

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

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 ($<10^{-3}\text{s}^{-1}$). 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 :

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

Avec σ la contrainte équivalente et $\dot{\epsilon}$ 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).

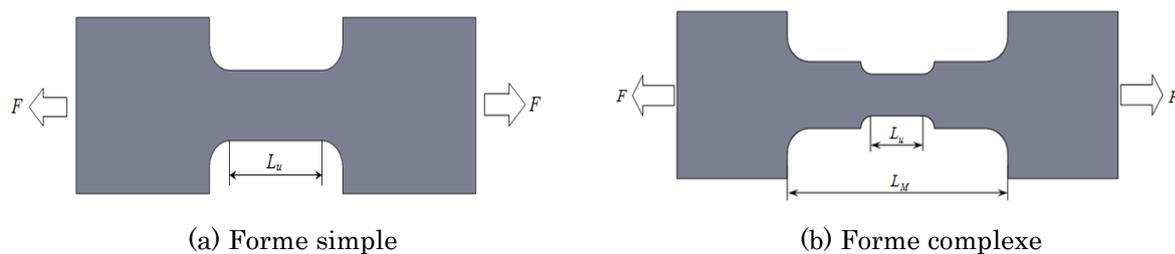


Figure 2.1. Formes d'éprouvette

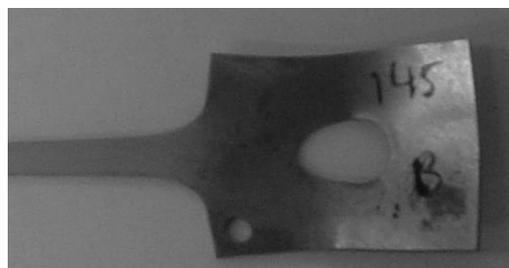


Figure 2.2. Éprouvette avec une forme simple présentant une déformation au niveau des têtes en plus de la déformation dans la partie utile [22]

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 $l_0 S_0 = l S$, 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.

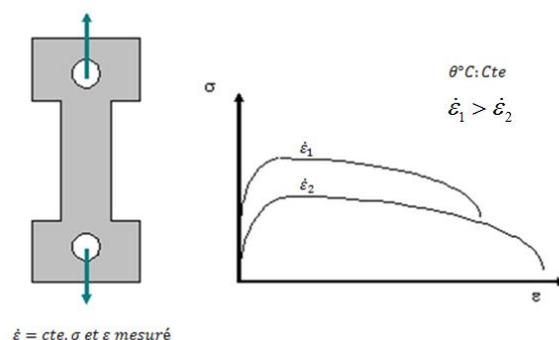


Figure 2.3. Essai de traction uniaxiale à vitesse de déformation constante [20]

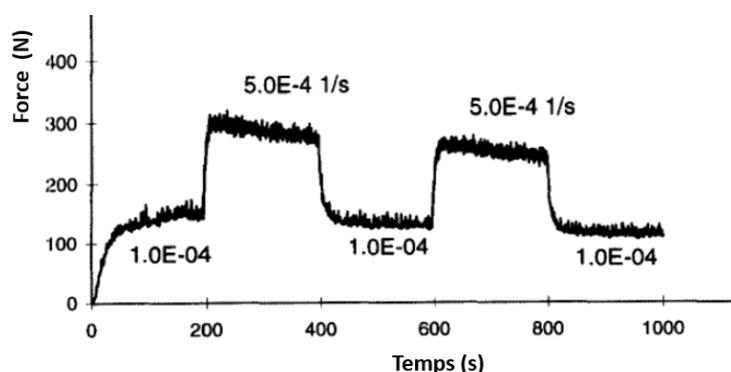


Figure 2.4. Essai de sauts à la vitesse de déformation [57]

Dans le premier cas, la vitesse de la traverse de la machine est pilotée en temps réel en utilisant l'équation suivante : $v = \dot{\epsilon} [l_0 \cdot e^{\epsilon}]$ 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 :

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

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

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.

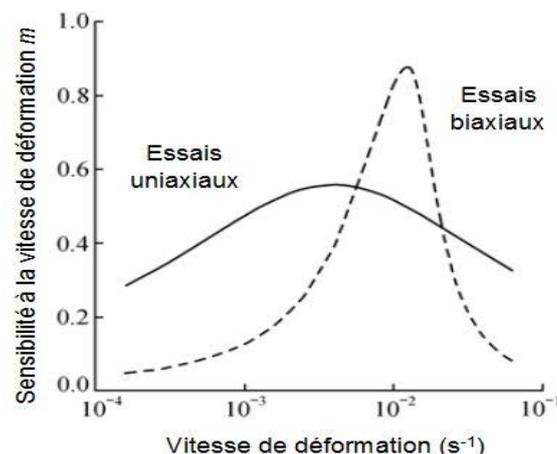


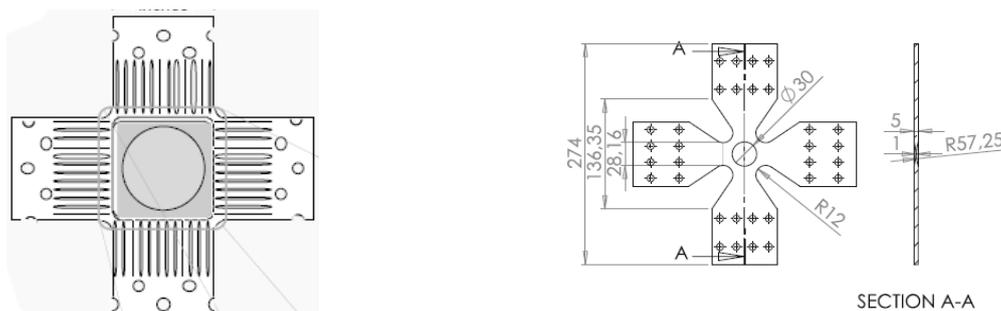
Figure 2.5. Courbes de $m - \lg \dot{\varepsilon}$ obtenues par les essais de traction et les essais de gonflage pour un alliage ZnAl22 à 270°C [59]

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.

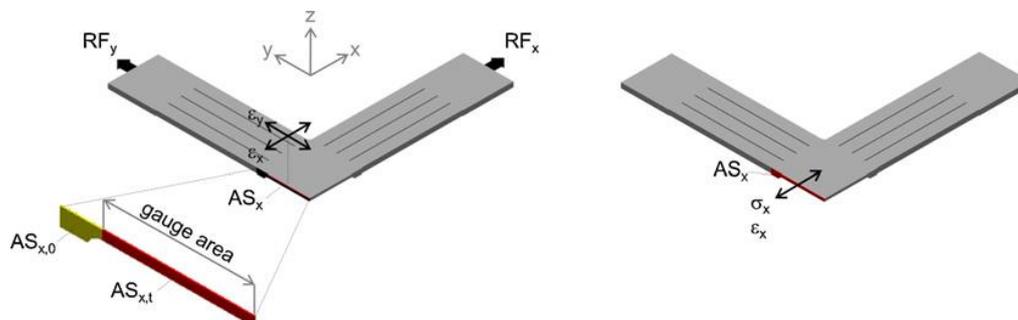


Figure 2.7. Représentation schématique de la détermination des contraintes-déformation dans une éprouvette cruciforme : méthode d'évaluation expérimentale (à gauche) et méthode d'évaluation par simulation numérique (à droite) [66]

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].

