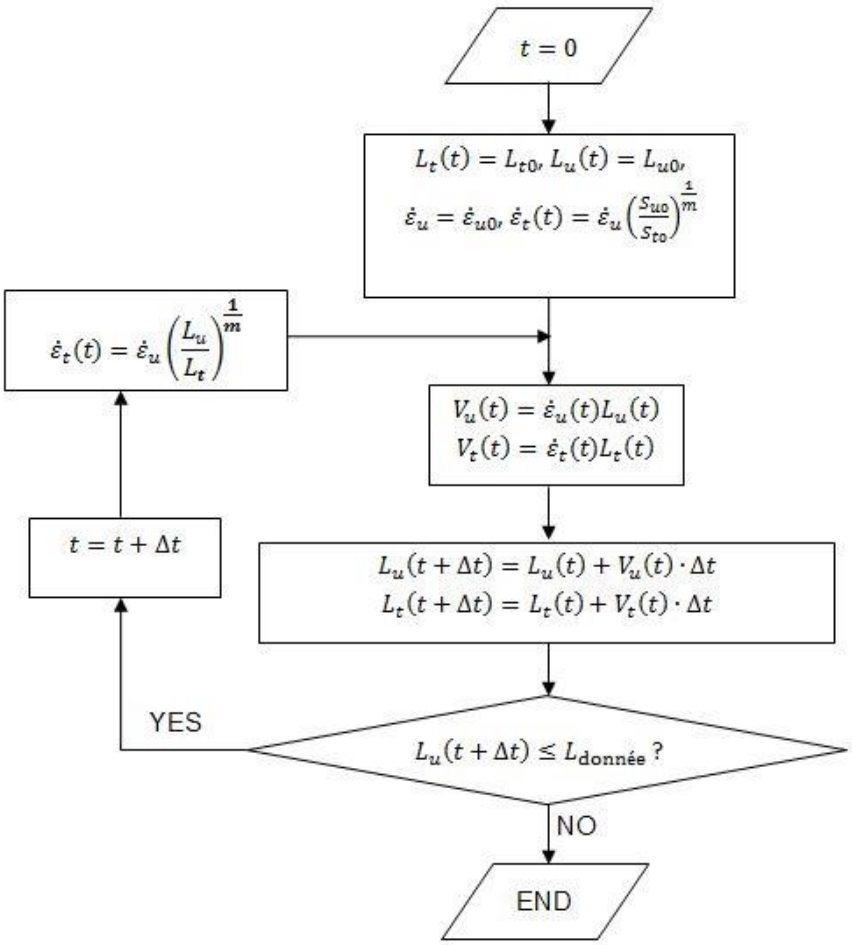


Figure A. 2. Schéma de calcul

REFERENCES

[1] T. Nieh, J. Wadsworth et O. Sherby, Superplasticity in metals and ceramics, Cambridge: Cambridge University Press, 1997.

[2] Y. Aoura, Contribution à la modélisation du comportement superplastique des alliages métalliques pour les procédés de mise en forme, Angers: Arts et Métiers ParisTech, 2004.

[3] J. Bonet, A. Gil, R. D. Wood, R. Said and R. V. Curtis, "Simulating superplastic forming," *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.,* vol. 195, pp. 6580-6603, 2006.

[4] R. Curtis, "Overview – Superplasticity Community," *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.,* vol. 39, no. 4-5, pp. 265-274, 2008.

[5] T. G. Langdon, "Seventy-five years of superplasticity: historic developments and new opportunities," *J Mater Sci,* vol. 44, pp. 5998-6010, 2009.

[6] S. Hori, M. Tokzane and N. Furushiro, Superplasticity in Advanced Materials (ICSAM-91), Osaka: JSRS, 1991.

[7] L. D. Hefti, "Commercial Airplane Applications of Superplastically Formed AA5083 Aluminium Sheet," *JMEPEG,* vol. 16, pp. 136-141, 2007.

[8] A. Barnes, "Superplastic Forming 40 Years and Still Growing," *JMEPEG,* vol. 16, p. 440–454, 2007.

[9] J. Bonet, R. D. Wood, R. Said, R. V. Curtis and D. Garriga-Majo, "Numerical simulation of the superplastic forming of dental and medical prostheses," *Biomechan Model Mechanobiol,* vol. 1, pp. 177-196, 2002.

[10] H. R. Zamani, S. P. Agrawal and R. Vastava, Superplastic formed Aluminium airframe structures. Volume II - Technical details, Hawthorne: Northrop Corporation - Aircraft Division, 1987.

[11] N. Chandra, "Constitutive behavior of superplastic materials," *International Journal of Non-Linear Mechanics,* vol. 37, pp. 461-484, 2002.

[12] H. Xing, C. Wang, K. Zhang and Z. Wang, "Recent development in the mechanics of superplasticity and its applications," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 151, pp. 196-202, 2004.

[13] Q. Snippe and T. Meinders, "Mechanical experiments on the superplastic material ALNOVI-1, including leak information," *Materials Science and Engineering A,* vol. 528, pp. 950-960, 2011.

[14] A. K. Ghosh and C. H. Hamilton, "Superplastic Sheet Forming, Metalworking:

Sheet Forming," *ASM Handbook,* vol. 14B, pp. 345-366, 2006.

[15] C. Robert, Contribution à la simulation numérique des procédés de mise en forme – Application au formage incrémental et au formage superplastique, Angers: Arts et Métiers ParisTech, 2009.

