

État de l'art le comportement des matériaux et leur modélisation

Lors de leur mise en forme, les matériaux peuvent activer, en fonction des modes de chargement mis en jeu, plusieurs types de comportements : élasticité, viscoélasticité, plasticité, viscoplasticité, endommagement... Chaque comportement est associé à des phénomènes physiques particuliers et peut être décrit par des modèles mathématiques spécifiques.

Dans ce chapitre, les principaux comportements activés lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium sont exposés. Une synthèse des modèles applicables à cette famille d'alliage est également réalisée pour les différents comportements présentés. Les approches et modèles adoptés pour répondre aux objectifs de ces travaux de thèse sont exposés en fin de chapitre.

II.1 L'élasticité

Les matériaux métalliques, soumis à des sollicitations thermomécaniques, se déforment suivant deux modes : une déformation réversible dite élastique et une déformation irréversible dite plastique.

L'origine microscopique de la déformation élastique repose sur un déplacement des atomes hors de leur position d'équilibre et un retour de ceux-ci dans leur position initiale à l'arrêt de la sollicitation. Macroscopiquement, le comportement élastique d'un matériau métallique est généralement décrit par la loi de Hooke qui exprime le tenseur des contraintes comme une fonction linéaire du tenseur des déformations. Il est ainsi possible d'écrire les relations suivantes :

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon} \text{ ou encore : } \sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (\text{II.1})$$

Avec : $\boldsymbol{\sigma}$ le tenseur des contraintes, \mathbf{C} la matrice d'élasticité, $\boldsymbol{\varepsilon}$ le tenseur des déformations, σ_{ij} les éléments du tenseur des contraintes, ε_{kl} les éléments du tenseur des déformations et C_{ijkl} les éléments de la matrice d'élasticité.

En utilisant l'hypothèse d'isotropie élastique, qui est généralement considérée pour les matériaux métalliques, la matrice d'élasticité s'écrit comme suit :

$$[\mathbf{C}] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \quad (\text{II.2})$$

Avec : λ le coefficient de Lamé et μ le module d'élasticité transversale. Soit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \lambda \text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon})\mathbf{I} + 2\mu \boldsymbol{\varepsilon} \quad (\text{II.3})$$

Il est possible d'inverser cette équation pour obtenir :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2\mu} \boldsymbol{\sigma} - \frac{\lambda}{2\mu(3\lambda + 2\mu)} \text{tr}(\boldsymbol{\sigma})\mathbf{I} \quad (\text{II.4})$$

Avec
$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \text{ et } \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (\text{II.5})$$

II.2 La plasticité

La mise en forme des matériaux est conditionnée par leur aptitude à se déformer plastiquement. L'origine microscopique de la plasticité peut être multiple mais est globalement gouvernée par le mouvement, la création et le blocage de dislocations. Il existe trois types de dislocation (Figure II-1) : les dislocations vis, les dislocations coins et les dislocations mixtes, chacune correspondant à un défaut d'empilement du réseau cristallin. La déformation plastique prend place lorsqu'une valeur critique d'énergie capable de mettre en mouvement ces dislocations est atteinte.

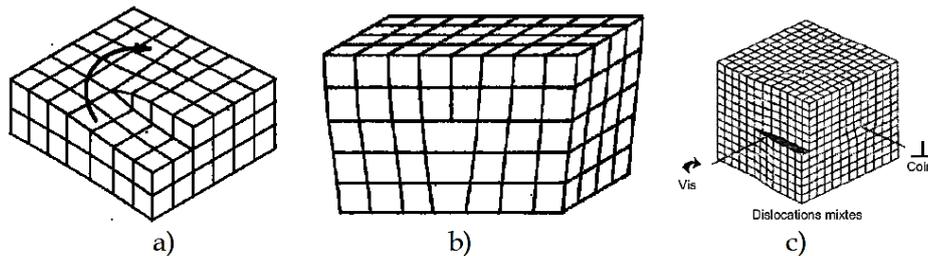


Figure II-1 : Types de dislocations : a) Vis, b) Coin et c) Mixte (Gildemyn, 2008)

Généralement, les matériaux métalliques sont considérés plastiquement incompressible et la déformation plastique est iso-volume, ce qui revient à négliger l'influence de la contrainte hydrostatique dans le comportement. C'est pourquoi dans les expressions, le tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ est remplacé par le déviateur des contraintes \mathbf{S} . Ce dernier est défini par :

$$\mathbf{S} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3} J_1 \mathbf{I} \quad (\text{II.6})$$

Où J_1 est le premier invariant homogène du tenseur des contraintes :

$$J_1 = \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}) = 3\sigma_H \quad (\text{II.7})$$

Avec σ_H la contrainte hydrostatique.

Toutefois, la mise en forme de produits minces se fait généralement à partir de tôles obtenues suite à une opération de laminage, ce qui tend à générer une anisotropie au sein du matériau. L'anisotropie est définie comme étant une dépendance des caractéristiques à la direction de sollicitation.

Un autre phénomène qui apparaît après déformation plastique est le retour élastique. Il peut être définie comme étant la déformation élastique d'une pièce après déchargement sous l'action des contraintes internes.

II.2.1 Transition élasticité/plasticité : les critères d'écoulement plastique

Les critères de plasticité permettent de décrire la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique. Ils délimitent le domaine d'élasticité pure dans l'espace des contraintes par une surface de charge définie par une fonction seuil f . A l'intérieur de ce domaine, généralement convexe, toute variation de contrainte n'engendre que des déformations élastiques. Sur la frontière de ce domaine, le comportement est élasto-plastique. L'évolution de la fonction seuil est régie par plusieurs conditions :

- $f < 0$: comportement élastique ;
- $f = 0$ et $\frac{df}{dt} = 0$: écoulement plastique ;
- $f = 0$ et $\frac{df}{dt} < 0$: décharge élastique.

Les critères tridimensionnels de modélisation de la limite d'écoulement plastique peuvent être isotropes comme anisotropes.

Parmi les critères isotropes, le critère de von Mises (Mises, 1913) est le plus fréquemment utilisé lors de la mise en forme par déformation plastique (Vautrot, 2012) (Gildemyn, 2008). C'est un critère que l'on qualifie d'énergétique dans la mesure où l'on considère que l'énergie de déformation élastique ne doit pas dépasser un certain seuil pour rester dans le domaine élastique. Il est défini par la fonction de charge suivante :

$$f(\sigma) = \sigma_{\acute{e}q} - \sigma_e \quad (\text{II.8})$$

où σ_e est la limite élastique initiale du matériau et $\sigma_{\acute{e}q}$ est la contrainte équivalente au sens de von Mises. Dans l'espace 3D des contraintes, la contrainte $\sigma_{\acute{e}q}$ est donnée par l'équation (II.10). Elle se simplifie dans l'espace 2D des contraintes comme indiqué en équation (II.11).

$$\sigma_{\acute{e}q} = \sqrt{3J_2} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} \quad (\text{II.9})$$

$$\sigma_{\acute{e}q} = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2) \right]} \quad (\text{II.10})$$

$$\sigma_{\acute{e}q} = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]} \quad (\text{II.11})$$

Le critère de von Mises est schématisé dans l'espace des contraintes principales par le cylindre de la Figure II-2, dont l'axe est constitué par ce qu'on pourrait appeler la trisectrice du trièdre (direction 1, 1, 1).

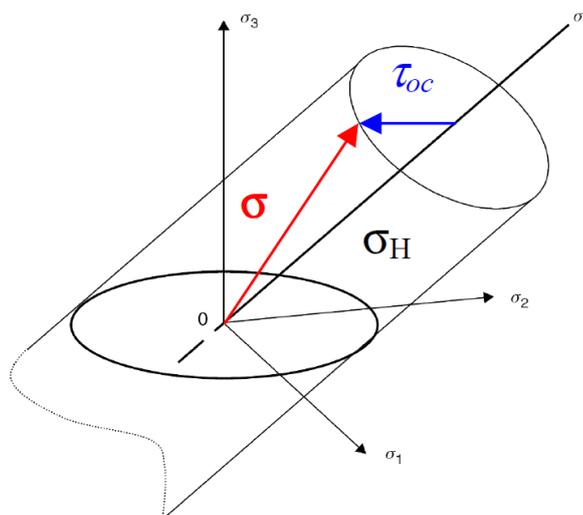


Figure II-2 : Représentation du critère de von Mises dans l'espace des contraintes principales

Dans le cas des matériaux représentant une anisotropie, comme pour les tôles issues du laminage, un critère anisotrope d'écoulement plastique est à privilégier afin de reproduire au mieux le comportement du matériau.

Il existe de nombreux critères anisotropes dont les principaux sont récapitulés dans le Tableau II-1. Une comparaison de ces critères y est présentée en s'appuyant sur plusieurs approches : (i) le nombre de paramètres à identifier ; (ii) l'aptitude à modéliser la réponse des alliages d'aluminium et (iii) la dimension du problème (2D ou 3D).

Critère de plasticité anisotrope	Nombre de paramètres	Dimension problème	Aptitude de prédiction			Références
			Mat.	σ_α	R_α	
Hill48	6	3D	2024-T3	+	--	(Hill, 1948) et (Decultot, 2009)
			Al-Li	-	--	
Hill90	4	2D	2024-T3	+	--	(Hill, 1990)
			Al-Li	+	--	
Hill90 modifié	6	2D	2024-T3	++	+	(Leacock, 2006)
			Al-Li	+	-	
			Al-Mg	++	++	
Barlat 91	5	3D	2024-T3	--	++	(Barlat, et al., 1991) et (Decultot, 2009)
			Al-Li	--	--	
Barlat YLD2000-2d	8	2D	2090-T3	++	+	(Barlat, et al., 2003)
			6022-T4	++	+	
Barlat YLD2004-18p	18	3D	6111-T4	++	++	(Barlat, et al., 2005)
			2090-T3	++	++	
Barlat YLD2004-13p	13	3D	6111-T4	+	+	
			2090-T3	+	+	
Bron04	16	3D	2024-T3	++	++	(Karafilis & Boyce, 1993) et (Bron, 2004)
Hu2005	7	3D	2090-T3	+	+	(Hu, 2005)

Tableau II-1 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différents critères de plasticité anisotrope

Le premier critère anisotrope, proposé par Hill en 1948 (Hill, 1948), est une extension du critère isotrope de von Mises et il est donné par l'équation (II.12).

$$f = \sqrt{H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2 + 2M(\sigma_{23})^2 + 2L(\sigma_{13})^2} - R_0 \quad (\text{II.12})$$

Où R_0 est la limite d'élasticité dans le sens de laminage ($\alpha=0^\circ$) et F, G, H, N, M et L sont des coefficients.

Dans le cas de contraintes planes, le critère s'écrit :

$$f = \sqrt{H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22})^2 + G(\sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2} - R_0 \quad (\text{II.13})$$

Et il peut également se formuler en fonction de la contrainte appliquée σ_α qui dépend de la direction de sollicitation et de l'angle α formé par les repères d'essai et d'anisotropie :

$$f = \sigma_\alpha \sqrt{(H+G)\cos(\alpha)^4 + (F+H)\sin(\alpha)^4 + 2(N-H)\cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2} - R_0 \quad (\text{II.14})$$

En contraintes planes, quatre coefficients sont à déterminer (G, H, F et N), ils seront identifiés à partir des essais de traction.