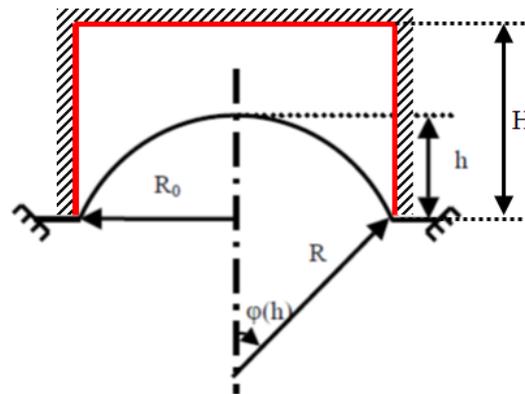


Figure 2.8. Schéma de formation d'un dôme hémisphère [2], avec R_0 le rayon de matrice, R le rayon de dôme, h la hauteur de dôme et H la hauteur de matrice

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 déformée (Figure 2.8) peut s'écrire :

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

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 :

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

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

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

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

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

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

$$S_0 = \pi R_0^2 \quad \text{Équation 2.8}$$

$$S = 2\pi R h \quad \text{Équation 2.9}$$

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

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

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 :

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

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] :

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

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

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

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 reposent sur l'équation suivante :

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

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] :

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

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] :

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

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'écoulement au travers d'un coefficient d'écoulement 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).

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

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

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

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

Avec : n le coefficient d'écoulement, 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 ($R=8.314\text{J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$) 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.

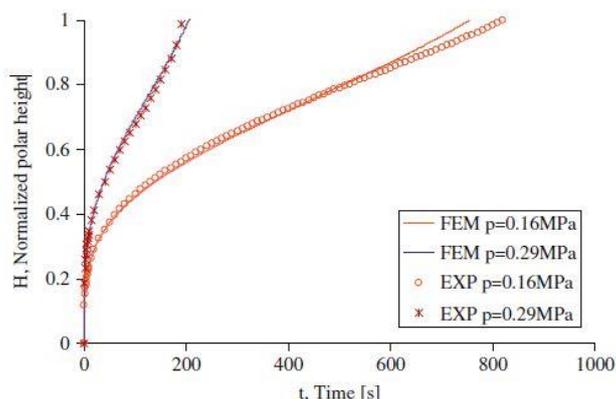


Figure 2.9. Prédictions du modèle de Norton-Hoff pour un alliage de Magnésium AZ31 [85]

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'érouissage du matériau, d'un module traduisant la sensibilité à la vitesse de déformation et d'un module traduisant la sensibilité à la température :

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

avec

$$\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_r \quad \text{Équation 2.22}$$

$$T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r) \quad \text{Équation 2.23}$$

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'écroissage [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).

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

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

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

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 $1 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ est présentée en Figure 2.10. Le modèle de Johnson-Cook aboutit à un comportement cohérent avec les données expérimentales.

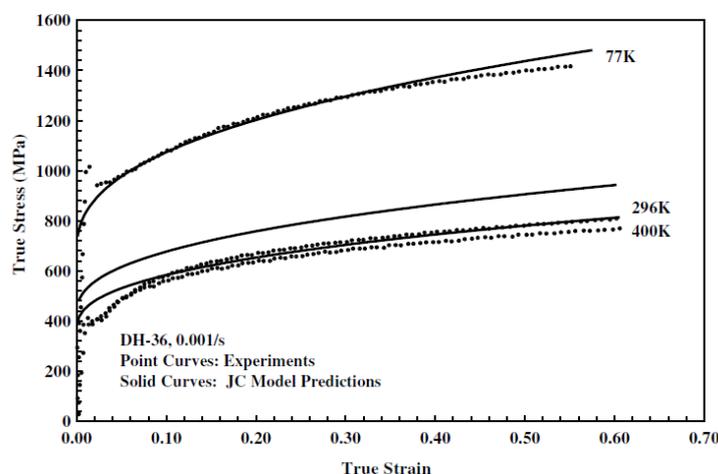


Figure 2.10. Prédiction du modèle de Johnson-Cook pour l'acier DH-36. $\dot{\varepsilon}_r = 1 \text{s}^{-1}$ et

$$T_r = 50 \text{K} \quad [98]$$

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] :

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

Où : Z est le paramètre de Zener-Hollomon, Q une énergie d'activation (J/mol) et R la constante des gaz parfaits ($R=8.314\text{J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$). 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] :

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

Avec :

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

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

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

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

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

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

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

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 :

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

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.

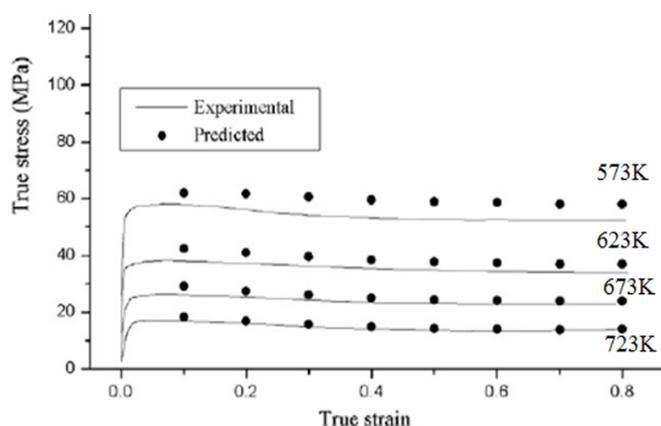


Figure 2.11. Comparaison entre les courbes de contrainte prédites et les courbes expérimentales pour un alliage d'aluminium 7050 testé avec une vitesse de déformation de 1.10^{-3}s^{-1} [102]

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]	$\dot{\varepsilon} = K \sigma^n d^a \exp(-Q/RT)$
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] :

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

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 : $5 \cdot 10^{-5}$, $2 \cdot 10^{-4}$, $5 \cdot 10^{-4}$ et $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$
- 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	$1 \cdot 10^{-5}$, ..., $2 \cdot 10^{-2}$
1995	Mahidhara [115]	517	$5 \cdot 10^{-5}$, $2 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$, $5 \cdot 10^{-3}$, $1 \cdot 10^{-2}$
1998	Shin [116]	516	6.3×10^{-5} , ..., 2.1×10^{-2}
2002	Chen [117]	516	$1 \cdot 10^{-4}$, $5 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$, $5 \cdot 10^{-3}$, $1 \cdot 10^{-2}$, $3 \cdot 10^{-2}$
2006	Abo-Elkhier [112]	485, 500, 515, 530	$1 \cdot 10^{-5}$, $5 \cdot 10^{-5}$, $1 \cdot 10^{-3}$, $5 \cdot 10^{-3}$, $1 \cdot 10^{-2}$

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. (°)	$T(^{\circ}\text{C})$	$\dot{\epsilon} (\text{s}^{-1})$	Dir. (°)	$T(^{\circ}\text{C})$	$\dot{\epsilon} (\text{s}^{-1})$	Dir. (°)	$T(^{\circ}\text{C})$	$\dot{\epsilon} (\text{s}^{-1})$
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.

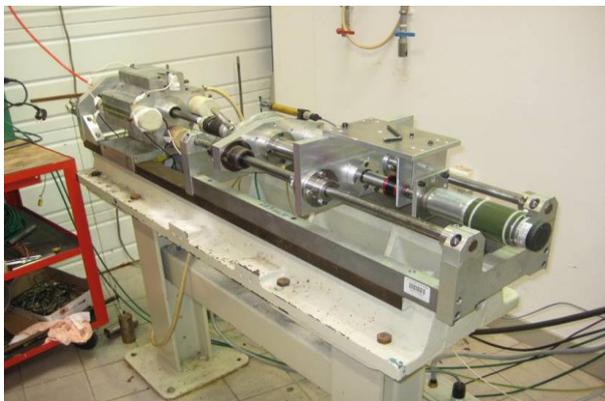


Figure 2.13. Machine de traction à chaud du LAMPA

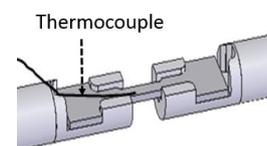


Figure 2.12. Vue de l'éprouvette et du thermocouple

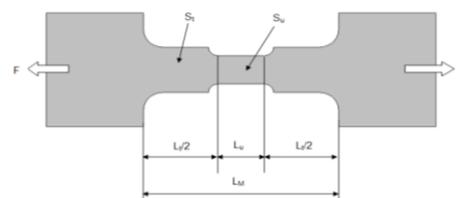


Figure 2.14. Forme de l'éprouvette

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

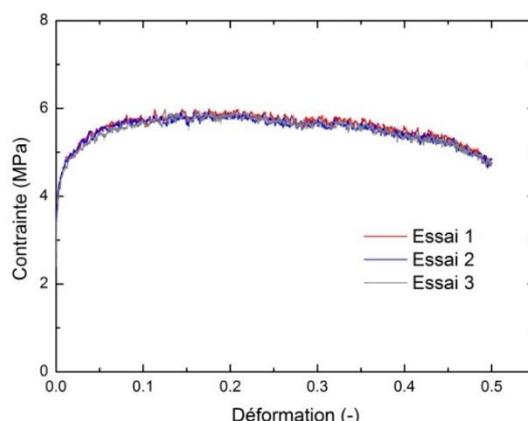


Figure 2.15. Reproductibilité des essais – Courbes contrainte-déformation obtenues pour une température de 517°C et une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} . Erreur moyenne est de 2%.