[16] M. Bellet, Modélisation numérique du formage superplastique de tôles, Paris: Ecole Nationale Supérieur des Mines de Paris, 1988.

[17] J.-J. Blandin and M. Suery, Superplasticité, Paris: Techniques de l'Ingénieur, 1996.

[18] F. A. Mohamed, "The role of boundaries during superplastic deformation," *Surf. Interface Anal.,* vol. 31, pp. 532-546, 2001.

[19] T. G. Langdon, "Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades," *J MATER SCI,* vol. 41, pp. 597-609, 2006.

[20] Z. Boulos, Interactions matériaux - procédé dans la mise en forme superplastique d'alliages réfractaires, Angers: ENSAM, 1999.

[21] S. Boude, Maîtrise du procédé de formage superplastique et réalisation d'une installation pilote, Université de Nantes, Ecole centrale de Nantes, 1994.

[22] C. Snippe, Design and optimization of vertex detector foils by superplastic forming, Zutphen: Wöhrmann Print Service, 2011.

[23] R. L. Coble, "A Model for Boundary Diffusion Controlled Creep in Polycrystalline Materials," *J. Appl. Phys.,* vol. 34, pp. 1679-1682, 1963.

[24] J. Weertman, "Theory of SteadyState Creep Based on Dislocation Climb," *J. Appl. Phys.,* vol. 26, pp. 1213-1217, 1955.

[25] R. Raj and M. Ashby, "On Grain Boundary Sliding and Diffusional Creep," *METALLURGICAL TRANSACTIONS,* vol. 2, pp. 1113-1127, 1971.

[26] M. Ashby and R. Verrall, "Diffusion-accommodated flow and Superplasticity," *ACTA METALLURGICA,* vol. 21, pp. 149-163, 1973.

[27] J. Spingarn and W. Nix, "Diffusion Creep and Diffusionally Accomodated Grain Rearrangement," *Acta Metall.,* vol. 26, no. 9, pp. 1389-1398, 1978.

[28] V. V. Astanin, O. A. Kaibyshev and S. N. Faizova, "Cooperative grain boundary sliding under superplastic flow," *Scripta metallurgica et materialia,* vol. 25, no. 12, pp. 2663-2268, 1991.

[29] T. G. Langdon, "An evaluation of the strain contributed by the grain boundary sliding in superplasticity," *materials Science and Engineering,* vol. A174, pp. 225-230, 1994.

[30] K. Padmanabhan, "A Theory of Structural Superplasticity," *Materials Science and Engineering,* vol. 29, pp. 1-18, 1977.

[31] K. Padmanabhan, "A reply to "Comments on theories of structural superplasticity"," *Materials Science and Engineering,* vol. 40, pp. 285-292, 1979.

[32] H. Luthy, R. White and O.D. Sherby, "Grain Boundary Sliding and Deformation Mechanism Maps," *Materials Science and Engineering,* vol. 39, pp. 211-216, 1979.

[33] O. Ruano, A. Miller and O. Sherby, "The Influence of Pipe Diffusion on the Creep of Fine-grained Materials," *Materials Science and Engineering,* vol. 51, pp. 9-16, 1981.

[34] A. Ball, "Superplasticity in the aluminium-zinc eutectoid-an early model revisited," *Materials Science and Engineering A,* Vols. 234-236, pp. 365-369, 1997.

[35] A. Mukherjee, "The Rate Controlling Mechanism in Superplasticity," *Materials Science and Engineering,* vol. 8, pp. 83-89, 1971.

[36] R. Gifkins, "Grain-Boundary Sliding and its Accommodation During Creep and Superplasticity," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A,* vol. 7A, p. 1225, 1976.

[37] R. Gifkins, "Grain rearrangements during superplastic deformation," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE,* vol. 13, pp. 1926-1936, 1978.

[38] A. Arieli and A. Mukherjee, "A Model for the Rate-controlling Mechanism in Superplasticity," *Materials Science and Engineering,* vol. 45, pp. 61-70, 1980.

[39] A. Arieli and A. Mukherjee, "The Rate-Controlling Deformation Mechanisms in Superplasticity - A Critical Assessment," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A,* vol. 13, pp. 717-732, 1982.

[40] M. Mayo and W. Nix, "Direct observations and micromechanical testing of superplastic alloys," in *Superplasticity and superplastic forming*, C. Hamilton and N. Paton, Eds., 1988, pp. 21-25.

[41] A. Nazarov, "Ensembles of gliding grain boundary dislocations in ultrafine grained materials produced by severe plastic deformation," *Scripta Materialia,* vol. 37, no. 8, pp. 1155-1161, 1997.

[42] A. Nazarov, "A Revision of the Models for the Accommodation of Extrinsic Grain Boundary Dislocations," *INTERFACE SCIENCE,* vol. 8, pp. 71-76, 2000.

[43] K. Padmanabhan, R. Vasin and F. Enikeev, Superplastic Flow: Phenomenology and Mechanics, Springer, 2001.

[44] G. Krallics and J. Lenard, "An examination of the accumulative roll-bonding process," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 152, no. 2, pp. 154-161, 2004.

[45] M. Vanderhasten, Ti-6Al-4V: Deformation map and modelisation of tensile behavior, Departement MTM, Katholieke Universiteit Leuven, 2007.

[46] Y. Huang, N. Ridley, F. Humphreys and J.-Z. Cui, "Diffusion bonding of

superplastic 7075 aluminium alloy," *Materials Science and Engineering A,* vol. 266, pp. 295-302, 1999.