La contrainte d'écoulement se définit comme la limite d'élasticité quand $f = 0$.

$$\sigma_\alpha = \frac{R_0}{\sqrt{(H+G)\cos(\alpha)^4 + (F+H)\sin(\alpha)^4 + 2(N-H)\cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2}} \quad (\text{II.15})$$

Le coefficient d'anisotropie se calcule à partir des vitesses de déformation plastique obtenues avec la règle d'écoulement suivante : $\dot{\epsilon}^{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma}$. L'expression de r_α s'écrit donc de la façon suivante :

$$r_\alpha = \frac{(G + 4H + F - 2N)\sin(\alpha)^2 \cos(\alpha)^2 - H}{-G \cos(\alpha)^2 - F \sin(\alpha)^2} \quad (\text{II.16})$$

Deux méthodes existent pour calculer ces paramètres (pas de solution unique) :

- Utilisation des coefficients d'anisotropie r_0 , r_{45} et r_{90} . Les quatre équations suivantes sont obtenues :

$$G + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1 \quad G = \frac{1}{r_0 + 1} \quad F = \frac{H}{r_0} \quad N = \frac{(F + G)(2r_{45} + 1)}{2} \quad (\text{II.17})$$

- Utilisation des limites d'élasticité σ_0 , σ_{45} , σ_{90} et du coefficient d'anisotropie r_{45} permet d'obtenir les quatre équations suivantes :

$$H = -\frac{1}{2} \left[\left(\left(\frac{R_0}{\sigma_{45}} \right)^2 \times \frac{2}{r_{45} + 1} \right) - \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}} \right)^2 - 1 \right] \quad (\text{II.18})$$

$$G + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1 \quad F + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}}\right)^2 \quad N = \frac{(F + G)(2r_{45} + 1)}{2}$$

Dans le cas des contraintes planes le tenseur des contraintes s'écrit de la façon suivante :

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_\alpha \cos^2(\alpha) & \sigma_\alpha \cos(\alpha)\sin(\alpha) \\ \sigma_\alpha \cos(\alpha)\sin(\alpha) & \sigma_\alpha \sin^2(\alpha) \end{pmatrix} \quad (\text{II.19})$$

La valeur de τ représente le cisaillement normalisé par la contrainte d'écoulement dans la direction 0° et est définie par l'équation suivante :

$$\tau = \frac{\sigma_{12}}{R_0} = \frac{\sigma_\alpha \cos(\alpha)\sin(\alpha)}{R_0} \quad (\text{II.20})$$

Un critère amélioré a également été proposé par Hill en 1990 (Hill, 1990). Mais, comme démontré dans les travaux de Nicolas Decultot (Decultot, 2009), ces deux critères ne prédisent pas correctement l'anisotropie des alliages d'aluminium.

Afin d'améliorer la prédiction de ce phénomène pour cette famille de matériau, Leacock (Leacock, 2006) a proposé une modification du critère de Hill90 en introduisant deux nouveaux paramètres. Toutefois, cette nouvelle approche n'est pas bien adaptée à tous les alliages d'aluminium (Leacock, 2006).

Barlat et al. ont, quant à eux, développé des critères de plasticité anisotrope propres aux alliages d'aluminium. La première version a été proposée en 1991 (Barlat, et al., 1991) et reprend la forme générale de l'équation de la surface de charge pour un matériau isotrope proposé par Hershey (Hershey, 1954) et Hosford (Hosford, 1972). Mais Decultot a montré que la méthode utilisée pour identifier les paramètres influence fortement la qualité de la prédiction. Une deuxième version, notée Yld96 (Barlat, et al., 1997), a été proposée en 1997 et s'inspire du critère de Barlat91 et comprend plus de paramètres afin de mieux contrôler l'anisotropie. Toutefois, Barlat et al. (Barlat, et al., 2003) ont fait mention de problèmes numériques dans le cas d'états de contraintes 3D rencontrés dans les travaux de Becker et Szabo (Becker, 1998) (Szabo, 2001).

Ces problèmes étaient principalement dus à la complexité de la formulation du critère et une troisième version (notée Yld2000-2d) présentant une formulation plus simple a été proposée. Elle est obtenue en réalisant deux transformations linéaires du déviateur de contrainte utilisé dans la fonction d'écoulement isotrope introduite par Hershey (1954) et Hosford (1972) en 2D. Elle montre une bonne précision dans la prédiction du comportement d'alliages d'aluminium de la série 2xxx et 6xxx (Barlat, et al., 2003).

Deux autres versions ont été proposées en 2004 (Barlat, et al., 2005) : le critère Yld2004-18P (obtenu à travers les deux transformations linéaires du déviateur de contrainte de la version précédente) et le critère Yld2004-13P (issue aussi d'une transformation linéaire, mais, avec une formulation isotrope différente de celle utilisée pour le critère Yld2004-18P). Ces deux critères ont été appliqués avec succès sur des alliages d'aluminium (2xxx et 6xxx) mais le nombre de paramètres à identifier est relativement conséquent.

Le critère de Barlat Yld2004-18P est donné par l'équation suivante :

$$\begin{aligned} \phi &= \phi(\Sigma) = \phi(\tilde{S}', \tilde{S}'') \\ &= |\tilde{S}'_1 - \tilde{S}''_1|^a + |\tilde{S}'_1 - \tilde{S}''_2|^a + |\tilde{S}'_1 - \tilde{S}''_3|^a + |\tilde{S}'_2 - \tilde{S}''_1|^a + |\tilde{S}'_2 - \tilde{S}''_2|^a + |\tilde{S}'_2 - \tilde{S}''_3|^a \\ &\quad + |\tilde{S}'_3 - \tilde{S}''_1|^a + |\tilde{S}'_3 - \tilde{S}''_2|^a + |\tilde{S}'_3 - \tilde{S}''_3|^a = 4\bar{\sigma}^a \end{aligned} \quad (II.21)$$

$$\begin{aligned} \text{Avec} \quad \tilde{S}' &= C'.S = C'.T.\sigma = L'.\sigma \\ \tilde{S}'' &= C''.S = C''.T.\sigma = L''.\sigma \end{aligned}$$

Et

$$C' = \begin{bmatrix} 0 & -c'_{12} & -c'_{13} & 0 & 0 & 0 \\ -c'_{21} & 0 & -c'_{23} & 0 & 0 & 0 \\ -c'_{31} & -c'_{32} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c'_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c'_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c'_{66} \end{bmatrix} \quad C'' = \begin{bmatrix} 0 & -c''_{12} & -c''_{13} & 0 & 0 & 0 \\ -c''_{21} & 0 & -c''_{23} & 0 & 0 & 0 \\ -c''_{31} & -c''_{32} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c''_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c''_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c''_{66} \end{bmatrix}$$

Si $C'' = C'$ (ou $L'' = L'$) cette fonction est réduite à celle de Barlat 91.

La Figure II-3 représente les surfaces de charge données par ce dernier critère et son aptitude de prédiction du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité de l'alliage Al6111-T4.

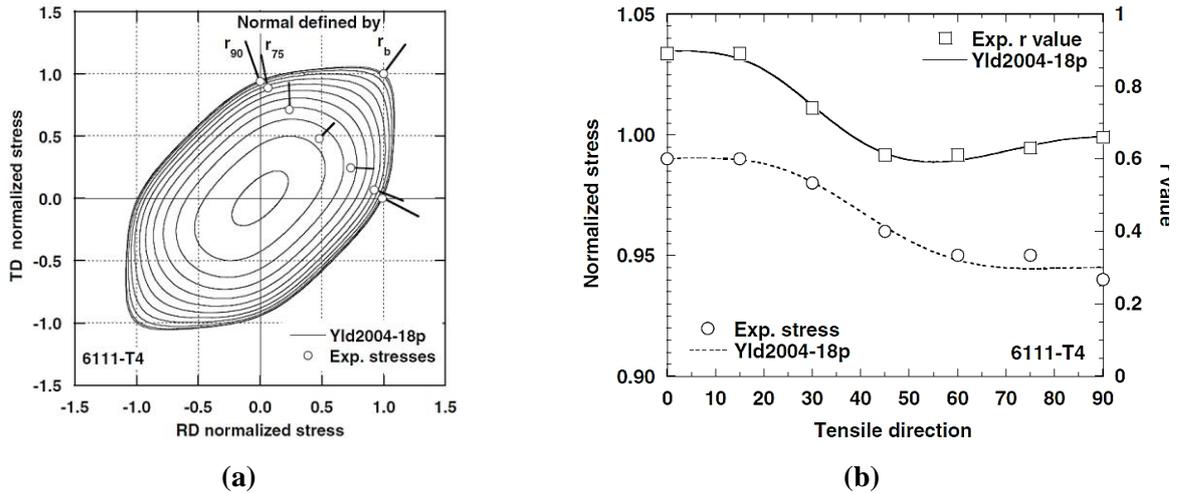


Figure II-3 : Aptitude de prédiction du comportement anisotrope de l'alliage Al6111-T4 donnée par le critère Yld-2004-18p (Barlat, et al., 2005)

En 2004, Bron a proposé un nouveau critère anisotrope (Bron, 2004) prenant, en théorie, mieux en compte le comportement des alliages d'aluminium. Ce critère de plasticité est une extension de la fonction donnée par Karafillis et Boyce en 1993 (Karafillis & Boyce, 1993) qui est elle-même une

extension de la fonction d'écoulement de Barlat 1991. Bron a montré que son critère permet une bonne prédiction du comportement anisotrope d'alliage 2xxx.

En 2005, Weiling Hu (Hu, 2005) a proposé un critère d'écoulement orthotrope écrit pour un état de contrainte général 3D. Il a mené une étude comparative entre son critère et deux autres critères de Barlat (Yld96 et Yld2000-2d) sur la prédiction du comportement d'un alliage d'aluminium 2xxx. Comme montré en Figure II-4, bien qu'une meilleure prédiction soit obtenue avec le critère Yld-2000-2d, le critère de Hu (noté *Proposed Yld* sur la figure ci-dessous) offre une prédiction acceptable tout en étant applicable à des problèmes 2D et 3D. L'intérêt de ce critère est de proposer un nombre de paramètres raisonnable et facilement identifiables. Le critère de Hu, noté par la suite Hu2005, semble ainsi le plus approprié à la problématique du projet.

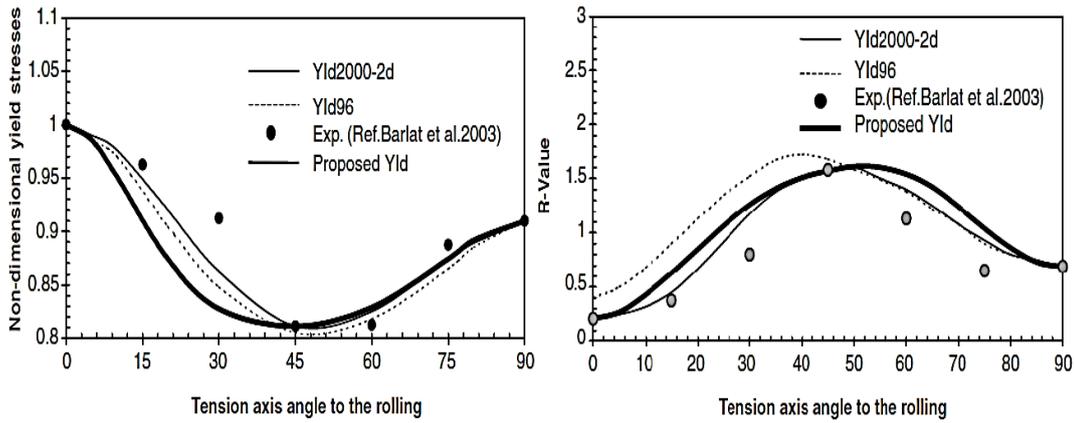


Figure II-4 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'alliage d'aluminium 2090-T3 (Hu, 2005)

La fonction de charge 3D de Hu2005 s'écrit comme suit en fonction des contraintes de Cauchy :

$$\begin{aligned}
 f = & X_1 (\sigma_{11} - \sigma_{33})^4 + X_2 (\sigma_{11} - \sigma_{33})^3 (\sigma_{22} - \sigma_{33}) + X_3 (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 \\
 & + X_4 (\sigma_{11} - \sigma_{33}) (\sigma_{22} - \sigma_{33})^3 + X_5 (\sigma_{22} - \sigma_{33})^4 + X_6 (\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) \\
 & \times \left[(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 - (\sigma_{11} - \sigma_{33})(\sigma_{22} - \sigma_{33}) \right] + X_7 (\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2)^2 - 1 = 0
 \end{aligned} \quad (II.22)$$

où les paramètres peuvent être exprimés par les équations présentées dans le Tableau II-2.