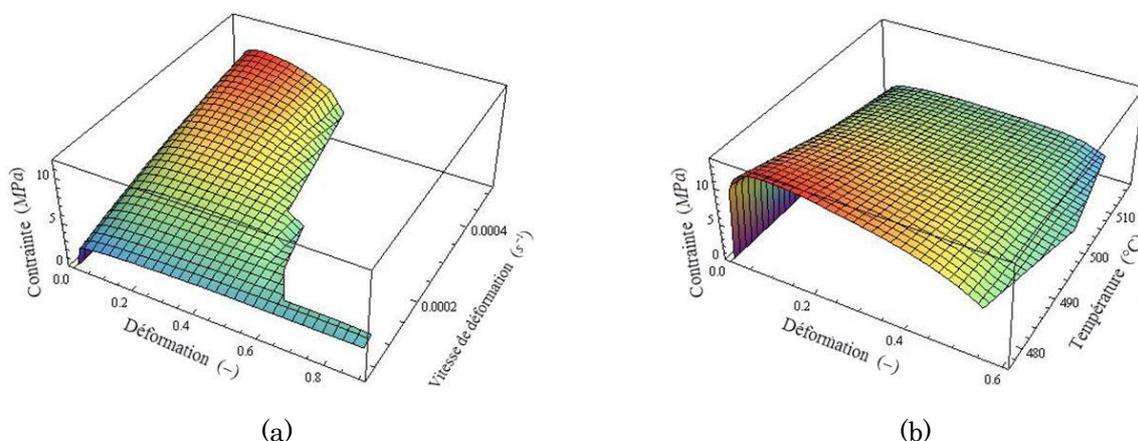


Figure 2.16. Représentations 3D des courbes contraintes-déformation obtenues suite aux différents essais de traction réalisés en fonction de : (a) la vitesse de déformation et (b) la température.

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.

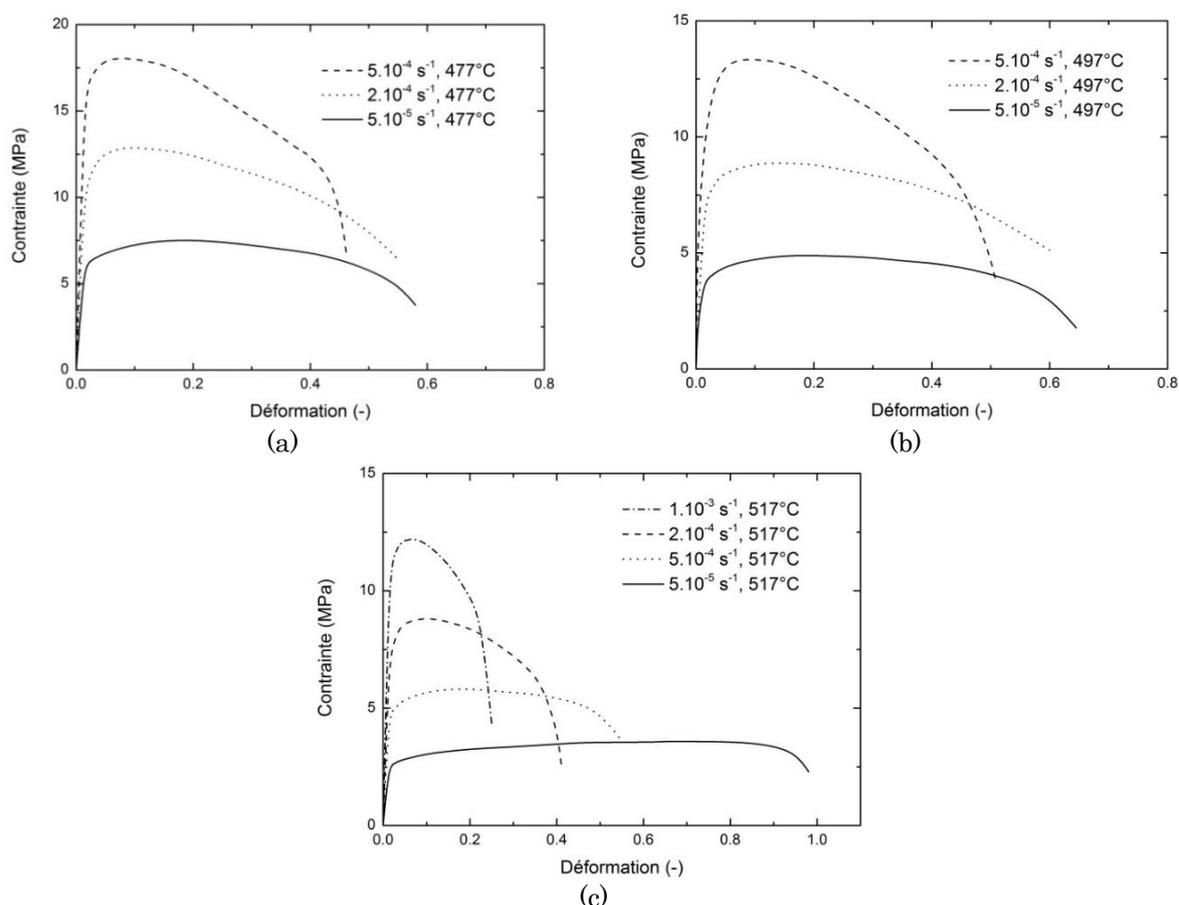


Figure 2.17. Courbes contrainte-déformation obtenues suite à des essais de traction réalisées à différentes vitesses de déformation et à une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

Au vu de la forme des courbes contrainte-déformation, trois informations principales peuvent être ressorties : (i) l'érouissage 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.

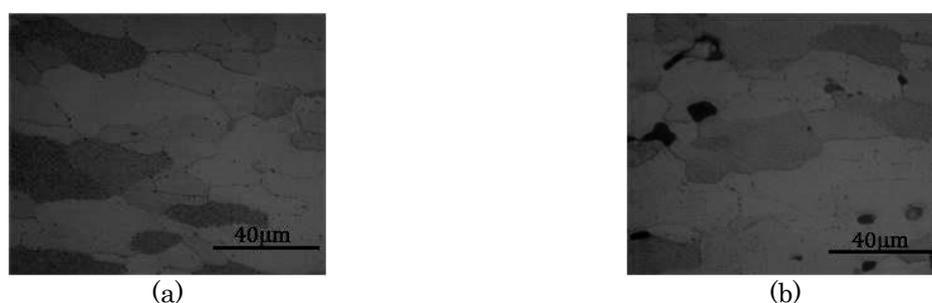


Figure 2.18. Microstructures des échantillons déformés à une température de 517°C et avec une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1} et (b) 2.10^{-4} s^{-1}

Une faible croissance est détectable : la taille initiale des grains avoisine $12\pm 2\mu\text{m}$ et elle ne dépasse pas $15\mu\text{m}$ 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].