[47] N. E. Paton and C. H. Hamilton, Superplastic forming of structural alloys, San Diego, Calif, 1982.

[48] D. G. Sanders and M. Ramulu, "Examination of Superplastic Forming Combined with Diffusion Bonding for Titanium: Perspective from Experience," *Journal of Materials Engineering and Performance,* vol. 13, no. 6, pp. 744-752, 2004.

[49] L. D. Hefti, "Innovations in the Superplastic Forming and Diffusion Bonded Process," *Journal of Materials Engineering and Perform,* vol. 17, no. 2, pp. 178-182, 2008.

[50] L. D. Hefti, "Fine-Grain Titanium 6Al-4V for Superplastic Forming and Diffusion Bonding of Aerospace Products," *JOM,* vol. 62, no. 5, pp. 42-45, 2010.

[51] P. Ducheyne and P. D. Meester, "Superplastic testing conditions and grain growth," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE,* vol. 9, pp. 109-116, 1974.

[52] A. K. Ghosh and C. H. Hamilton, "Mechanical Behavior and Hardening Characteristics of a Superplastic Ti-6AI-4V Alloy," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A,* vol. 10, pp. 699-706, 1979.

[53] A. Juhasz, P. Tasnadi, N. Q. Chinh and I. Kovacs, "Stress-strain curves of superplastic alloys," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE,* vol. 22, pp. 3679-3684, 1987.

[54] D. H. Shin and S. C. Maeng, "Superplastic behaviour of 7475 aluminium alloy," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS,* vol. 8, pp. 1380-1382, 1989.

[55] T. Nieh, D. Lesuer and C. Syn, "Characterization of a commercial superplastic stainless steel, SuperDux64," *Materials Science and Engineering A,* vol. 202, pp. 43-51, 1995.

[56] T. K. Ha and Y. W. Chang, "SUPERPLASTIC DEFORMATION BEHAVIOR OF 8090 ALUMINUM-LITHIUM ALLOY," *Scripta Metahrgica et Materialia,* vol. 32, no. 6, pp. 809-814, 1995.

[57] M. K. Khraisheh, H. M. Zbib, C. H. Hamilton and A. E. Bayoumi, "Constitutive modeling of superplastic deformation. PART I: Theory and experiments," *International Journal of Plasticity,* vol. 13, no. 1/2, pp. 143-164, 1997.

[58] A. K. Ghosh and C. H. Hamilton, "Influences of Material Parameters and Microstructure on Superplastic Forming," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A,* vol. 13A, pp. 733-743, 1982.

[59] Y. Song and S. Liu, "One-dimensional tensile constitutive equation cannot be directly generalized to deal with two-dimensional bulging mechanical problems,"

SCIENCE IN CHINA (Series E), vol. 45, no. 6, pp. 585-592, 2002.

[60] H.-y. Wu, "Cavitation characteristics of a superplastic 8090 Al alloy during equi-biaxial tensile deformation," *Materials Science and Engineering A,* no. 291, pp. 1-8, 2000.

[61] D. Banabic, F. Barlat, O. Cazacu and T. Kuwabara, "Advances in anisotropy and formability," *International Journal of Material Forming,* vol. 3, no. 3, pp. 165-189, 2010.

[62] D. S. Dawicke and W. D. Pollock, "Biaxial testing of 2219-T87 Aluminium alloy using cruciform specimens," NASA Contractor Report, 1997.

[63] W. Johnston, W. D. Pollock and D. S.Dawicke, " Biaxial Testing of 2195 Aluminum Lithium Alloy Using Cruciform Specimens," NASA Contractor Report, 2002.

[64] D. Green, K. Neale, S. MacEwen, A. Makinde and R. Perrin, "Experimental investigation of the biaxial behaviour of an aluminum sheet," *International Journal of Plasticity,* vol. 20, pp. 1677-1706, 2004.

[65] I. Zidane, D. Guines, L. Léotoing and E. Ragneau, "Development of an in-plane biaxial test for forming limit curve (FLC) characterization of metallic sheets," *Meas. Sci. Technol.,* vol. 21, p. 055701, 2010.

[66] M. Merklein and M. Biasutti, "Development of a biaxial tensile machine for characterization of sheet metals," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 213, pp. 939-946, 2013.

[67] A. S. Ognedal, A. H. Clausen, M. Polanco-Loria, A. Benallal, B. Raka and O. S. Hopperstad, "Experimental and numerical study on the behaviour of PVC and HDPE in biaxial tension," *Mechanics of Materials,* vol. 54, pp. 18-31, 2012.

[68] ASTM International, ASTM Standard E2712 - Standard Test Method for Bulge-Forming Superplastic Metallic Sheet, DOI: 10.1520/E2712-09E01, 2009.

[69] T. Nieh and J. Wadsworth, "Biaxial Gas-Pressure Forming of a Superplastic Al2O3/YTZP," *JMEPEG,* vol. 3, pp. 496-500, 1994.

[70] J. A. Belk, "A quantitative model of the blow-forming of spherical surfaces in superplastique sheet metal," *Int. J. mech. Sci.,* vol. 17, pp. 505-511, 1975.

[71] F. U. Enikeev and A. A. Kruglov, "An analysis of the superplastic forming of a thin circular diaphragm," *Int. J. of Mech. Sc.,* vol. 37, pp. 473-483, 1995.