X_i	Équations	X_i	Équations
X_1	$\frac{1}{\sigma_0^4}$	X_5	$\frac{1}{\sigma_{90}^4}$
X_2	$-\frac{4R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4}$	X_6	$\frac{16}{(1+R_{45})\sigma_{45}^4} - \frac{2}{\sigma_b^4}$
X_4	$-\frac{4R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4}$	X_7	$\frac{1}{\sigma_0^4} + \frac{16R_{45}}{(1+R_{45})\sigma_{45}^4}$
X_3	$\frac{1}{\sigma_b^4} - \frac{1}{\sigma_0^4} - \frac{1}{\sigma_{90}^4} + \frac{4R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4} + \frac{4R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4}$		

Tableau II-2 : Équations des paramètres matériau de Hu2005

La contrainte équi-biaxiale peut être déterminé à partir de l'équation (II.23) donnée par Hu en 2005 (Hu, 2005).

$$\frac{R_0 - R_{90}}{(R_0 + R_{90})\sigma_b^4} = \frac{1 - R_{90}}{(1 + R_{90})\sigma_{90}^4} - \frac{1 - R_0}{(1 + R_0)\sigma_0^4} \quad (\text{II.23})$$

II.2.2 Évolution des caractéristiques plastiques

Lors de la mise en forme des matériaux métalliques, les principaux phénomènes physiques mis en jeu sont l'écroutissage et, pour des conditions thermomécaniques spécifiques, l'adoucissement.

II.2.2.1 Les mécanismes d'écroutissage

Au sens métallurgique, il s'agit d'une évolution de la microstructure qui est causée par l'augmentation de la densité de dislocations et qui se traduit par la formation de cellules d'écroutissage et de sous-grains.

Au sens mécanique, l'écroutissage est le durcissement du métal au cours de sa déformation irréversible (plastique par exemple). En effet, la déformation plastique d'une pièce métallique se fait par le mouvement des dislocations qui se multiplient selon le mécanisme de Frank et Read. La perte de mobilité des dislocations entraîne une évolution de la limite élastique et une augmentation de la résistance du matériau à la déformation et donc de la dureté, ce qui constitue l'écroutissage. La déformation plastique ϵ^p est reliée à la densité de dislocations mobiles ρ_m par la relation (II.24) de Bailey-Orowan (Ojediran & Ajaja, 1988).

$$\epsilon^p = \alpha_1 \rho_m b L \quad (\text{II.24})$$

où α_1 est une constante, b le module du vecteur de Burgers et L le libre parcours moyen des dislocations.

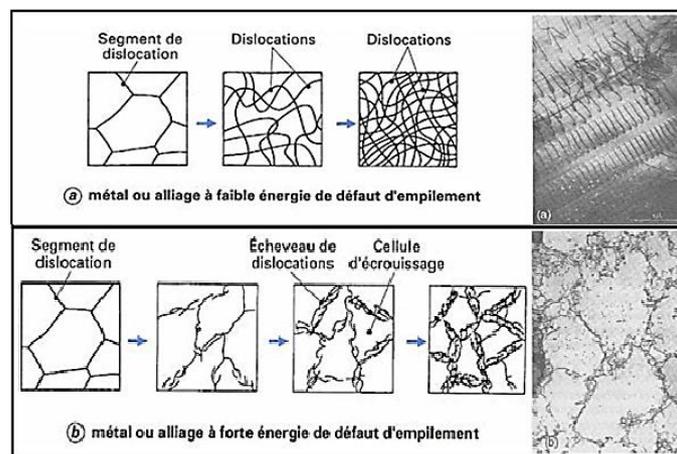


Figure II-5 : Représentation schématique (Montheillet, 1996) et observation MET (Verlinden, et al., 2007) des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid

L'observation par microscopie électronique en transmission de la structure du métal écrouti amène à distinguer deux cas de distribution des dislocations :

- Dans les métaux à faible énergie de défaut d'empilement (quelques 10^{-2} J/m², comme le cuivre, les laitons, les aciers austénitiques) (Figure II-5a), les dislocations sont réparties de manière relativement homogène.
- Dans les métaux à forte énergie de défaut d'empilement (quelques 10^{-1} J/m², comme l'aluminium, le fer α , les aciers ferritiques) (Figure II-5b), on observe la formation de cellules d'écroutissage : les dislocations se rassemblent en écheveaux délimitant des zones de cristal à

peu près dépourvues de défauts. Lorsque la déformation augmente, les cellules deviennent plus petites et tendent vers une taille limite. Elles présentent entre elles de faibles désorientations cristallographiques qui augmentent avec la déformation. Simultanément, les écheveaux deviennent plus épais et plus enchevêtrés.

Cette structure cellulaire, que l'on retrouvera dans le cadre de la déformation à chaud, correspond à un minimum de l'énergie élastique stockée pour une densité de dislocations donnée. Toutefois, sa formation suppose une mobilité suffisante des dislocations. Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement, la dissociation des dislocations en paires de dislocations partielles limite leur mouvement en rendant plus difficile, par exemple, le glissement dévié, ce qui explique l'absence de cellules d'écroutissage.

II.2.2.2 Les mécanismes d'adoucissement

II.2.2.2.1 Phénomènes de restauration et de recristallisation dynamique

L'adoucissement peut être statique, pendant le recuit après écroutissage ($\sigma=0, \dot{\epsilon}=0$), ou dynamique ($\sigma \neq 0$), pendant la mise en forme. Ce paragraphe s'intéresse à l'adoucissement dynamique. Deux principaux phénomènes sont observés à ce stade, selon la valeur de l'énergie de défaut d'empilement, la restauration et la recristallisation dynamique.

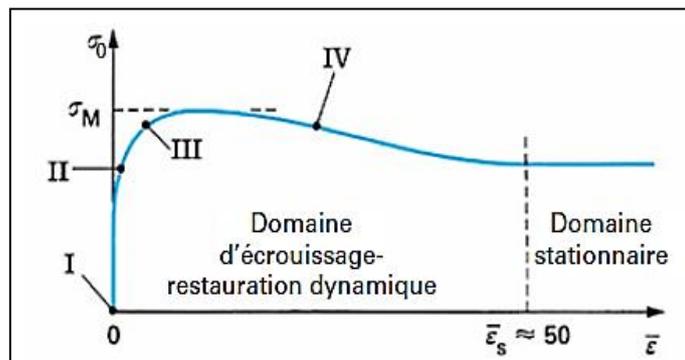


Figure II-6 : Courbe contrainte-déformation des métaux ou alliages à forte énergie d'empilement dans le domaine de la mise en forme à chaud (Montheillet, 2009)

- Dans les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement, un domaine d'écroutissage apparaît au début de la courbe contrainte-déformation (Figure II-6), suivi d'un maximum relativement peu accentué et un lent adoucissement conduisant à un domaine stationnaire, obtenu après une déformation très élevée ($\bar{\epsilon} > 20$), dans lequel la contrainte d'écoulement reste constante. Le processus de restauration dynamique continue (RDC) est l'origine d'un tel comportement.

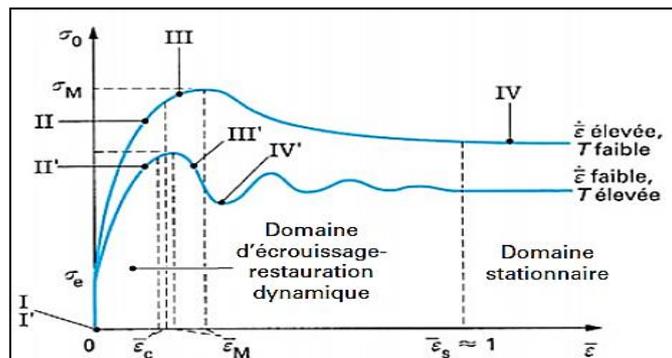


Figure II-7 : Courbe contrainte-déformation des métaux ou alliages à faible énergie d'empilement dans le domaine de la mise en forme à chaud (Montheillet, 2009)

- Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement (Figure II-7), la phase d'écroutissage est généralement suivie d'un maximum unique, plus prononcé que dans le cas précédent. Le régime stationnaire est atteint pour des déformations beaucoup plus faibles ($\bar{\epsilon} < 1$). De plus, aux faibles vitesses de déformation et aux températures élevées, le palier stationnaire n'est atteint qu'après une série d'oscillations d'amplitude décroissante. Ce comportement est lié au processus de recristallisation dynamique discontinue (RDD).

II.2.2.2.2 Restauration dynamique

À des niveaux modérés de déformations ($\bar{\epsilon} < 1$), la combinaison des processus d'écroutissage et de restauration dynamique se traduit par une évolution microstructurale analogue à la formation des cellules d'écroutissage observée lors de la déformation à froid (on a une augmentation de la densité de dislocation dans ce domaine).

Ainsi une partie de dislocations peut être éliminée soit au cours d'annihilations par paires, soit par absorption dans les joints de grains. Simultanément, les dislocations s'organisent en sous-joints subdivisant les grains initiaux en sous-grains. Les transformations microstructurales dans le domaine des déformations faibles ou modérées résultent donc d'un équilibre entre l'écroutissage (création des dislocations) et la restauration dynamique (réarrangement et annihilation continu des dislocations (Figure II-8)).

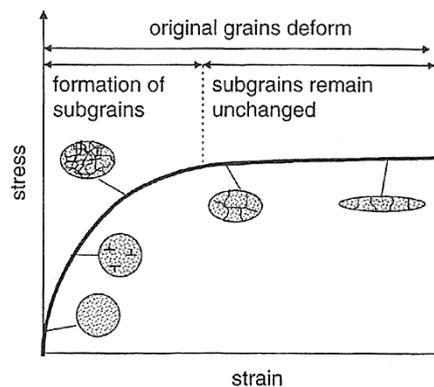


Figure II-8 : Évolution de la microstructure durant la déformation à chaud d'un matériau subissant de la restauration (Verlinden, et al., 2007)

II.2.2.2.3 Recristallisation dynamique

En science des matériaux, le terme recristallisation désigne une réorganisation de la structure cristalline qui a lieu à l'état solide. Elle est précédée par la restauration.

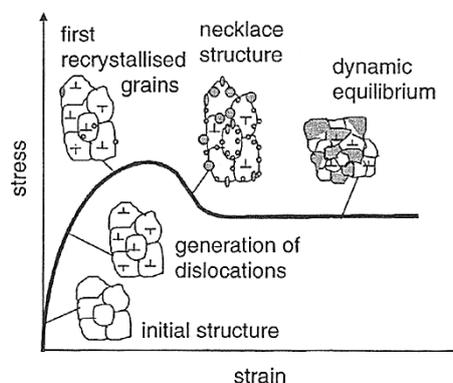


Figure II-9 : Évolution de la microstructure durant la déformation à chaud d'un matériau subissant de la recristallisation (Verlinden, et al., 2007)

La déformation plastique d'un matériau s'accompagne de la création de dislocations. Ces dislocations représentent un « stock d'énergie élastique ». Lorsque la température est suffisante, les dislocations deviennent spontanément mobiles et provoquent une réorganisation de la structure cristalline, en deux étapes : restauration puis recristallisation (Figure II-9).

La recristallisation est décrite, du point de vue local, par le mouvement des atomes lors du passage d'une dislocation. Le placement obtenu par ces petits mouvements, de l'ordre de quelques distances interatomiques, donne un réseau cristallin similaire, mais orienté différemment de l'origine. Les joints de grains changent de position également. On a donc une germination de nouvelles cristallites puis croissance d'une nouvelle cristallite aux dépens de la structure en place. Ce phénomène s'accompagne de l'élimination de dislocations, on a donc une annulation de l'écroutissage, donc un attendrissement du matériau.

II.2.2.3 Les lois d'écoulement plastique

Les lois d'écoulement plastique permettent de décrire macroscopiquement l'évolution de la contrainte lors de la déformation plastique que ce soit lors d'un écroutissage ou lors d'un adoucissement.

Les principaux types d'écrouissage sont illustrés schématiquement sur la Figure II-10. Ils sont intrinsèquement liés aux modes d'évolution de la limite élastique du matériau et de ce fait de la surface de charge. L'écrouissage isotrope se traduit géométriquement par une dilatation de la surface de charge et l'écrouissage cinématique est représenté par une translation de cette dernière. La combinaison des deux mécanismes est aussi possible.

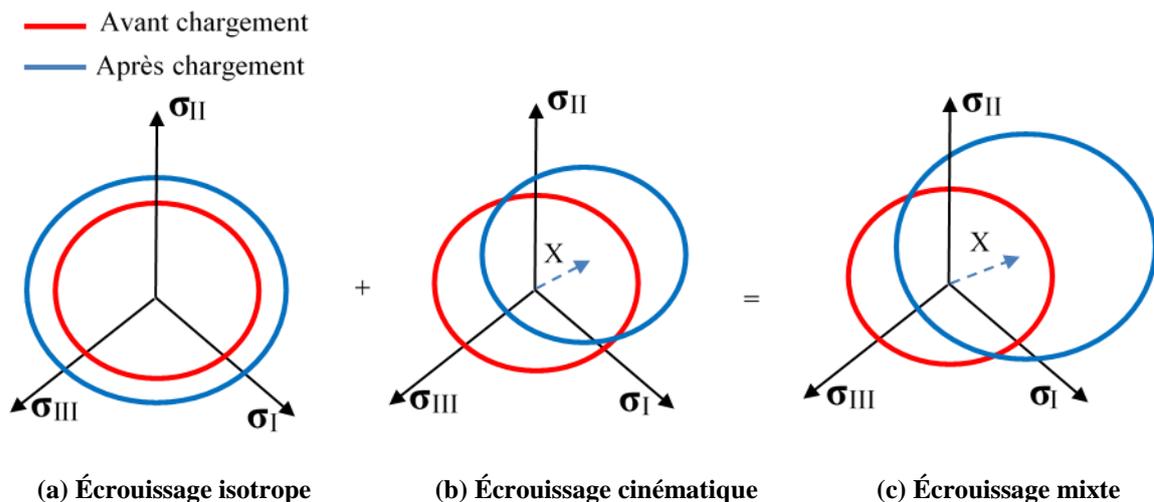


Figure II-10 : Illustration des principaux types d'écrouissage en espace tridimensionnel de contraintes

II.2.2.3.1 Modélisation de l'écrouissage isotrope

La loi d'écrouissage isotrope modélise l'évolution de la taille du domaine d'élasticité avec la déformation plastique et définit l'évolution de la variable scalaire d'écrouissage « R » lors du trajet de déformation. Cette évolution n'aura lieu que lorsque l'état de contrainte se situe sur la surface de charge. Des lois peuvent être utilisées pour définir cette évolution (Gronostajski, 2000). On peut supposer que l'évolution de R, pour caractériser l'écrouissage isotrope d'un alliage d'aluminium, suit l'une de ces lois.

Une loi possible est celle proposée par Ludwik (II.25) (Ludwik, 1909) qui se présente sous la forme de la somme de la limite d'élasticité avec la loi d'Hollomon (Hollomon, 1945) :

$$\sigma = \underbrace{\sigma_0}_{\text{Limite d'élasticité}} + \underbrace{K(\bar{\varepsilon}^p)^n}_{\text{Loi d'Hollomon}} \quad (\text{II.25})$$

où K et n sont deux paramètres propres au matériau et $\bar{\varepsilon}^P$ la déformation plastique équivalente. La déformation plastique équivalente est définie par la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon}^P = \int \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^P : \dot{\varepsilon}^P} \quad (\text{II.26})$$

Certains aluminiums suivent plutôt la loi d'écrouissage isotrope de type Voce (Voce, 1948) :

$$\sigma = \underbrace{\sigma_0}_{\text{Limité d'élasticité}} + \underbrace{Q_\infty (1 - \exp(-b_0 \bar{\varepsilon}^P))}_{\text{Loi de Voce}} \quad (\text{II.27})$$

où Q_∞ et b_0 sont les paramètres d'écrouissage de la loi de Voce.

Cette dernière loi représente une contrainte seuil qui est égale à $\sigma_0 + Q_\infty$. Contrairement à celle de Ludwik où la contrainte continue toujours à monter (Figure II-11).

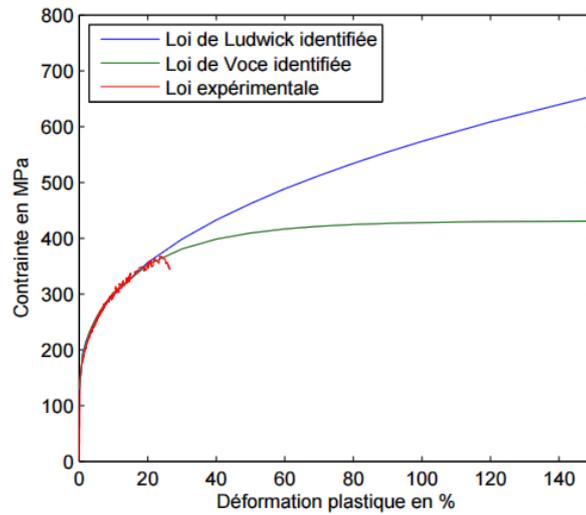


Figure II-11 : Comparaison entre les lois d'écrouissage et les résultats expérimentaux obtenus à partir d'un essai de traction sur un alliage d'aluminium AA5086 (Belchior, et al., 2011)

Parmi aussi les premiers modèles proposés, il est possible de trouver le modèle de Prager (II.28) (Prager, 1955) et le modèle de Swift (II.29) (Swift, 1952).

$$\sigma = \sigma_0 + \tanh\left(\frac{E\varepsilon}{\sigma_0}\right) \quad (\text{II.28})$$

$$\sigma = \sigma_0 (\varepsilon + \varepsilon_0)^n \quad (\text{II.29})$$

Balieu et al. ont proposé en 2014 une loi d'écrouissage isotrope non linéaire (Balieu, et al., 2014) ayant la forme ci-après (II.30). Cette fonction est purement phénoménologique mais présente l'intérêt de pouvoir prédire de l'écrouissage comme de l'adoucissement.

$$R(k) = Q_1 k \exp(-b_1 k) + Q_2 (1 - \exp(-b_2 k)) + b_3 k^3 + b_4 k^2 + b_5 k \quad (\text{II.30})$$

où k est la déformation plastique et $Q_1, Q_2, b_1, b_2, b_3, b_4$ et b_5 sont des paramètres matériau.

Balieu et al. (Balieu, et al., 2013) ont montré que cette loi d'écrouissage permet de prédire deux comportements de matériau différents : un qui s'écrouit et l'autre qui s'adoucit (Figure II-12).

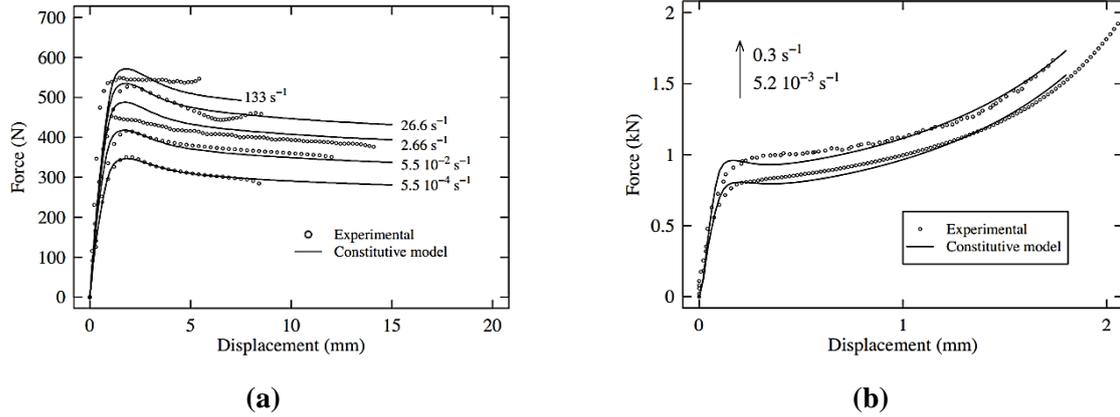


Figure II-12 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques (basé sur le modèle de Balieu) d'un essai de traction d'un polypropylène avec différentes vitesses de déformation

II.2.2.3.2 Modélisation de l'écouissage cinématique

La loi d'écouissage cinématique décrit une translation de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Cela signifie qu'il y a un durcissement dans certaines directions, mais un adoucissement dans d'autres directions. Cela correspond à l'effet Bauschinger qui n'est pas pris en compte lorsqu'on emploie l'écouissage isotrope. Elle est caractérisée par la variable tensorielle \mathbf{X} définissant la position du centre de la surface seuil. Lorsqu'elle est prise en compte, la fonction de charge s'écrit :

$$f = f(\sigma, \mathbf{X}) - R \quad (\text{II.31})$$

Différents modèles d'écouissage cinématique existent dans la littérature : les deux principaux sont le modèle linéaire de Prager et le modèle non linéaire de Lemaître Chaboche.

Le modèle de Prager (Prager, 1949) est décrit par l'équation (II.32) qui représente un écouissage cinématique linéaire introduisant un coefficient de proportionnalité C_0 entre la variation temporelle du tenseur d'écouissage cinématique $\dot{\mathbf{X}}$ et le tenseur des vitesses de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^P$.

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{2}{3} C_0 \dot{\varepsilon}^P \quad (\text{II.32})$$

Le modèle de Lemaître Chaboche a été initialement introduit par Armstrong et Frederick (Armstrong & Frederick, 1966), puis développé par la suite par Chaboche (Chaboche, 1989) (II.33). L'inconvénient du modèle de Prager a été levé par un terme de rappel qui introduit un effet de mémoire évanescence du trajet de déformation (Armstrong & Frederick, 1966).

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\varepsilon}^P - \gamma \mathbf{X} \dot{p} \quad (\text{II.33})$$

où C et γ sont deux coefficients dépendants du matériau.

II.2.2.3.3 Modélisation de l'écouissage mixte

L'écouissage mixte est la combinaison des deux types d'écouissage précédents. La surface de charge, dans ce cas, change de taille et se déplace dans l'espace des contraintes.

Tang et al. (Tang, et al., 2010) ont réalisé une comparaison entre quatre types d'écouissage avec l'utilisation de trois critères de plasticité pour prédire le retour élastique de l'alliage d'aluminium 6022-T4 après mise en forme (Figure II-13). Un modèle de pliage a été utilisé pour cette étude.

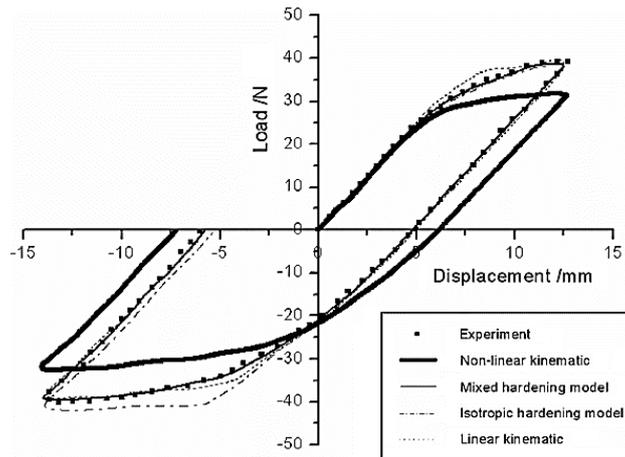


Figure II-13 : Comparaison entre la simulation numérique sur ABAQUS de 4 modes d'écrouissage et les résultats expérimentaux de l'alliage d'aluminium 6022-T4

Les quatre types d'écrouissage considérés étaient : un écrouissage isotrope, un écrouissage cinématique linéaire, un écrouissage cinématique non-linéaire et un écrouissage mixte (isotrope de Lemaître et Chaboche et cinématique de Chaboche). Les trois critères de plasticité étudiés étaient : les critères de von Mises, de Hill48 et celui de Barlat91. Une bonne prédiction a été remarquée avec l'écrouissage mixte et le critère de Barlat et leurs résultats montrent que la prise en considération de l'effet Bauschinger est essentielle pour prédire le retour élastique dans les alliages d'aluminium à haute anisotropie.

Un travail similaire a été mené par Taherizadeh et al. (Taherizadeh, et al., 2009) qui ont utilisé le critère de plasticité anisotrope de Hill48 avec un écrouissage cinématique non-linéaire d'Armstrong-Frederick (Armstrong & Frederick, 1966) ou un écrouissage isotrope (Figure II-14).

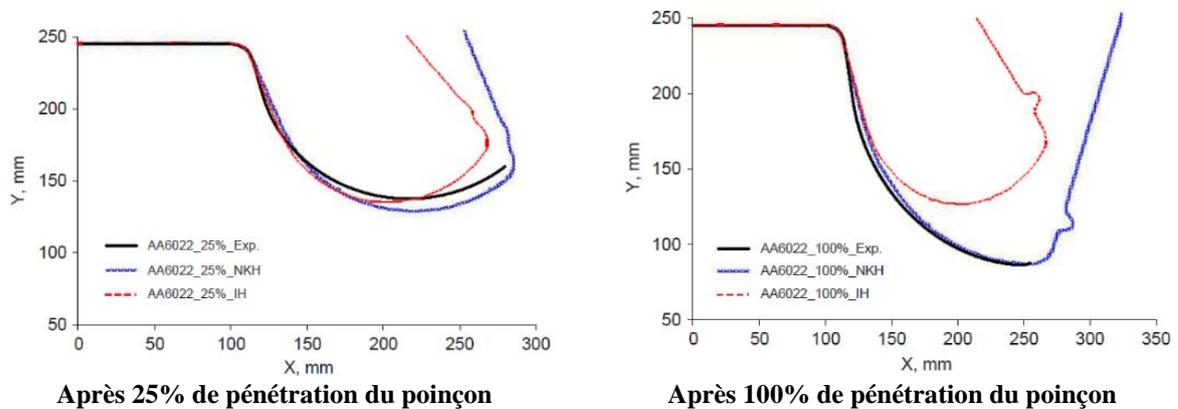


Figure II-14 : Comparaison entre les résultats de simulation numériques et expérimentaux de la mise en forme de l'alliage 6022-T4

Ils ont montré que les résultats des simulations avec le modèle d'écrouissage isotrope surestiment les données expérimentales et que le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire est en mesure de prédire à la fois la courbure de la paroi latérale et l'angle de flanc avec plus de précision.

II.3 La visco-élasticité et visco-plasticité

En visco-élasticité tout comme en visco-plasticité, le comportement du matériau présente une dépendance au temps et à la température. On parle de visco-élasticité lorsqu'après décharge, aucune déformation résiduelle ne subsiste après un certain temps (phénomène de retard), et de visco-plasticité lorsqu'après décharge, une déformation résiduelle est toujours présente. Divers types de chargements permettent de souligner cette dépendance au temps dont :

- L'essai de fluage : sous charge constante, la déformation évolue ;
- L'essai de relaxation : à déformation constante, la contrainte varie.

II.3.1 Le fluage : essais et modélisation

II.3.1.1 Le comportement en fluage

Au-delà d'un certain niveau de température ($> 0.2 \times T_F$ avec T_F température de fusion), un métal peut se déformer progressivement et même se rompre au bout d'un temps plus ou moins long (de quelques heures à plusieurs dizaines de milliers d'heures) lorsqu'il est soumis à une charge de traction constante (souvent inférieure à sa limite d'élasticité). Cette évolution est la conséquence d'un autre processus de déformation plastique à chaud appelé « fluage ». Ce phénomène est d'autant plus rapide que la température est élevée et la charge grande. Le chargement en fluage caractérise le comportement viscoélastique du matériau. En effet, la théorie de la viscoélasticité est appliquée aux matériaux qui présentent des effets élastique et visqueux par le stockage de l'énergie interne et la dissipation en déformation instantanément.

Il existe en générale trois stades de fluage (Saint-Antonin, 1995) : primaire, secondaire et tertiaire comme le montre la Figure II-15.

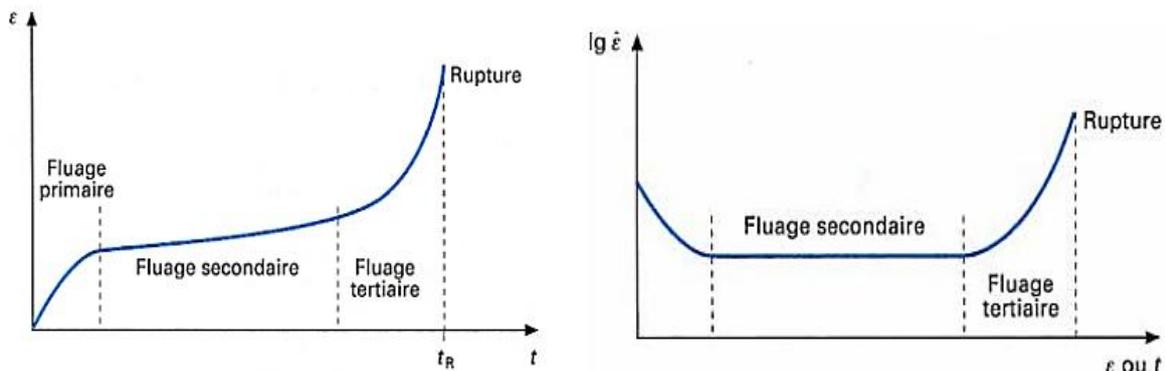


Figure II-15 : Différentes stades de fluage

- Fluage primaire

Le fluage primaire est observable qu'à basse température $T < 0.3 T_F$. A ce stade, la vitesse de déformation diminue avec le temps, ce qui correspond à une augmentation de la résistance du matériau. Il est à noter qu'il y a une tendance à la formation de cellules de dislocations.

- Fluage secondaire

Pendant cette étape, la vitesse de déformation est presque constante avec le temps. L'établissement de ce stade correspond à la présence d'une sous-structure de dislocations parfaitement formée (Figure II-16) suite à leur libération, par diffusion des atomes et leur franchissement des obstacles, par changement de plan de glissement : mécanisme de montée des dislocations.

Ce stade est le plus important en termes de dimensionnement et étude de la formabilité.

- Fluage tertiaire

À ce stade, la vitesse de déformation croît rapidement avec le temps jusqu'à la rupture ductile. L'augmentation de la vitesse de fluage à cette étape est le résultat du phénomène d'endommagement et de la striction macroscopique. L'endommagement désigne l'apparition de cavités et de fissures dans le matériau, surtout au niveau des joints de grain. La cavitation est caractérisée par trois stades (Figure II-22) : germination, croissance et coalescence.

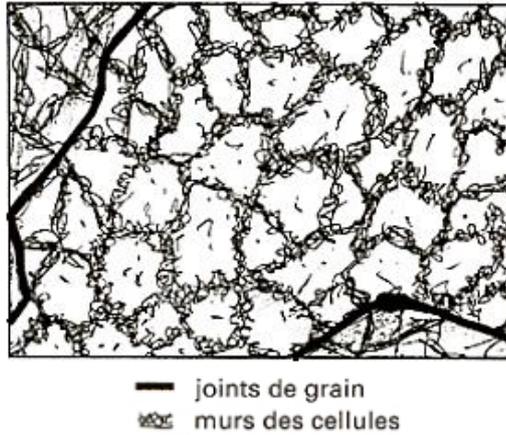


Figure II-16 : Schéma d'une structure cellulaire (Saint-Antonin, 1995)

II.3.1.2 La modélisation du fluage

Plusieurs modèles ont été proposées pour modéliser les mécanismes de fluage que ce soit par des fonctions puissance ou exponentielle ou bien une combinaison de deux.

Il est tout d'abord possible de faire référence au modèle de Bailey-Norton (Betten, 2008) (II.34).

$$\dot{\epsilon}_{th} = A \bar{\sigma}^n t^m \quad (II.34)$$

A, n et m sont les paramètres matériau à identifier et $\dot{\epsilon}_{th}$ la vitesse de déformation théorique. Cette loi relativement facile à identifier permet de modéliser avec une bonne précision le fluage secondaire. Elle est souvent utilisée pour décrire le fluage des métaux et en particulier celui des alliages d'aluminium.

Maximov et al. (Maximov, et al., 2014) ont étudié l'influence de la température (entre 150°C et 200°C) et de la contrainte (entre 185MPa et 225MPa) sur le comportement au fluage de l'alliage 2024-T3. Les résultats numériques obtenus avec le modèle de Bailey-Norton et un autre modèle constitutif développé dans le cadre de leurs travaux ont été comparés avec les résultats expérimentaux d'un essai de fluage à chaud (Figure II-17). Cette comparaison montre une très bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux en termes de fluage primaire ainsi que secondaire.

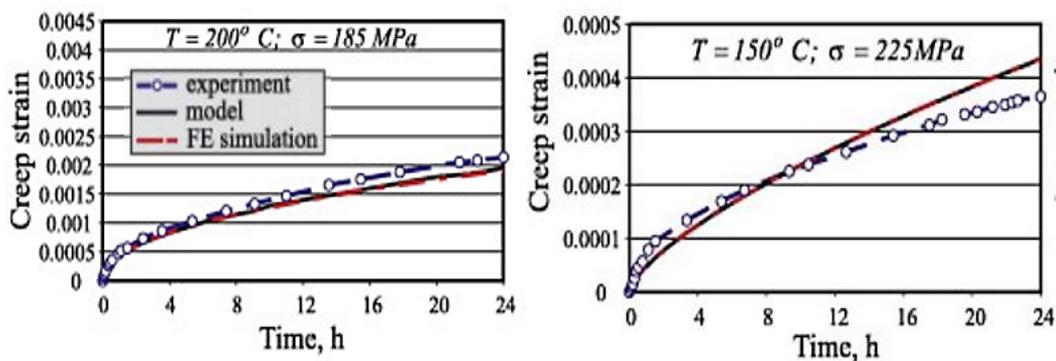


Figure II-17 : Comparaison du modèle constitutif (model) avec des résultats expérimentalement et avec les résultats numériques de la simulation de l'essais de fluage (FE simulation) de l'alliage 2024-T3 (Maximov, et al., 2014)

D'autres lois fréquemment rencontrées sont des lois faisant intervenir l'expression d'Arrhenius afin de prendre en compte l'effet de la température, comme illustré en équation (II.35). L'expression

d'Arrhenius est couplée à un terme $\dot{\varepsilon}_d$ qui est un paramètre de dimension qui peut être soit identique à la loi de Bailey-Norton soit un sinus hyperbolique, comme proposé en (II.36). La loi (II.36) permet d'ailleurs de représenter la variation de la vitesse de déformation sur une large plage de contraintes (même supérieures à la limite d'élasticité).

$$\dot{\varepsilon}_{th} = \dot{\varepsilon}_d \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{II.35})$$

$$\dot{\varepsilon}_{th} = A [\sinh(\alpha\bar{\sigma})]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{II.36})$$

Il est possible d'utiliser des lois plus complexes afin de décrire les différents modes de fluage. C'est le cas de la loi θ -projection (II.37). Grâce à ses nombreux paramètres, elle tient compte des différents stades de fluage y compris du fluage tertiaire en fonction de la température et de la contrainte appliquée. Elle permet une bonne prédiction du comportement au fluage pour les métaux et en particulier pour les alliages d'aluminium. Lin et al. (Lin, et al., 2012) ont étudié le comportement au fluage de l'alliage d'aluminium Al-Cu-Mg à une température de 260°C avec différentes contraintes (120, 140 et 160 MPa). Ils ont montré que la loi θ projection a une bonne capacité de prédiction des résultats expérimentaux, comme le montre la Figure II-18.

$$\varepsilon_{th} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \theta_1(1 - \exp(-\theta_2 t)) + \theta_3(\exp(-\theta_4 t) - 1) \quad (\text{II.37})$$

Où θ_1 et θ_3 quantifie respectivement les déformations primaires et tertiaires. Alors que θ_2 et θ_4 sont des paramètres de vitesse régissant respectivement, les courbures des composants primaires et tertiaires.

avec

$$\left\{ \begin{array}{l} \theta_1 = G_1 \exp H_1 \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right) \\ \theta_2 = G_2 \exp \left(-\frac{Q - H_2 \sigma}{RT} \right) \\ \theta_3 = G_3 \exp H_3 \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right) \\ \theta_4 = G_4 \exp \left(-\frac{Q - H_4 \sigma}{RT} \right) \end{array} \right.$$

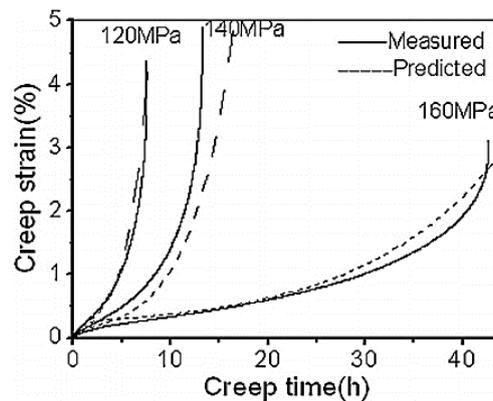


Figure II-18: Comparaisons entre les résultats de prédiction et expérimentaux du fluage de l'alliage Al-Cu-Mg à 260°C pour différentes contraintes

II.3.2 La relaxation : essais et modélisation

II.3.2.1 Le comportement en relaxation

Le phénomène de relaxation correspond à une décroissance de la contrainte en fonction du temps, lorsqu'une déformation constante est appliquée sur le matériau. Ce phénomène permet, entre autres la diminution des contraintes résiduelles au sein du matériau mis en forme. Il garantit ainsi, lorsqu'il est contrôlé, la qualité dimensionnelle. Dans les métaux, la relaxation est significative à des niveaux de températures supérieures à $0.2 \times T_F$ (où T_F est la température de fusion de l'alliage considéré). La relaxation peut apparaître soit dans le domaine élastique (viscoélasticité), ou bien dans le domaine plastique (viscoplasticité). L'intérêt des essais de relaxation est qu'ils permettent d'effectuer des mesures à des vitesses de déformation très faibles, d'un ordre de grandeur au moins inférieur à celles obtenues lors d'essais de fluage.

La déformation totale ε_t qui dans ce cas est fixée correspond à la somme d'une déformation élastique ε_e et une déformation plastique ε_p :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (\text{II.38})$$

En dérivant la relation précédente par rapport au temps, on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_t = \dot{\varepsilon}_e + \dot{\varepsilon}_p \quad (\text{II.39})$$

La déformation étant maintenue constante pour un essai $\dot{\varepsilon}_t = 0$ ce qui implique :

$$\dot{\varepsilon}_e = -\dot{\varepsilon}_p \quad (\text{II.40})$$

La déformation élastique est liée à la contrainte par la loi de Hooke :

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (\text{II.41})$$

Ainsi, après dérivation par rapport au temps et avec l'équation (II.40) on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_p = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \quad (\text{II.42})$$

La vitesse de déformation plastique est proportionnelle à la vitesse de décroissance de la contrainte. Pour des durées suffisamment grandes la contrainte tend généralement vers une contrainte seuil.

II.3.2.2 La modélisation de la relaxation

Des modèles rhéologiques simples sont utilisés pour représenter ce comportement : ils combinent des éléments mécaniques (ressort, amortisseur...) de telle sorte à reproduire la réponse unidimensionnelle du matériau. On trouve par exemple les modèles de Maxwell (Figure II-19a) et de Zener (Figure II-19b) qui permettent de représenter la relaxation dans le domaine élastique. Ces modèles utilisent des ressorts, qui symbolisent l'élasticité linéaire, et des amortisseurs, qui schématisent la viscosité linéaire ou non-linéaire. Les équations différentielles, du modèle de Maxwell et de Zener, sont données respectivement par l'équation (II.43) et (II.44).

Pour des chargements supérieurs à la limite d'élasticité, Bingham a proposé un modèle rhéologique contenant en plus un patin (phases adhérence/frottement de Coulomb), qui modélise l'apparition de déformation permanentes, afin de construire des modèles élasto-viscoplastiques (Figure II-19c). La solution de ce modèle est donnée par l'équation (II.45). D'autres modèles peuvent, bien entendu, être envisagés telle qu'une loi en sinus hyperbolique (II.36).

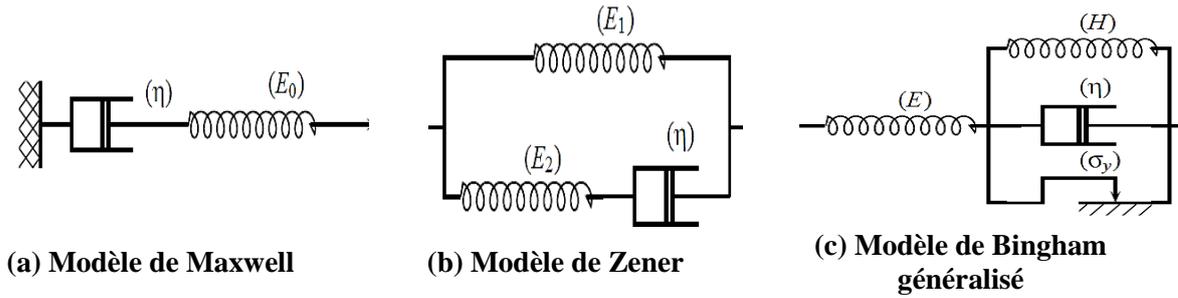


Figure II-19 : Modèles rhéologiques

$$\sigma(t) = E_0 \varepsilon_0 \exp\left(-\frac{E_0}{\eta} t\right) \quad (\text{II.43})$$

$$\sigma(t) = \frac{E_2 \varepsilon_0}{E_1 + E_2} \left(E_1 + E_2 \exp\left[-\frac{E_1 + E_2}{\eta} t\right] \right) \quad (\text{II.44})$$

$$\sigma(t) = \sigma_y \frac{E}{E + H} \left(1 - \exp\left[-\frac{t}{\tau_r}\right] \right) + \frac{E \varepsilon_0}{E + H} \left(H + E \exp\left[-\frac{t}{\tau_r}\right] \right) \quad (\text{II.45})$$

avec $\tau_r = \frac{\eta}{E} + H$ le temps caractéristique de relaxation.

II.3.3 Les modèles de comportement visqueux

Les lois présentées précédemment sont propres à la modélisation des essais de fluage ou de relaxation. Toutefois, il existe des modèles permettant également de décrire de manière plus globale le comportement visqueux d'un matériau en fonction de la température. Le Tableau II-3 résume ces modèles (empiriques, semi-physiques et physiques) considérés lors de l'étude bibliographique.

Modèle	Nombre de paramètres	Matériau	Aptitude de prédiction	Références
Lurdos et Motheillet	11	2017-T4	++	(Lurdos, 2008) et (Hor, 2011)
Johnson-Cook	5	2017-T4	--	(Johnson & Cook, 1983) et (Hor, 2011)
Johnson-Cook modifié par Bäker	10	2017-T4	-	(Bäker, 2006) et (Hor, 2011)
Johnson-Cook modifié par Coupard	5	2017-T4	-	(Calamaz, 2008) et (Hor, 2011)
Arrhenius	5	7050	++	(Li, et al., 2012)
		2124-T851	++	(Lin, et al., 2010)
		1070	++	(Ashtiani, et al., 2012)
Zerilli-Armstrong	5	2017-T4	-	(Zerilli & Armstrong, 1987) et (Hor, 2011)
Anand	13	2017-T4	++	(Brown, 1987) et (Hor, 2011)

Tableau II-3 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différentes lois de comportement

Les mêmes critères de choix que ceux utilisés pour les critères de plasticité sont employés pour sélectionner les lois de comportement conduisant à une bonne prédiction du comportement visqueux

des alliages d'aluminium. Cette démarche aboutit à présélectionner des formalismes basés sur la loi d'Arrhenius.

L'équation d'Arrhenius est largement utilisée pour décrire la relation entre la vitesse de déformation, la contrainte d'écoulement et la température, en particulier à des températures élevées. En outre, les effets de la température et de la vitesse de déformation sur les comportements de déformation peuvent être représentés par le paramètre de Zener-Hollomon (Zener & Hollomon, 1944) au travers de fonctions puissance. La loi hyperbolique de type Arrhenius permet de meilleures approximations entre le paramètre de Zener-Hollomon et la contrainte d'écoulement (Li, et al., 2012).

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{II.46})$$

$$\dot{\epsilon} = A F(\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{II.47})$$

où

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^n & \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n & \text{for all } \sigma \end{cases} \quad (\text{II.48})$$

σ est la contrainte d'écoulement (MPa) à une déformation donnée, R est la constante universelle des gaz parfaits ($8.31 \text{ J.mol}^{-1}\text{K}^{-1}$), T est la température absolue (K), $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation, Q est l'énergie d'activation de la déformation à chaud (KJ.mol^{-1}) et A, α et n sont les constantes du matériau, $\alpha = \frac{\beta}{n}$. En général et pour une bonne prédiction du comportement, les paramètres α , n, Q, $\ln A$ et β sont exprimés en fonction de la déformation, permettant ainsi la compensation en déformation, le plus souvent par des fonctions polynomiales. Plusieurs auteurs ont utilisé ce modèle pour caractériser le comportement visqueux d'alliages légers à haute température.

Jiang Li et al. (Li, et al., 2012) ont modélisé le comportement d'écoulement de ce matériau à haute température en considérant la compensation de la déformation avec le modèle d'Arrhenius ($T = 300, 350, 400$ et 450°C et $\dot{\epsilon} = 10^{-3}, 10^{-2}, 10^{-1}$ et 1 s^{-1} jusqu'à une déformation de 0,8).

Une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques est présentée sur la Figure II-20.