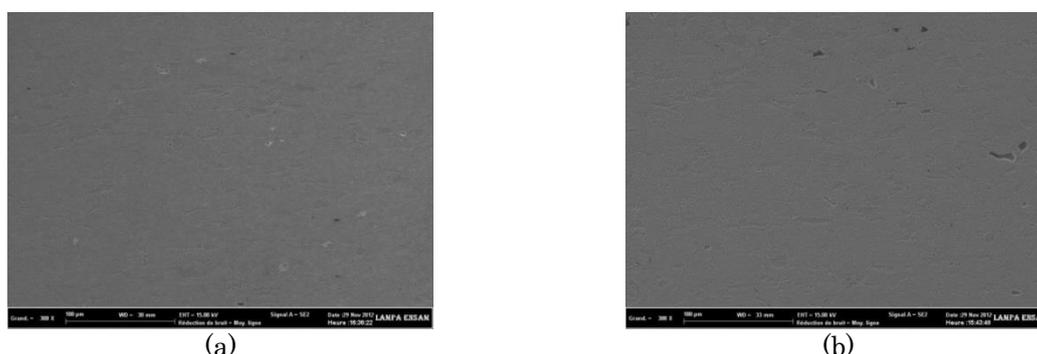


Figure 2.19. Observations au microscope électronique à balayage : Microstructure d'un échantillon déformé à 517°C et une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1} , (b) 2.10^{-4} s^{-1}

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.

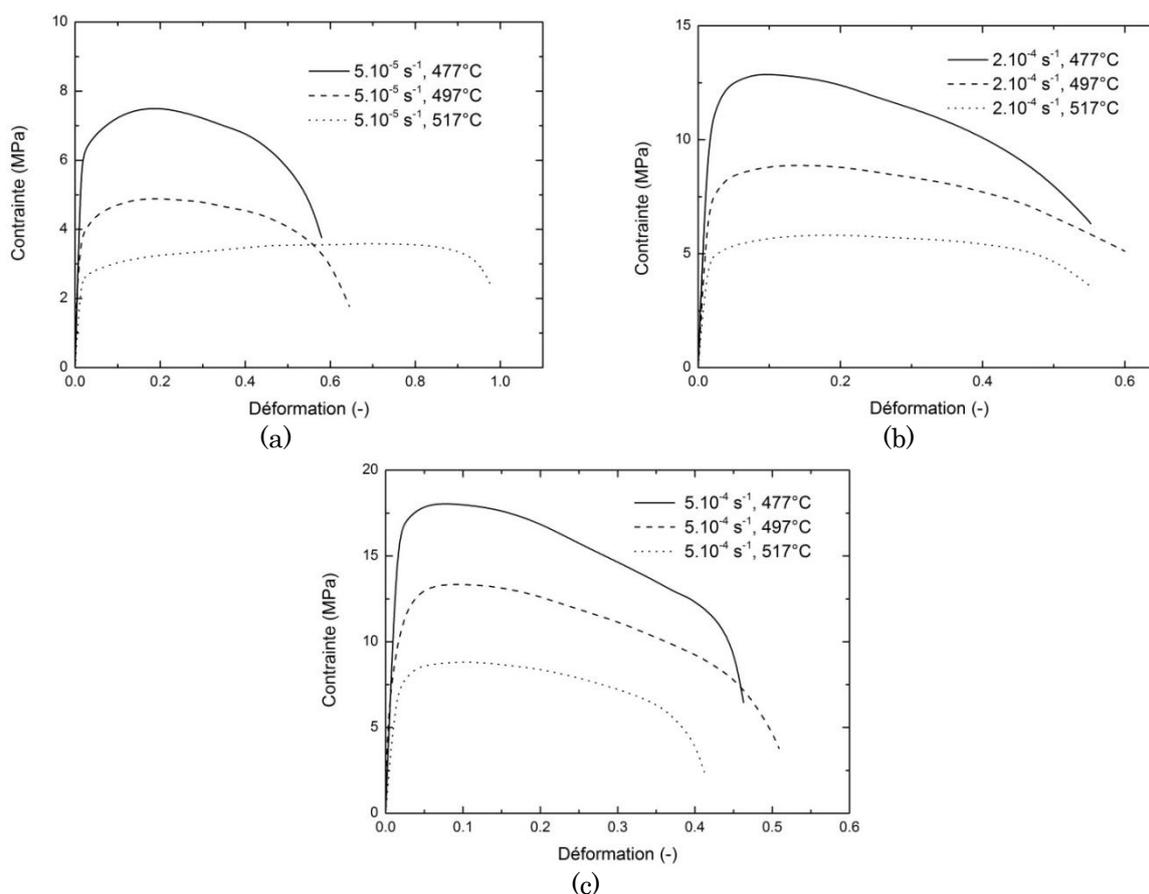


Figure 2.20. Courbes contrainte-déformation obtenues après des essais de traction réalisées à différentes températures et à une vitesse de déformation de : (a) 5.10^{-5} s^{-1} , (b) 2.10^{-4} s^{-1} et (c) 5.10^{-4} s^{-1}

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].

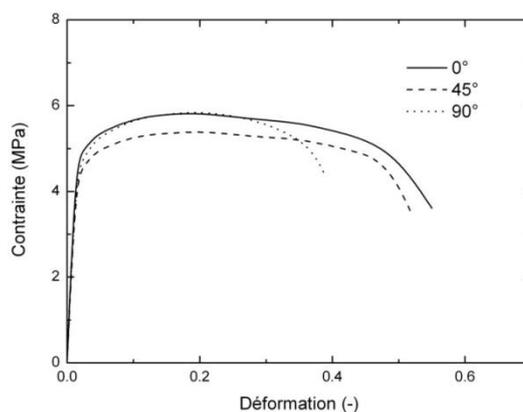


Figure 2.21. Courbes contrainte-déformation obtenues par des essais de traction réalisés à une vitesse de déformation de 2.10^{-4} s^{-1} , à une température de 517°C et pour différentes directions de prélèvement des éprouvettes par rapport au sens de laminage

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 inexploitable). 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 :

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

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 :

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

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.