[72] S. Franchitti, G. Giuliano, G. Palumbo, D. Sorgente and L. Tricarico, "On the Optimisation of Superplastic Free Forming Test of an AZ31 Magnesium Alloy Sheet," *Int J Mater Form,* vol. Suppl 1, pp. 1067-1070, 2008.

[73] A.-W. El-Morsy and K.-i. Manabe, "FE simulation of rectangular box forming using material characteristics from the multi-dome forming test," *Journal of Materials*

Processing Technology, Vols. 125-126, pp. 772-777, 2002.

[74] F. Roters, P. Eisenlohr, L. Hantcherli, D. Tjahjanto, T. Bieler and D. Raabe, "Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications," *Acta Materialia,* vol. 58, pp. 1152-1211, 2010.

[75] F. H. Norton, The creep of steel at high temperatures, New York: McGraw Hill Co., 1929.

[76] G. Johnson and W. Cook, "A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures," in *Proceedings of the 7th International symposium on Ballistics*, The Hague, 1983.

[77] C. Zener and J. Hollomon, "Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel," *J. Appl. Phys.,* vol. 15, pp. 22-32, 1944.

[78] W. Backofen, J. Turner and D. Avery, "Super- plasticity in an Al-Zn Alloy," *Trans. Am. Soc. Metals,* vol. 57, no. 6, pp. 980-990, 1964.

[79] C. Rosserd, *Rev. Met.,* no. 36, p. 225, 1966.

[80] Z. Guan, The quantitative analysis of superplastic tensile deformation, Jilin: Superplasticity and Plasticity Research Institute, Jilin University, 2008.

[81] G. T. Kridli, A. S. El-Gizawy and R. Lederich, "Development of process maps for superplastic forming of Weldalite™ 049," *Materials Science and Engineering A,* vol. 244, pp. 224-232, 1998.

[82] Y. Chen, K. Kibble, R. Hall and X. Huang, "Numerical analysis of superplastic blow forming Ti–6Al–4V alloys," *Materials and Design,* vol. 22, pp. 679-685, 2001.

[83] H. Yang and A. Mukherjee, "An analysis of the superplastic forming of a circular sheet diaphragm," *Int. J. Mech. Sci.,* vol. 34, no. 4, pp. 283-297, 1992.

[84] D. Sorgente and L. Tricarico, "A numerical-experimental approach to material characterization and process analysis in the blow forming process," in *6th EuroSPF conference*, Carcassonne, 2008.

[85] G. Giuliano and S. Franchitti, "The determination of material parameters from superplastic free-bulging tests at constant pressure," *International Journal of Machine Tools & Manufacture,* vol. 48, pp. 1519-1522, 2008.

[86] G. Giuliano and S. Franchitti, "On the evaluation of superplastic characteristics using the finite element method," *International Journal of Machine Tools & Manufacture,* vol. 47, pp. 471-476, 2007.

[87] F. Jovane, "An approximate analysis of the superplastic forming of a thin circular diaphragm - Theory and Experiments," *Int. J. Mech. Sci.,* vol. 10, pp. 405-427, 1968.

[88] J. Bonet, R. D. Wood and R. Collins, "Pressure-control algorithms for the numerical simulation of superplastic forming," *Int. J. Mech. Sci.,* vol. 36, no. 4, pp. 297-309, 1994.

[89] J. S. G. Luckey, P. A. Friedman and K. J. Weinmann, "Correlation of finite element analysis to superplastic forming experiments," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 194, pp. 30-37, 2007.

[90] G. R. Johnson and W. H. Cook, "Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures," *Engineering Fracture Mechanics,* vol. 21, no. I, p. 3148, 1985.

[91] H. Zhang, W. Wen and H. Cui, "Behaviors of IC10 alloy over a wide range of strain rates and temperatures: experiments and modeling steel," *Mater Sci Eng A,* vol. 504, pp. 99-103, 2009.

[92] H. Shin and J. Kim, "A phenomenological constitutive equation to describe various flow stress behaviors of materials in wide strain rate and temperature regimes," *J Eng Mater,* vol. 132, p. 021009, 2010.

[93] Q. Hou and J. Wang, "A modified Johnson–Cook constitutive model for Mg–Gd–Y alloy extended to a wide range of temperatures," *Comput Mater Sci,* vol. 50, pp. 147-152, 2010.

[94] G. Kay, Failure Modeling of Titanium 6Al-4V and Aluminum 2024-T3 With the Johnson-Cook Material Model, Washington, D.C.: Office of Aviation Research, September 2003.

[95] A. S. Khan, Y. S. Suh and R. Kazmi, "Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys," *International Journal of Plasticity,* vol. 20, pp. 2233-2248, 2004.

[96] T. Özel, M. Sima and A. K. Srivastava, "Finite element simulation of high speed machining ofTi6Al4V Alloys using modified material models," *Transactions of NAMRI/SME,* vol. 38, pp. 49-56, 2010.

[97] W. K. Rule and S. E. Jones, "A revised form for the Johnson-Cook strength model," *Int. J. Impact Engng,* vol. 21, no. 8, pp. 609-624, 1998.

[98] S. Nemat-Nasser and W.-G. Guo, "Thermomechanical response of DH-36 structural steel over a wide range of strain rates and temperatures," *Mechanics of Materials,* vol. 35, pp. 1023-1047, 2003.

[99] L. Schwer, "Optional strain-rate forms for the Johnson-Cook constitutive model and the role of the parameter Epsilon_0," in *LS-DYNA Anwenderforum*, Frankenthal, 2007.