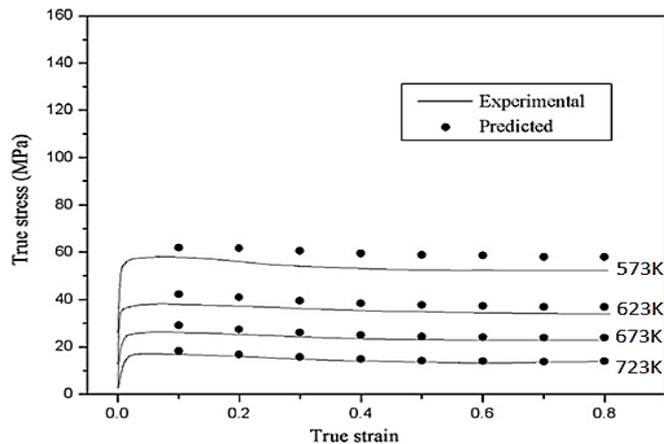


Figure II-20 : Comparaison entre un résultat expérimental et le modèle d'Arrhenius pour l'alliage d'aluminium 7050

Cette analyse des comportements visqueux a montré que la déformation a une influence significative sur les paramètres des modèles. Les courbes contrainte-déformation ont mis en évidence que la contrainte d'écoulement est sensible à la vitesse de déformation et à la température pour l'alliage 7050. Une bonne corrélation est obtenue avec l'approche retenue ($R = 0,922$) en utilisant des polynômes d'ordre cinq pour représenter l'influence de la déformation sur les constantes du matériau.

Une excellente prédiction est assurée par ce modèle sous la plupart de conditions étudiées pour l'alliage d'aluminium 7050 (erreur moyenne absolue = 6,28%).

Y.C. Lin et al. (Lin, et al., 2010) ont modélisé le comportement d'écoulement de l'alliage d'aluminium 2124-T851 à haute température ($T= 380, 410, 440$ et 470°C et $\dot{\epsilon}= 10^{-2}, 10^{-1}, 1$ et 10 s^{-1}). Ce modèle prédit bien le comportement de ce type d'alliage sous les conditions thermomécaniques étudiées (l'erreur maximale absolue est de 5,911%).

H.R. Rezaei Ashtiani et al. (Ashtiani, et al., 2012) ont étudié le comportement d'écoulement de l'aluminium commercial AA1070 à haute température ($T= 350, 450$ et 500°C et $\dot{\epsilon}= 5.10^{-3}, 5.10^{-2}$ et 5.10^{-1} s^{-1}). Ils ont remarqué que la contrainte d'écoulement décroît en fonction de la température et s'accroît en fonction de la vitesse de déformation. Ce comportement peut, ainsi être représenté par le paramètre de Zener-Hollomon en utilisant une équation hyperbolique sinusoïdale.

Dans cette étude les auteurs ont constaté que la déformation a une influence significative sur les paramètres du modèle. Une bonne prédiction du comportement sous toutes les conditions à l'exception de deux configurations ($T= 450$ et 500°C avec une $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ s}^{-1}$) a été trouvée. Le niveau de précision obtenu avec ce modèle, avec un coefficient de corrélation de 99,2%, est particulièrement intéressant. Il permet d'envisager son utilisation dans la simulation de la mise en forme à chaud de l'alliage d'aluminium AA1070.

II.4 L'endommagement

II.4.1 Avant-propos

Les modèles des comportements des deux alliages d'aluminium étudiés devront prendre à terme en compte les phénomènes d'endommagement. Le développement de ces approches ne fait pas explicitement partie des objectifs opérationnels du projet METAFOR. Des analyses prospectives (bibliographie, essais préliminaires et identification de certains paramètres) ont cependant été conduites. Elles ont pour objectif de proposer les modèles d'endommagement les plus appropriés à la description du comportement des deux alliages lors de leur mise en forme par les différents procédés considérés. Le développement détaillé ainsi que l'implémentation des lois d'endommagement dans les modèles matériau s'inscrivent donc dans les perspectives du projet, et sont programmés dans la continuité de ces travaux de thèse.

II.4.2 Les mécanismes d'endommagement

L'endommagement est caractérisé par la formation de microfissures ou de microcavités au sein d'un matériau soumis à un chargement. Ce mécanisme apparaît au cours de l'évolution des propriétés plastiques du matériau. Il précède la rupture macroscopique. Il existe quatre modes de rupture macroscopiques (Figure II-21) :

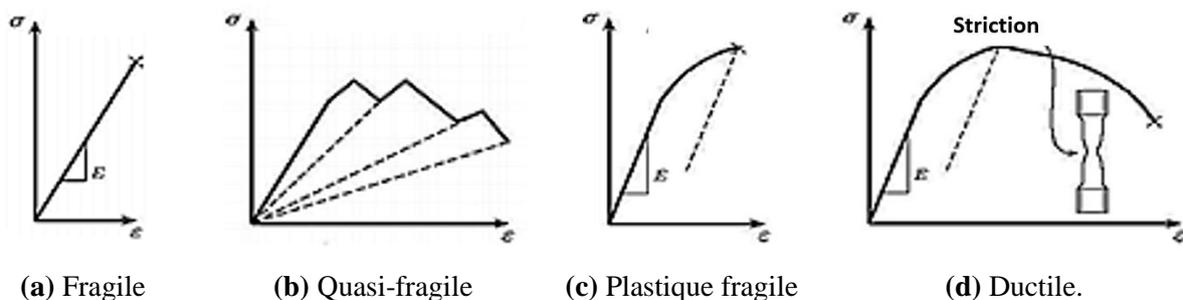


Figure II-21 : Différents modes de rupture macroscopiques (Besson, 2004)

Les mécanismes microscopiques principaux qui régissent le phénomène d'endommagement sont la germination (nucléation), la croissance et la coalescence de cavités (Figure II-22).

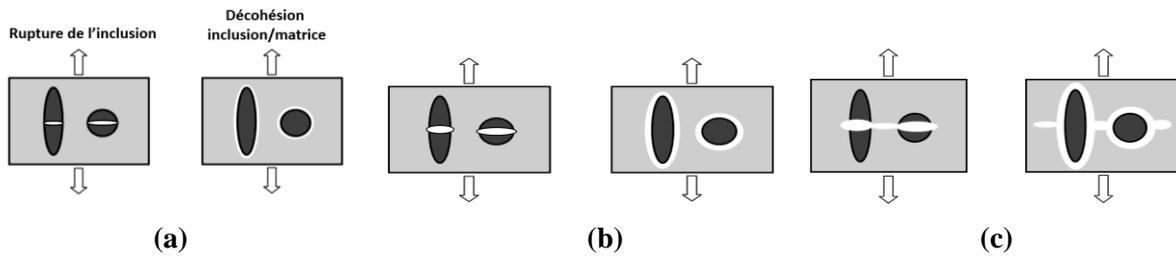


Figure II-22 : Processus de l'endommagement ductile : (a) germination, (b) croissance, (c) coalescence

- **Germination**

Ce mécanisme correspond à la naissance de cavités, le plus souvent au niveau : des lignes de glissement à l'intersection des joints de grain, des ségrégations, des inclusions, des joints triples ou, encore, à l'interface de deux phases de nature différente (Figure II-22a, Figure II-23a et Figure II-23b).

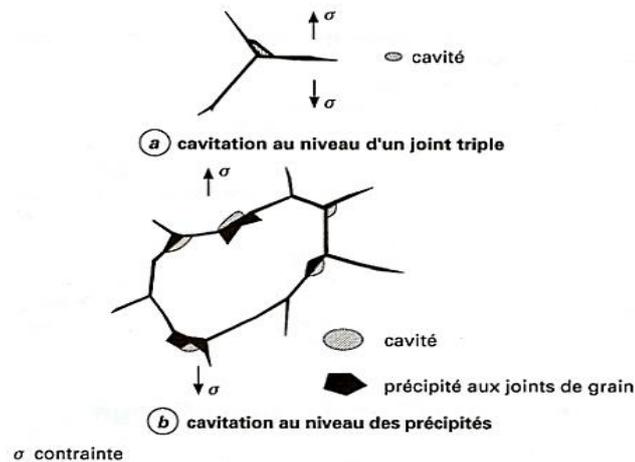


Figure II-23 : Schémas des principaux types de cavitation (Saint-Antonin, 1995)

- **Croissance**

Elle est due essentiellement à la diffusion de lacunes et à la présence d'un champ de contraintes autour des cavités (Figure II-22b).

- **Coalescence et propagation**

C'est la fusion entre cavités entraînant la création des fissures et ensuite la propagation de celles-ci (Figure II-22c et Figure II-24).

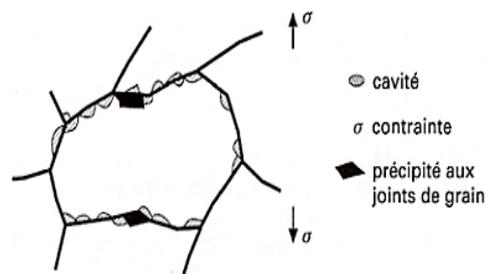


Figure II-24 : Coalescence des cavités le long des joints de grain (Saint-Antonin, 1995)

II.4.3 Les lois d'endommagement

Deux types d'approches sont communément proposés pour décrire l'endommagement :

- Les modèles couplés micromécanique et macromécanique (Gurson, 1977), (Lemaitre, 1985), (Tvergaard & Needleman, 1984), (Nahshon & Hutchinson, 2008), (Xue, 2008) permettant de rendre compte de l'affaiblissement des propriétés mécaniques dû à l'endommagement ;
- Les modèles découplés (Cockcroft & Latham, 1968), (McClintock, 1968), (Rice & Tracey, 1969), (Oyane, et al., 1980), (Johnson & Cook, 1985), (Goijaerts, et al., 2001), (Wierzbicki, et al., 2005), (Hor, 2011) qui supposent que l'endommagement n'influe pas le comportement du matériau.

Une approche comparative, identique à celles utilisées pour les critères de plasticité et les lois de comportement, a été mise en œuvre pour choisir le modèle d'endommagement. Le Tableau II-4 représente une synthèse de l'étude bibliographique réalisée sur l'endommagement des alliages d'aluminium.

Les conditions thermomécaniques de mise en forme de deux alliages d'aluminium (emboutissage de tôle forte épaisseur (40mm) en 2050 et en AW551 respectivement à une température de 150°C et 350°C et fluage de tôle mince en AW551 à une température de 350°C) ne favorisent pas le phénomène d'endommagement. Alors, pour une raison de simplification on vise plutôt un modèle découplé ou bien un modèle couplé facile à identifier.

Cette analyse montre qu'une bonne prédiction du phénomène d'endommagement, dans les alliages d'aluminium, est assurée par quatre critères : trois critères découplés (MS, Xue Wierzbicki et Crach FEM) et un autre couplé (GTN).

Modèle	Nombre paramètres	Matériau	Prédiction	Modèle couplé	Modèle découplé	Références
Wilkins (W)	4	2024-T351	+		x	(Wilkins, et al., 1980), (Wierzbicki, et al., 2005)
Johnson-Cook	5	2017-T4	--		x	(Johnson & Cook, 1985), (Hor, 2011)
Critère de contrainte MS	3	2024-T351	++		x	(Wierzbicki, et al., 2005)
Gurson-Tvergaard-Needlman (GTN)	9	5182-O	++	x		(Amaral, et al., 2016)
Xue-Wierzbicki (X-W) 2005	4	2024-T351	++		x	(Xue, 2007), (Wierzbicki, et al., 2005)
CrachFEM	4	2024-T351	++		x	

Tableau II-4 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différentes lois d'endommagement

Deux critères ont été retenus : le critère de Mohr Coulomb Modifié Xue-Wierzbicki (X-W) 2005 et le critère de Gurson-Tvergaard-Needlman (GTN).

II.4.3.1 Le critère de Mohr Coulomb Modifié

Tomasz Wierzbicki et al. (Wierzbicki, et al., 2005) ont réalisé une comparaison présentée en (Figure II-25) entre sept critères de rupture à travers un ensemble de 15 essais récemment menés par les auteurs sur l'alliage d'aluminium 2024-T351.

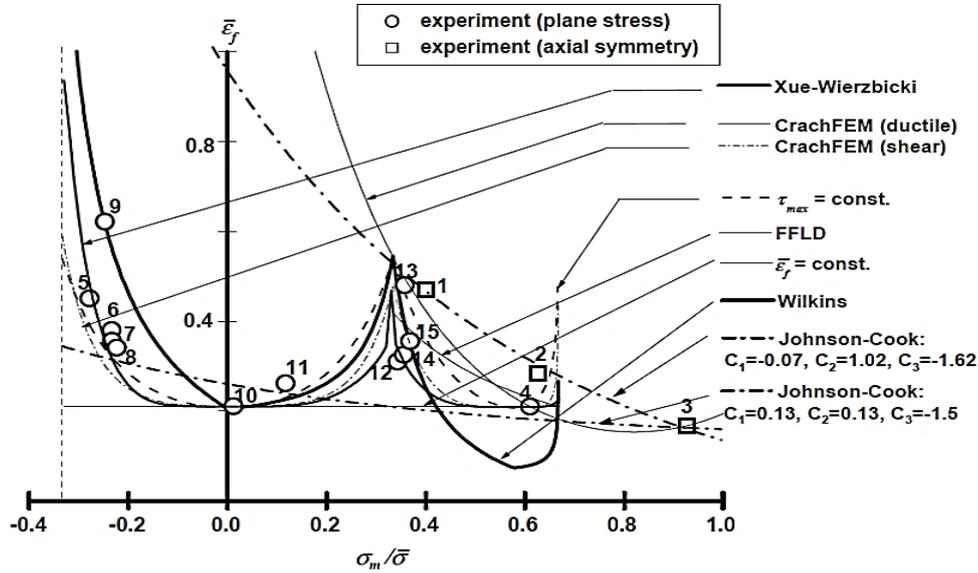


Figure II-25 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la déformation à la rupture prédite par les sept critères de rupture pour l'alliage d'aluminium 2024-T351

Les auteurs ont mis en évidence que :

- Les prévisions, données par le critère de contrainte MS et celui du Crach FEM, sont très bien adaptées aux états plans de contrainte ;
- Le critère de rupture X-W qui est construit sur la base des invariants du tenseur tridimensionnel des contraintes permet de prédire précisément les phénomènes de rupture pour toute direction de charge.

Dans le modèle proposé par Xue-Wierzbicki, la rupture apparaît lorsque la déformation plastique équivalente accumulée, modifiée par la fonction de triaxialité de contrainte η et le paramètre d'état déviatorique ξ , atteint une valeur limite égale à 1 (II.49).

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{d\bar{\epsilon}}{F(\eta, \xi)} = 1 \quad (\text{II.49})$$

Où le paramètre d'état déviatorique (II.50), qui est relié au paramètre de Lode, est défini par :

$$\xi = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\bar{\sigma}^3} \quad (\text{II.50})$$

En termes de composantes principales S_1, S_2 et S_3 ; $J_3 = S_1 S_2 S_3$.

$$\bar{\epsilon}_f = F(\eta, \xi) = C_1 \exp(-c_2 \eta) - \left(C_1 \exp(-c_2 \eta) - C_3 \exp(-c_4 \eta) \right) \left(1 - \xi^{\frac{1}{n}} \right)^n \quad (\text{II.51})$$

II.4.3.2 Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needlman (GTN)

Le modèle de Gurson est un modèle micromécanique qui propose un couplage entre le comportement élasto-plastique et l'endommagement. Il est basé sur la croissance de cavités sphériques et s'inspire des travaux préalables de J. Rice et D. Tracey (Rice & Tracey, 1969).

La variable « f » définie comme étant la fraction volumique de vide (volume des cavités/volume total), permet de décrire l'évolution de l'endommagement. Gurson (Gurson, 1977) propose un potentiel plastique donné par l'équation (II.52).

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{\acute{e}q}}{\sigma_0} \right)^2 + 2f \cosh \left(\frac{2\sigma_h}{2\sigma_0} \right) - 1 - f^2 = 0 \quad (\text{II.52})$$

Où σ_0 est la contrainte d'écoulement, f la fraction volumique de vide, σ_h la contrainte hydrostatique et $\sigma_{\acute{e}q}$ la contrainte équivalente de von Mises. Dans le cas particulier où $f=0$ (matériau vierge sans endommagement), le critère de plasticité correspond alors à celui de von Mises.

Tvergaard a proposé deux nouveaux paramètres constitutifs q_1 , q_2 et q_3 pour cette relation afin de prendre en compte les interactions locales entre les cavités (Tvergaard & Needleman, 1984). L'équation s'écrit alors :

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{\acute{e}q}}{\sigma_0} \right)^2 + 2q_1 f * \cosh \left(q_2 \frac{2\sigma_h}{2\sigma_0} \right) - 1 - q_3 f *^2 = 0 \quad (\text{II.53})$$

Le mécanisme de germination des microcavités est pris en compte dans l'évolution de la fraction volumique de vide :

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{germination}} + \dot{f}_{\text{croissance}} \quad (\text{II.54})$$

Le terme de germination est contrôlé par la définition plastique et de nombreux auteurs utilisent une distribution Gaussienne introduite par Chu et Needleman (Chu & Needleman, 1980).

$$\dot{f}_{\text{germination}} = A \dot{\varepsilon}_{\acute{e}q}^p \quad (\text{II.55})$$

où :

$$A = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\Pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\varepsilon_{\acute{e}q} - \varepsilon_N}{S_N} \right)^2 \right] \quad (\text{II.56})$$

avec :

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

La coalescence est prise en compte par l'intermédiaire de la variable f^* (porosité fictive) qui représente la fraction volumique modifiée de vide :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f < f_c \\ f_c + \frac{f_u * - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad (\text{II.57})$$

avec :

- f_c : fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute,
- f_f : valeur finale de f à la rupture ductile,
- f_u : valeur ultime de f^* ($=1/q_1$).

L'utilisation de la variable f^* permet de simuler la rapide augmentation de la fraction volumique de porosités due à la coalescence des microcavités et ainsi la chute des contraintes.

II.5 Conclusion : approches adoptées pour la simulation de la mise en forme

L'état de l'art présenté dans ce chapitre permet de présélectionner un jeu d'équations à utiliser pour décrire le comportement des matériaux suivant les conditions de mise en forme envisagées c.-à-d. suivant les conditions thermomécaniques appliquées. À noter que dans ces premières analyses, comme indiqué au chapitre précédent, l'endommagement des matériaux ainsi que l'influence de la température n'apparaissent pas formellement dans les modèles utilisés. Ces approches seront développées dans les travaux qui s'inscrivent dans la continuité du projet.

Dans ce travail, deux approches ont été adoptées pour décrire le comportement des matériaux. La première consiste à utiliser des modèles simplifiés et propres à chaque procédé de mise en forme tandis que la seconde utilise une modélisation unifiée plus complexe permettant de reproduire tous les comportements possibles. La première approche présente l'avantage de pouvoir répondre rapidement aux besoins et jalons du projet en raison d'une implémentation déjà existante des modèles dans le code de calcul ABAQUS ou de l'utilisation de sous-routines utilisateurs précédemment développées au sein du LAMPA reprenant en grande partie les modèles considérés.

Le Tableau II-5 résume les modèles matériaux mis en place dans chaque approche détaillée ci-dessous.

Approche	Procédé	Modèle matériau	Loi considérée	Nombre de paramètres
1	Emboutissage (AW551 & 2050)	Critère anisotrope	Hu2005	12
		Loi d'écoulement	Loi polynomiale	
1	Embout. /Relaxation (2050)	Critère anisotrope	Hill48	9
		Loi tabulée		
		Modèle de relaxation	Arrhenius	
1	Fluage (AW551)	Loi visqueuse	Bailey-Norton	3
2	Emboutissage (AW551 & 2050)	Critère anisotrope	Hu2005	17
		Écrouissage isotrope	Balieu	
		Écrouissage cinématique	Prager	
		Loi visqueuse	Arrhenius	
2	Embout. /Relaxation (2050)	Critère anisotrope	Hu2005	21
		Écrouissage isotrope	Balieu	
		Écrouissage cinématique	Prager	
		Loi visqueuse	Arrhenius	
		Modèle de relaxation	Arrhenius	
2	Fluage (AW551)	Modèle de Fluage	Arrhenius	3

Tableau II-5 : Modèles matériau choisis

Dans la première approche, le modèle matériau utilisé pour la mise en forme par emboutissage (alliage 2050 et AW551) repose sur la description d'un comportement élasto-plastique, indépendant de la vitesse de déformation. Un critère d'anisotropie est considéré afin de prendre en compte le fait que les tôles sont laminées et l'écoulement plastique est décrit par une loi polynomiale afin de décrire soit de l'écrouissage isotrope soit de l'adoucissement.

Les paramètres du modèle sont identifiés à partir des données expérimentales se rapprochant le plus possible de la vitesse de déformation moyenne vue par la pièce au cours de son formage. Un maintien en température étant réalisé après mise en forme pour l'alliage 2050 (cf. chapitre I), il est nécessaire de considérer un phénomène de relaxation des contraintes (c.-à-d. une dépendance des caractéristiques avec le temps). Cela est obtenu en enchaînant deux comportements : un comportement élasto-plastique pour la mise en forme et un comportement visqueux pour la relaxation.

Un modèle de comportement visqueux du type Arrhenius (loi sinus hyperbolique) permet alors de relaxer les contraintes dans la pièce préalablement déformée. Le critère de plasticité anisotrope de Hill48 a été utilisé avec une loi tabulée permettant de décrire le comportement plastique du matériau. Une subroutine CREEP déjà existante a ensuite été adaptée pour reproduire la relaxation des contraintes.

Le modèle utilisé pour la mise en forme par fluage (alliage AW551) repose sur l'utilisation d'un modèle visqueux du type Bailey-Norton sans prise en compte de l'anisotropie. Ce modèle est déjà implémenté dans ABAQUS.

En deuxième approche, un modèle de comportement unifié a été mis en place, dans ABAQUS, par le développement d'une subroutine utilisateur UMAT spécifique. Il repose sur une loi élasto-viscoplastique incrémentale avec prise en compte de l'anisotropie, d'un écrouissage mixte et de la capacité à décrire de l'adoucissement.

Ce modèle présente l'avantage de pouvoir décrire l'ensemble des comportements activés par les différents procédés de mise en forme. Toutefois, cela n'est vrai que tant que le matériau reste dans le domaine plastique (c.-à-d. tant que les contraintes mises en jeu restent supérieures à la limite d'élasticité).

Ce point constitue la principale limite du modèle développé. En effet, lors de la relaxation de l'alliage 2050 après sa mise en forme par emboutissage, les contraintes peuvent chuter jusqu'à des niveaux inférieurs à la limite d'élasticité, ou encore, lors de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551, la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'élasticité. Ainsi, pour la relaxation, une amélioration du modèle a été proposée en incluant la prise en compte du comportement viscoélastique. Pour le fluage, le comportement viscoélastique a été plutôt implémenté dans une subroutine CREEP.

Le chapitre suivant présente les essais de caractérisation des matériaux étudiés qui permettront par la suite d'identifier les paramètres des modèles de comportement choisis.