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

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

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

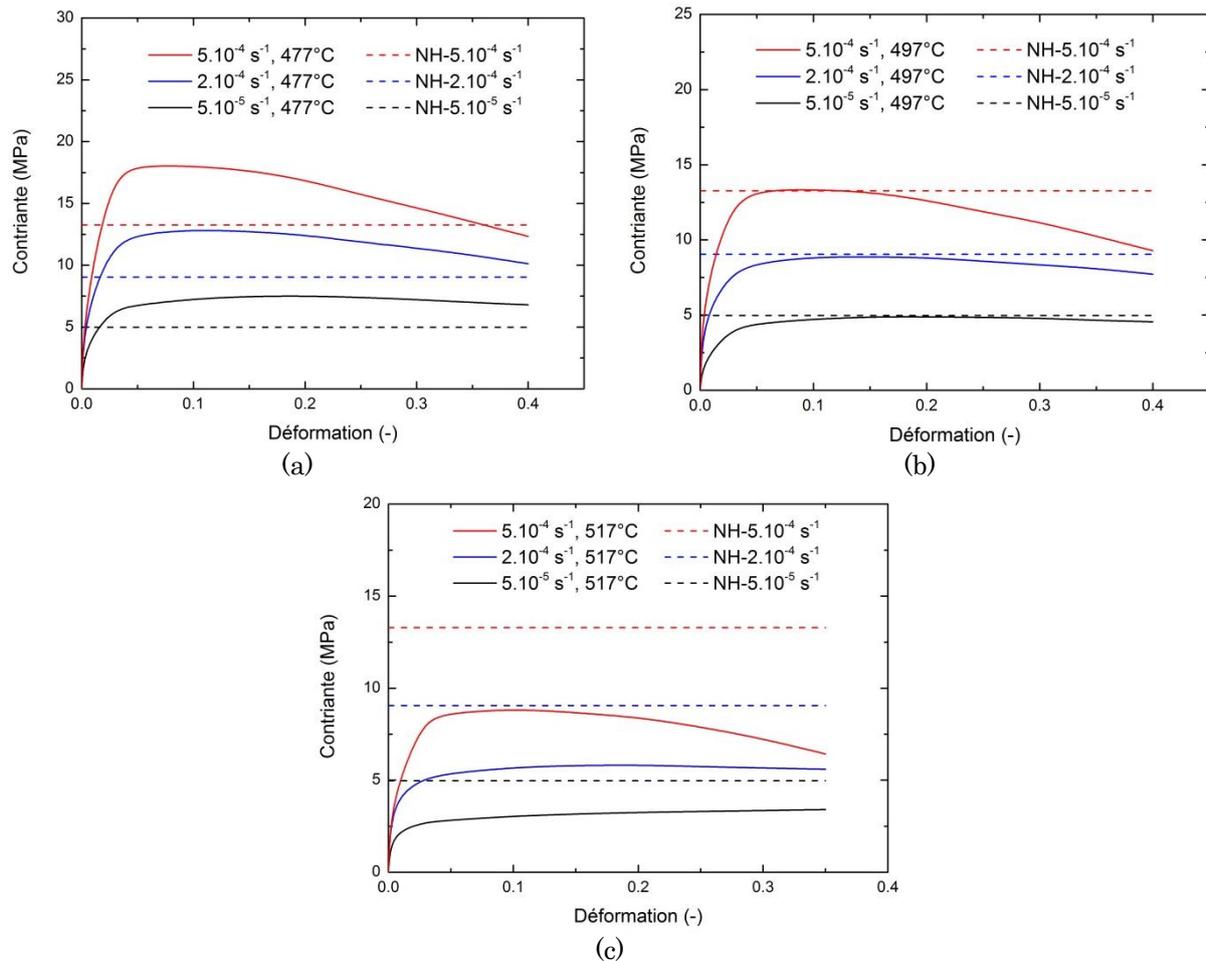


Figure 2.22. Courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et obtenues en appliquant la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) avec K constant pour différentes vitesses de déformation et températures : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

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.

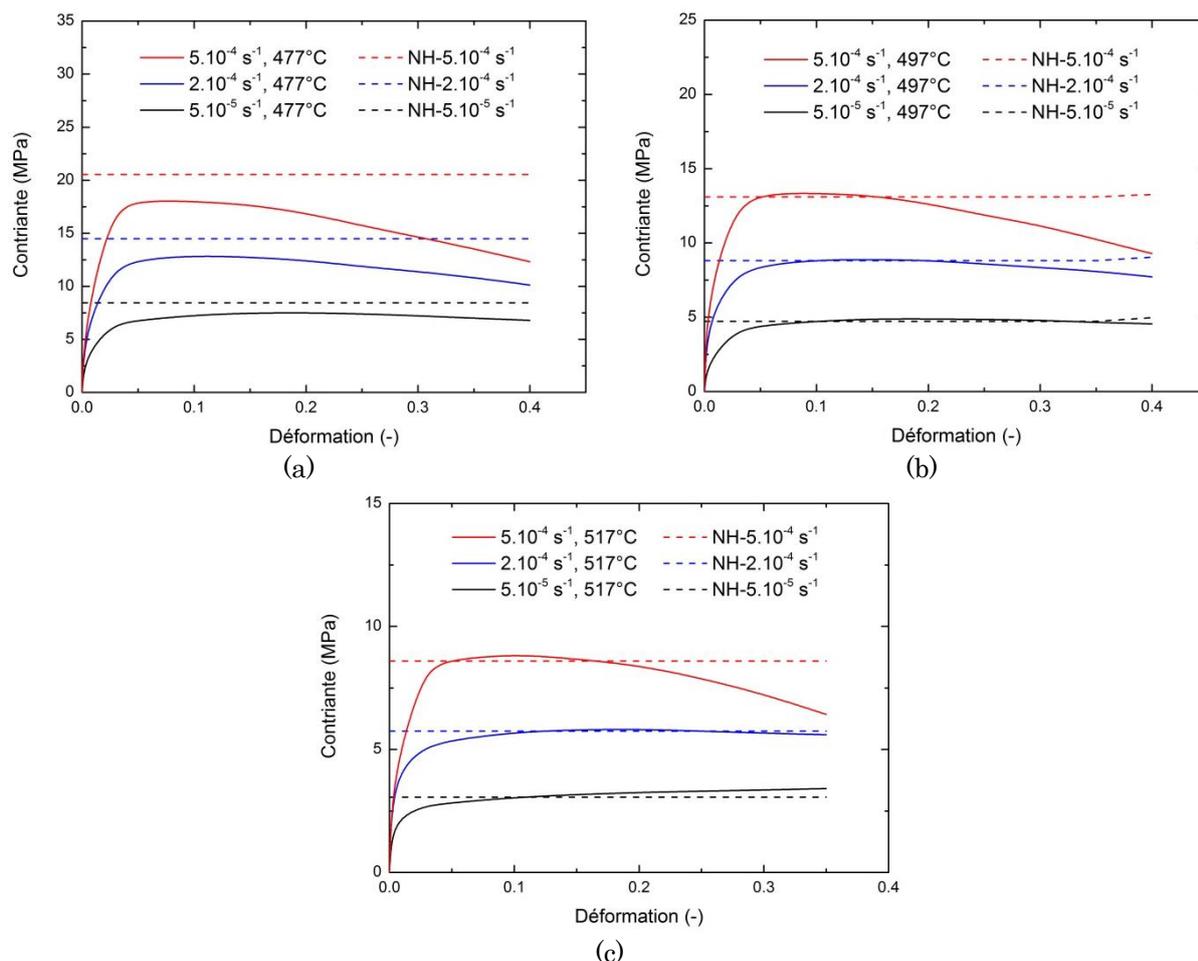


Figure 2.23. Courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et obtenues en appliquant la loi de Norton-Hoff (Équation 2.36) avec K varié pour différentes vitesses de déformation et températures : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

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.

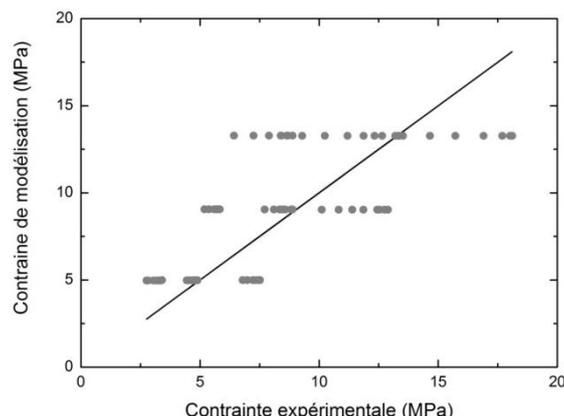


Figure 2.24. Distribution de valeurs de contrainte au plateau données par les essais mécaniques (ligne noire) et par le modèle de Norton-Hoff (points) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

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

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

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 :

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

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.