[100] D. Samantaray, S. Mandal and A. Bhaduri, "A comparative study on Johnson

Cook, modified Zerilli-Armstrong and Arrhenius-type constitutive models to predict elevated temperature flow behavior in modified 9Cr-1Mo steel.," *Computational materials Science,* vol. 47, pp. 568-576, 2009.

[101] Y. Lin and X.-M. Chen, "A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working," *Materials and Design,* vol. 32, pp. 1733-1759, 2011.

[102] J. Li, F. Li, J. Cai, R. Wang, Z. Yuan and F. Xue, "Flow behavior modeling of the 7050 aluminum alloy at elevated temperatures considering the compensation of strain," *Materials and Design,* vol. 42, pp. 369-377, 2012.

[103] O. Ruano and O. Sherby, "On constitutive equations for various diffusion controlled creep mechanisms," *Revue Phys. Appl.,* vol. 23, pp. 625-637, 1988.

[104] C. Herring, "Diffusional Viscosity of a Polycrystalline Solid," *J. Appl. Phys.,* vol. 21, p. 437, 1950.

[105] J. Dorn, "Some fundamental experiments on high temperature creep," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids,* vol. 8, pp. 85-116, 1954.

[106] J. Weertman, "Steady State Creep of Crystals," *J. Appl. Phys.,* vol. 28, pp. 1185-1189, 1957.

[107] O. D. Sherby, R. H. Klundt and A. K. Miller, "Flow Stress, Subgrain Size, and Subgrain Stability at Elevated Temperature," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A,* vol. 8, pp. 843-850, 1977.

[108] K. Zhang, Transient deformation behavior and modeling of a superplastic Pb-Sn eutectic alloy, School of Mechanical and Materials Engineering, Washington State University, 1996.

[109] M. Zelin and A. Mukherjee, "Geometrical aspects of superplastic flow," *Materials Science and Engineering A,* vol. 208, pp. 201-225, 1996.

[110] T. Chung and T. Davies, "The superplastic creep of Uranium dioxide," *Journal of Nuclear Materials,* vol. 79, pp. 143-153, 1979.

[111] A. J. Blander, Transformation phenomena in superplastic aluminum 7475, Motréal: Department of Materials Engineering, McGill University, 2004.

[112] M. Abo-Elkhier and M. S. Soliman, "Superplastic Characteristics of Fine-Grained 7475 Aluminum Alloy," *Journal of Materials Engineering and Performance,* vol. 15, pp. 76-80, 2006.

[113] A. Le Dromaguet, «Etude du lien entre microstructure et rhéologie sur un alliage d'aluminium 7475 formé en superplasticité,» Arts et Métiers ParisTech, Angers, 2004.

[114] M. Mahoney, C. H. Hamilton and A. K. Ghosh, "Development of Forming Limits for

Superplastic Formed Fine Grain 7475 Al," *METALLURGICAL TRANSACTIONS A,* vol. 14, pp. 1593-1598, 1983.

[115] R. K. Mahidhara, "Strain distribution in the superplastic 7475 Al alloy," *Scripta Metallurgica et Materialia,* vol. 32, no. 9, pp. 1483-1488, 1995.

[116] D. H. Shin, Y. J. Joo, W. J. Kim and C. S. Lee, "Microstructural evolution during superplastic deformation of a 7475 Al alloy," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE,* vol. 33, pp. 3073-3078, 1998.

[117] C. L. Chen and M. J. Tan, "Effect of grain boundary character distribution (GBCD) on the cavitation behaviour during superplastic deformation of Al 7475," *Materials Science and Engineering A,* vol. 338, pp. 243-252, 2002.

[118] H. E. Adabbo, G. González-Doncel, O. A. Ruano, J. M. Belzunce and O. D. Sherby, "Strain hardening during superplastic deformation of Al7475 alloy," *Journal of Materials Research,* vol. 4, pp. 587-594, 1989.

[119] A. Hor, Simulation physique des conditions thermomécaniques de forgeage et d'usinage – Caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement, Angers: Arts et Métiers ParisTech, 2011.

[120] T. Seshacharyulu, S. Medeiros, W. Frazier and Y. Prasad, "Hot working of commercial Ti–6Al–4V with an equiaxed a–b microstructure: materials modeling considerations," *Materials Science and Engineering,* vol. A284, pp. 184-194, 2000.

[121] J. Lin, Y. Liu and T. A. Dean, "A Review on Damage Mechanisms, Models and Calibration Methods under Various Deformation Conditions," *International Journal of Damage Mechanics,* vol. 14, no. 4, pp. 299-319, 2005.

[122] H. Hu, L. Zhen, L. Yang, W. Shao and B. Zhang, "Deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during high temperature deformation," *Materials Science and Engineering A,* vol. 488, p. 64–71, 2008.

[123] Y. Deng, Z. Yin and J. Huang, "Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature," *Materials Science and Engineering A,* vol. 528, pp. 1780-1786, 2011.

[124] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal and R. Desmorat, Mécanique des matériaux solides, Paris: Dunod, 2009.

[125] J. Lemaitre, "How to use damage mechanics," *Nuclear Engineering and Design,* vol. 80, pp. 233-245, 1984.

[126] N. Bonora and P. P. Milella, "Constitutive modeling for ductile metals behavior incorporating strain rate, temperature and damage mechanics," *International Journal of Impact Engineering,* vol. 26, pp. 53-64, 2001.

