

Caractérisation du comportement des alliages étudiés

III.1 Introduction

La caractérisation d'un matériau repose sur la réalisation d'essais expérimentaux permettant d'identifier et d'analyser les comportements mis en jeu lors de sollicitations thermomécaniques représentatives des procédés de mise en forme envisagés. L'objectif d'une telle étude est de pouvoir mettre en place des modèles matériaux adaptés à la problématique.

Ce chapitre présente la caractérisation mécanique et l'analyse microstructurale des deux alliages d'aluminium étudiés (2050 et AW551). Les principaux essais mécaniques à réaliser en lien avec la problématique des travaux sont donnés dans le Tableau III-1.

	Type d'essai	Matériau	
		2050	AW551
Critère de plasticité (anisotrope)	Traction	x	x
Viscoplasticité	Traction	x	x
Écrouissage cinématique	Traction-Compression	x	-
Relaxation	Relaxation	x	-
Fluage	Fluage	-	x

Tableau III-1 : Essais nécessaires pour l'identification des paramètres des lois envisagées

III.2 Moyens de caractérisation

III.2.1 Moyens de caractérisation mécanique : la machine GLEEBLE 3500

Tous les essais expérimentaux ont été réalisés sur le simulateur thermodynamique GLEEBLE 3500 du LAMPA (Figure III-1a). La Gleeble est une machine hydraulique capable d'appliquer un effort de 100kN, en traction comme en compression, avec des grandes vitesses de sollicitation pouvant atteindre 1m/s.

La Figure III-1b illustre le principe de fonctionnement de la machine. L'éprouvette est fixée entre deux mors en cuivre refroidis par circulation d'eau. Elle est chauffée par effet Joule, ce qui permet des vitesses de chauffage très élevées ainsi qu'une bonne homogénéité de la température dans la partie centrale de l'éprouvette. Un thermocouple de type K, constitué de deux fils de diamètre 0.2 mm, est soudé au milieu de la zone utile de l'éprouvette. Ce thermocouple permet de piloter la température en temps réel. Les essais sont généralement réalisés dans une enceinte sous vide afin de limiter l'oxydation des éprouvettes. Le contrôle de la Gleeble et l'enregistrement des résultats se fait via un ordinateur.

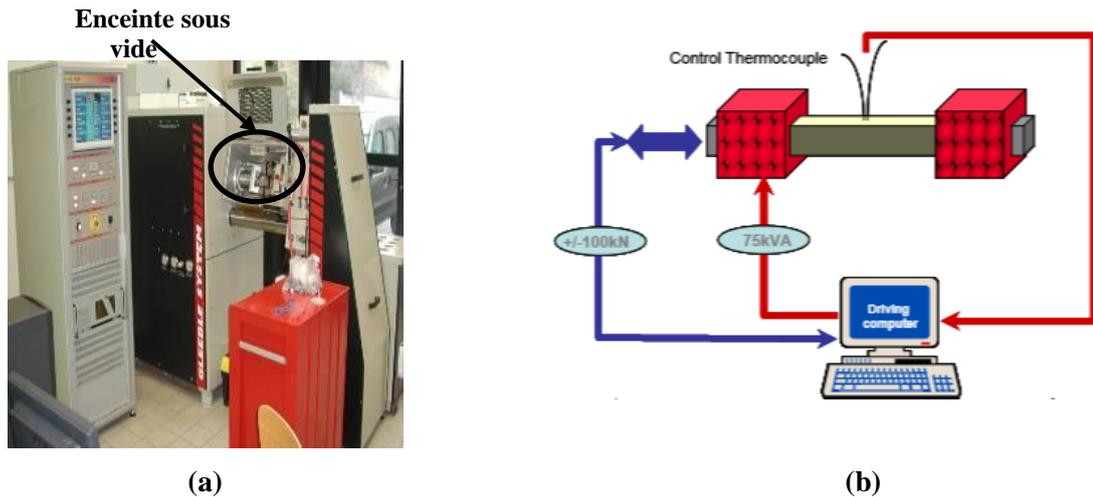


Figure III-1 : (a) Gleeble 3500 et (b) Schéma de principe (Mahelle, 2007)

Le système de fixation des éprouvettes dans la Gleeble diffère selon le type d'essai et la forme des éprouvettes.

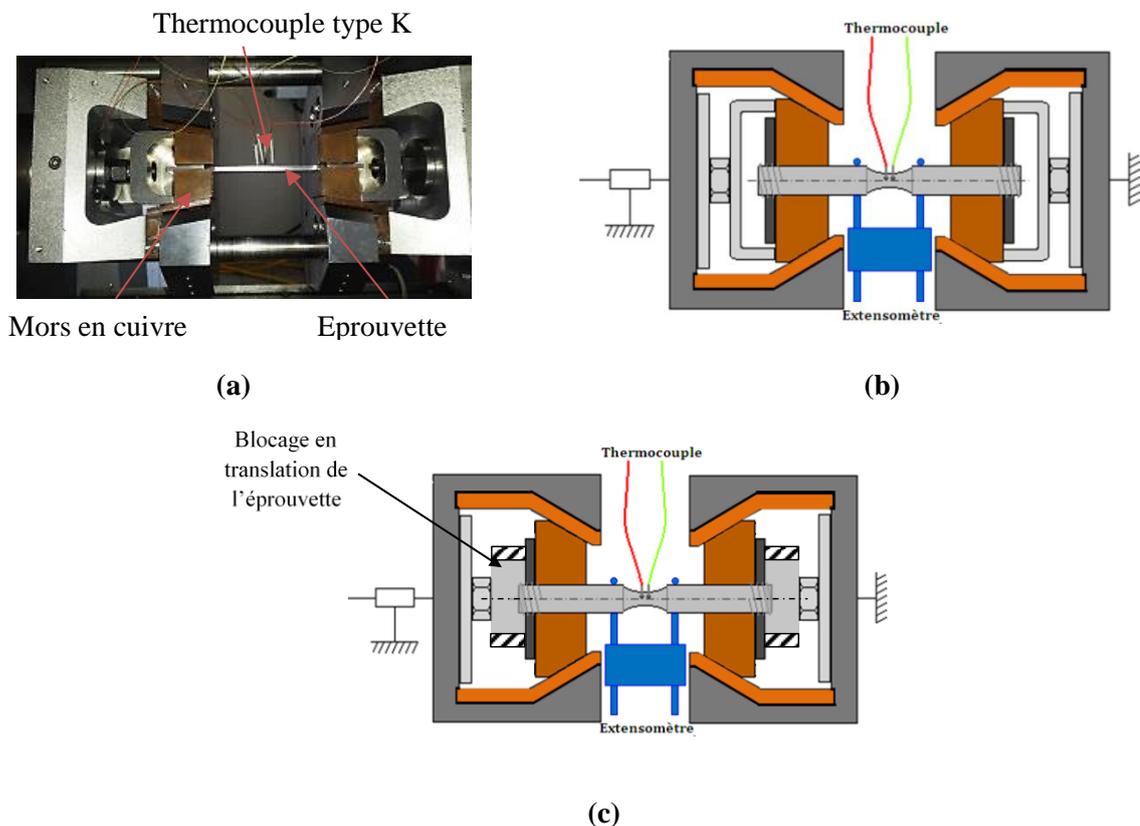


Figure III-2 : Dispositif de fixation pour les essais de : (a) Traction des éprouvettes plates, (b) Traction et relaxation des éprouvettes cylindriques et (c) Traction-Compression des éprouvettes cylindriques

Pour un essai de traction simple, des éprouvettes plates comme cylindriques peuvent être utilisées. Le dispositif présenté par la Figure III-2a est employé dans le premier cas tandis que celui présenté en Figure III-2b est utilisé dans le deuxième cas. Les éprouvettes plates sont fixées aux mors à l'aide de pions tandis que les éprouvettes cylindriques sont filetées à leurs extrémités et un écrou prenant appui sur l'arrière des mors en cuivre assure leur fixation. Quelle que soit la configuration, un U en acier est positionné à l'arrière de chaque mors en cuivre afin de maintenir ces derniers en position, en particulier pendant l'étape de chauffage.

Pour un essai de traction-compression, seules des éprouvettes cylindriques peuvent être utilisées et le système de fixation est adapté afin de permettre la phase de compression. Comme montré en Figure III-2c, la fixation de l'éprouvette est toujours réalisée à l'aide d'un écrou mais un bloc cylindrique en acier est positionné à l'arrière de chaque mors en cuivre. Ces blocs, en contact avec les écrous et les extrémités des éprouvettes, empêchent tout mouvement de translation de l'ensemble.

Le déplacement longitudinal est mesuré par un extensomètre LVDT « modèle 39060 » placé au centre de l'éprouvette (Figure III-3a). L'extensomètre est composé de deux bras qui se tradent l'un par rapport à l'autre pendant l'essai. Chaque bras est composé d'une tige en alumine et d'une tige en quartz soudée, ce qui permet de réaliser des mesures jusqu'à des températures très élevées (avoisnant 1300°C). L'éprouvette est positionnée entre chaque tige d'alumine et de quartz et un ressort permet d'appliquer une légère pression des tiges sur l'éprouvette afin de garantir le bon maintien. L'extensomètre est positionné de telle sorte à avoir chaque bras à équidistance du centre de l'éprouvette. L'incertitude de cet instrument de mesure est de l'ordre de 2 µm. Ce dernier est destiné à être utilisé dans la mesure de la déformation plastique uniquement. Il n'est pas conçu pour mesurer la déformation élastique des matériaux.

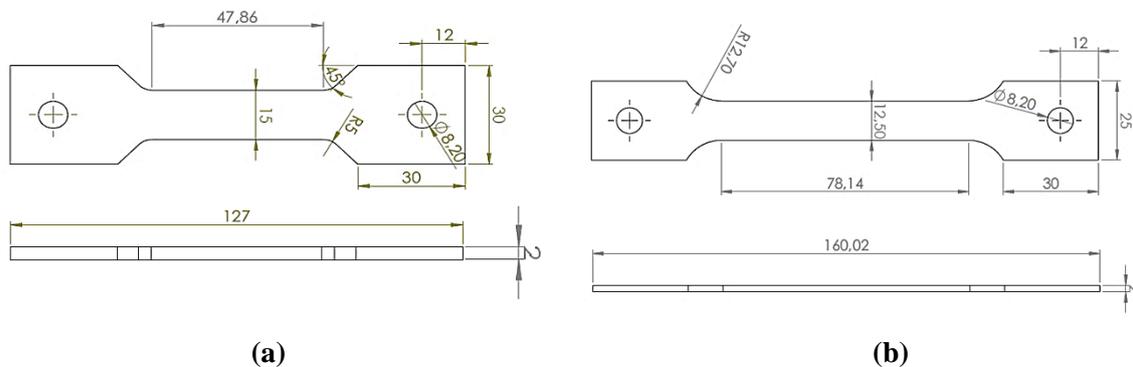
Le déplacement transversal de l'éprouvette, autrement dit sa rétraction, est mesuré à l'aide d'un dilatomètre de type « C Gauge » (Figure III-3b). Celui-ci est constitué de deux tiges en quartz : une droite et une coudée. L'éprouvette est positionnée entre les deux tiges et le maintien est assuré par un ressort. Le dilatomètre est positionné au centre de l'éprouvette.



Figure III-3 : (a) Extensomètre LVDT modèle 39060 et (b) C Gauge

III.2.2 Mise en œuvre des essais préliminaires

Dans le but d'assurer l'homogénéité de la température dans la zone utile, différentes formes d'éprouvette (Figure III-4) ont été testées notamment sur l'alliage AW551.



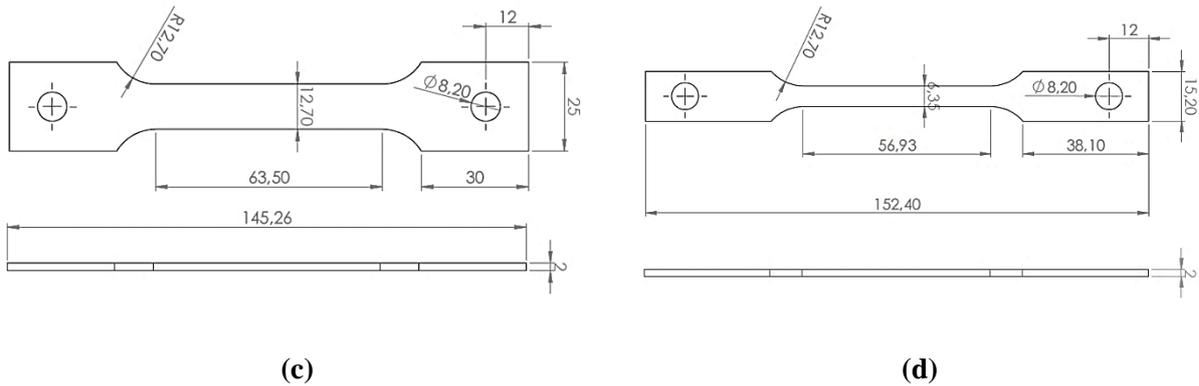


Figure III-4 : Différentes formes d'éprouvettes testées : (a) Forme1, (b) Forme2, (c) Forme3 et (d) Forme4

Trois thermocouples, soudés dans le sens longitudinal (Figure III-5) et transversal sur l'éprouvette permettent la mesure de la température pendant la phase de chauffage mais aussi pendant la déformation.

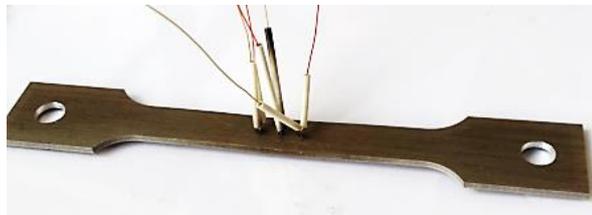


Figure III-5 : Soudage de thermocouples sur l'éprouvette dans le sens longitudinal

Les trois thermocouples sont positionnés, dans le sens longitudinal, à une distance, respectivement de -6, 0 et 6 mm du centre de l'éprouvette. La température (350°C) est maintenue pendant 20s avant le lancement de l'essai à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} . La Figure III-6 et le Tableau III-2 montrent les résultats obtenus pour les différentes formes d'éprouvettes (avant et après une déformation de 40%). Les essais ont été répétés trois fois et chaque essai a pris une heure de mise en œuvre.

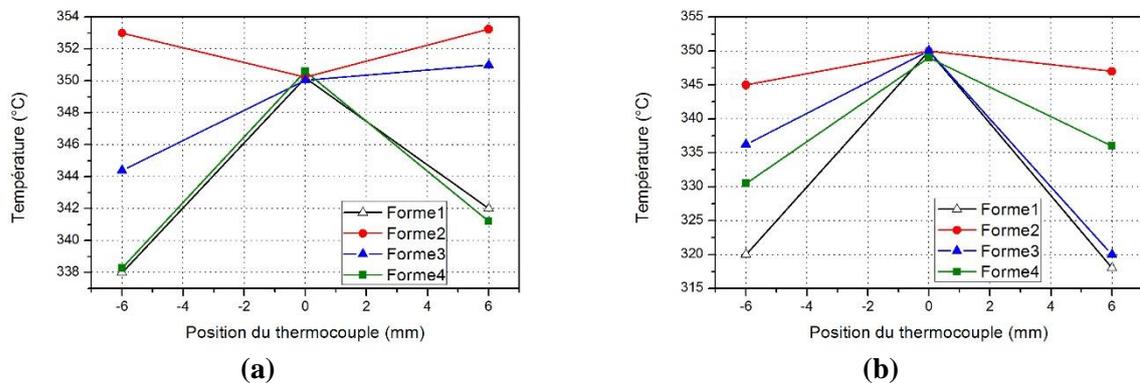


Figure III-6 : Variation de la température en fonction de la géométrie : (a) avant déformation, (b) après déformation (0.4)

Forme de l'éprouvette	Position du thermocouple (mm)	Température maximale avant déformation (°C)	Variation de la température	Température maximale après déformation (°C)	Variation de la température
Forme_1	-6	337,99	-12 °C	320	-32°C
	0	350,19		350	
	6	342		318	
Forme_2	-6	353	+3 °C	345	-5°C
	0	350,23		350	
	6	353,24		347	
Forme_3	-6	344,39	-6 °C	336,23	-30°C
	0	350,05		350	
	6	351		320	
Forme_4	-6	338,28	-12 °C	330,46	-20°C
	0	350,62		349	
	6	341,21		336	

Tableau III-2 : Résultats de mesure de la température avec les différentes formes d'éprouvette

En comparant les températures mesurées pour les différents cas, les résultats montrent que la deuxième forme conduit à une meilleure homogénéisation de la température ($350 \pm 5^\circ\text{C}$) avant et après une déformation de 40% sur une zone utile de 12 mm.

Pour valider ce résultat, une vérification de l'homogénéité transversale de la température est nécessaire. Des essais de traction ont été effectués sur la Gleeble avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} tout en soudant trois thermocouples sur l'éprouvette distants de 4 mm en transverse par rapport au centre. Une comparaison entre les températures avant et après déformation est représentée sur la Figure III-7 et le Tableau III-3.

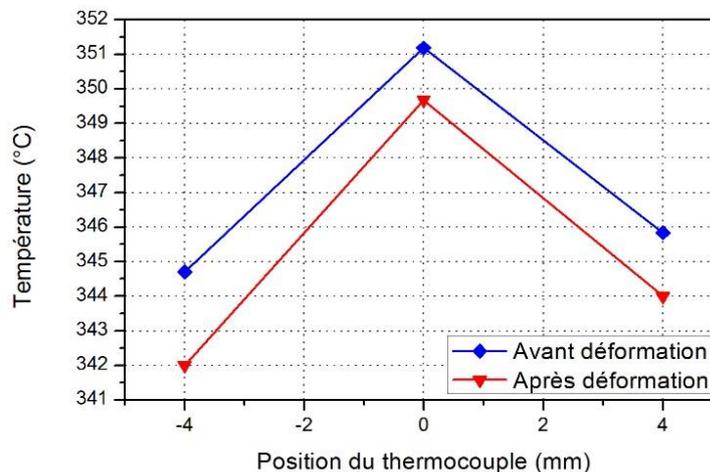


Figure III-7 : Évolution de la température avant et après déformation (40%)

Position du thermocouple (mm)	Température maximale avant déformation (°C)	Variation de la température	Température maximale après déformation (°C)	Variation de la température
-4	344,7	-6 °C	342	-8 °C
0	351,18		349,67	
4	345,84		344	

Tableau III-3 : Résultats de mesure de la température avant et après déformation (40%)

Les résultats de ces essais montrent que la deuxième forme d'éprouvette assure une homogénéité transversale de température avant et après une déformation de 40%.

Par conséquent, cette forme est retenue pour les essais de traction, à différentes températures et vitesses de déformation.

L'homogénéité de la température donnée avec cette forme d'éprouvette a été vérifiée sur l'alliage A2050 à l'aide d'essais de traction avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à une température de 150°C . L'épaisseur des éprouvettes pour cet alliage est de 4mm au lieu de 2mm (pour l'alliage AW551). Les résultats (Annexe A) montrent aussi une bonne homogénéité de la température dans la zone utile de l'éprouvette.

Moyens de caractérisation microstructurale

Afin de révéler la microstructure des alliages étudiés, un microscope optique à lumière polarisée a été utilisé (Figure III-8a). L'alliage 2050 est attaqué avec le réactif de Keller (pendant 30 secondes) tandis que l'alliage AW551 subit une attaque électrochimique de Barker (pendant 60 secondes).

Les facies de rupture des éprouvettes issues des essais expérimentaux sont également étudiés afin de déterminer les modes de rupture activés. Ces analyses ont été effectuées en utilisant le microscope électronique à balayage (FEG) du LAMPA (Figure III-8b).



(a)



(b)

Figure III-8 : (a) Microscope optique à lumière polarisée et (b) Microscope Électronique à Balayage (MEB)

III.3 Configurations opératoires

III.3.1 Forme des éprouvettes

Des éprouvettes plates, ayant la forme 2, ont été utilisées pour réaliser les essais de traction sur les deux alliages (2050 et AW551) ainsi que les essais de fluage sur l'alliage AW551. La largeur initiale de la partie utile vaut 12,5mm pour des échantillons d'épaisseur 4mm et 2 mm respectivement pour le 2050 et l'AW551. Ce qui donne une section utile initiale S_0 de 50mm^2 et de 25mm^2 respectivement pour le 2050 et l'AW551. Des congés de raccordement entre les têtes et la zone centrale de l'éprouvette permettent d'éviter les concentrations de contrainte susceptibles de provoquer la rupture dans ces zones.

Des éprouvettes cylindriques ont été employées pour la réalisation des essais de traction-compression et de relaxation sur l'alliage 2050.

III.3.2 Moyens de découpe des éprouvettes

Le découpage des éprouvettes de traction utilisées pour l'alliage 2050 a été réalisé par fraisage. Une étude comparative des caractéristiques mécaniques de l'alliage entre une découpe par fraisage et une découpe par électroérosion a été réalisée. Les résultats montrent que, quelle que soit la méthode d'élaboration des éprouvettes, le comportement du matériau est inchangé.

Les corps des éprouvettes cylindriques de relaxation ont été extraits d'un bloc de matière par un procédé d'électroérosion à fil comme le montre la Figure III-9a. Une opération complémentaire de filetage a été réalisée à chaque extrémité des éprouvettes afin de pouvoir les utiliser sur le montage de la Gleeble (Figure III-9b).

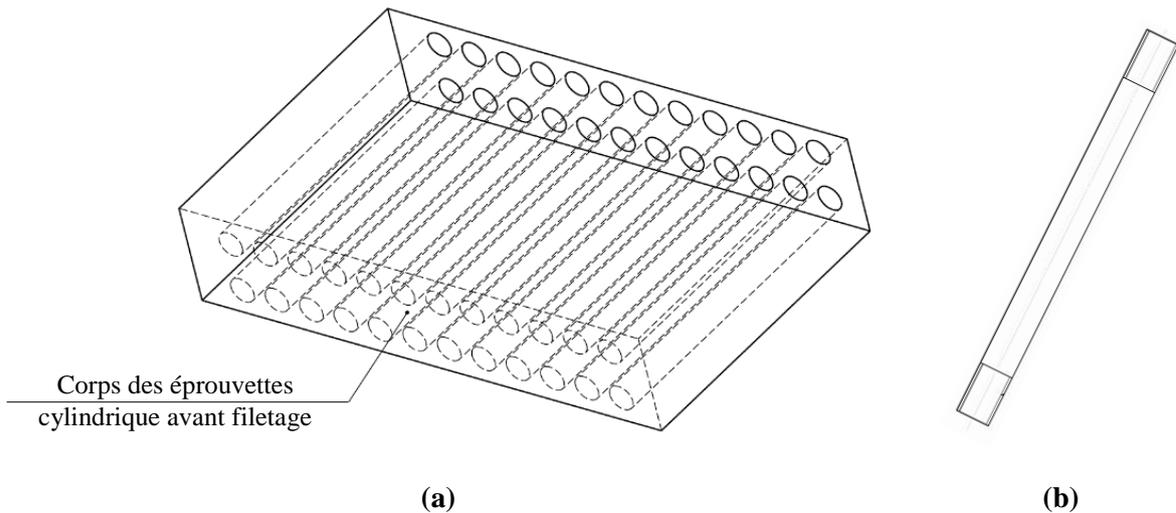


Figure III-9 : (a) Prélèvement des éprouvettes cylindriques à partir de la tôle de 40mm de l'alliage 2050 et (b) Forme finale de l'éprouvette

Les éprouvettes utilisées pour les essais de traction et de fluage de l'alliage AW551 ont été découpées par électroérosion.

III.3.3 Cycles thermiques à imposer pendant les essais

En règle générale, la phase de chauffage d'une tôle est considérée comme une étape très importante lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium car elle est généralement source de transformation microstructurale. Être capable de réaliser les essais mécaniques en suivant le même historique thermique que celui appliqué lors de la mise en forme est fondamental.

Une simulation du chauffage nécessaire pour les pièces prototypes a été effectuée sous ANSYS par AIRBUS pour chaque matériau dans le but de déterminer le cycle thermique assurant l'homogénéité de la température au cœur des tôles. La Figure III-10 représente les cycles thermiques obtenus pour garantir une température de 150°C et de 350°C respectivement sur une tôle de 2050 et d'AW551. Ces simulations ont été réalisées sur des tôles avec des épaisseurs de 40 et 2mm.

Les résultats montrent que :

- des temps de maintien de deux heures et d'une heure sont suffisants pour avoir la même température respectivement dans la tôle de 40mm (en 2050 et en AW551) et dans la tôle de 2mm (en AW551).
- des vitesses de chauffe de 1.64°C/s, 0.14°C/s et 0.047 °C/s respectivement pour la tôle de 2 mm (en AW551), de 40 mm (en AW551) et pour la tôle de 40 mm (en 2050).

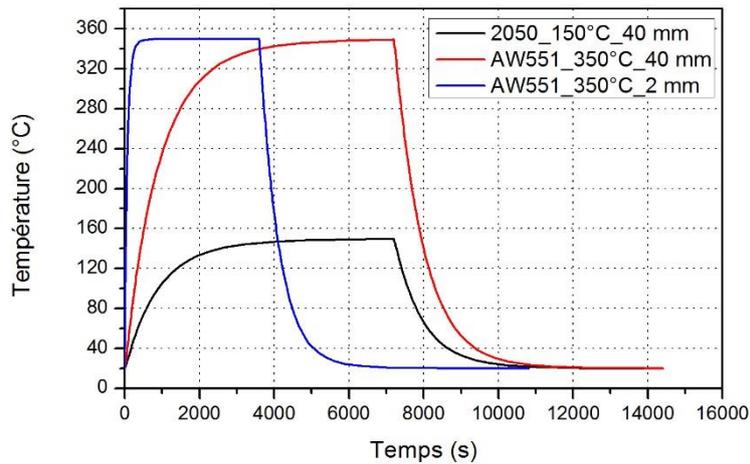


Figure III-10 : Cycles de chauffage des tôles en 2050 (40mm) et en AW551 (2 et 40mm)

Appliquer ces cycles thermiques lors des essais mécaniques conduirait à des durées d'essai relativement importantes. Afin d'optimiser cette durée, une adaptation des cycles thermiques théoriques est proposée. Cette étude a été réalisée uniquement pour le cycle thermique de la mise en forme à chaud de l'alliage AW551 qui est considéré comme le cas le plus critique. En effet, le cycle thermique appliqué sur l'alliage AW551 permet une bonne mise en solution jusqu'au cœur même de la tôle tandis que le cycle thermique appliqué sur l'alliage 2050 ne permet que d'assurer une homogénéité de température dans la tôle (la transformation microstructurale de cet alliage par apparition de précipité n'intervenant qu'au bout de 6h).

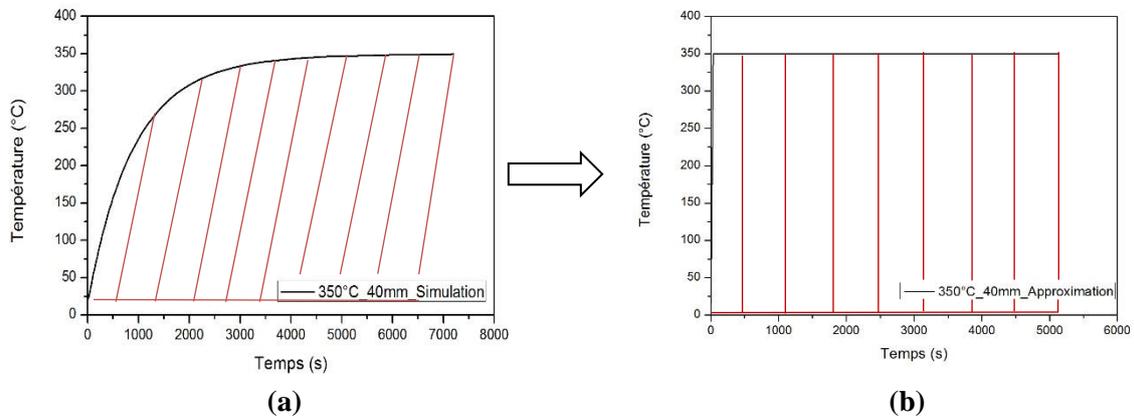


Figure III-11 : (a) Cycle lent pour AW551 extrait de la simulation, (b) Cycle lent avec $\dot{T}=10^{\circ}\text{C/s}$ et $t_{\text{main}}=85 \text{ min}$

La Figure III-11 présente l'approximation choisie : elle a été réalisée de telle sorte à conserver la même aire sous la courbe (même quantité de chaleur mise en jeu). Cela conduit à un cycle thermique composé d'une étape de chauffe à la vitesse 10°C/s jusqu'à 350° suivie d'un temps de maintien de 85 min (Figure III-11b). Ces cycles (initial et approximé) ont été réalisés sur la Gleeble pour un essai de traction à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} . Les courbes contrainte-déformation obtenues sont tracées en Figure III-12. Quel que soit le cycle appliqué, l'alliage AW551 présente le même comportement mécanique. Des temps de maintien plus courts ont également été testés pour le cycle approximé afin de réduire la durée des essais. Comme l'indique la Figure III-12, nous pouvons observer qu'un temps de maintien de 20s (au lieu de 85min) après un chauffage à 350°C en 10°C/s conduit au même comportement mécanique.

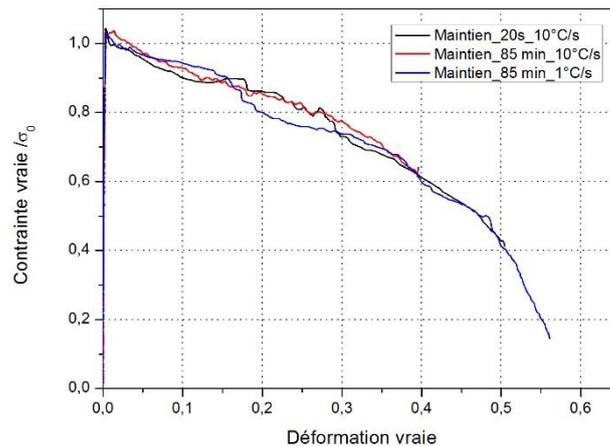


Figure III-12. Courbes contrainte-déformation obtenues à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} illustrant l'influence du temps de maintien et de la vitesse de chauffage sur le comportement de l'alliage AW551

Il apparaît clairement que le temps de maintien et la vitesse de chauffage n'ont pas d'influence significative sur le comportement du matériau. Un cycle thermique court : $\dot{T}=10^\circ\text{C/s}$ suivi d'un temps de maintien de 20s à la température d'essai sera donc utilisé pour la campagne expérimentale de l'alliage AW551. Ce même cycle sera également préconisé pour l'alliage 2050.

III.4 Caractérisation du comportement de l'alliage 2050

L'alliage 2050 est fourni sous forme d'une tôle de 40 mm d'épaisseur issue du procédé de laminage à chaud. En général, ce procédé d'obtention introduit une certaine anisotropie dans le matériau qui doit être prise en compte dans la modélisation du comportement de l'alliage. Afin de caractériser l'anisotropie à chaud de l'alliage et son comportement sous les conditions thermomécaniques du procédé de mise en forme (présentées dans le Chapitre 1), des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes plates, prélevées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage, avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et à la température de revenu de l'alliage (soit 150°C).

Durant le procédé de mise en forme par emboutissage, un maintien à la température de revenu est réalisé afin d'assurer le durcissement par précipitation, ce qui conduit à une relaxation des contraintes. Dans le but de caractériser ce phénomène, des essais de relaxation ont été réalisés à 150°C sur des éprouvettes cylindriques préalablement déformées avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} jusqu'à différents niveaux de déformation (4%, 8%, 12% et 16%).

Ce phénomène de relaxation s'accompagne généralement d'une diminution du retour élastique qui doit être évalué avec précision. Comme Tang et al. (Tang, et al., 2010) l'ont montré dans leur étude sur un alliage 6022-T4, la prise en considération de l'effet Bauschinger est essentielle pour améliorer la prédiction du retour élastique. A cet effet, des essais alternés de traction-compression à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à différents taux de déformation (4%, 15% et 18%) ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques.

Des essais complémentaires ont également été réalisés afin d'étudier l'influence de la température et du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage 2050 :

- des essais de traction à 200°C et 250°C, avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-2}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et dans la direction de laminage (0°) ;
- des essais de traction sur des éprouvettes présentant différents rayons d'entaille, mis en œuvre à la température de revenu (soit 150°C), avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et selon la direction de laminage (soit 0°).

Afin de vérifier la répétabilité du comportement, trois essais ont été réalisés pour chaque configuration expérimentale. La répétabilité étant relativement correcte (écart moyen de 4%), les résultats détaillés ci-après ne montrent que des données moyennées.

III.4.1 Influence de la zone de prélèvement des éprouvettes dans la tôle de 40mm d'épaisseur

L'étude de l'évolution de la texture cristallographique dans l'épaisseur de la tôle (réalisée au Chapitre 1) a montré qu'une texture différente est présente entre le quart et le milieu de la tôle. Afin de cerner l'effet de ce changement de texture sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage, des essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées au quart et au milieu de la tôle comme le montre la Figure III-13.

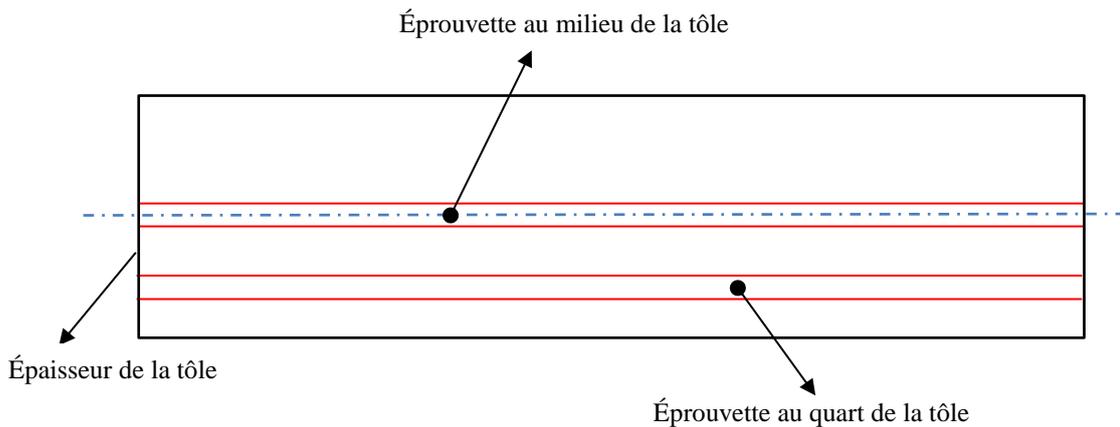


Figure III-13 : Prélèvement des éprouvettes dans l'épaisseur de la tôle de l'alliage 2050

La Figure III-14a représente une comparaison entre les résultats des essais de traction à 150°C jusqu'à rupture, réalisés avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} , sur des éprouvettes prélevées au quart et au milieu de la tôle selon la direction de laminage. La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité de l'alliage selon la direction de laminage (σ_0).

Quelle que soit la zone de prélèvement de l'éprouvette (au milieu ou bien au quart de la tôle), l'alliage présente un comportement classique avec une partie élastique, suivie d'une phase d'écrouissage avant la rupture totale de l'éprouvette. Toutefois, une augmentation du niveau de contrainte ainsi qu'une diminution de l'allongement à rupture intervient lorsque l'éprouvette provient du milieu de la tôle.

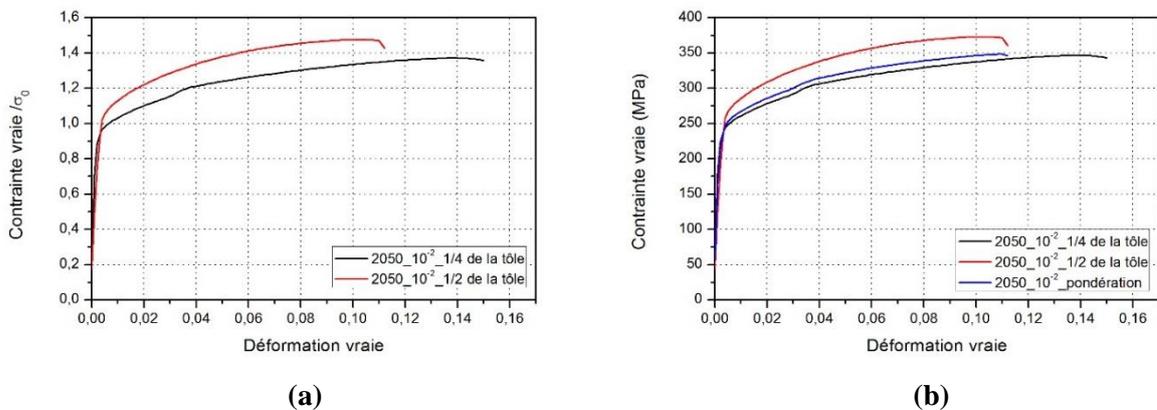


Figure III-14 : Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage 2050 : (a) au quart et au milieu de la tôle et (b) avec pondération

Ainsi, pour chaque configuration expérimentale, il est nécessaire de réaliser les essais sur des éprouvettes issues du milieu et du quart de la tôle. Une moyenne pondérée est ensuite calculée pour obtenir les caractéristiques moyennes de l'alliage. La moyenne pondérée est donnée par l'équation (III.1) qui a été fournie par CONSTELLIUM. Il est possible de constater qu'un poids plus important est donné au comportement le plus proche de la surface (au quart et au trois quarts de la tôle) puisque la tôle est principalement sollicitée en flexion durant le procédé de mise en forme.

$$\sigma = \left[\left(0.375 \times \sigma_{(1/4)} \right) + \left(0.375 \times \sigma_{(3/4)} \right) + \left(0.25 \times \sigma_{(1/2)} \right) \right] \div (0.375 + 0.375 + 0.25) \quad \text{(III.1)}$$

Le résultat de la pondération est représenté sur la Figure III-14b : la contrainte pondérée est proche de celle issue des analyses réalisées au quart de la tôle. En ce qui concerne l'allongement à rupture, le cas le plus extrême a été considéré où le niveau de déformation est le plus faible.

L'approche détaillée ci-dessus est appliquée sur tous les résultats de l'étude portant sur l'alliage 2050.

III.4.2 Caractérisation de l'anisotropie plastique de l'alliage 2050

Un matériau est considéré comme isotrope lorsque ses propriétés mécaniques sont identiques quelle que soit la direction de sollicitation. Cependant, un matériau peut développer une anisotropie de comportement après certains procédés de mise en forme tels que le laminage et le forgeage.

Le coefficient d'anisotropie de Lankford, r_α , est un bon indicateur de l'anisotropie plastique d'un matériau dans une direction donnée. Il se définit comme le rapport de la variation de largeur sur la variation d'épaisseur de l'éprouvette durant un essai de traction uniaxiale :

$$r_\alpha = \frac{d\varepsilon_{\alpha+90}^p}{d\varepsilon_{33}^p} \quad \text{(III.2)}$$

où ε_{33}^p est la déformation plastique dans l'épaisseur.

Lors d'un essai de traction, il est très difficile de mesurer précisément la déformation selon l'épaisseur. Pour résoudre ce problème, l'hypothèse d'incompressibilité plastique du matériau, donnée par l'équation (III.3) est utilisée.

$$\varepsilon_{11}^p + \varepsilon_{22}^p + \varepsilon_{33}^p = 0 \quad \text{(III.3)}$$

La déformation plastique selon l'épaisseur est alors déduite à partir des déformations transversales et longitudinales, qui sont plus faciles à obtenir.

$$\varepsilon_{33}^p = -\varepsilon_{11}^p - \varepsilon_{22}^p \quad \text{(III.4)}$$

En pratique, les coefficients d'anisotropie sont calculés selon trois directions de prélèvement par rapport au sens du laminage (0° , 45° et 90°). Une valeur moyenne est par la suite déterminée à l'aide de l'équation (III.5). Cette valeur nous permet de juger sur l'anisotropie plastique du matériau. En effet, plus cette valeur est grande, plus l'amincissement moyen sera faible pour un allongement donné et plus le caractère anisotrope du matériau sera important. Une valeur de 1 correspond à un matériau isotrope.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2 \times r_{45} + r_{90}}{4} \quad \text{(III.5)}$$

Afin de caractériser ce comportement anisotrope, des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes découpés à 0° , 45° et 90° par rapport au sens du laminage à différentes vitesses de

déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et à la température de revenu de l'alliage (soit 150°C). Les courbes contrainte-déformation normalisés et pondérés obtenus sont tracés en Figure III-15.

L'anisotropie sur la contrainte d'écoulement est peu marquée : les contraintes pour 0° et 90° sont très proches et celle pour 45° est légèrement inférieure aux deux autres. En revanche, l'anisotropie sur l'allongement à la rupture semble plus marquée. L'orientation à 45° semble conduire à l'allongement le plus grand alors que l'orientation à 0° conduit à l'allongement le plus faible. Quelle que soit la vitesse de déformation, le même effet de l'orientation sur la réponse mécanique de l'alliage est observé.

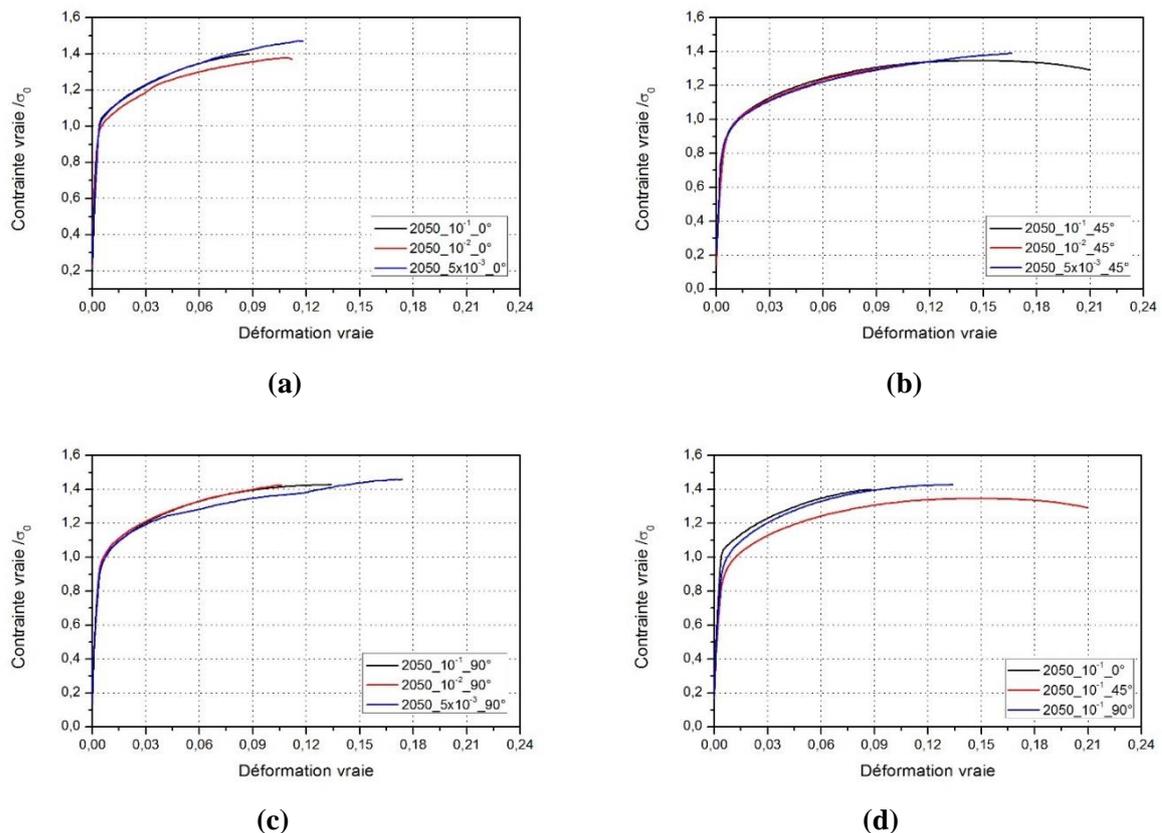


Figure III-15 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage 2050 suite à des essais de traction avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon différentes directions de prélèvement (0° , 45° et 90°)

À partir de ces courbes, les coefficients d'anisotropie ont été calculés en utilisant les déformations longitudinales et transversales mesurées à l'aide des deux extensomètres placés sur l'éprouvette. Les limites d'élasticité dans chacune des directions ont également été déterminées.

III.4.2.1 Évolution des coefficients d'anisotropie

La Figure III-16a montre l'évolution des coefficients d'anisotropie (r_0 , r_{45} et r_{90}) en fonction de la vitesse de déformation pour les essais réalisés avec les éprouvettes issues du quart de la tôle. Ces coefficients ont été normalisés par « r_0 » : coefficient d'anisotropie moyenne trouvé au quart de la tôle, selon la direction du laminage et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} . Deux plages de déformation ont été considérées lors de l'identification des coefficients d'anisotropie. Il est d'ailleurs possible de constater que les coefficients évoluent de manière croissante en fonction de la déformation. Ceci peut être expliqué par le fait que les grains se déforment dans la direction de sollicitation au cours de la déformation plastique engendrant ainsi une accentuation de l'anisotropie. Cette constatation est vérifiée pour toutes les vitesses de déformation. L'influence de la vitesse de déformation sur les

coefficients d'anisotropie est plus difficile à mettre en évidence, mais il semblerait qu'un phénomène d'accroissement puisse également être observé.

La Figure III-16b montre l'évolution des coefficients d'anisotropie normalisés en fonction de la vitesse de déformation pour les essais réalisés avec les éprouvettes issues du milieu de la tôle. Une seule plage de déformation est ici considérée puisque la rupture intervient de manière précoce. La même tendance que pour le quart de la tôle est obtenue : le coefficient r_{90} est le plus élevée alors que r_0 est le plus faible. L'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la valeur des coefficients n'est en revanche pas vérifiée. Mais les coefficients d'anisotropie sont globalement plus élevés : comme illustré en Figure III-16b, sur une même plage de déformation et à vitesse de déformation identique, les coefficients d'anisotropie peuvent être multipliés par deux voir plus entre le quart et le milieu de la tôle.

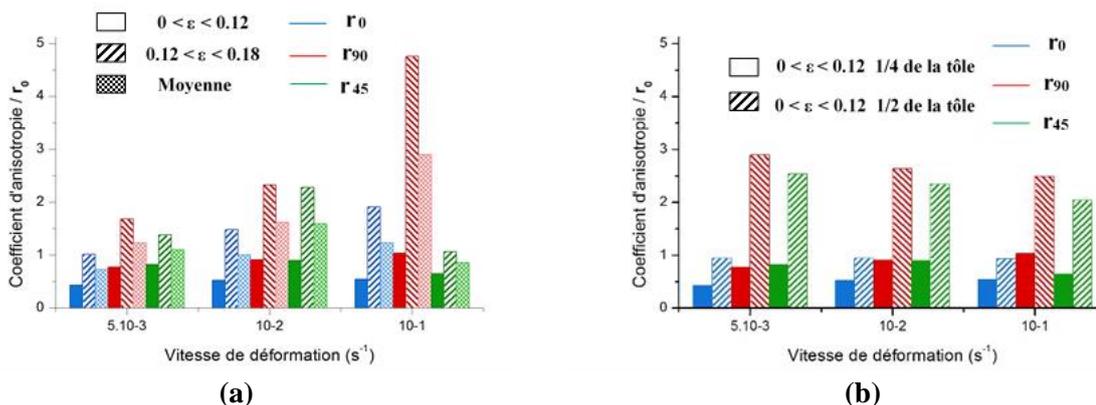


Figure III-16 : Coefficient d'anisotropie normalisé pour l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement : (a) au quart de la tôle, (b) comparaison entre les résultats au quart et au milieu de la tôle

Pour des raisons de simplification, une moyenne de toutes les données a été calculée : les données entre le quart et le milieu de tôle sont d'abord pondérées puis moyennées sur toute la plage de déformation et enfin entre toutes les vitesses. Le résultat est récapitulé dans le Tableau III-4. Le coefficient r_{90} reste le plus élevé alors que r_0 est le plus faible. Cela conduit à un coefficient de Lankford aux alentours de 1,53, soulignant ainsi une légère anisotropie de l'alliage.

r_0/r_0	r_{90}/r_0	r_{45}/r_0
1	2.06	1.33

Tableau III-4 : Les valeurs moyennes de coefficients d'anisotropie pondérés et normalisés de l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement

III.4.2.2 Évolution des limites d'élasticité

La Figure III-17a montre l'évolution des limites d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation, selon différentes directions de prélèvements (0° , 45° et 90°) et selon la zone de prélèvement de l'éprouvette (quart ou milieu de tôle). Ces données ont été normalisées par « σ_0 » : limite d'élasticité pondérée obtenue selon la direction de laminage et avec une vitesse de déformation de $10^{-2} s^{-1}$.

La vitesse de déformation, la direction de prélèvement et la position de l'éprouvette dans l'épaisseur de la tôle n'ont pas une grande influence sur la limite d'élasticité de l'alliage 2050.

La Figure III-17b représente l'évolution de la limite d'élasticité pondérée en fonction de la vitesse de déformation. Il est possible de constater que : la limite d'élasticité à 0° est la plus élevée alors que celle à 45° est la plus faible et ceci est vérifiée quelle que soit la vitesse de déformation.

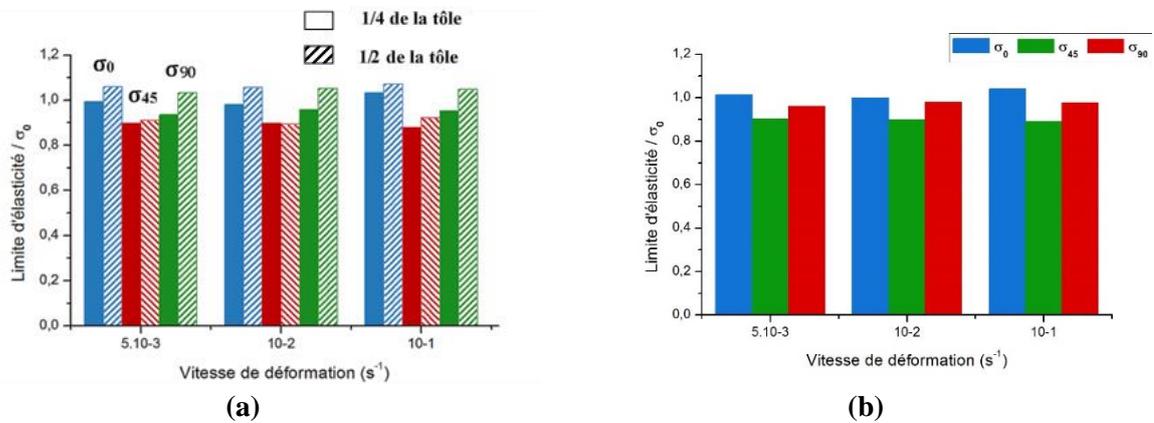


Figure III-17 : Limite d'élasticité normalisée pour l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement : (a) au quart et au milieu de la tôle et (b) moyenne pondérée

III.4.3 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage 2050

La viscoplasticité est décrite par un comportement inélastique dépendant de la vitesse de déformation. Les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues à 150°C avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et $10^{-1} s^{-1}$) et selon la direction du laminage (0°) sont données en Figure III-18. La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité de l'alliage selon la direction de laminage (σ_0).

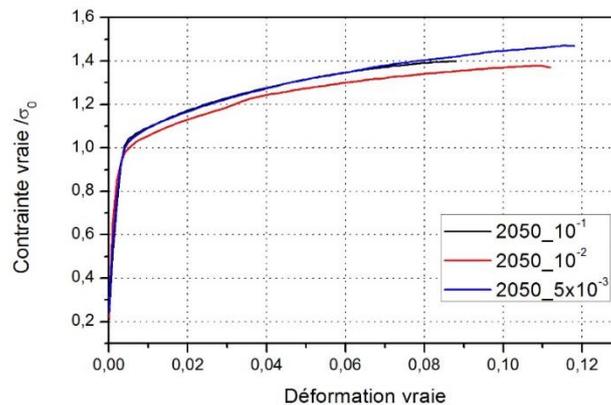


Figure III-18 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage 2050 pour différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et $10^{-1} s^{-1}$) et à une température de 150°C

Les courbes montrent que l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement de l'alliage est peu marqué. En effet, une légère augmentation du niveau de la contrainte, de 4%, a été constatée lorsque la vitesse de déformation passe de 10^{-2} à $10^{-1} s^{-1}$. Par contre, avec une vitesse de déformation de $5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ le niveau de contrainte est quasiment le même que celui à $10^{-1} s^{-1}$. Cela pourrait s'expliquer par le fait que cette vitesse de déformation est relativement faible et qu'elle met en jeu de faibles niveaux d'efforts, qui ne sont pas en accord avec la plage de précision de la machine Gleeble. Un effet visqueux a cependant été remarqué : l'augmentation de la vitesse de déformation engendre une certaine diminution de l'allongement à la rupture, si les données à $5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ ne sont pas prises en compte.

Des observations microstructurales ont été réalisées sur les éprouvettes déformées. La Figure III-19 présente les images de la microstructure obtenues pour différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}), une température de 150°C et une orientation de 0° par rapport à la direction de laminage.

Il est possible d'observer, quelle que soit la vitesse de déformation, des grains allongés préférentiellement dans une direction, soulignant la présence d'une structure laminée. La vitesse de déformation n'a donc pas modifié l'organisation des grains.

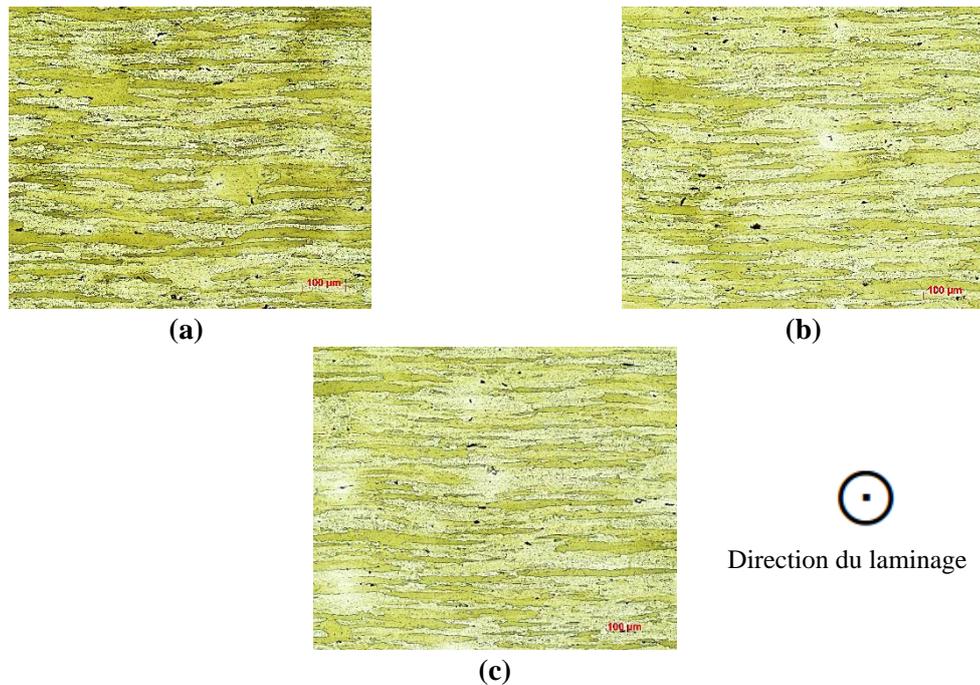


Figure III-19 : Évolution de la microstructure de l'alliage 2050 en fonction de la vitesse de déformation : (a) 10^{-1} , (b) 10^{-2} et (c) $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à une température de 150°C

III.4.4 Influence de la température sur le comportement de l'alliage 2050

L'influence de la température a été étudiée par la mise en œuvre d'essais de traction, selon la direction du laminage, à différentes températures (200°C et 250°C) et avec deux vitesses de déformation (10^{-2} et $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). La Figure III-20 montre l'évolution normalisée de la contrainte vraie issue des essais à différentes températures. La normalisation a été effectuée avec la limite d'élasticité σ_0 obtenue à une température de 250°C avec une vitesse de $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

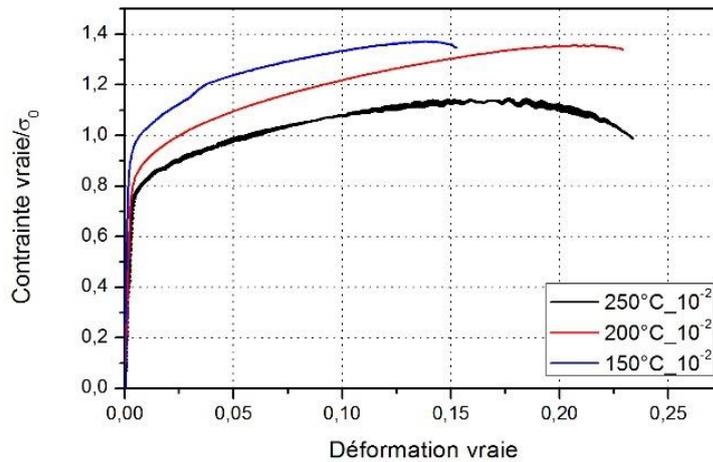


Figure III-20 : Courbes contrainte-déformation normalisées à différentes températures (150°C, 200°C et 250°C) avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

Les résultats montrent qu'une augmentation de la température tend à diminuer le niveau de contrainte et augmenter l'allongement à rupture : une diminution de la contrainte de 16% et une augmentation de l'allongement de 13% est obtenue pour une augmentation de 20% de la température (c.-à-d. de 50°C). Le caractère visqueux est toujours peu marqué à ces niveaux de température.

Une observation microstructurale a été effectuée sur les éprouvettes obtenues à partir des essais de traction à différentes température (150, 200 et 250°C) pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et une orientation de 0° . La Figure III-21 montre les microstructures obtenues : une diminution de la taille de grain semble intervenir avec l'augmentation de la température, en particulier pour la température la plus élevée.

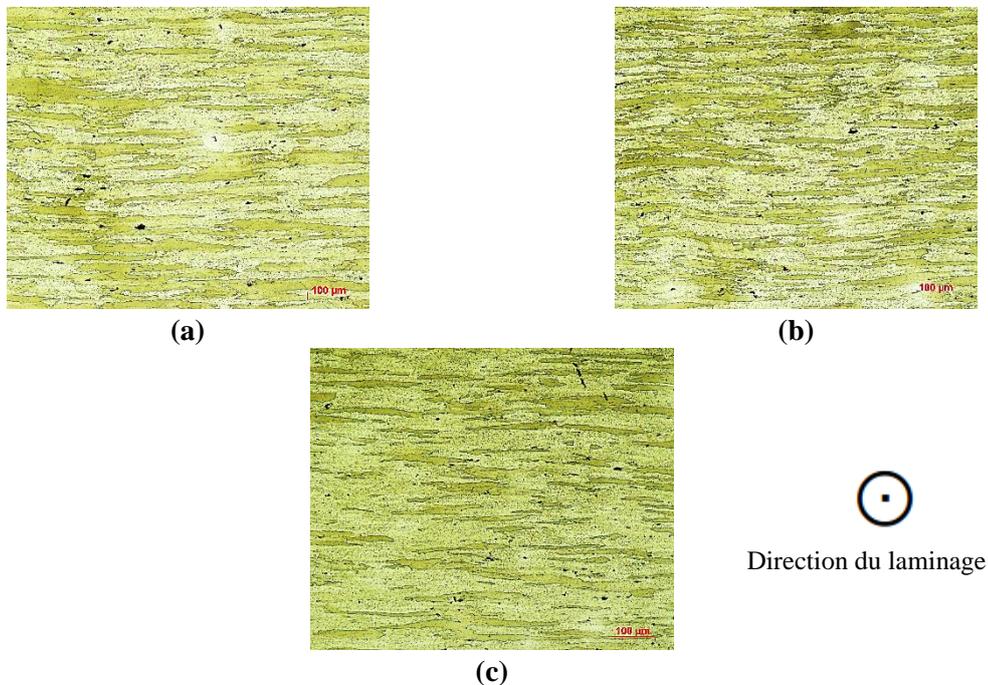


Figure III-21 : Évolution de la microstructure de l'alliage 2050 à différentes températures : (a) 150, (b) 200 et (c) 250°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

III.4.5 Caractérisation de l'effet Bauschinger pour l'alliage 2050

L'effet Bauschinger est intrinsèquement associé au phénomène d'écrouissage cinématique. Il se caractérise par l'évolution de la limite d'élasticité lors d'un chargement cyclique. La contrainte de seuil en compression est moins importante (en valeur absolue) que celle obtenue en traction. Ce phénomène, dans le cas des métaux, est expliqué par la distribution des dislocations qui, au cours de la déformation, se multiplient le long des joints de grain et s'enchevêtrent. Selon la structure résultant de l'opération de formage, on distingue généralement deux mécanismes associés à l'effet Bauschinger (Pink, 2016):

- « La présence des contraintes résiduelles locales qui favorise le développement de dislocations dans la direction de contre-charge et qui tend à diminuer la limite élastique. La concentration de dislocations aux joints de grain et la formation de boucles d'Orowan autour des précipités durs sont les deux causes essentielles de ces contraintes résiduelles.
- Lorsque la direction de déformation est inversée, le mécanisme de plastification engendre des dislocations qui ont un vecteur de Burgers opposé à celui des dislocations précédentes. Les dislocations ont donc tendance à s'annuler, ce qui diminue la limite élastique ».

Ce phénomène a une influence significative sur le retour élastique et doit ainsi être pris en compte dans la modélisation du comportement de l'alliage. À cet effet, des essais de traction-compression, pilotés en déformation, ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques à différents niveaux de déformation. Trois niveaux de déformation ont été choisis : 4, 15 et 18%, ce qui globalement permet de balayer les niveaux de déformation mis en jeu lors de la mise en forme. Les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues à 150°C sous un chargement cyclique et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} sont tracées en Figure III-22. La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité de l'alliage selon la direction de laminage (σ_0).

Les résultats montrent une légère diminution de la limite d'élasticité en compression. En effet, cette diminution varie entre 20 et 30% selon le niveau de déformation considéré.

Nous pouvons noter que les essais n'ont pas pu être conduits suivant un cycle complet de chargement, du fait du flambement de l'éprouvette pendant la phase de compression. Toutefois, les résultats obtenus avant l'instabilité sont suffisamment exhaustifs pour caractériser l'effet Bauschinger.

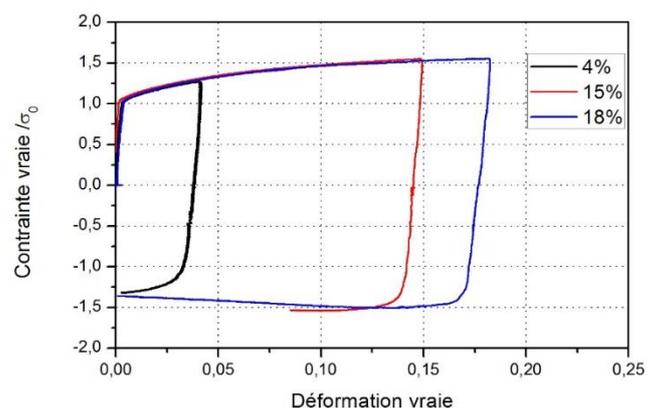


Figure III-22 : Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage 2050 sous un chargement cyclique avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à différents niveaux de déformation

Afin d'identifier l'effet Bauschinger, le rapport entre la limite d'élasticité en compression et la contrainte maximale en traction en fonction du niveau de déformation a été calculé. Ce résultat est présenté en Figure III-23. En l'absence d'effet Bauschinger, ce rapport est théoriquement égal à 1 tandis qu'une valeur inférieure à 1 constitue un indicateur quantitatif de ce phénomène. Il est possible de constater que : (i) le rapport est inférieur à 1 quel que soit le niveau de déformation et (ii) que l'effet est de plus en plus marqué lorsque le niveau de déformation augmente. L'alliage 2050 est donc

sensible à l'érouissage cinématique dont les modèles devront être pris en compte dans les implémentations des lois de comportements.

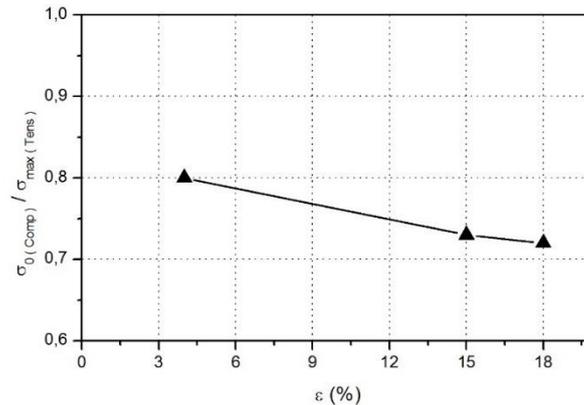


Figure III-23 : Effet Bauschinger de l'alliage 2050

III.4.6 Caractérisation de la relaxation de l'alliage 2050

Des essais de relaxation pilotés en déformation ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques de l'alliage 2050. Le principe de ses essais est de déformer l'éprouvette jusqu'à un niveau de déformation donnée et suivre, par la suite, l'évolution de la contrainte en fonction du temps. La vitesse de déformation pour la mise en charge de l'éprouvette est de 10^{-2} s^{-1} . La relaxation de contraintes durant les essais a été suivie pendant 8h, durée pour activer le durcissement structural de l'alliage.

La Figure III-24 montre l'évolution de la contrainte en fonction du temps pour quatre niveaux de déformation (4, 8, 12 et 16%), à une température de 150°C.

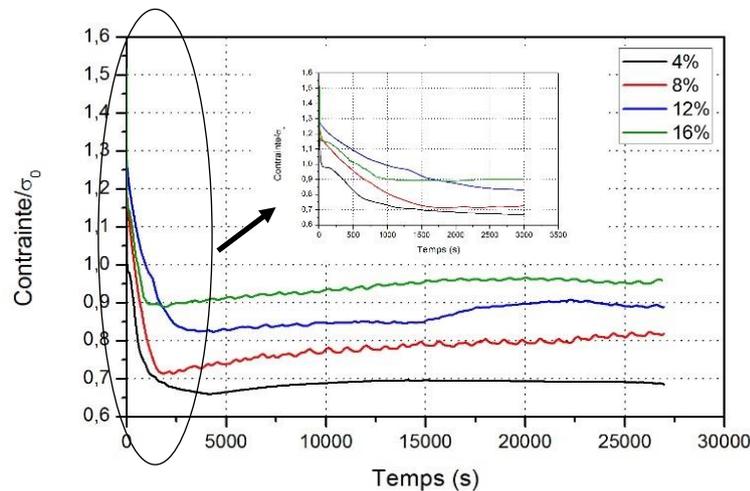


Figure III-24 : Évolution de la contrainte normalisée de l'alliage 2050 en fonction du temps à différents niveaux de déformation et à une température de 150°C

Il est possible de constater que cette évolution est déclinée en deux zones indépendantes. La première est illustrée par une chute de 32% de la contrainte initiale suivie d'une stabilisation partielle dans la deuxième zone. La vitesse de chute des contraintes, dans la première phase, varie selon le niveau de déformation : une durée entre 25 et 50 min est nécessaire pour atteindre la contrainte seuil. Au cours des 8h de maintien, une légère augmentation de cette contrainte seuil peut être constatée. La chute brutale de la contrainte au début de la première zone a été négligé et considéré comme erreur

machine produite à l'instant de l'arrêt de déplacement du mors de la Gleeble. Cette hypothèse est conservée pour le reste de notre étude.

Cette évolution en deux zones de la contrainte en fonction du temps a déjà été observée par différents auteurs. Il est possible de citer notamment les travaux de Chen et al. (Chen, et al., 2014) sur un alliage d'aluminium (Al-Zn-Mg-Cu). Dans leur analyse, ils justifient la chute de la contrainte par une diminution de la vitesse des dislocations et ils relient le plateau de contrainte à la formation des précipités qui vont tout simplement bloquer le mouvement des dislocations. La Figure III-25 proposée par Chen et al. illustre les mécanismes physiques intervenant lors de la relaxation d'un alliage sensible au durcissement structural en termes de mouvement des dislocations.

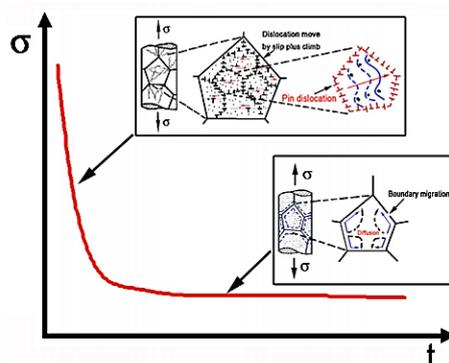


Figure III-25 : Schéma de mécanismes intervenant lors de la relaxation (Chen, et al., 2014)

Par contre l'augmentation de la contrainte dans la deuxième zone, pour les trois niveaux de déformation (8, 12 et 16%), ne correspond pas aux évolutions communément observées. En effet, en règle générale, la contrainte prend une valeur constante après cessation du mouvement des dislocations. Une explication possible de ce phénomène serait un changement de volume de la zone utile au cours de l'essai, qui serait lié à la formation des précipités. En effet, comme expliqué dans le chapitre 1, à cette température, le durcissement structural de l'alliage 2050 est activé.

Toutefois, les précipités n'apparaissent théoriquement qu'après 6h de maintien, ce qui n'est pas cohérent avec l'augmentation de la contrainte au plateau lors de la relaxation qui apparaît bien avant d'atteindre ce temps. Ceci pourrait s'expliquer par une accélération de la cinétique de précipitation lorsqu'une pré-déformation est appliquée.

Afin de vérifier ces observations, des traitements de revenu à 150°C de différentes durées ont été réalisés sur des éprouvettes préalablement déformées jusqu'à 12%. La Figure III-26 montre l'évolution de la dureté Vickers (HV20) en fonction de la durée de maintien des échantillons non déformés (résultat du chapitre I) et déformés jusqu'à 12% à 150°C.

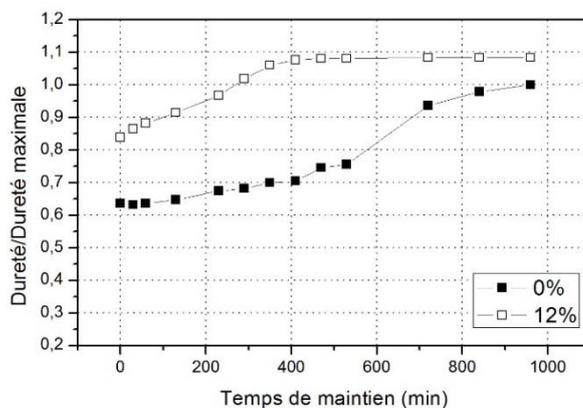


Figure III-26 : Évolution de la dureté normalisée en fonction du temps de revenu à différents niveaux de déformation

Il est ainsi possible de constater que :

- Pour l'échantillon non déformé (0%) : la dureté augmente d'une façon continue avec une accélération du phénomène après presque 6h de maintien jusqu'à atteindre sa valeur maximale au bout de 16h. Cette évolution de la dureté est liée à la germination et à la croissance des précipités au sein de l'alliage.
- Pour l'échantillon déformé jusqu'à 12% :
 - o la dureté initiale est supérieure à celle de l'échantillon non déformé en raison de l'écroutissage du matériau : la densité de dislocations y est plus importante, ce qui durcit le matériau.
 - o la dureté augmente rapidement jusqu'à atteindre sa valeur maximale au bout de 6h, cette valeur correspondant à la dureté obtenue après 16h de traitement pour l'échantillon non déformé. En effet, la présence d'un nombre important de dislocations permet de multiplier le nombre de sites de germination hétérogène. Et avec ce type de germination, les précipités se forment facilement.

Ces résultats confirment bien qu'une pré-déformation accélère la cinétique de précipitation, ce qui pourrait expliquer la cessation des mouvements des dislocations ainsi que l'augmentation du niveau de contrainte observées lors des essais de relaxation. Des analyses plus poussées seraient nécessaires (par exemple, des observations MET) pour confirmer ces hypothèses. Pour des raisons de simplification, ce phénomène ne sera pas pris en compte dans la modélisation.

III.4.7 Effet du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage 2050 et mode de rupture

Des essais de traction à la température de revenu (soit 150°C) ont été effectués à faible vitesse de déformation (10^{-2} s^{-1}) sur des éprouvettes entaillées. Cinq rayons d'entaille ont été testés : 3, 4, 6, 8 et 10 mm comme le montre la Figure III-27.



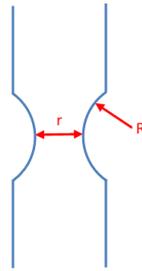
Figure III-27 : Éprouvettes entaillées de traction pour l'alliage 2050

Le taux de triaxialité est défini comme étant le rapport entre la pression hydrostatique et la contrainte équivalente (Équation (III.6)).

$$Tr = \frac{\sigma_h}{\sigma_{\text{éq}}} = \frac{\frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}})}{\sqrt{\frac{3}{2} (\underline{\underline{\sigma}}^D : \underline{\underline{\sigma}}^D)}}; \quad \text{avec } \underline{\underline{\sigma}}^D = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \quad (\text{III.6})$$

Il peut être calculé à partir de la relation de Bridgman présentée par l'équation (III.7) avec r le rayon de la plus petite section et R le rayon de l'entaille (Figure III-28).

$$Tr = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{r}{2R} + 1\right) \quad (\text{III.7})$$



Rayon	R=3	R=4	R=6	R=8	R=10	R=∞
Tr	0.736	0.64	0.55	0.5	0.46	0.33

Figure III-28 : Géométrie des éprouvettes entaillées et valeurs du taux de triaxialité calculées en utilisant la formule de Bridgman

La Figure III-29 présente les principaux résultats de ces essais ($R=\infty, 3, 8$ et 10 mm). La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité obtenue avec l'éprouvette lisse ($R=\infty$). Cette figure montre que : (i) la contrainte maximale et l'allongement à la rupture minimal sont obtenus avec le plus faible rayon d'entaille, (ii) l'effet du rayon d'entaille est plutôt prononcé sur l'allongement à la rupture : une augmentation du rayon entraîne une augmentation au niveau de l'allongement à la rupture.

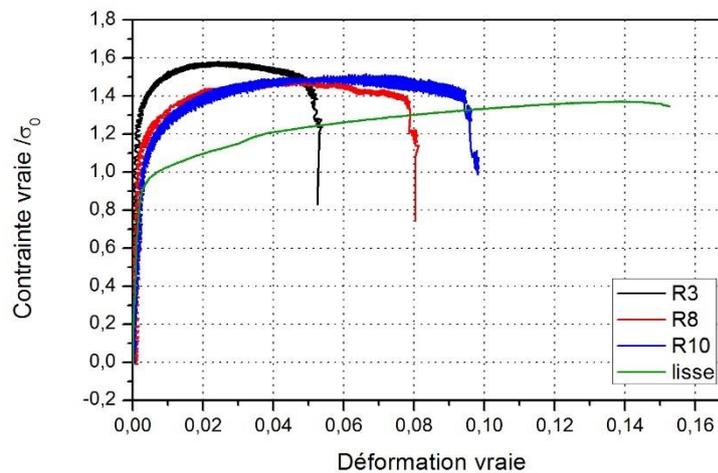


Figure III-29 : Courbes contrainte-déformation obtenues avec des éprouvettes entaillées à la température de 150°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

Afin d'identifier le mode de rupture des éprouvettes entaillées et lisses, une visualisation des faciès de rupture par microscope électronique à balayage a été réalisée. La Figure III-30 présente les faciès types obtenus à partir des essais de traction. Ces captures d'images ont été réalisées avec le même grandissement ($\times 2000$). Les observations montrent que l'augmentation de la contrainte hydrostatique (ou la diminution du rayon) conduit toujours au même mode d'endommagement : des cupules sont en effet présentes et soulignent un endommagement ductile.

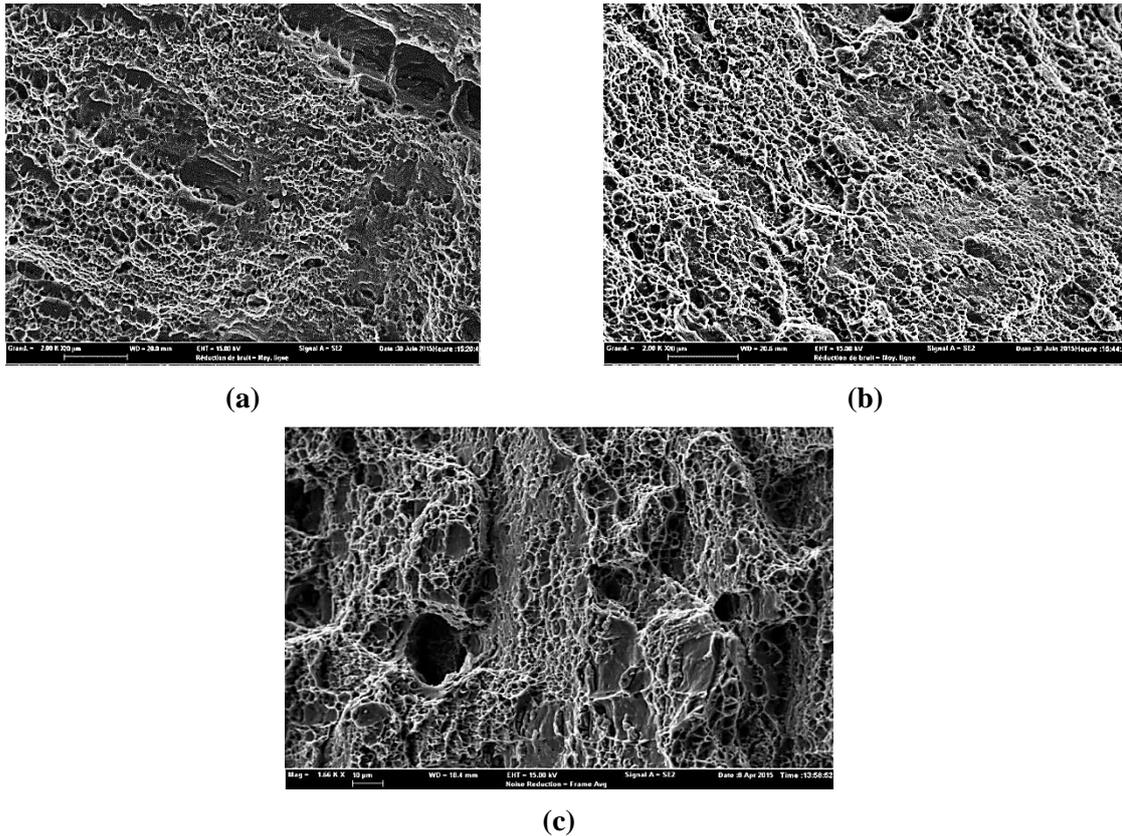


Figure III-30 : Faciès de rupture des éprouvettes entaillées : (a) $R=3\text{mm}$, (b) $R=8\text{mm}$ et (c) $R=\infty$ obtenus à une température de 150°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

III.4.8 Bilan : Comportement thermomécanique de l'alliage 2050

En conclusion, l'étude du comportement de l'alliage 2050 sous des conditions thermomécaniques représentative du procédé de mise en forme a permis de mettre en évidence les aspects suivants :

- La texture impacte fortement la réponse mécanique de l'alliage : le quart et le milieu de la tôle ne présentent pas le même comportement.
- L'alliage est légèrement anisotrope avec un coefficient de Lankford moyen de 1,53.
- L'anisotropie plastique de l'alliage évolue de manière croissante en fonction de la déformation.
- L'alliage est peu sensible à la vitesse de déformation mais une augmentation de la température a tendance à accroître cette sensibilité.
- L'alliage présente un écrouissage cinématique avec un effet Bauschinger évoluant significativement avec l'augmentation du niveau de déformation.
- La relaxation sature après une chute de contrainte de 45% par rapport à sa valeur initiale.
- La cinétique de précipitation est accélérée lorsqu'une prédéformation est appliquée sur l'alliage.
- La réponse mécanique de l'alliage est sensible au niveau de triaxialité : lorsque celui-ci augmente la contrainte augmente mais l'allongement à la rupture diminue.
- L'alliage présente un endommagement transgranulaire ductile.

III.5 Caractérisation du comportement de l'alliage AW551

La caractérisation du comportement de l'alliage AW551 est réalisée à partir de tôles de 2 mm d'épaisseur obtenues par laminage. Comme indiqué dans le Chapitre 1, deux procédés de mise en forme différents sont envisagés pour cet alliage : un formage par emboutissage poinçon/matrice et un formage au fluage. Le matériau doit être caractérisé sous des conditions thermomécaniques représentatives de chaque procédé.

En ce qui concerne l'emboutissage par poinçon/matrice, les mêmes familles d'essais que celles utilisées sur l'alliage 2050 sont considérées, soit des essais de traction simple sur éprouvettes lisses et entaillées. Les seules différences concernent :

- la température d'essai qui est maintenant fixée à la température de mise en solution de l'alliage, soit 350°C ;
- l'étude de l'influence de la température où les deux températures complémentaires ont été fixées à 300 et 400°C.
- les essais de traction-compression qui n'ont pas pu être réalisés sur les éprouvettes plates.

En ce qui concerne le formage au fluage, des essais de fluage ont été réalisés, sur des éprouvettes plates, à 350°C en appliquant différents niveaux de contraintes. Les contraintes fixées sont inférieures à la limite d'élasticité de l'alliage : $0,25 \times \sigma_0$, $0,39 \times \sigma_0$, $0,48 \times \sigma_0$ et $0,97 \times \sigma_0$.

Afin de vérifier la répétabilité du comportement, trois essais ont été réalisés pour chaque configuration expérimentale. La répétabilité ayant été vérifiée (écart moyen de 6%), les résultats détaillés ci-après ne montrent que des données moyennées.

Il est à noter qu'aucune observation de la microstructure de l'alliage AW551 après déformation ne sera présentée en raison des difficultés rencontrées pour réaliser une attaque efficace.

III.5.1 Caractérisation de l'anisotropie de l'alliage AW551

Le comportement anisotrope de cet alliage est étudié à partir d'essais de traction réalisés à l'aide de la Gleeble 3500 sous les conditions thermomécaniques spécifiques.

Les courbes contrainte-déformation normalisées et obtenues à 350° selon différentes directions (0°, 45° et 90°) à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} sont présentées en Figure III-31. La normalisation est calculée par rapport à la limite d'élasticité selon la direction de laminage (σ_0).

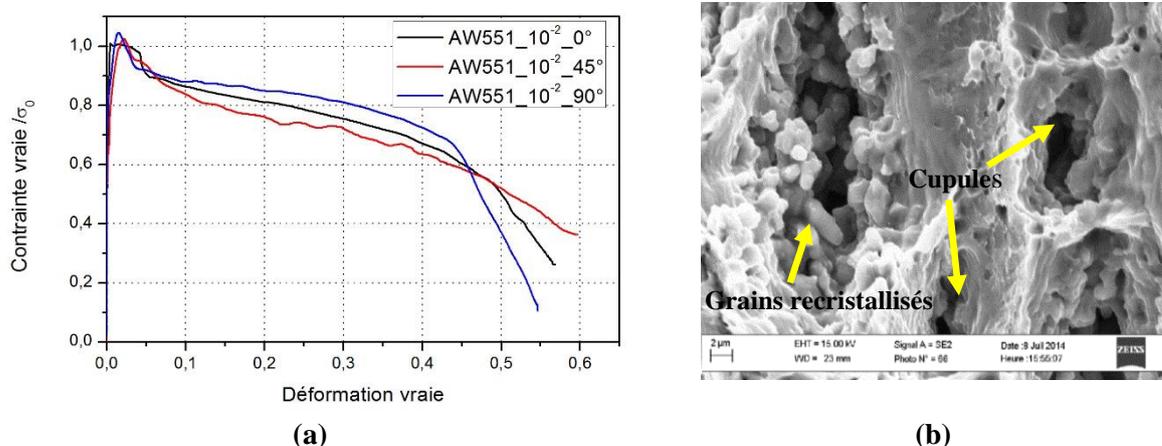


Figure III-31 : (a) Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage AW551 selon différentes directions de prélèvement avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et (b) Facies de rupture

Quelle que soit la direction de prélèvement, la contrainte augmente jusqu'à atteindre un pic et par la suite diminue en suivant deux pentes. Ce pic de contrainte peut être expliqué par le phénomène de recristallisation. En effet, la surface de rupture montre des grains recristallisés (Figure III-31b). La chute lente de la contrainte pour des niveaux de déformation intermédiaires peut être expliquée par le mécanisme d'adoucissement et une évolution de l'endommagement : en effet, des cavités initialement présentes dans le matériau se développent en fonction de la déformation. L'éprouvette passe par un stade de striction localisée à des niveaux de déformation élevés expliquant la chute rapide de la contrainte.

Il est possible de constater que l'orientation n'a pas d'effet significatif sur le niveau de contrainte et sur l'allongement à rupture. Il semble qu'à 90°, l'alliage présente la contrainte la plus élevée et l'allongement le plus faible, tandis qu'à 45°, l'alliage présente le comportement inverse. De la même manière que pour l'alliage 2050, les coefficients d'anisotropie ont été calculés pour toutes les directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation.

La Figure III-32 montre l'évolution des coefficients d'anisotropie, selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°), en fonction du niveau de déformation et de la vitesse de déformation. Ces coefficients ont été normalisés par « r_0 » : coefficient d'anisotropie moyenne trouvé dans la direction de laminage et pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} .

Quelle que soit la vitesse de déformation, le coefficient d'anisotropie r_{45} est le plus élevé. Une dépendance au niveau de déformation et à la vitesse de déformation est également visible. Comme dans le cas de l'alliage 2050 :

- Les coefficients d'anisotropie s'accroissent en fonction du niveau de déformation.
- Une augmentation de la vitesse de déformation semble favoriser l'accroissement des coefficients d'anisotropie.

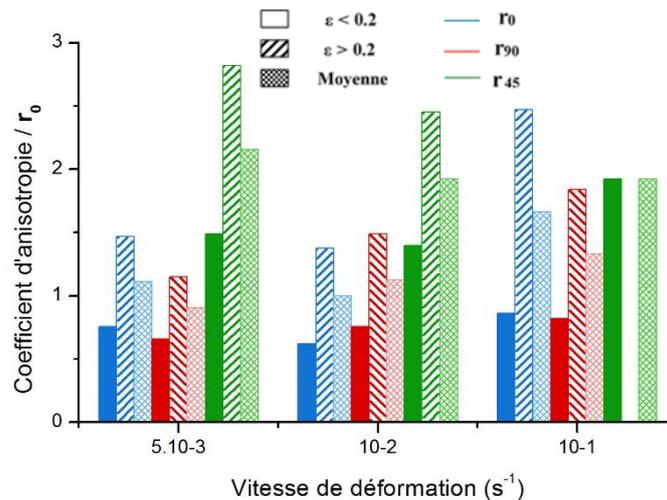


Figure III-32 : Coefficient d'anisotropie normalisé pour l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1})

Pour des raisons de simplification, les effets du niveau de déformation et de la vitesse de déformation ne seront pas pris en compte dans la modélisation de l'anisotropie de cet alliage. Une valeur moyenne est considérée (Tableau III-5), ce qui conduit à un coefficient de Lankford de 1,69 soulignant ainsi l'anisotropie de l'alliage.

r_0/r_0	r_{90}/r_0	r_{45}/r_0
1	1.22	1.26

Tableau III-5 : Les valeurs moyennes des coefficients d'anisotropie normalisés de l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement

Les limites d'élasticité dans différentes directions de prélèvement (0° , 45° et 90°) et pour trois vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) sont données en Figure III-33. Ces limites ont été normalisées par « σ_0 » : limite d'élasticité obtenue selon la direction de laminage (0°) et pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} . Elles ont été déterminées à 0,2% de la déformation. La vitesse de déformation semble présenter un effet remarquable sur la limite d'élasticité de l'alliage AW551. Par contre l'influence de la direction de prélèvement n'est pas significative. La limite d'élasticité est quasiment la même dans toutes les directions, ce qui est en adéquation avec les remarques précédentes.

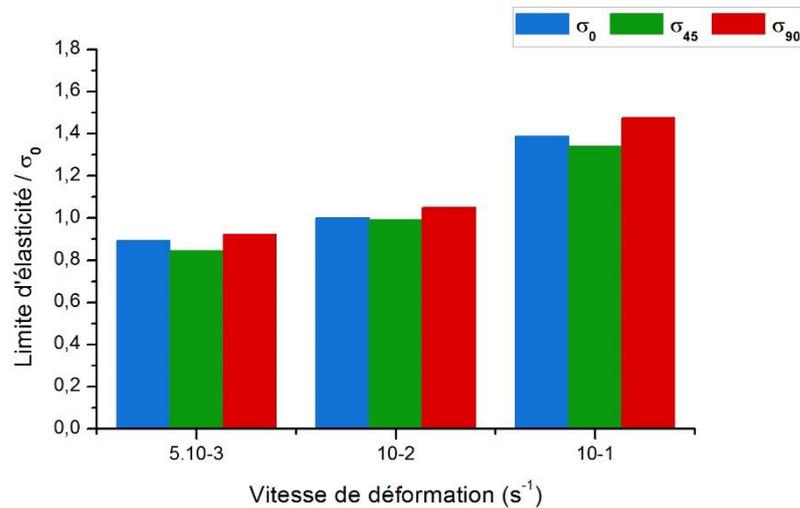


Figure III-33 : Limite d'élasticité normalisée pour l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1})

III.5.2 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage AW551

Un comportement viscoplastique se traduit par une dépendance à la vitesse de déformation. La Figure III-34 montre les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues à 350°C avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon la direction de laminage (0°). La contrainte présente un accroissement de 30% lorsque la vitesse de déformation évolue de 10^{-2} à 10^{-1} s^{-1} . Une diminution de 12% apparaît lorsque la vitesse de déformation évolue de 10^{-2} à $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Nous pouvons en conclure que l'alliage AW551 présente un caractère viscoplastique.

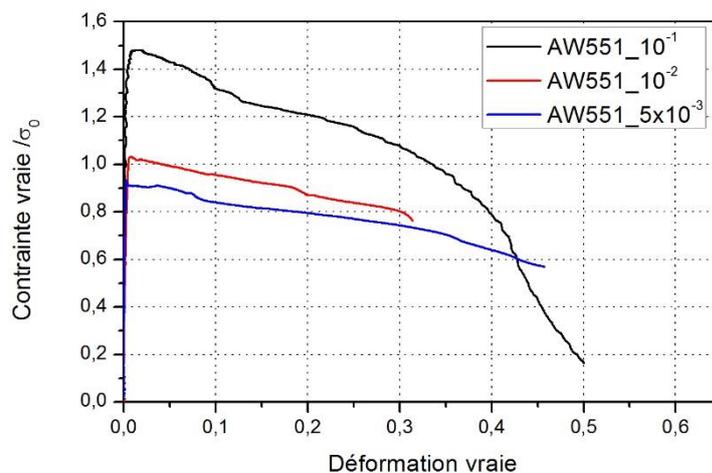


Figure III-34 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage AW551 suite à des essais de traction avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1})

L'influence de la vitesse de déformation sur l'allongement à la rupture est difficilement interprétable du fait que la rupture de l'éprouvette n'a pas pu être atteinte pour tous les essais (dû à un problème de décrochage du thermocouple).

III.5.3 Influence de la température sur le comportement de l'alliage AW551

Des essais de traction à différentes températures (400°C, 350°C et 300°C) ont été effectués avec différentes vitesses de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon différentes directions par rapport au sens du laminage (0° , 45° et 90°). Les résultats de l'évolution normalisée de la contrainte vraie issue des essais à différentes températures sont donnés en Figure III-35.

Avec l'augmentation de la température, le niveau de la contrainte diminue et le matériau présente un phénomène d'adoucissement pour toutes les températures. Le caractère visqueux est toujours marqué à ces niveaux de température.

L'influence de la température sur l'allongement à la rupture ne peut pas être évaluée étant donné que la rupture n'a pas été atteinte pour tous les essais.

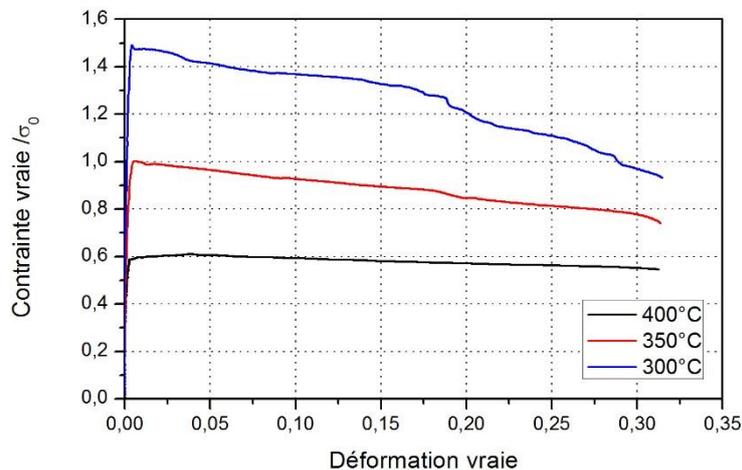


Figure III-35 : Courbes contrainte-déformation normalisées à différentes températures (300°C, 350°C et 400°C) avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

Quelle que soit la direction de prélèvement, la limite d'élasticité diminue de 60% lorsque la température passe de 300°C à 400°C. Le coefficient de Lankford passe de 1,88 à 1,51 quand la température passe de 300°C à 400°C, soulignant ainsi que l'anisotropie du matériau diminue avec l'augmentation de la température.

III.5.4 Effet du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage AW551

Des essais de traction sur des éprouvettes entaillées, prélevées selon la direction de laminage (0°), ont été réalisés afin de cerner l'influence du taux de triaxialité sur la réponse mécanique de l'alliage. Les rayons d'entaille étudiés sont : 2, 4 et 10 mm. Ces essais ont été réalisés avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à la température de mise en solution du matériau (soit 350°C). La géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est présentée sur la Figure III-36.

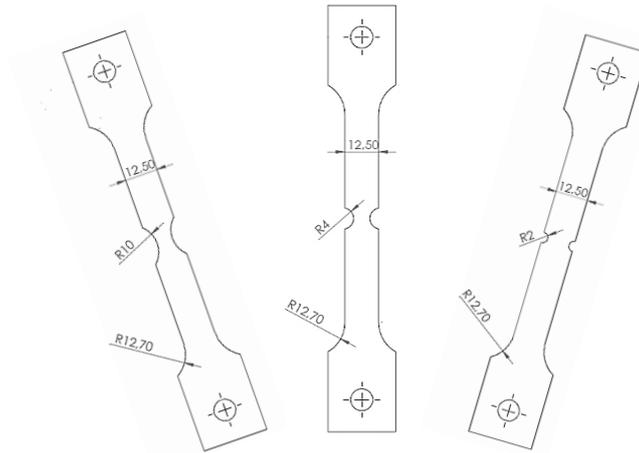


Figure III-36 : Géométrie des éprouvettes entaillées de l'alliage AW551

Il est possible de calculer le taux de triaxialité en appliquant l'équation (III.7) de Bridgman (Bridgman, 1964), soit :

Rayon	R=2	R=4	R=10	R= ∞
Tr	0.78	0.58	0.44	0.33

Tableau III-6 : Valeurs des taux de triaxialité calculées en utilisant la formule de Bridgman

Les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues sont tracées en Figure III-37. La limite d'élasticité obtenue avec l'éprouvette lisse (R= ∞) a été utilisée pour la normalisation de ces courbes. Ces résultats montrent, globalement, des concentrations de contraintes plus marquées pour les plus faibles rayons d'entaille.

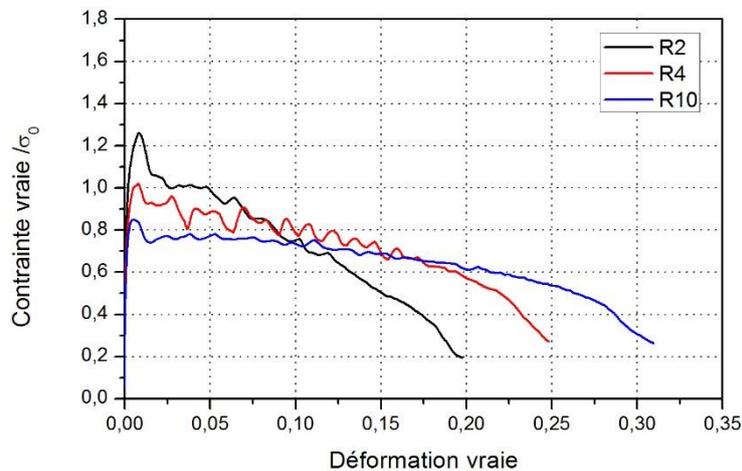


Figure III-37 : Courbes contrainte-déformation obtenues avec des éprouvettes entaillées à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

Dans le but d'identifier le mode de rupture des éprouvettes entaillées et lisses, une visualisation des faciès de rupture par microscope électronique à balayage a été réalisée. La Figure III-38 présente les faciès types obtenus à partir des essais de traction. Ces captures d'images ont été réalisées avec le même grandissement (x1000). Les observations montrent que l'augmentation de la contrainte

hydrostatique (ou la diminution du rayon) conduit toujours au même mode d'endommagement : des cupules sont en effet présentes et soulignent un endommagement ductile.

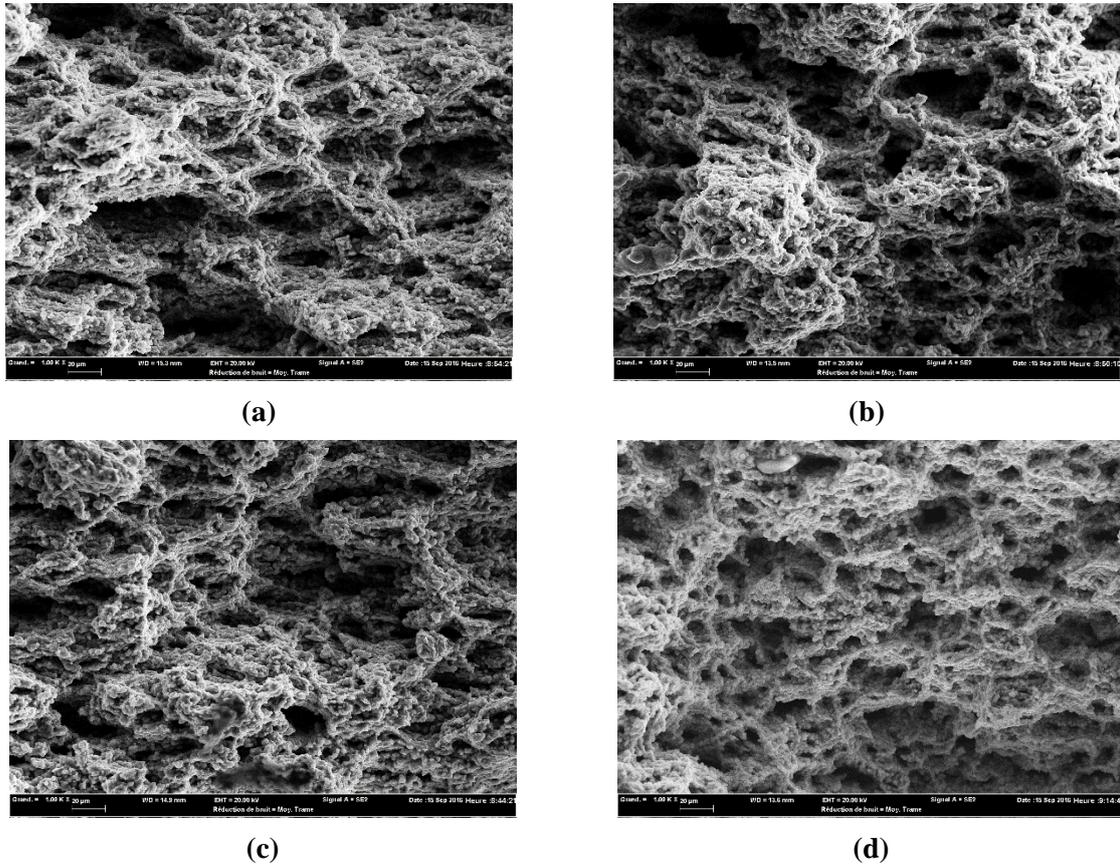


Figure III-38 : Faciès de rupture des éprouvettes entaillées : (a) $R=2\text{mm}$, (b) $R=4\text{mm}$, (c) $R=10\text{ mm}$ et (d) $R=\infty$ obtenus à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

III.5.5 Comportement au fluage de l'alliage AW551

Un essai de fluage s'effectue en analysant la déformation (en fonction du temps et de la température) d'une éprouvette soumise à un état de contrainte constant. La mise en charge de l'éprouvette peut être réalisée de deux manières : (i) elle peut être instantanée, ce qui permet de se rapprocher de l'essai de fluage théorique. Cependant, cela peut causer des effets dynamiques (facteur de choc) sur l'éprouvette et/ou sur le système de mesure de la déformation, (ii) elle peut également être proportionnelle au temps. Cela présente l'avantage d'être reproductible d'un essai à l'autre et permet de comparer le chargement à un essai de traction réalisé à la même vitesse.

Des essais de fluage sur l'alliage AW551 ont été réalisés à l'aide de la machine Gleeble 3500 à la température de mise en solution (350°C) avec différents niveaux de contrainte toujours inférieurs à la limite d'élasticité. Durant les essais, un extensomètre LVDT a été utilisé pour la mesure de la déformation longitudinale de l'éprouvette. La vitesse de mise en charge est de 5MPa/s . Les essais sont arrêtés lorsque la rupture de l'éprouvette intervient. Les résultats de ces essais sont donnés en Figure III-39. Les courbes présentées sur la Figure III-39a ont été normalisées par rapport à la déformation maximale obtenue parmi toutes les conditions thermomécaniques étudiées et les courbes présentées sur la Figure III-39b ont été normalisées par la vitesse de déformation minimale calculée en appliquant une contrainte de $0.48x\sigma_0$. Le Tableau III-7 résume les principaux résultats trouvés à partir de ces essais.

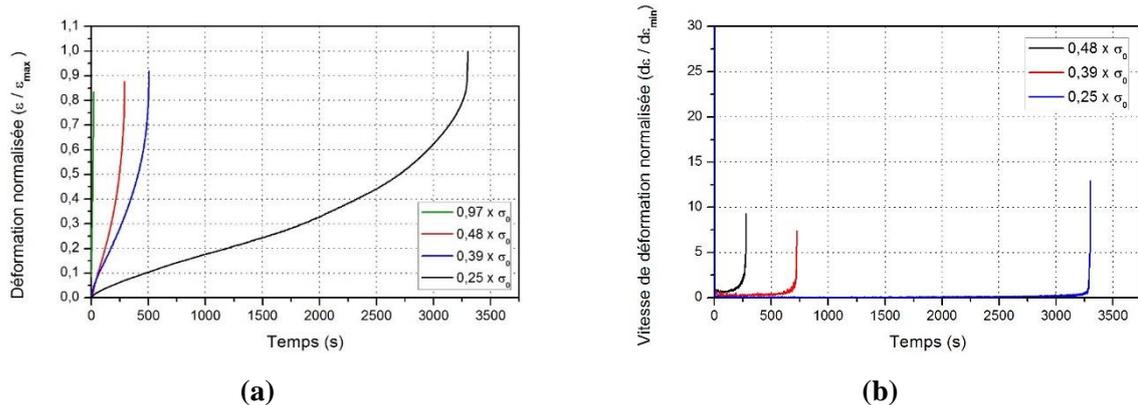


Figure III-39 : Courbes de fluage et de vitesse de fluage normalisées de l'alliage AW51 à 350°C

Suite à ces essais plusieurs nous pouvons remarquer que :

- La déformation à la rupture et le temps à la rupture augmentent lorsque la contrainte appliquée diminue. En effet, lorsque la contrainte appliquée diminue de 75%, une augmentation d'environ 16% de la déformation à rupture et de 99% du temps à la rupture intervient.
- Malgré des contraintes relativement faibles, le fluage tertiaire est atteint rapidement et la rupture intervient pour des durées inférieures à 1h.
- Les fluages secondaire et tertiaire sont présents sur toutes les configurations. Il y a absence de fluage primaire pour tous les niveaux de contrainte. Ceci était prévisible puisque le fluage primaire est généralement prépondérant pour les températures inférieures à 0,3 fois la température de fusion (soit pour des températures inférieures à 200°C).

Température (°C)	σ (MPa)	Fluage primaire	Fluage secondaire	Fluage tertiaire	Déformation à la rupture (%)	Temps à la rupture (s)
350	$0,97x \sigma_0$	N	O	O	$0,84 x \epsilon_{max}$	19
	$0,48 x \sigma_0$	N	O	O	$0,89 x \epsilon_{max}$	282
	$0,39 x \sigma_0$	N	O	O	$0,92 x \epsilon_{max}$	505
	$0,25 x \sigma_0$	N	O	O	ϵ_{max}	3306

Tableau III-7 : Principaux résultats des essais de fluage de l'alliage AW51 à 350°C

III.5.5.1 Influence de la vitesse de mise en charge

Des essais de fluage à 350°C et avec une contrainte de $0.48x \sigma_0$ ont été réalisés avec des vitesses de mise en charge différentes : 10 et 5 MPa/s. Les résultats normalisés sont présentés en Figure III-40.

On peut constater que l'augmentation de la vitesse de mise en charge est accompagnée par une diminution de la déformation et du temps à la rupture. En effet, une augmentation de 100% de la vitesse de mise en charge engendre une diminution de 3,5% et de 29%, respectivement, de la déformation et du temps à la rupture.

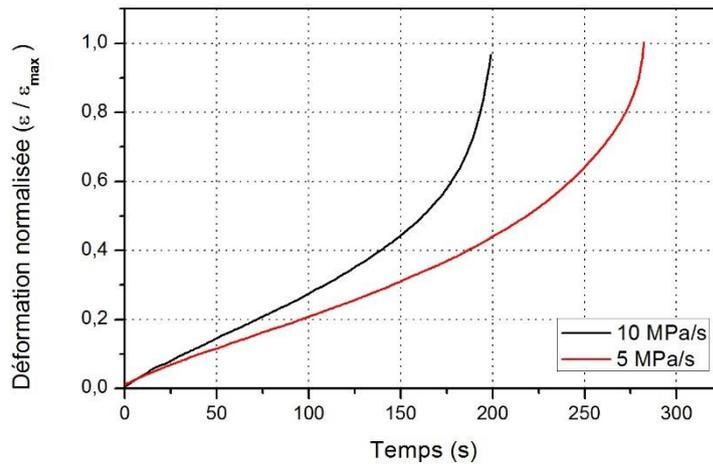


Figure III-40 : Influence de la vitesse de chargement sur le comportement de fluage de l'alliage AW551 à une température de 350°C et à une contrainte de $0,48\sigma_0$

III.5.5.2 Influence de la direction de prélèvement

Des essais de fluage à 350°C avec différentes directions de prélèvement par rapport au sens du laminage (0°, 45° et 90°) ont été réalisés. Les résultats normalisés sont donnés en Figure III-41.

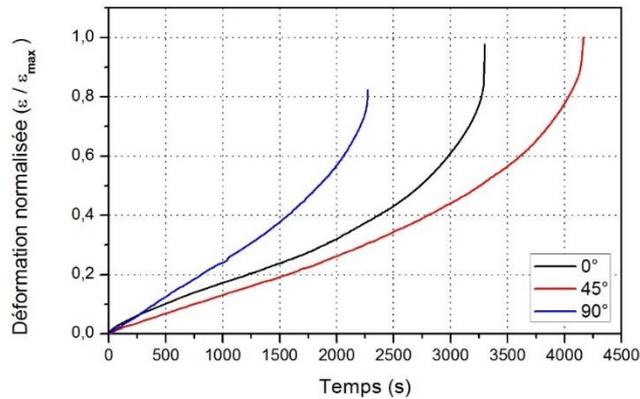


Figure III-41 : Influence de la direction de prélèvement à 350°C et à une contrainte de $0,25\sigma_0$

Nous pouvons remarquer que la direction de prélèvement a une influence sur le temps et la déformation à la rupture. En effet, une augmentation du temps de fluage de 20% a été constatée pour une direction de chargement de 45° par rapport à la direction de laminage (0°). Par contre, pour une direction de 90°, une diminution de 17% et de 31%, respectivement, de la déformation et du temps à la rupture est observée.

III.5.5.3 Influence de la température sur le phénomène de fluage

Des essais de fluage ont été réalisés à différentes températures : 250°, 200°C et 150°C. La contrainte à appliquer a été choisie à partir de la limite d'élasticité du matériau à la température considérée. Tous les essais sont réalisés selon la direction de laminage (0°). La vitesse de mise en charge est de 5 MPa/s et la condition d'arrêt de l'essai est la rupture de l'éprouvette. Le Tableau III-8 regroupe les conditions thermomécaniques des essais effectués.

Température (°C)	250	200	150
σ (MPa)	$0,75 \times \sigma_{01}$	$0,83 \times \sigma_{02}$	$0,96 \times \sigma_{03}$
	$0,63 \times \sigma_{01}$	$0,69 \times \sigma_{02}$	$0,86 \times \sigma_{03}$
	$0,5 \times \sigma_{01}$	$0,55 \times \sigma_{02}$	--

Tableau III-8 : Conditions thermomécaniques des essais de fluage

La Figure III-42 représente les courbes de fluage normalisées à différentes températures. La normalisation a été effectuée par rapport à la déformation maximale obtenue à chaque température.

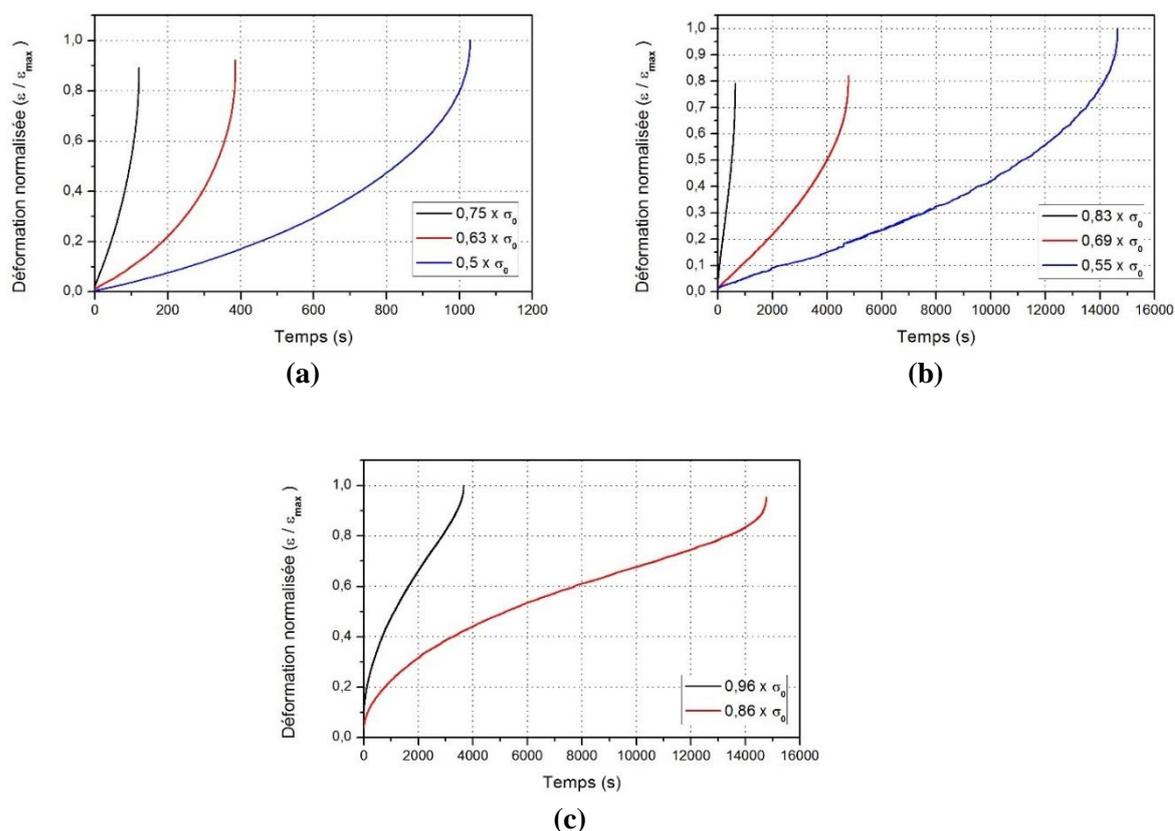


Figure III-42 : Courbes de fluage de l'alliage AW551 à différentes températures : (a) 250°C, (b) 200°C et (c) 150°C

Les principaux résultats de ces essais sont regroupés dans le Tableau III-9. La limite d'élasticité σ_0 présent dans le tableau et sur la figure précédente varie selon la température de l'essai.

Température (°C)	σ (MPa)	Fluage primaire	Fluage secondaire	Fluage tertiaire	Déformation à la rupture (%)	Temps à la rupture (s)
250	$0,75 \times \sigma_{01}$	N	O	O	$0,90 \times \epsilon_{\max}$	121
	$0,63 \times \sigma_{01}$	N	O	O	$0,92 \times \epsilon_{\max}$	385
	$0,5 \times \sigma_{01}$	N	O	O	ϵ_{\max}	1029
200	$0,83 \times \sigma_{02}$	N	O	O	$0,79 \times \epsilon_{\max}$	640
	$0,69 \times \sigma_{02}$	N	O	O	$0,82 \times \epsilon_{\max}$	4784
	$0,55 \times \sigma_{02}$	N	O	O	ϵ_{\max}	14640
150	$0,96 \times \sigma_{03}$	O	O	O	ϵ_{\max}	3671
	$0,86 \times \sigma_{03}$	O	O	O	$0,98 \times \epsilon_{\max}$	14764

Tableau III-9 : Principaux résultats des essais de fluage de l'alliage AW551 à différentes températures

À contrainte équivalente, plus la température diminue, plus le temps de fluage augmente. En effet, en prenant le même niveau de contrainte à 250°C et 200°C, correspondant respectivement à « 0,75 x σ_{01} » et « 0,69 x σ_{02} », le temps à la rupture passe de 2 minutes à 80 minutes. Il est aussi possible de constater que du fluage primaire intervient pour la plus faible température.

III.5.5.4 Mode de rupture en fluage

Les faciès de rupture issus des essais de fluage ont été observés au microscope électronique à balayage. La Figure III-43 montre les faciès types obtenus à différentes températures (350°C, 250°C, 200°C et 150°C). Ces images ont été prises avec le même grandissement (x1000). La rupture ductile intervient quelle que soit la température considérée : présence de cupules plus ou moins prononcées sur les faciès.

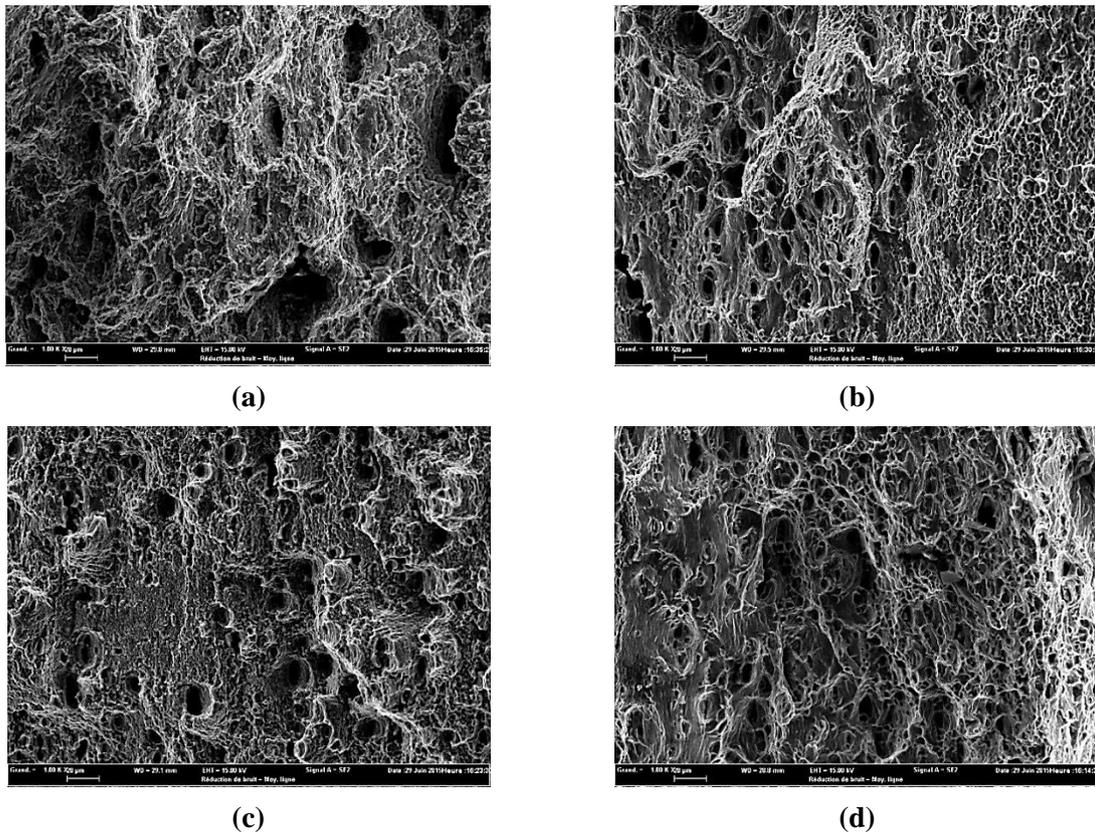


Figure III-43 : Faciès de rupture obtenus après l'essai de fluage à différentes températures : (a) 350°C, (b) 250°C, (c) 200°C et (d) 150°C

III.5.6 Bilan : Comportement de l'alliage AW551

En conclusion, l'étude du comportement de l'alliage AW551 sous des conditions thermomécaniques représentatives des différents procédés de mise en forme envisagés ont permis de mettre en évidence les aspects suivants :

- L'alliage présente un comportement anisotrope qui évolue avec le niveau de déformation,
- L'alliage possède un caractère visqueux.
- Le phénomène d'adoucissement est activé aux températures de mise en forme envisagées.
- La réponse mécanique de l'alliage dépend du taux de triaxialité : la contrainte évolue de manière croissante en fonction de la triaxialité alors que l'allongement décroît.
- L'alliage présente un endommagement transgranulaire ductile.

- Lorsqu'une contrainte constante mais inférieure à la limite d'élasticité est appliquée, l'alliage flue jusqu'à sa rupture sans présenter de fluage primaire et en moins d'1h.
- La diminution de la température de fluage permet de retarder la rupture de la pièce (le temps à rupture pouvant alors atteindre 4h suivant la configuration).

III.6 Conclusion

Dans ce chapitre, le comportement des deux alliages d'aluminium (2050 et AW551) a été étudié.

Pour caractériser le comportement plastique anisotrope, des essais de traction uniaxiale ont été effectués selon trois directions de prélèvement (0°, 45° et 90°). Quel que soit le matériau étudié, une dépendance au niveau de déformation a été révélée. En effet, un accroissement de l'anisotropie en fonction du niveau de déformation a été constaté. Les deux alliages présentent des comportements plastiques sensiblement différents. Le premier alliage (2050) active un phénomène d'écrouissage suivi d'une rupture intervenant pour un niveau de déformation compris entre 12% et 25%. Le deuxième alliage (AW551) est, quant à lui, associé à un phénomène d'adoucissement suivi d'une rupture pour des niveaux de déformation entre 40 et 50%.

L'étude de la sensibilité des alliages à la vitesse de déformation et à la température s'est effectuée à partir des essais de traction uniaxiale selon la direction de laminage (0°) et avec des vitesses de déformation et des températures différentes. Une dépendance à la température a été remarquée pour les deux alliages. En revanche, seulement l'AW551 a montré une forte sensibilité à la vitesse de déformation pour la température de mise en forme. L'alliage 2050 présente un caractère visqueux peu prononcé à la température de mise en forme et aussi bien qu'aux deux autres températures étudiées. Dans la suite de l'étude, l'influence de la variation de la température sur le comportement des deux alliages ne sera pas intégrée dans le modèle matériau puisqu'une température homogène sera considérée lors de la mise en forme.

Afin d'étudier l'effet Bauschinger sur l'alliage 2050, des essais de traction-compression ont été effectués. Les résultats de ces essais ont montré une diminution de la limite d'élasticité en compression entre 20% et 30%. Ce phénomène n'a pas été étudié sur l'alliage AW551 à cause de l'indisponibilité de tôles épaisses pour réaliser les éprouvettes.

Les phénomènes de relaxation et de fluage qui apparaissent respectivement, lors de la mise en forme de l'alliage 2050 et de l'alliage AW551, ont été étudiés par le biais d'essais spécifiques. L'alliage 2050 présente une relaxation à seuil correspondant à une chute de contrainte suivie d'une stabilisation. L'alliage AW551 flue très rapidement à la température envisagée : la rupture étant atteinte au plus tard au bout d'une 1h.

L'effet du taux de triaxialité sur le comportement des deux alliages ainsi que leurs modes de rupture ont également été analysés. Des essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes entaillées ont été effectués et les faciès de rupture ont été observés. Pour les deux matériaux, les résultats montrent que : (i) plus le rayon d'entaille est faible, plus la contrainte est élevée et l'allongement à la rupture est faible et (ii) l'endommagement est du type transgranulaire ductile.

Suite à la caractérisation du comportement des deux alliages pour des conditions thermomécaniques représentatives des différents procédés de mise en forme et des comportements mis en évidence, le chapitre suivant est consacré à l'implémentation des modèles matériaux, dans le code de calcul ABAQUS, via des sous-routines UMAT et CREEP ainsi qu'à l'identification et la validation des paramètres.