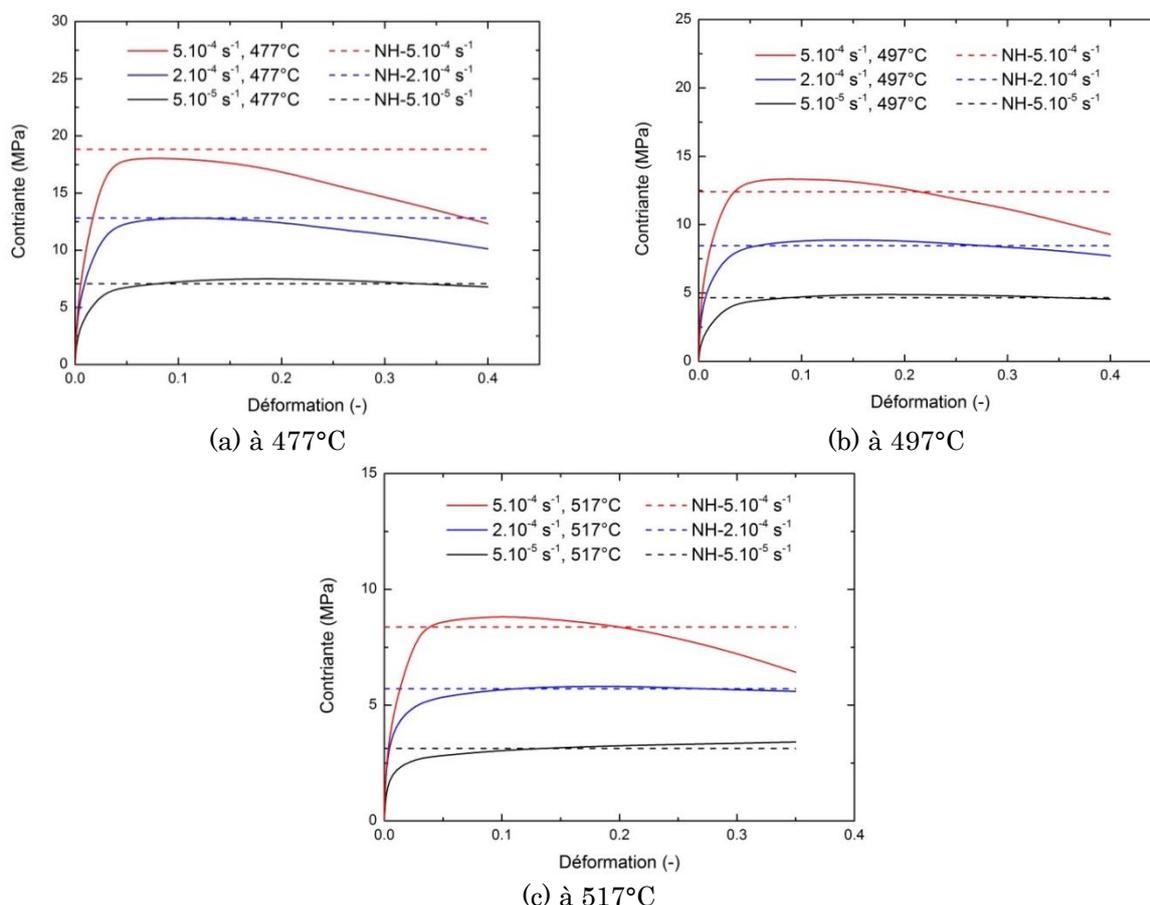


Figure 2.25. Courbes contrainte-déformation obtenues soit par des essais mécaniques soit par le modèle de Norton-Hoff modifié (Équation 2.39) pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

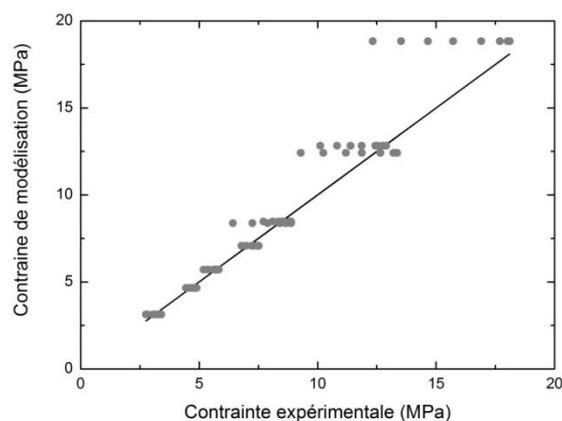


Figure 2.26. Distribution des valeurs de contrainte au plateau données par les essais mécaniques (ligne noire) et par le modèle de Norton-Hoff modifié (points) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

2.3.2 Modèle de Johnson-Cook

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

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

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 au 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 $\ln(\sigma - A)$ en fonction de $\ln(\varepsilon)$ 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 $\sigma/(A + B\varepsilon^n)$ 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 $1 - \sigma/(A + B\varepsilon^n)$ en fonction de $\ln T^*$ 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).

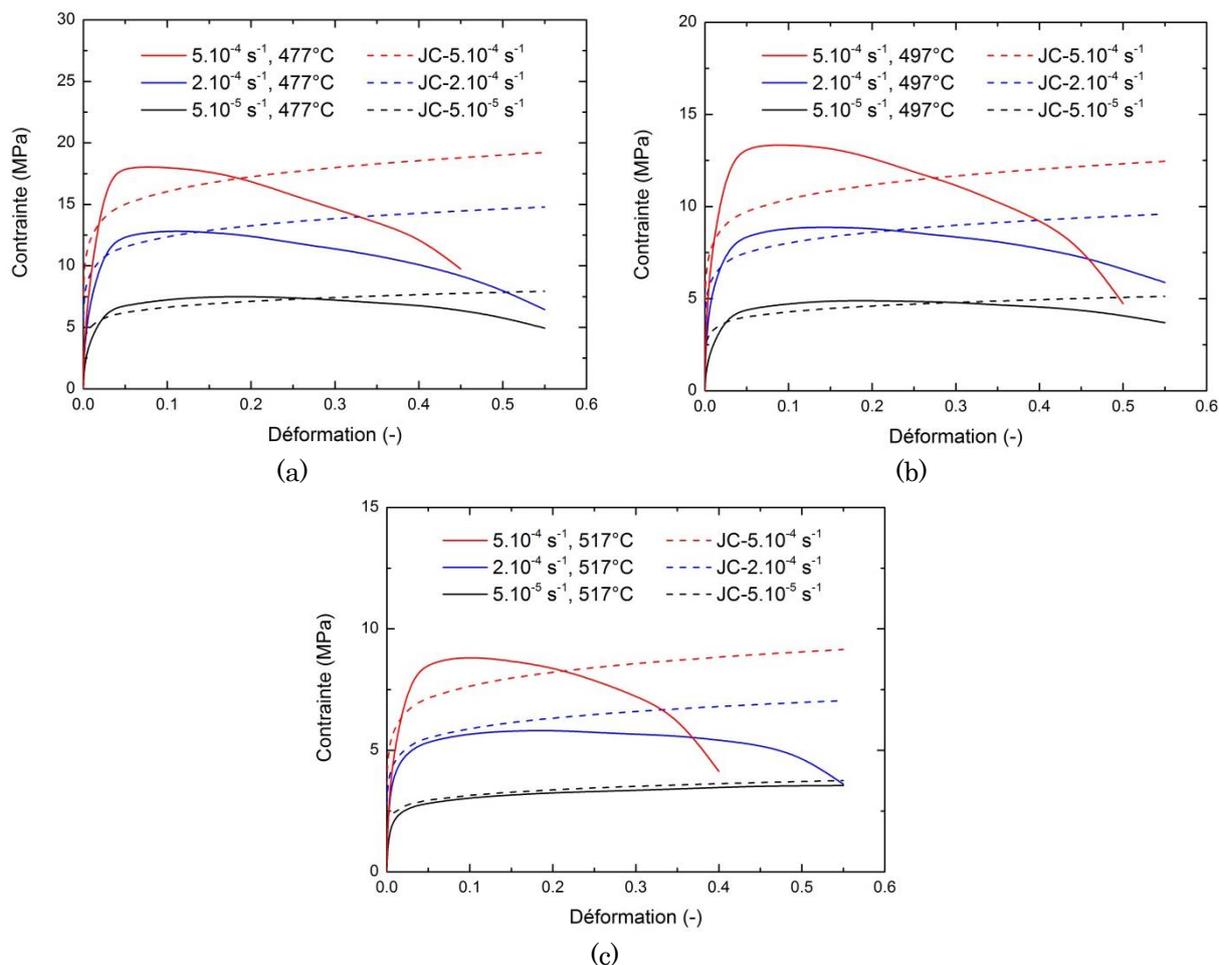


Figure 2.27. Courbes contrainte-déformation obtenues par des essais mécaniques et par le modèle de Johnson-Cook pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