[127] H. Costa Mattos, G. Minak, F. D. Gioacchino and A. Soldà, "Modeling the

superplastic behavior of Mg alloy sheets under tension using a continuum damage theory," *Materials and Design,* vol. 30, pp. 1674-1679, 2009.

[128] R. Hambli, Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue de l'optimisation du procédé, Angers: Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 1996.

[129] M. Achouri, Caractérisation expérimentale et contribution à la modélisation numérique de l'endommagement en cisaillement des aciers HLE. Applications au procédé de poinçonnage, Angers: Arts et Métiers ParisTech, 2012.

[130] C. Thiery et J. L. Gerstenmayer, Tomographie à rayons X, Paris: Techniques de l'Ingénieur, 2002.

[131] M. Di Michiel, P. Cloetens, L. Salvo and E. Maire, Tompgraphie à rayon X appliquée à l'étude des matériaux, Paris: Techniques d'Ingénieur, 2004.

[132] L. Bourgeon, Etude et modélisation des mécanismes d'endommagement en forge à froid, Mines ParisTech, 2009.

[133] M. Line and Z. Demange, "La tomographie fait un pas vers la mesure," *Mesure,* vol. 802, pp. 30-34, 2008.

[134] F. A. McClintock, "A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes," *J. Appl. Mech.,* vol. 35, no. 2, pp. 363-371, 1968.

[135] J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields," *J. Mech. Phys. Solids,* vol. 17, pp. 201-217, 1969.

[136] J. W. Hancock, "Creep cavitation without a vacancy flux," *Metal Science,* vol. 10, no. 9, pp. 319-325, 1976.

[137] A. Cocks and M. Ashby, "On creep fracture by void growth," *Progess in Materials Science,* vol. 27, no. 3-4, pp. 189-244, 1982.

[138] M. Stowell, D. Livesey and N. Ridley, "Cavity coalescence in superplastic deformation," *Acta Metallurgica,* vol. 32, no. 1, pp. 35-42, 1984.

[139] J. Pilling and N. Ridley, "Solid state bonding of superplastic AA7475," *Materials Science and Technology,* vol. 3, no. 5, pp. 353-359, 1987.

[140] A. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media," *J. Eng. Mater. Technol.,* vol. 99, no. 1, pp. 2-15, 1977.

[141] V. Tvergaard and A. Needleman, "Analysis of the cup-cone fracture in round tensile bar," *Acta Metallurgica,* vol. 32, pp. 157-169, 1984.

[142] D.-J. Zhou and J. Lian, "Numerical analysis of superplastic bulging for cavity-sensitive materials," *Int. J. Mech. Sci.,* vol. 29, no. 8, pp. 565-576, 1987.

[143] N. Ridley, P. Bate and B. Zhang, "Effect of strain rate path on cavitation in

superplastic aluminium alloy," *Materials Science and Engineering A,* no. 463, pp. 224-230, 2007.

[144] F. Jarrar, F. Abu-Farha, L. Hector Jr. and M. Khraisheh, "Simulation of High-Temperature AA5083 Bulge Forming with a Hardening/Softening Material Mode," *Journal of Materials Engineering and Performance,* no. 18, pp. 863-870, 2009.

[145] C. L. Chen and M. J. Tan, "Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 Alloy," *Materials Sicence and Engineering A,* vol. 298, pp. 235-244, 2001.

[146] D. H. Bae and A. K. Ghosh, "Cavity growth during superplastic flow in an Al-Mg alloy: I. Experimental study," *Acta Materialia,* no. 50, pp. 993-1009, 2002.

[147] M. A. Khaleel, H. M. Zbib and E. A. Nyberg, "Constitutive modeling of deformation and damage in superplastic materials," *International Journal of Plasticity,* no. 17, pp. 277-296, 2001.

[148] S. Dey, T. Børvik, O. Hopperstad and M. Langseth, "On the influence of constitutive relation in projectile impact of steel plates," *International Journal of Impact Engineering,* vol. 34, pp. 464-486, 2007.

[149] V. Tvergaard, "Influence of voids on shear band isntalbilities under plane strain conditions," *International Journal of Fracture,* vol. 17, no. 4, pp. 389-407, 1981.

[150] V. Tvergaard, "On localization in ductile materials containing spherical voids," *International Journal of Fracture,* vol. 18, no. 4, pp. 237-252, 1982.

[151] K. Nahshon and J. Hutchinson, " Modification of the Gurson model for shear failure," *Eur J Mech A/Solids,* vol. 27, pp. 1-7, 2008.

[152] F. Lauro, B. Bennani, P. Croix and J. Oudin, "Identification of the damage parameters for anisotropic materials by inverse technique: application to an aluminium," *Journal of Materials Processing Technology,* no. 118, pp. 472-477, 2001.

[153] B. Dutta, S. Guin, M. Sahu and M. Samal, "A phenomenological form of the q2 parameter in the Gurson model," *International Journal of Pressure Vessels and Piping,* no. 85, pp. 199-210, 2008.

[154] U. Zerbst, M. Heinimann, C. D. Donne and D. Steglich, "Fracture and damage mechanics modelling of thin-walled structures – An overview," *Engineering Fracture Mechanics,* vol. 76, pp. 5-43, 2009.

[155] J. Lin, T. Kanit, V. Monchiet, J.-F. Shao and D. Kondo, "Numerical implementation of a recent improved Gurson-type model and application to ductile fracture," *Computational Materials Science,* vol. 47, pp. 901-906, 2010.