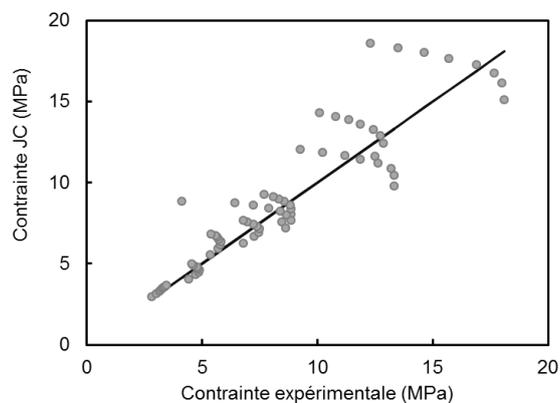


Figure 2.28. Distribution de contraintes obtenue avec le modèle de Johnson-Cook (points) comparée aux données expérimentales (ligne noire) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

2.3.3 Modèle de Zener-Hollomon

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

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

Avec : σ la contrainte équivalente et Z le paramètre de Zener-Hollomon égale à $\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$. 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 $\sigma = f[\ln(\dot{\epsilon})]$ et $\ln(\sigma) = f[\ln(\dot{\epsilon})]$;
- Détermination de n en prenant la pente de la droite $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = f[\ln(\dot{\epsilon})]$;
- Détermination de Q en calculant la pente de la droite $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = f(1/T)$;
- Détermination de A en appliquant l'équation donnée ci-dessous et issue de la transformation logarithmique de l'Équation 2.31 :

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

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%).

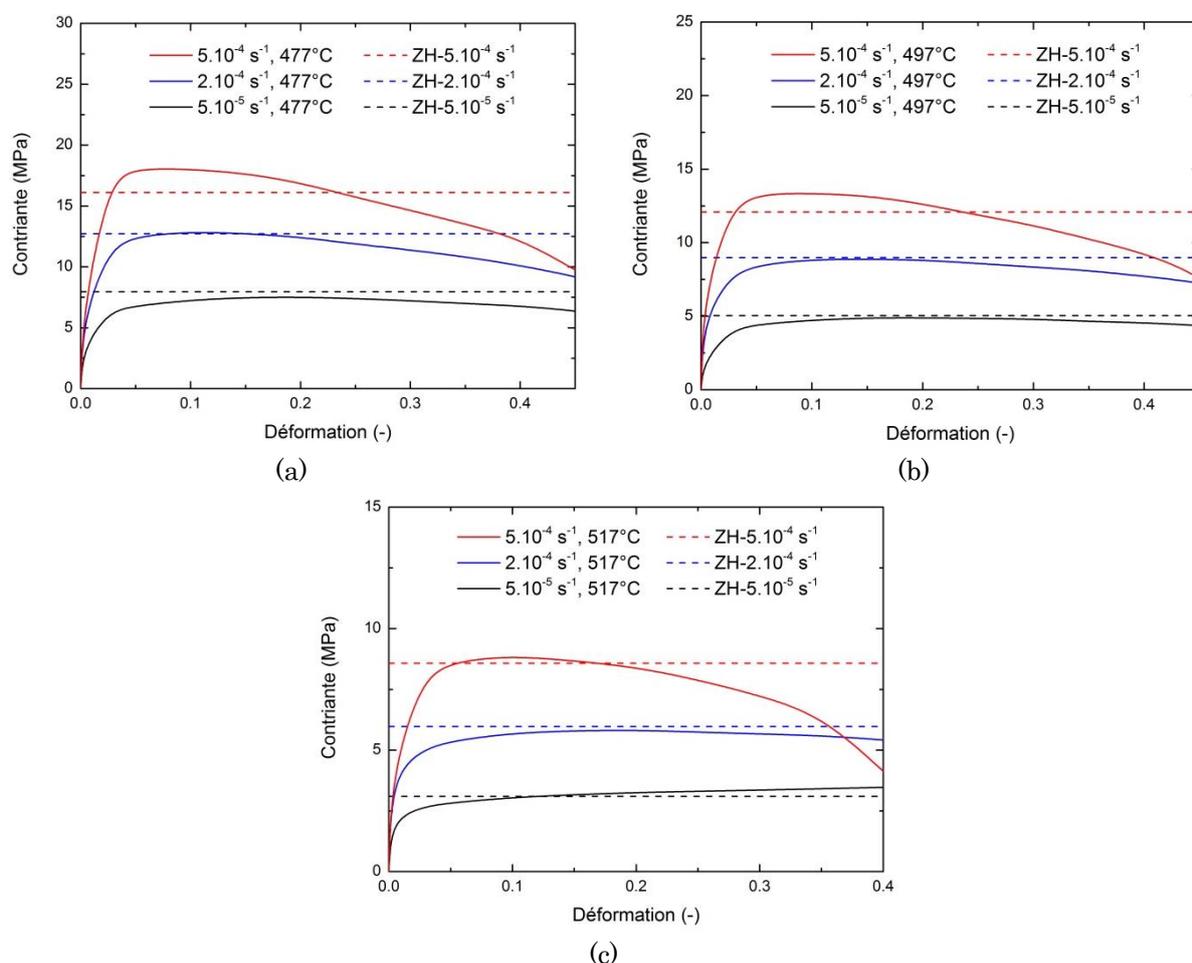


Figure 2.29. Courbes contrainte-déformation issues des essais expérimentaux et du modèle de Zener-Hollomon pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

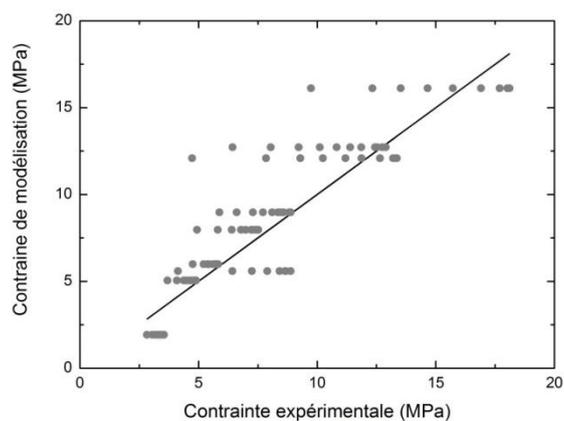


Figure 2.30. Distribution de contraintes obtenue avec le modèle de Zener-Hollomon (points) comparée aux données expérimentales (ligne noire) pour les trois températures et pour les vitesses de déformation utilisées

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.

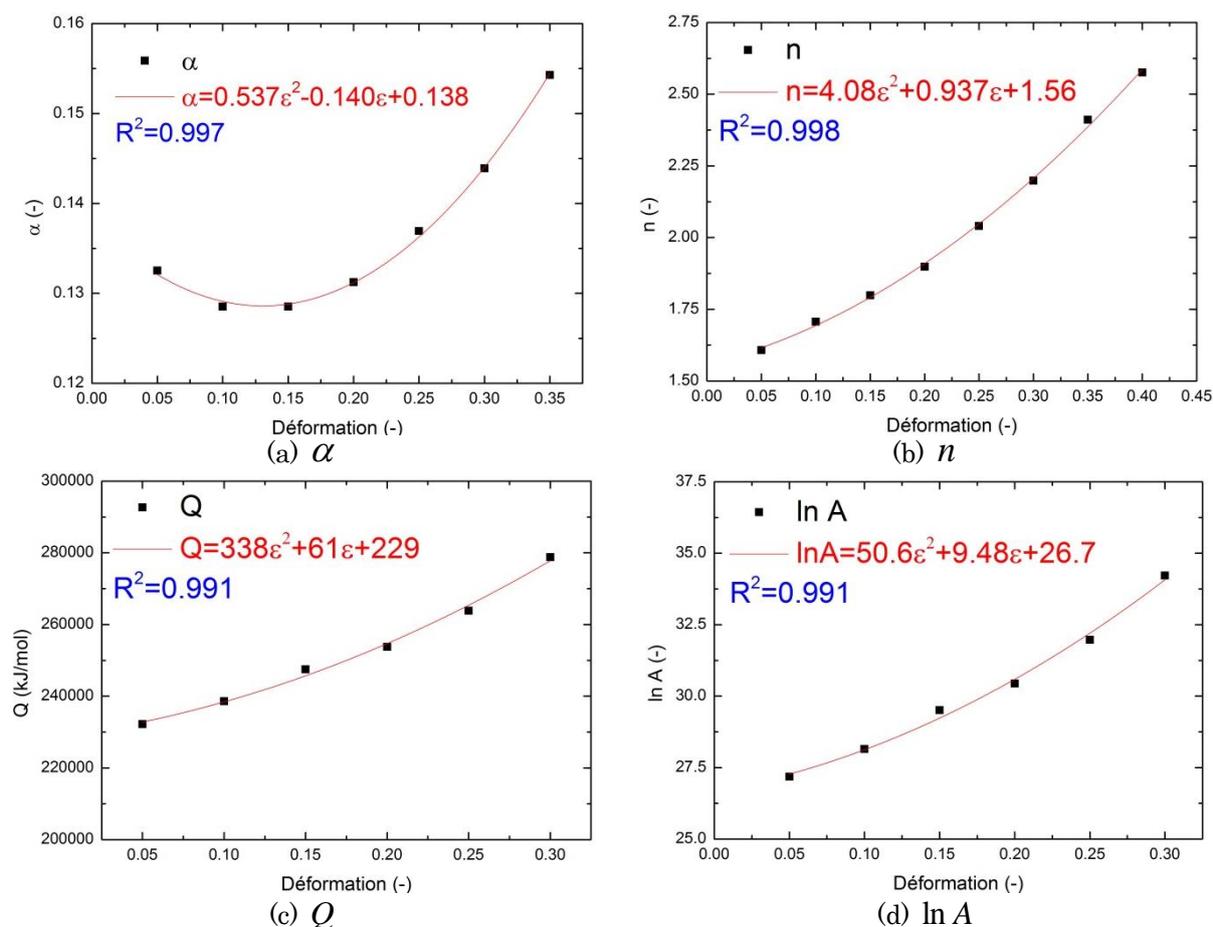


Figure 2.31. Variations de la valeur des paramètres du modèle de Zener-Hollomon en fonction du taux de déformation considéré

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.

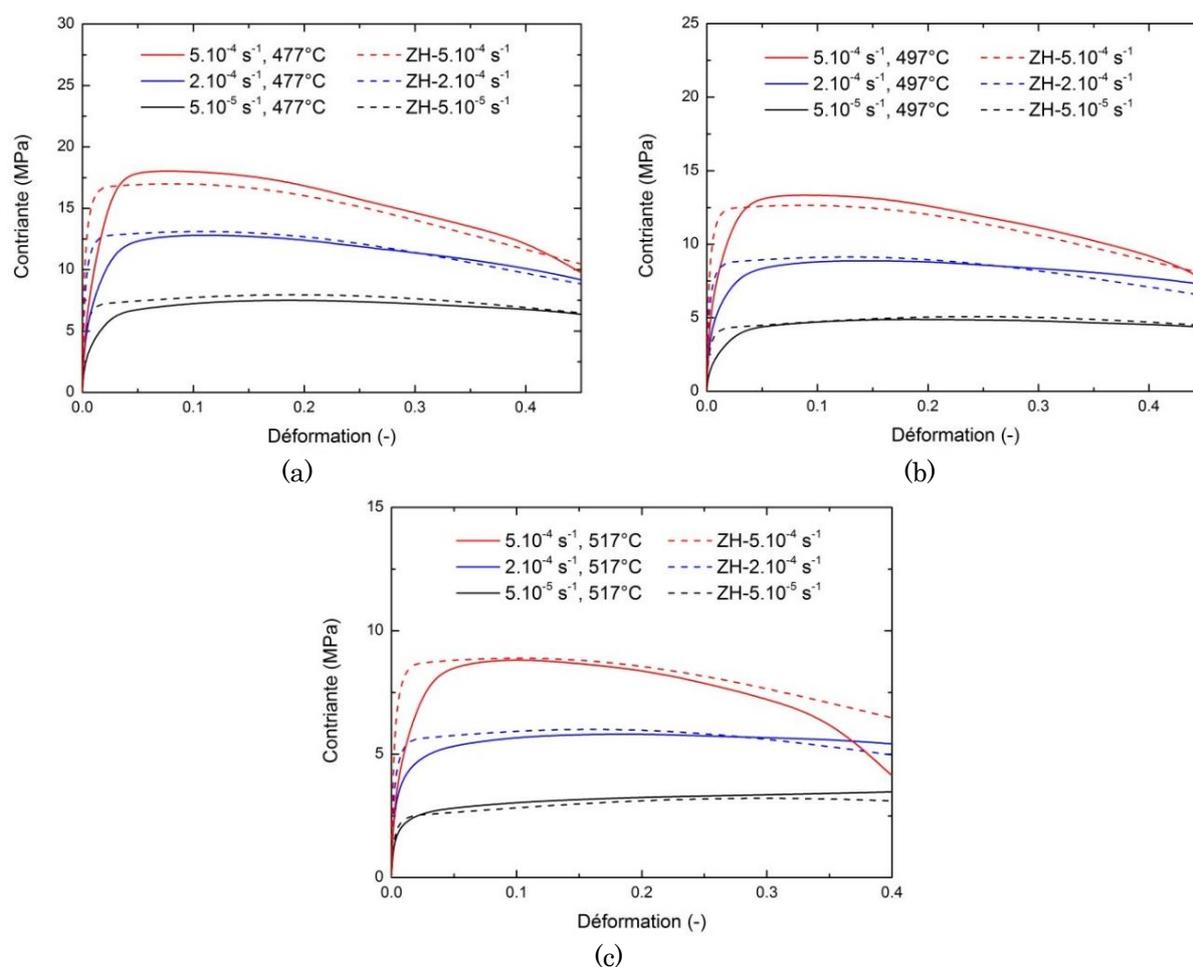


Figure 2.32. Courbes de résultats expérimentaux et de modélisation de Zener-Hollomon avec compensation pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a) 477°C, (b) 497°C et (c) 517°C

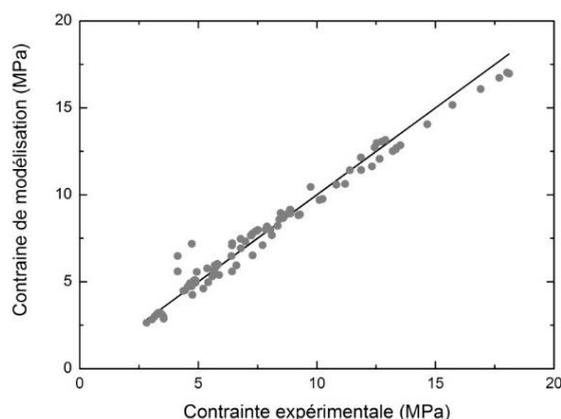


Figure 2.33. Distribution de contraintes obtenues avec le modèle de Zener-Hollomon avec compensation de déformation (points) comparées aux données expérimentales (ligne noire)

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 : $T \in [477-517^\circ\text{C}]$ et $\dot{\varepsilon} \in [5 \cdot 10^{-5} - 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}]$.

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'écroûissage 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 ($T = 517^\circ\text{C}$ et $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$), 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 de 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.