[156] V. Monchiet and G. Bonnet, "A Gurson-type model accounting for void size effects,"

International Journal of Solids and Structures, vol. 50, pp. 320-327, 2013.

[157] A. Ragab and C. A. Saleh, "Evaluation of constitutive models for voided solids," *International Journal of Plasticity,* vol. 15, pp. 1041-1065, 1999.

[158] G. Rousselier, "Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture," *Nuclear Engineering and Design,* vol. 105, pp. 97-111, 1987.

[159] S. Bolte and F. P. Cordelières, "A guided tour into subcellular colocalization analysis in light microscopy," *Journal of Microscopy,* vol. 224, no. 3, pp. 213-232, 2006.

[160] X.-G. Jiang, J. C. Earthman and F. A. Mohamed, "Cavitation and cavity-induced fracture during superplastic deformation," *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE,* vol. 29, pp. 5499-5514, 1994.

[161] R. K. Mahidhara and A. K. Mukherjee, "Mechanisms of cavity growth in a fine-grained 7475 Al superplastic alloy," *Materials & Design,* vol. 16, no. 6, pp. 343-348, 1995.

[162] N. Benseddiq and A. Imad, "A ductile fracture analysis using a local damage model," *International Journal of Pressure Vessels and Piping,* vol. 85, pp. 219-227, 2008.

[163] E. Felder, Plasticité en mise en forme - Métaux à froid, Paris: Techniques de l'Ingénieur, 2007.

[164] F. Reusch, B. Svendsen and D. Klingbeil, "Local and non-local Gurson-based ductile damage and failure modelling at large deformation," *European Journal of Mechanics A/Solids,* vol. 22, pp. 779-792, 2003.

[165] P. Muñoz-Rojas, E. Cardoso and M. Vaz Jr., "Parameter Identification of Damage Models Using Genetic Algorithms," *Experimental Mechanics,* vol. 50, pp. 627-634, 2010.

[166] M. Abbasi, M. Ketabchi, H. Izadkhah, D. H. Fatmehsaria and A. N. Aghbash, "Identification of GTN model parameters by application of response surface methodology," *Procedia Engineering,* vol. 10, pp. 415-420, 2011.

[167] M. Abendroth and M. Kuna, "Identification of ductile damage and fracture parameters from the small punch test using neural networks," *Engineering Fracture Mechanics,* vol. 73, pp. 710-725, 2006.

[168] F. Abbassi, T. Belhadj, S. Mistou and A. Zghal, "Parameter identification of a mechanical ductile damage using Artificial Neural Networks in sheet metal forming," *Materials and Design,* vol. 45, pp. 605-615, 2013.

[169] M. He, F. Li and Z. Wang, "Forming Limit Stress Diagram Prediction of Aluminum Alloy 5052 Based on GTN Model Parameters Determined by In Situ Tensile Test,"

Chinese Journal of Aeronautics, vol. 24, pp. 378-386, 2011.

[170] C. C. Chu and A. Needleman, "Void nucleation effects in biaxially strethed sheets," *Journal of Engineering Materials and Technology,* vol. 102, pp. 249-256, 1980.

[171] H.-S. Lee and A. K. Mukherjee, "Superplastic Deformation of an Al-Li-Cu-Zr Alloy under Uniaxial and Biaxial Tension," *MRS Proceedings,* vol. 196, p. 221, 1990.

[172] K. Chan and K. Chow, "The stress state dependence of cavitation in commercial superplastic Al5083 alloy," *Materials Letters,* vol. 56, pp. 38-42, 2002.

[173] R. Wood and J. Bonet, "A review of the numerical analysis of superplastic forming," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 60, pp. 45-53, 1996.

[174] G. C. Cornfield and R. H. Johnson, "The forming of superplastic sheet metal," *Int. J. mech. Sci.,* vol. 12, pp. 479-490, 1970.

[175] D. L. Holt, "An analysis of the bulging of a superplastic sheet by lateral pressure," *Int. J. mech. Sci.,* vol. 12, pp. 491-497, 1970.

[176] J. Argyris and J. St. Doltsinis, "A primer on superplasticity in natural formulation," *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering,* vol. 46, no. 1, pp. 83-131, 1984.

[177] Dassault Systèmes Simulia Corp., "chapitre 22.2.4: Rate-dependent plasticity: creep and swelling," in *Abaqus Analysis User's Manual*, 2011.

[178] Dassault Systèmes Simulia Corp., "chapitre 22.2.7: Johnson-Cook plasticity," in *Abaqus Analysis User's Manual*, 2011.

[179] J. Bonet and R. D. Wood, "Incremental flow procedures for the finite-element analysis of thin sheet superplastic forming processes," *Journal of Materials Processing Technoloy,* vol. 42, pp. 147-165, 1994.

[180] S. Chung, K. Higashi and W. Kim, " Superplastic gas pressure forming of fine-grained AZ61 magnesium alloy sheet," *Materials Science and Engineering A,* vol. 372, pp. 15-20, 2004.

[181] D. Ollivier, Y. Aoura, A. Ambari and S. Boude, " Experimental study and superplastic rheological characterization of Ti-6Al-4V," *Mécanique & Industries,* vol. 5, pp. 511-517, 2004.

[182] S. C. Rama and N. Chandra, "Development of a pressure prediction method for superplastic forming processes," *Int. J. Non-Linear Mechanics,* vol. 26, no. 5, pp. 711-725, 1991.

[183] L. Carrino, G. Giuliano and G. Napolitano, "A posteriori optimisation of the forming pressure in superplastic forming processes by the finite element method," *Finite Elements in Analysis and Design,* vol. 39, pp. 1083-1093, 2003.

[184] Y.-M. Hwang, H. Lay and J. Huang, " Study on superplastic blow-forming of 8090

Al–Li sheets in an ellip-cylindrical closed-die," *International Journal of Machine Tools & Manufacture,* vol. 42, pp. 1363-1372, 2002.

[185] Y. Xiang and S. Wu, " Numerical simulation of cavity damage evolution in superplastic bulging process," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 116, pp. 224-230, 2001.

[186] L. Carrino, G. Giuliano and C. Palmieri, " On the optimisation of superplastic forming processes by the finite-element method," *Journal of Materials Processing Technology,* Vols. 143-144, pp. 373-377, 2003.

[187] M. A. Khaleel, K. I. Johnson, C. H. Hamilton and M. T. Smith, "Deformation modeling of superplastic AA-5083," *International Journal of Plasticity,* vol. 14, no. 10-11, pp. 1133-1154, 1998.

[188] F. S. Jarrar, L. G. Hector Jr., M. K. Khraisheh and A. F. Bower, "New approach to gas pressure profile prediction for high temperature AA5083 sheet forming," *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 210, pp. 825-834, 2010.

ETUDE EXPERIMENTALE ET DE MODELISATION DU FORMAGE SUPERPLASTIQUE D'UN ALLIAGE D'ALUMINIUM AL7475

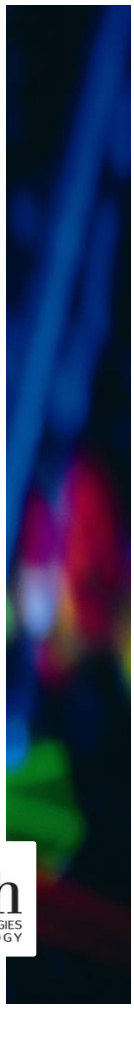
RESUME : Le formage superplastique (SuperPlastic Forming, SPF) permet d'élaborer des pièces de forme complexe qui, de par les matériaux employés, allient faible densité et haute résistance mécanique. Toutefois, sa mise en œuvre nécessite la connaissance de la loi de pression à appliquer afin de contrôler l'endommagement tout comme la répartition d'épaisseur au sein de la pièce. Il est ainsi nécessaire de mettre en place des simulations numériques pour déterminer les conditions optimales du formage. L'exactitude des prédictions obtenues repose alors sur la description du comportement et de l'endommagement du matériau soumis à des conditions thermomécaniques représentatives du procédé considéré. Le présent travail propose donc une modélisation du comportement et de l'endommagement de l'alliage d'aluminium 7475 via une étude comparative de divers modèles. Les travaux peuvent ainsi être divisés en trois grandes étapes : (i) la caractérisation du comportement de l'alliage ; (ii) la caractérisation de l'endommagement de l'alliage et (iii) la mise en place de simulations numériques pour des formes types. Des essais de traction uniaxiale à chaud ont été réalisés afin de caractériser le comportement de l'alliage 7475. Une modélisation de ce-dernier par trois modèles (Norton-Hoff, Johnson-Cook et Zener-Hollomon) est proposée. Les résultats obtenus montrent que le modèle de Zener-Hollomon conduit à la meilleure description du comportement rhéologique de l'alliage dans les conditions thermomécaniques étudiées. Par la suite, l'endommagement de l'alliage 7475 dans des conditions représentatives du formage superplastique a été étudié. Un critère de type Gurson est proposé. Des observations par micro-tomographie aux rayons X ont d'ailleurs permis d'étudier plus précisément l'évolution de l'endommagement au cours de la déformation. À partir de ces résultats, des simulations numériques par éléments finis (sous ABAQUS) ont été mises en place.

Mots clés : Superplasticité, Comportement rhéologique, Endommagement, Simulation numérique.

EXPERIMENTAL STUDY AND MODELLING OF THE SUPERPLASTIC FORMING FOR AN ALUMINIUM ALLOY AL7475

ABSTRACT: Superplasticity is the ability of some materials to sustain very high value of strain (up to 2000%) under low stress and within a specific range of temperature and strain rate. Complex shape components combining low density and high strength can thus be elaborated by using this peculiar characteristic. Superplastic forming process consists in deforming a flange by applying a variable pressure until the flange takes the form of a die. A good knowledge of the pressure law to apply is therefore primordial in order to avoid damage and obtain homogeneous thickness distribution. Numerical simulations are generally used to predict the optimal forming conditions. But a precise description of the rheological response of the material (in terms of flow rule and damage evolution) under thermomechanical conditions representative of the process is necessary. The PhD work introduces several rheological models to describe the behavior of a 7xxx aluminum alloy during superplastic forming process. The work is divided into three parts: (i) characterization of rheological models, (ii) characterization of damage models and (iii) development of numerical simulations to predict the superplastic forming of typical shapes. Hot uniaxial tensile tests have been performed to characterize the rheological behavior of a 7475 alloy. Three models (i.e. Norton-Hoff, Johnson-Cook and Zener-Hollomon) have been identified but only the last one leads to a good prediction of the material response. A GTN damage model has also been identified. Observations by X-rays micro-tomography have allowed studying in more details the damage evolution during the deformation. From these results, different cases have been simulated in ABAQUS.

Keywords : Superplasticity, Rheological behavior, Damage, Numerical simulation.



ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY