



Faculté des Sciences Exactes
Département de PHYSIQUE

Mémoire de Master

Spécialité : Physique des matériaux

Thème

Etude basée sur le dislocation modèle de l'évolution des densités de dislocations et des paramètres associés en présences du vieillissement dynamique

Présenté par

M^{elle} Barache Nabila

Soutenu le : /09/2021

Devant le Jury composé de :

D^f Berd Mourad	M.C.B	Univ.A/Mira	Président
D^f Ziani Lynda	M.C.B ou M.C.A	Univ.A/Mira	Examineur
D^f Mehenni Madjid	M.A.A	Univ.A/Mira	Encadreur

Année universitaire 2020/2021

Remerciements :

Tout d'abord je remercie Dieu de m'avoir donné la force et la patience d'accomplir ce modeste travail.

En second lieu, je transmets mes remerciements à mon encadreur Mr Mehenni Madjid tout en lui témoignant ma gratitude pour sa patience et précieux soutien au cours de la réalisation de ce travail.

Mes vifs remerciements vont également aux membres du jury pour l'intérêt qu'ils portent à ce travail de en acceptant de le juger..

Je tiens également à remercier les différents enseignant que j'ai eu l'occasion de côtoyer tout au long de mes études à l'universités Abderrahmane Mira –Bejaia, et qui ont su m'apporter les bases nécessaires à la construction de mon projet professionnel.

En fin, je tiens à remercier aussi ma famille, mes amis et toutes les personnes qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Dédicaces :

Je dédie cet humble et modeste travail avec grand amour, sincérité et fierté à :

Mes chers parents sources de noblesse, tendresse, et d'affection.

A tous mes frères et sœurs et leurs enfants.

A tous mes amis et toute personne m'ayant aidé à réaliser ce modeste travail.

Sommaire

Sommaire

Introduction générale.....	1
Chapitre 1	3
Déformation plastique des matériaux métalliques et vieillissement dynamique	3
I.1. Notion de contrainte et déformation	3
I.1.1. Contrainte.....	3
I.1.3. L'essai de traction	5
I.2. Déformation plastique et dislocations.....	8
1.2.1. Notions de base de la théorie des dislocations	9
I.2.1.1. Types de dislocations	9
I.2.1.2. Mouvement des dislocations et système de glissement	10
I.2.1.3. Relation entre déplacement des dislocations et déformation plastique (équation d'Orowan)	12
I.2.1.4. Source des dislocations	13
I.3. Vieillissement dynamique des dislocations mobiles et effet Portevin-Le Chatelier.....	15
I.3.1. Vieillissement dynamique.....	15
I.3.2. Effet Portevin-Le Chatelier (PLC)	16
1.3.2.1. Aspects caractéristiques de l'effet PLC.....	16
I.3.2.2 Types de décrochements de contrainte	18
I.3.2.3 Domaine d'apparition des décrochements de contrainte	19
Chapitre 2	20
Caractérisation par traction uni-axiale de l'effet PLC dans l'alliage Al-2% Mg.....	20
II.1. Technique expérimentale	20
II.1.1. Dispositif expérimental de traction	20
II.1.2. Présentation de l'alliage étudié et des éprouvettes de traction.....	21
II. 2. Résultats expérimentaux	21
II.2.1. Courbes de déformation et type de décrochements.....	21
II.2.3. Amplitudes des décrochements	27
II.2.4. Temps de recharge entre instabilités successives.....	29
Chapitre 3	30
Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.	30

[Tapez ici]

III.1. Dislocation modèle de Kubin et Eskin	30
III.1.1. Présentation du modèle	30
III.1.2. Estimation numérique des densités de dislocation de ρ_m et ρ_f	31
III.1.3. Effets des paramètres du matériau	34
III.1.4. Effet de la vitesse de déformation sur l'évolution des densités de dislocation et de l'incrément de déformation élémentaire Ω	38
III.2. Evolutions des densités des dislocations en présence du vieillissement dynamique dans l'alliage Al-2%Mg.....	41
III.2.1. Principes de base.....	41
III.2.2. Estimation des densités des dislocations et des paramètres associés dans l'alliage Al-2%Mg au cours de la déformation et à différentes vitesses de déformation.....	41
Conclusion générale.....	46

Introduction générale

Introduction générale

Les matériaux métalliques utilisés dans les industries sont souvent soumis à des régimes de sollicitations mécaniques et/ou thermiques. La compréhension de leur comportement mécanique est indispensable pour la détermination optimale de leurs utilisations ou de leurs mises en forme. L'étude de leur comportement mécanique a pour but de connaître leurs réponses à une sollicitation donnée

La déformation plastique des matériaux métalliques, bien qu'elle soit hétérogène à l'échelle microscopique, est considérée généralement comme homogène à l'échelle macroscopique dans un large intervalle de déformations.

Cependant, dans certaines conditions de sollicitations et à certains stades de la déformation plastique, des instabilités peuvent apparaître et conduire à un régime de déformation localisée. L'exemple le plus classique d'instabilité est la striction en traction uniaxiale, qui se développe généralement lorsqu'on s'approche de la rupture du matériau. Elle consiste en un étranglement dans une zone de l'éprouvette conduisant à la rupture de cette dernière.

D'autres instabilités peuvent également se développer en tout début de la déformation plastique telles que les bandes de Luder (à la limite élastique) et/ou des instabilités Portevin-Le Chatelier (après une certaine déformation plastique) qui se manifestent dans des alliages contenant des impuretés interstitielles ou des solutés en position substitutionnelle, sollicités à certaines vitesses de déformation et températures d'essai. Cet effet PLC se caractérise par des courbes de traction présentant des décrochements répétés ou encore des paliers selon que les essais sont effectués à vitesse imposée de déformation ou de contraintes. Ces instabilités PLC sont liées essentiellement aux mécanismes d'interactions entre les atomes de soluté et les dislocations.

Compte tenu des enjeux industriels, comme l'optimisation des paramètres de mise en forme homogène de matériaux, le phénomène PLC a suscité de nombreuses études tant sur le plan de la recherche expérimentale que théorique. A ce jour, plusieurs paramètres caractéristiques restent l'objet de controverses.

Le présent mémoire est consacré à la caractérisation mécanique en traction unidimensionnelle de l'effet PLC dans l'alliage Al-2%Mg et à l'évolution des densités des dislocations au cours

de la déformation dans cet alliage à température ambiante et aux vitesses de déformation où ce phénomène se produit.

Le premier chapitre constitue une synthèse bibliographique sur la déformation plastique, les dislocations, le vieillissement dynamique et les aspects expérimentaux de l'effet PLC.

Dans le deuxième chapitre, les résultats expérimentaux obtenus de la caractérisation par traction uniaxiale de l'alliage Al-2%Mg sont discutés.

Dans le dernier chapitre nous présentons le dislocation modèle de Kubin et Estrin qui permet de prévoir les évolutions des densités de dislocation au cours de la déformation en fonction des paramètres du matériau. A partir de bases physiques, la démarche nous a permis d'étudier l'effet de la vitesse de déformation imposée sur ces évolutions et la combinaison des résultats expérimentaux obtenus et de la relation de Taylor qui relie la contrainte d'écoulement à la densité des dislocation nous a permis d'obtenir les évolutions des densités des dislocations et de quelques paramètres associés à différentes vitesses de déformation imposée dans l'alliage étudié.

Le mémoire se termine par une conclusion sous forme d'une synthèse des résultats obtenus.

Chapitre 1

Chapitre 1

Déformation plastique des matériaux métalliques et vieillissement dynamique

I.1. Notion de contrainte et déformation

I.1.1. Contrainte

Lors d'un essai de déformation d'un matériau en traction simple, la contrainte est définie comme étant la force agissant sur une unité de surface du matériau et est donnée par :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (I.1)$$

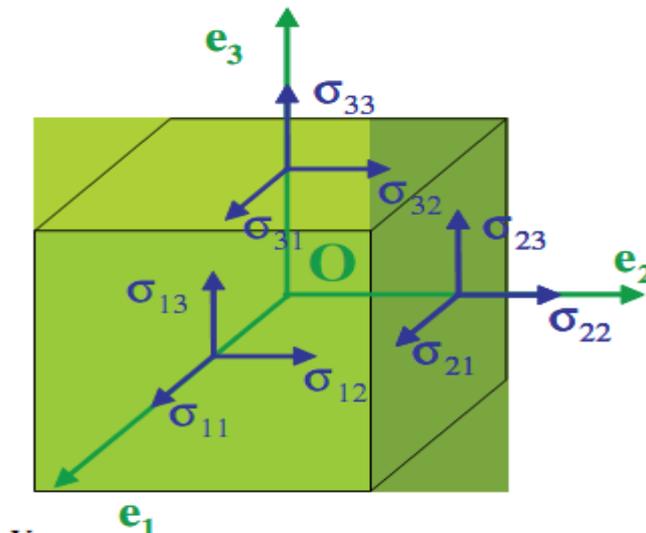


Figure I.1 : Définition des composantes du tenseur des contraintes autour d'un point O [1].

La description de l'état de contrainte en un point donné d'un solide soumis à une force extérieure, nécessite de connaître les composantes de la force appliquée sur les trois faces perpendiculaires d'un cube infinitésimal considéré autour de ce point. Le tenseur des contraintes s'écrit :

$$\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (I.2)$$

Les composantes diagonales σ_{ii} ($i,j=1,2,3$) sont des contraintes normales et les contraintes hors diagonale σ_{ij} ($i \neq j$) sont des contraintes de cisaillement.

I.1.2. Déformation

En traction simple, la déformation est définie comme étant le rapport de l'allongement ΔL de l'éprouvette à sa longueur initiale L_0 qui s'exprime par :

$$e = \frac{L-L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (I.3)$$

où L est la longueur de l'éprouvette après déformation.

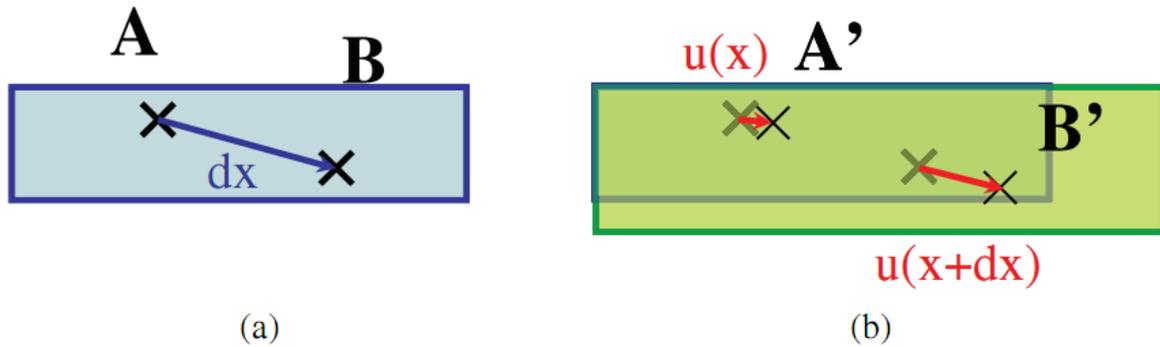


Figure I.2 : Schémas permettant de définir le tenseur des déformations.
(a) Avant déformation, (b) Après déformation.

Pour établir le tenseur des contraintes, on considère deux points A et B distants de dx au sein du matériau. Après déformation, les nouvelles positions des deux points A et B sont indiquées par A' et B'. Les deux points se sont déplacé respectivement des vecteurs $u(x)$ et $u(x+dx)$ et la déformation exprimée par la relation précédente devient :

$$e = \frac{A'B' - AB}{AB} = \frac{u(x+dx) - u(x)}{dx} \quad (I.4)$$

Les composantes du tenseur des déformations s'expriment par la partie symétrique de la dérivée des déplacements :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (I.5)$$

Et par conséquent, le tenseur des déformations s'écrit :

$$\bar{\varepsilon} = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (I.6)$$

Les composantes diagonales correspondent aux déformations normales et les autres composantes correspondent aux déformations de cisaillement.

I.1.3. L'essai de traction

s L'essai de traction est l'essai le plus fréquemment utilisé pour étudier le comportement mécanique d'un matériau. Il consiste à appliquer une force F à une éprouvette cylindrique ou plate normalisée d'un matériau à étudier et mesurer l'allongement ΔL correspondant. Cela s'effectue à l'aide d'une machine de traction montrée à la figure I.1. L'application d'une force provoque initialement une déformation élastique de l'éprouvette.

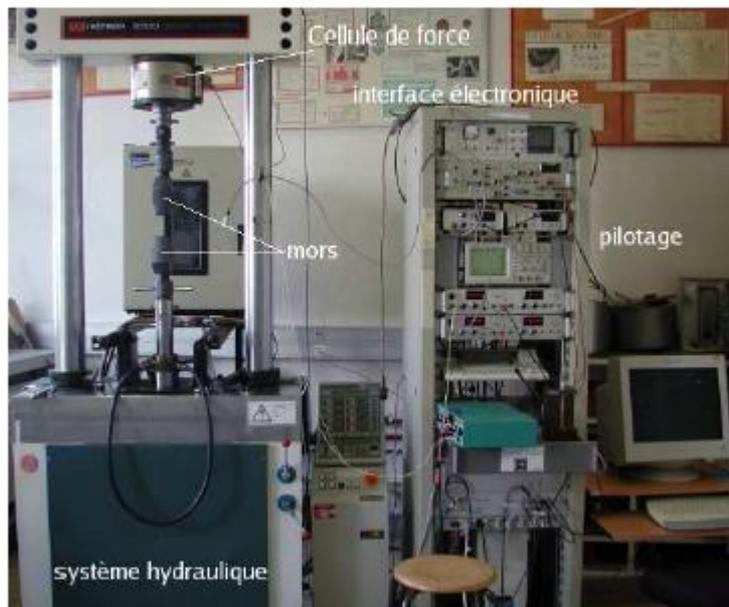


Figure I.3 : Machine de traction

Cela se traduit sur la courbe de traction par la portion de courbe OA (figure.I.4) où la contrainte est proportionnelle à la déformation (loi de Hooke). Cette déformation élastique est réversible c-à-d si on annule la force appliquée, l'éprouvette reprend instantanément sa forme initiale. Cette déformation élastique est suivie d'une déformation irréversible (permanente) appelée déformation plastique indiquée sur la figure I.4 par la portion de courbe AC.

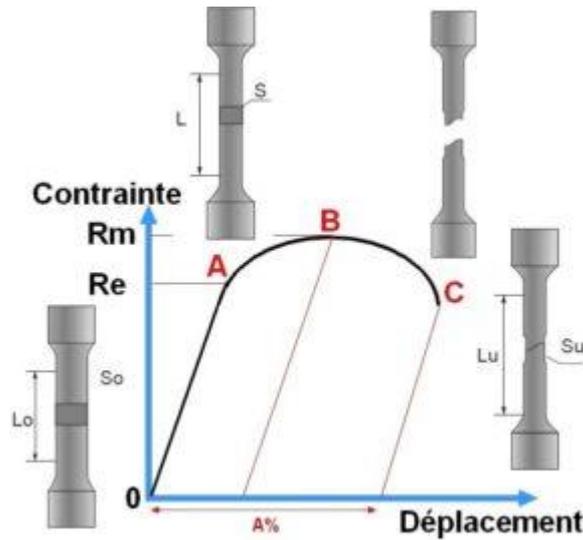


Figure I.4 : Courbe contrainte-déformation et état de l'éprouvette au cours de la déformation.

Les portions de courbe AB et BC correspondent respectivement au domaine de déformation plastique répartie (déformation non localisée) et au domaine de déformation plastique non répartie (déformation localisée) ou domaine de striction. La striction résulte de la localisation de la déformation dans une région de l'éprouvette où des microfissures se forment et croissent jusqu'à rupture de celle-ci.

L'essai de traction rend compte de plusieurs paramètres et caractéristiques du matériau déformé tels que :

- le module d'élasticité E (ou module de Young), donné par la pente du domaine de déformation élastique de la courbe contrainte – déformation :

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} \quad (\text{I.7})$$

Il renseigne sur la rigidité du matériau. Plus il est élevé plus le matériau est rigide.

En réalité l'éprouvette se déforme suivant les trois directions Ox, Oy et Oz indiquées à la figure I.5. Si l'allogement se produit suivant la direction Ox, dans les directions Oy et Oz il y a raccourcissement. Dans le cas de traction simple, les contraintes σ_y et σ_z sont nulles, mais les déformations correspondantes ε_y et ε_z ne le sont pas et sont reliées au coefficient de Poisson ν par :

$$\varepsilon_x = \frac{-\varepsilon_y}{\nu} = \frac{-\varepsilon_z}{\nu} \quad (\text{I.8})$$

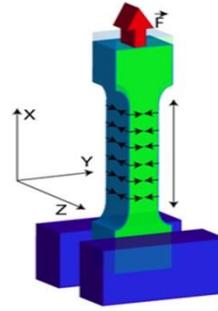


Figure I.5 : Déformation de l'éprouvette suivant Ox,Oy et Oz

- la limite élastique Re , correspondant à la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement. En pratique, bien que la définition soit simple, cette limite est difficile à apprécier car le passage du domaine élastique au domaine plastique se fait de façon progressive. La difficulté de lecture donnerait des interprétations erronées de cette limite d'un laboratoire à l'autre. Pour s'en affranchir, on a déterminé une limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% ($Re_{0,2\%}$). C'est la contrainte pour laquelle on mesure une déformation plastique de 0,2%.
- la résistance à la traction définie comme la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction.
- l'allongement à la rupture ϵ_r qui peut être obtenu à partir de la courbe de traction. Il renseigne sur la ductilité du matériau. Plus l'allongement à la rupture est élevé, plus le matériau est considéré comme ductile. A l'opposé, lorsque la déformation permanente est très réduite ou nulle, on parle d'un matériau fragile.

I.1.4. Contrainte et déformation rationnelles

La courbe conventionnelle de traction ne prend pas en compte la diminution de la section de l'éprouvette au cours de la déformation. Il est donc nécessaire de considérer à chaque instant la contrainte réelle (ou contrainte vraie) correspondant à un allongement ΔL de l'éprouvette. En supposant en première approximation que le volume de l'éprouvette se conserve pendant la déformation plastique c-à-d $s_0 L_0 = s L$, la contrainte vraie s'exprime par :

$$\sigma_v = \frac{F}{s} = \frac{FL}{s_0 L_0} = \frac{F(L_0 + \Delta L)}{s_0 L_0} = \frac{F}{s_0} \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) \quad (I.9)$$

Comme $\frac{F}{s_0}$ et $\frac{\Delta L}{L_0}$ correspondent respectivement à la contrainte et déformation conventionnelles, on obtient :

$$\sigma_v = \sigma_{conv}(1 + e) \quad (I.10)$$

La déformation vraie s'exprime par :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln\left(\frac{L_0 + \Delta L}{L_0}\right) = \ln(1 + e) \quad (I.11)$$

I.2. Déformation plastique et dislocations

La déformation plastique des matériaux englobe toutes les déformations à caractère permanent (irréversible). Elle résulte essentiellement du mouvement des dislocations et se caractérise par une localisation de la déformation macroscopique entre plan cristallins qui se manifeste par la présence de traces de glissement à la surface des matériaux déformés.

1.2.1. Notions de base de la théorie des dislocations

La notion de dislocation a été introduite au début du 20^{ème} siècle en mécanique des milieux continus et a été transposée aux matériaux, autour des années 1930-1940, afin d'expliquer leur comportement plastique. La dislocation est un défaut linéique du cristal qui résulte d'une perturbation de la structure cristalline autour d'une ligne (figure I.6). Elle est caractérisée par ses deux vecteurs : son vecteur \vec{u} de ligne (qui est tangent à la ligne l de la dislocation) et son vecteur de déplacement \vec{b} , appelé vecteur de Burgers (qui est constant le long de la ligne l). Le vecteur de Burgers correspond au défaut de fermeture du contour tracé autour de la ligne de la dislocation comme indiqué sur la figure I.6 et s'exprime par :

$$\vec{b} = \oint_c \frac{\partial \vec{u}}{\partial l} dl \quad (I.12)$$

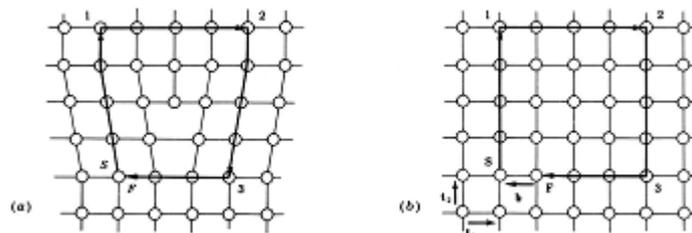


Figure I.6 : Définition du vecteur de Burgers.

- a) Circuit entourant une dislocation
- b) Circuit identique dans un cristal parfait [2].

I.2.1.1. Types de dislocations

Selon l'orientation locale du vecteur unitaire directeur $\vec{\xi}$, de la ligne de dislocation par rapport au vecteur de Burgers \vec{b} , on distingue deux types de dislocations :

- La dislocation coin : on qualifie une dislocation de coin lorsque le vecteur de Burgers \vec{b} de la dislocation est perpendiculaire au vecteur directeur $\vec{\xi}$ de la ligne de la dislocation figure.I.7. Elles sont définies comme insertion d'un demi-plan atomique dans la structure du matériau.

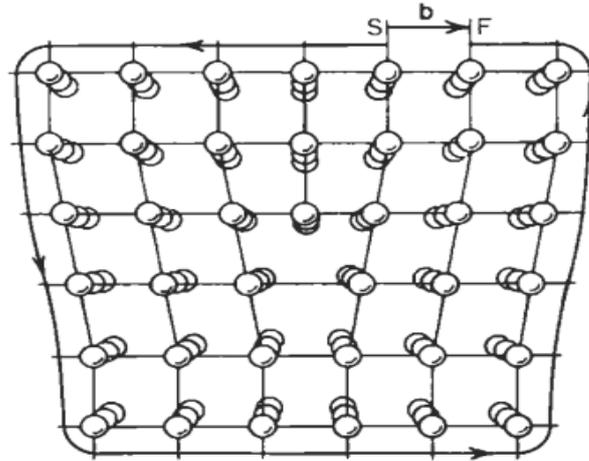


Figure I.7 : Représentation schématique dislocation coin dans un cristal cubique simple [2].

- La dislocation vis : une dislocation est qualifiée de vis lorsque son vecteur de Burgers \vec{b} et le vecteur directeur $\vec{\xi}$ de sa ligne sont parallèles (figure.I.8).

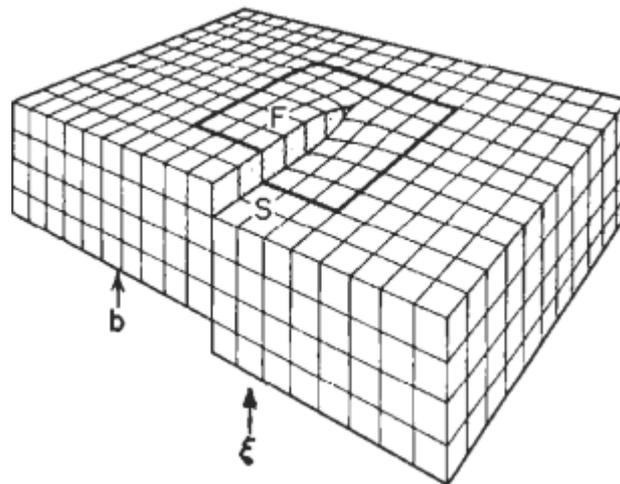


Figure I.8 : Représentation schématique d'une dislocation vis dans un cristal cubique simple [2].

En réalité, une dislocation n'est pas purement rectiligne. Elle se courbe au sein du cristal sous l'effet des contraintes lors de son ancrage par les obstacles locaux. On parle alors de

dislocation mixte dont une partie est coin et l'autre vis (figure.I.9) et l'orientation de son vecteur de Burgers est quelconque par rapport au vecteur directeur de sa ligne.

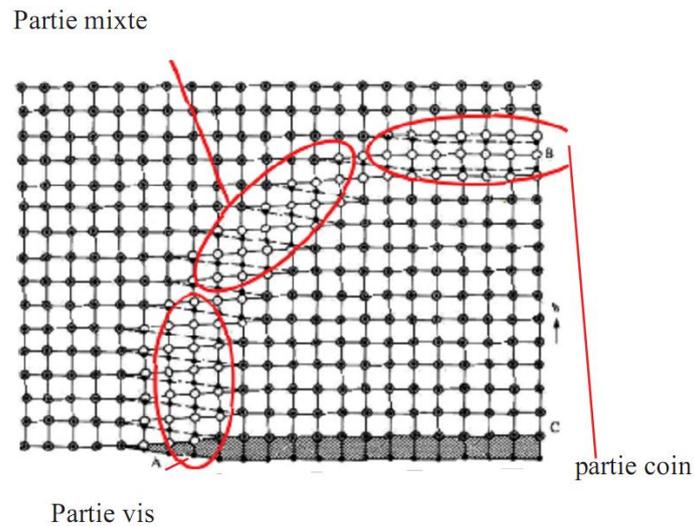


Figure I.9 : Dislocation mixte [3].

I.2.1.2. Mouvement des dislocations et système de glissement

La déformation plastique des matériaux est essentiellement une conséquence du mouvement des dislocations. On distingue deux modes de mouvement :

-Le glissement : ce mode de mouvement (dit conservatif) n'implique pas de déplacement des atomes du cristal (fig.I.10) (leur déplacement reste inférieur à une distance interatomique). C'est un mode très facile à mettre en œuvre et est le mode de déplacement des dislocations le plus courant à basse température. Les déformations résultantes du glissement sont exclusivement des déformations de cisaillement impliquant que ces déformations se produisent à volume constant.

-La montée : contrairement au glissement, ce mode de mouvement (dit non conservatif) implique un transport de matière grâce à la diffusion de lacune ou d'interstitiels. Au cours de la montée des dislocations, des lacunes (ou des interstitiels) sont consommées (consommés) ou émises (émis). Cela peut entraîner un changement de volume du cristal. Le déplacement des dislocations par montée nécessitant la formation et la migration des défauts ponctuels ne peut se produire qu'à haute température

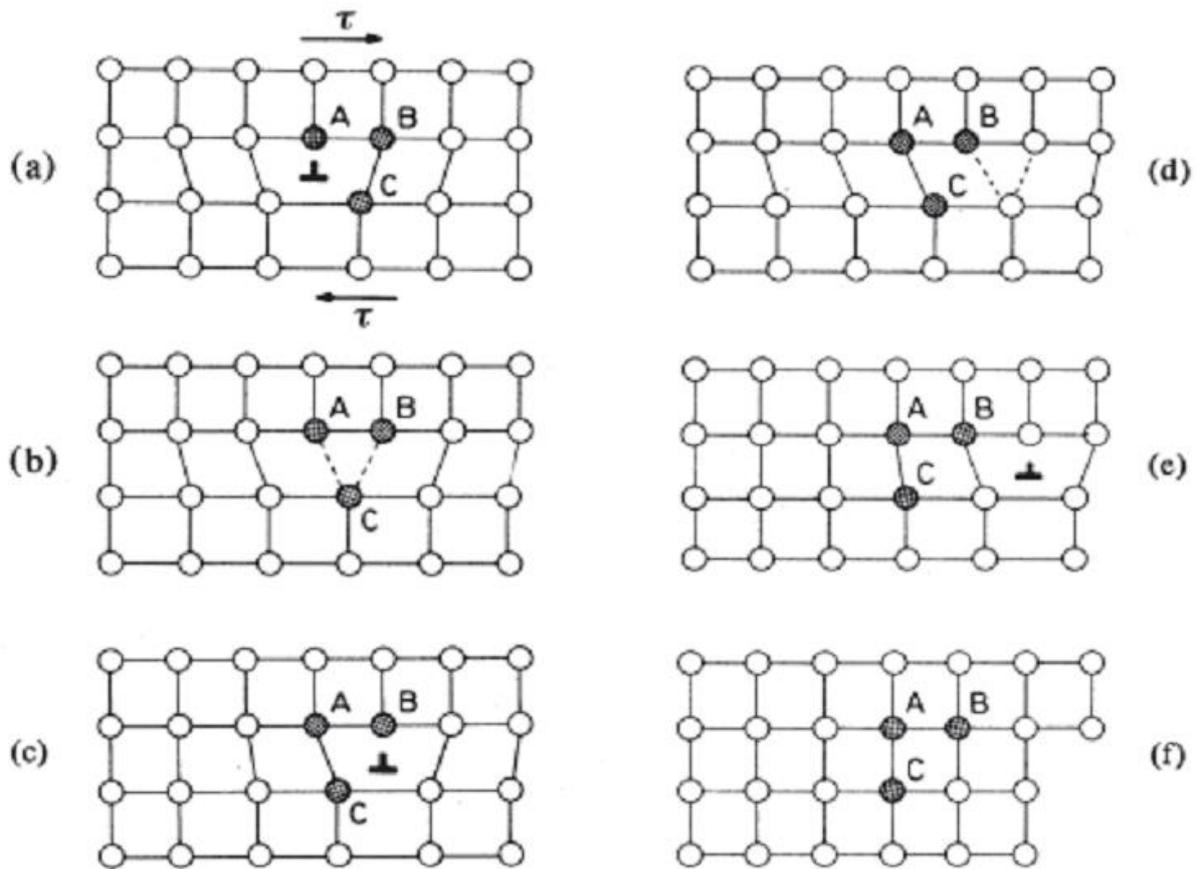


Figure I.10 : Dislocation vis et coin (glissement et montée) [4].

Le glissement des dislocations correspond au déplacement qui s'opère sans qu'aucun atome ne se déplace de plus d'une distance interatomique. Cela n'est possible que dans un plan atomique contenant le vecteur de Burgers de la dislocation. Le plan de glissement est le plan défini par le vecteur de Burgers et le vecteur directeur de ligne de la dislocation. Ce plan est unique pour une dislocation coin (le vecteur de Burgers est perpendiculaire au vecteur directeur de la ligne de dislocation). Pour une dislocation vis, plusieurs plans de glissement sont possibles (le vecteur de Burgers est parallèle au vecteur directeur de la ligne de dislocation) tant que la dislocation n'est pas dissociée. Pour une dislocation dissociée, le plan de glissement est défini par le plan de dissociation et une telle dislocation peut changer de plan de glissement en se recombinant pour se redissocier dans un autre plan. Ce type de mécanisme est appelé glissement dévié.

Le système de glissement est défini par le vecteur de Burgers et le plan de glissement. Etant donné que les vecteurs de Burgers doivent être les plus courts possibles, leurs directions correspondent aux directions cristallines denses et les plans de glissement aux plans cristallins

compacts. Cela permet de dire que les systèmes de glissement pouvant être activés sont imposés par la structure cristalline du matériau. Le nombre de systèmes de glissement possibles pour une structure cristalline donnée fournit une première indication sur la ductilité de cette structure. Les systèmes de glissement pour les trois principales structures métalliques CC, CFC et HC sont indiqués dans le tableau I.1.

	Direction	Plan	nombre de systèmes
CFC	$\langle 110 \rangle$	$\{111\}$	12
CC	$\langle 111 \rangle$	$\{110\}$ $\{112\}$	12 12
HC	$\langle 11\bar{2}0 \rangle = \mathbf{a}$ $\langle 11\bar{2}3 \rangle = \mathbf{a} + \mathbf{c}$	$\{0001\}$ basal	3
		$\{10\bar{1}0\}$ <i>prismatique</i>	3
		$\{10\bar{1}1\}$ <i>pyramidal I</i>	6
		$\{11\bar{2}2\}$ <i>pyramidal II</i>	6

. **Tableau I.1** : système de glissement pour les trois principales structures métalliques (les systèmes indiqués en italique ne sont pas activés à basse température) [1].

I.2.1.3. Relation entre déplacement des dislocations et déformation plastique (équation d'Orowan)

Comme la déformation plastique résulte du déplacement des dislocations, il est donc possible d'établir une relation entre ce déplacement et la déformation qu'il engendre. Pour cela, considérons un cristal de forme parallélépipédique, de volume $L_1L_2L_3$, que traverse une dislocation coin rectiligne de vecteur de Burgers \vec{b} .

La traversée de tout le cristal par la dislocation engendre une déformation donnée par :

$$\varepsilon = \frac{b}{L_2} \tag{I.13}$$

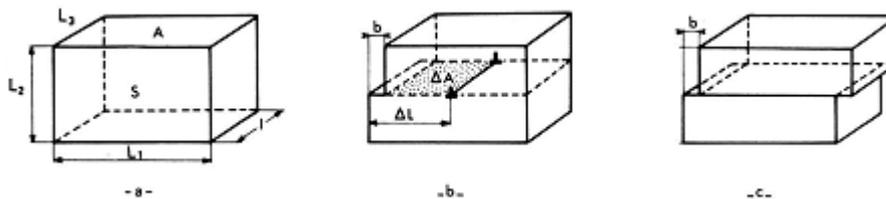


Figure I.11 : Déformation engendrée par un dislocation coin.

Si la dislocation ne s'est déplacée que d'une distance u , la déformation serait donnée par :

$$\varepsilon = \frac{b}{L_2} \frac{u}{L_1} = \frac{b}{S} u \text{ où } S = L_1 L_2 \quad (\text{I.14})$$

Si elle s'est déplacée sur une surface ΔA ;

$$\varepsilon = \frac{b}{L_2} \frac{\Delta A}{L_1 L_3} = \frac{b}{V} \Delta A \text{ où } V = L_1 L_2 L_3 \quad (\text{I.15})$$

Si on considère que N_m dislocations parallèles ont effectué un déplacement sur ce même plan de glissement ou des plans parallèles, la déformation résultante après avoir traversé chacune une même surface ΔA est donnée par :

$$\varepsilon = \frac{N_m}{V} b \Delta A = \frac{N_m}{S} b u \quad (\text{I.16})$$

Qui peut s'écrire :

$$\varepsilon = \rho_m b u \quad (\text{I.17})$$

Où ρ_m est la densité des dislocations mobiles dans le plan de glissement considéré.

En considérant que toutes les dislocations se déplacent avec la même vitesse v ($v = \dot{u}$), la vitesse de déformation peut être exprimée par :

$$\dot{\varepsilon} = \rho_m b v \quad (\text{I.18})$$

Cette équation est appelée équation d'Orowan.

I.2.1.4. Source des dislocations

Il est bien connu qu'au cours de la déformation plastique des matériaux métalliques, la densité des dislocations augmente. Cette augmentation montre à l'évidence qu'il doit y avoir des sources de dislocations. Le plus simple des mécanismes de multiplication des dislocations envisagées est celui de Frank et Read.

Considérons une dislocation initialement épinglée à ces deux extrémités A et B distantes d'une longueur L et qui est soumise à une contrainte de cisaillement τ .

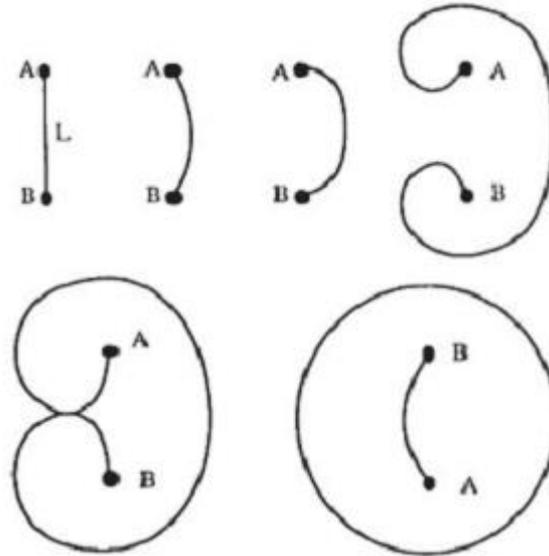


Figure I.12 : Schématisation du fonctionnement d'une source de Frank et Read où la dislocation est soumise à une force par unité de longueur τb [5].

La contrainte nécessaire à l'activation de la source est donnée par :

$$\tau = \frac{\mu b}{L} \quad (\text{I.19})$$

Où μ est le module de cisaillement du matériau et b le module du vecteur de Burgers.

La relation précédente permet de mettre en évidence le rôle des dislocations dans l'écroutissage des matériaux métalliques qui correspond au durcissement par les dislocations de la forêt. Sachant que la distance moyenne l séparant les dislocations de la forêt s'exprime par $l = 1/\sqrt{\rho_f}$, la contrainte nécessaire pour le franchissement des obstacles de la forêt s'écrit :

$$\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\rho_f} \quad (\text{I.20})$$

Où α est une constante ($\alpha \approx 0.3$)

Cette relation connue sous le nom de loi de Taylor se généralise sous la forme :

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \mu b M \sqrt{\rho} \quad (\text{I.21})$$

Où σ_0 est la limite élastique du matériau, μ le module de cisaillement du matériau, M le facteur de Taylor qui dépend de la structure cristalline et de la texture du matériau et ρ est la densité des dislocations.

I.3. Vieillissement dynamique des dislocations mobiles et effet Portevin-Le Chatelier

I.3.1. Vieillissement dynamique

Le vieillissement des dislocations est lié à l'interaction des atomes de soluté avec les dislocations. Cette interaction conduit les atomes de soluté vers le cœur des dislocations et entraîne l'immobilisation de ces dernières. Lorsque ce mécanisme se produit après une pré-déformation, on parle de vieillissement statique et lorsqu'il a lieu au cours de la déformation on parle de vieillissement dynamique.

En absence de vieillissement dynamique, la contrainte d'écoulement des dislocations mobiles augmente quand on réduit la température et/ou on augmente la vitesse de déformation. Ce comportement donne lieu à une déformation plastique macroscopique homogène [6]. Dans ce cas, la contrainte d'écoulement σ augmente de façon monotone en fonction de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_a$, et la sensibilité $S(\dot{\epsilon}_a)$ de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation définie par :

$$S(\dot{\epsilon}_a) = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}_a} \right)_\epsilon \quad (\text{I.22})$$

est positive. La déformation plastique macroscopique qui en résulte est macroscopiquement homogène.

En présence du vieillissement dynamique, les atomes du soluté diffusent vers les dislocations mobiles pendant leurs arrêts temporaires aux obstacles de la forêt (dislocations immobiles, précipités, etc.) et augmente la contrainte d'écoulement des dislocations mobiles. La contrainte additionnelle due à ce mécanisme du vieillissement dynamique des dislocations mobiles (DSA), $\sigma_{\text{vieillissement}}$, est une fonction croissante du temps d'attente t_w des dislocations mobiles aux obstacles de la forêt. Comme t_w est inversement proportionnel à la vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon}_a$, $\sigma_{\text{vieillissement}}$ est une fonction décroissance de $\dot{\epsilon}_a$ (Figure I.10). La contrainte totale appliquée σ est donc la résultante d'une composante d'activation $\sigma_{\text{Activation}}$ et d'une composante de vieillissement $\sigma_{\text{vieillissement}}$.

$$\sigma = \sigma_{\text{Activation}} + \sigma_{\text{vieillissement}} \quad (\text{I.23})$$

Comme le montre la figure I.10, le DSA conduit à la réduction de la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation qui devient négative dans un domaine limité de températures, de déformations et de vitesse de déformations [7,8,9]. Dans ce domaine, l'écoulement plastique devient instable et la déformation se localise dans le matériau sous forme de bandes étroites associées à des chutes de contrainte sur la courbe "contrainte-déformation", régime discontinu appelé "écoulement saccadé" (effet Portevin-Le Chatelier) [8,10].

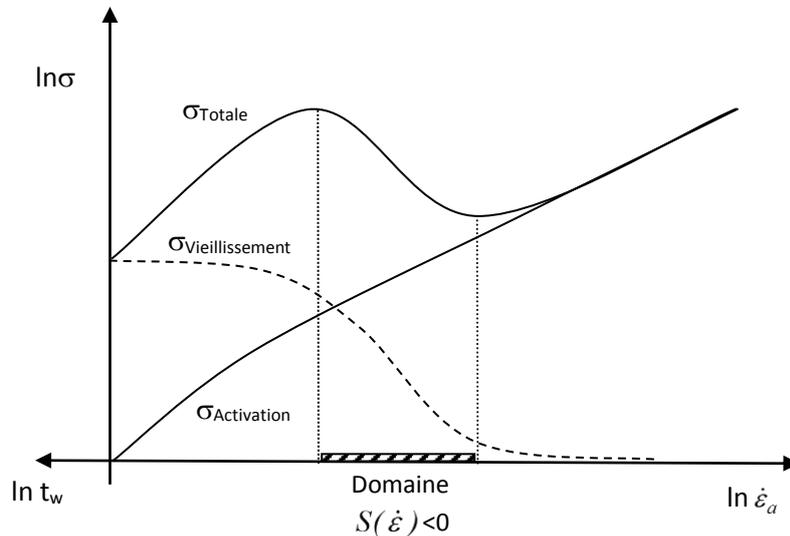


Figure I.13. La contrainte appliquée est la résultante d'une composante d'activation et d'une composante de vieillissement. La zone hachurée, interdite aux dislocations, représente le domaine d'apparition de l'effet PLC [11].

1.3.2. Effet Portevin-Le Chatelier (PLC)

1.3.2.1. Aspects caractéristiques de l'effet PLC

Cette instabilité de la déformation plastique fut observée pour la première fois en 1909 par F. Le Chatelier [12] au cours d'essais de traction sur des éprouvettes d'un acier doux puis en 1923 par Portevin et Le Chatelier [13] dans les duralumins (Al-4.8%Cu) déformés à température ambiante. Depuis, ce type d'instabilité fut appelé effet (ou phénomène) Portevin-Le Chatelier (PLC). Il est observé dans plusieurs types d'alliages à base de d'aluminium, de cuivre, de Nickel, etc... Le phénomène PLC a attiré l'attention de nombreux chercheurs et plusieurs études expérimentales et théoriques ont été réalisées afin d'élucider les mécanismes responsables de ce type d'instabilité.

L'aspect sous lequel l'effet PLC se manifeste sur la courbe de traction dépend fortement du genre de machine utilisée lors des essais de traction ou de compression [14] :

- Sur machine douce, à vitesse de chargement imposée, on constate qu'il existe un seul type de courbe de traction. Elle se présente sous forme de paliers successifs (figure I.14 -b). La charge étant constamment appliquée sur l'éprouvette, quel que soit sa vitesse de déformation imposée, dès qu'une bande se forme, elle traverse immédiatement l'éprouvette en produisant un écrouissage de cette dernière. Pendant la propagation de la bande, la recharge de la machine est négligeable et chaque palier correspond à l'initiation et la propagation d'une bande. Les paliers sont séparés par de larges incréments de déformation.
- Sur machine dure, à vitesse de déformation imposée, il se traduit par de brusques chutes de contraintes suivies de rechargements. Ces décrochements se manifestent sur la courbe de traction à partir d'une certaine déformation plastique critique homogène (figure I.14-a). Lorsque la machine se charge, la bande est stationnaire et la contrainte croit puis la bande se déplace très rapidement et la machine se décharge brusquement jusqu'à un niveau de contrainte où la bande est de nouveau immobile.

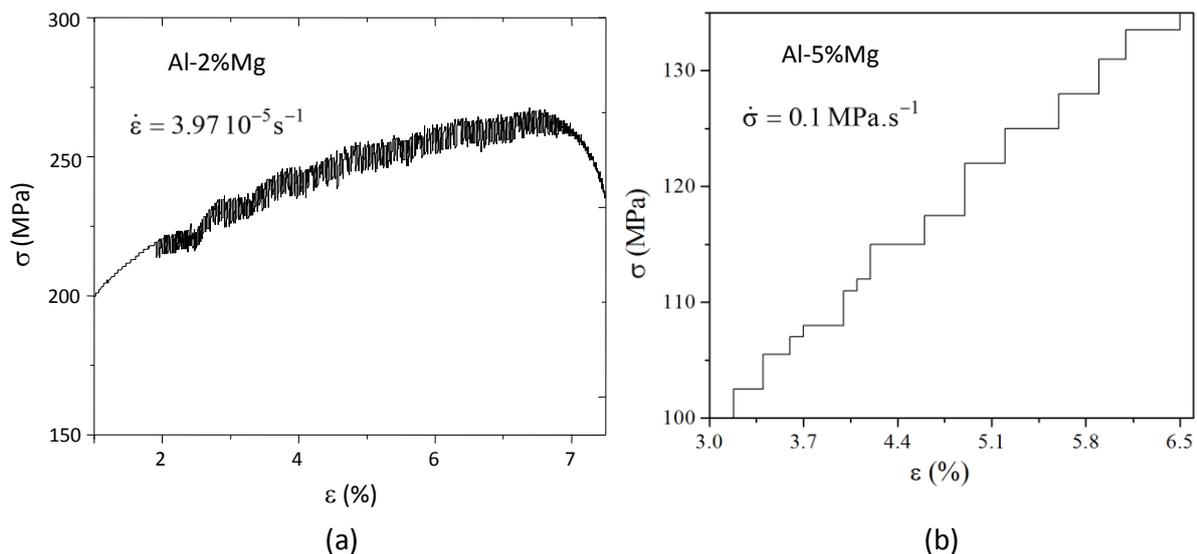


Figure I.14. Exemple de courbes "contrainte-déformation" présentant l'effet PLC. (a) à vitesse de déformation imposée [14] b) à vitesse de chargement imposée [15].

L'intensité des localisations de la déformation associée aux instabilités PLC est fonction de la température et de la vitesse de déformation imposée (figure I.15-c). Il arrive que les localisations soient tellement intenses qu'on les voit à l'œil nu sur la surface de l'éprouvette. Les bandes sont inclinées par rapport à l'axe de traction d'un angle moyen de l'ordre de 58°. Leur intensité augmente quand on réduit la vitesse de déformation et/ou on augmente la température, elles deviennent profondes et de faible largeur.

I.3.2.2 Types de décrochements de contrainte

Selon les conditions extérieures imposées de température et de vitesse de déformation et la microstructure du matériau déformé, trois types de décrochements de contrainte peuvent être observés dans les polycristaux [8,10,16 ,6]. Les décrochements de contrainte passent du type C au type B puis au type A quand on augmente la vitesse de déformation [8,16] ou on réduit la température [8]. Les décrochements de type A, caractéristiques des vitesses de déformation élevées, produisent de faibles ondulations sur la courbe contrainte-déformation (figure I.15-c) et les bandes de déformation de type A associées apparaissent, généralement aux congés de l'éprouvette, et se propagent de façon continue. Les décrochements de type C, caractéristiques des faibles vitesses, sont sous forme de grandes chutes de contrainte sur la courbe contrainte-déformation (figure I.15-a) et les bandes de déformation de type C associées apparaissent de façon aléatoire sur le corps du matériau déformé. Dans le domaine des vitesses de déformation intermédiaires, les bandes de déformation, dites de type B, paraissent se propager par sauts successifs (hopping bands) et produisent des chutes de contrainte régulières sur les courbes de déformation (figure I.15-b).

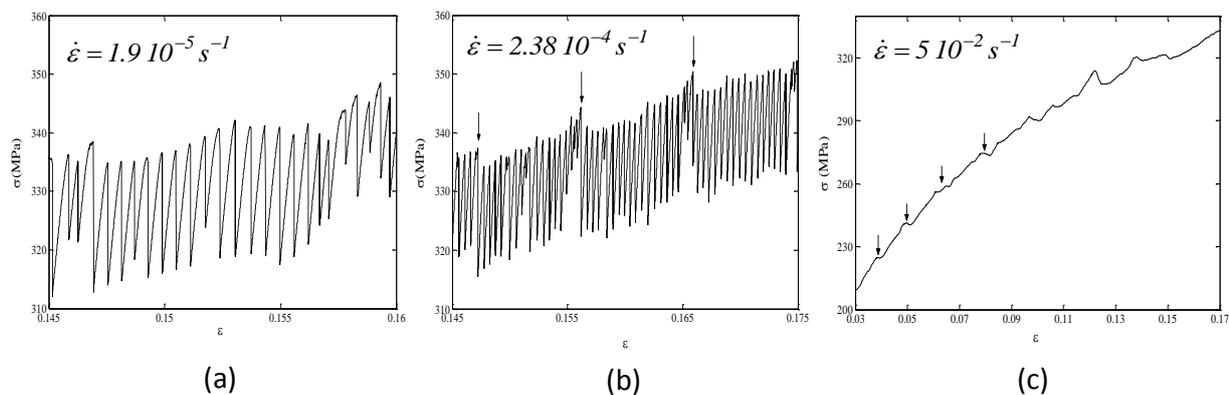


Figure I.15. Courbes "contrainte-déformation" de l'alliage Al-3.2%Mg montrant l'allure des instabilités PLC de type C (a), de type B (b) et de type A (c) [6].

I.3.2.3 Domaine d'apparition des décrochements de contrainte

L'effet PLC est observé au cours d'essais de déformation (traction, compression, torsion, etc.) dans certaines conditions de vitesse de déformation et de température [8,18]. Des études expérimentales ont montré que :

-Pour une valeur donnée de la température, si on augmente la vitesse de déformation depuis les petites valeurs, correspondant au domaine de déformation uniforme, les décrochements de contrainte apparaissent sur les courbes de déformation d'une manière brusque avec une grande amplitude, puis décroissent de plus en plus jusqu'à la limite supérieure où elles disparaissent avec une amplitude évanescence.

-Pour une vitesse de déformation donnée, si on augmente la température, les instabilités PLC apparaissent avec une amplitude de plus en plus grande jusqu'à ce qu'elles disparaissent d'une manière abrupte.

La vitesse de déformation et la température d'essai jouent donc un rôle antisymétrique dans l'apparition des instabilités PLC. Les limites de l'effet PLC correspondant aux grandes vitesses de déformation et faibles températures sont associées au domaine de friction des dislocations par le soluté. Quant aux limites correspondant aux faibles vitesses et températures élevées, elles sont associées au domaine de traînage du soluté par les dislocations [19,8].

Les décrochements de contrainte dus au phénomène PLC apparaissent sur les courbes de déformation au-delà d'une déformation critique caractéristique ε_c qui dépend de la nature du matériau et des conditions de déformation.

Dans la plupart des études théoriques réalisées pour expliquer l'effet PLC, ε_c est considérée comme étant la valeur de la déformation au cours d'un essai de traction à partir de laquelle la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation devient négative.

En fonction de la vitesse de déformation imposée (ou de la température), ε_c présente une variation non monotone en fonction de la vitesse de déformation (ou de la température). Dans le domaine des faibles vitesses, ε_c diminue quand la vitesse de déformation augmente (comportement dit inverse). Dans le domaine des vitesses élevées, ε_c augmente quand la vitesse de déformation augmente (comportement dit normal) .

Chapitre 2

Chapitre 2

Caractérisation par traction uni-axiale de l'effet PLC dans l'alliage Al-2%Mg.

Ce chapitre est consacré à la caractérisation expérimentale de l'effet PLC dans l'alliage Al-2%Mg à température ambiante. Les paramètres caractéristiques de l'effet PLC ont été étudiés en fonction de la vitesse de déformation imposée et du taux de déformation. Les résultats expérimentaux obtenus sont discutés et comparés à ceux de la littérature.

II.1. Technique expérimentale

La méthode de caractérisation mécanique utilisée est la traction uni-axiale. Cet essai est réalisé à l'aide d'une machine de traction dont le principe consiste à appliquer une tension uniaxiale à une éprouvette, de longueur L_0 et de section transversale S_0 , du matériau à étudier. L'enregistrement de la force appliquée F et l'allongement ΔL de l'éprouvette au cours de l'essai permet d'obtenir la courbe conventionnelle de traction $\sigma_c = f(e)$. L'étude est réalisée sur les courbes de traction rationnelles.

II.1.1. Dispositif expérimental de traction

Les essais de traction sont réalisés, à température ambiante de 25.6°C, à l'aide d'une machine de traction dure de type Zwick au Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) de l'université de Metz (France). Un micro-ordinateur équipé d'un logiciel adapté (TestExpert) permet de piloter la machine (fixer les dimensions des éprouvettes, la vitesse de la traverse et la fréquence d'acquisition des données), de tracer les courbes de déformation et de recueillir les données numériques sur fichier. L'avantage de la machine utilisée est qu'elle a une très grande fréquence d'acquisition des données (jusqu'à 500 Hz). Elle est particulièrement suffisante pour déceler les petits décrochements de contrainte associés à l'effet PLC aux grandes vitesses de déformation (instabilités de type A).

II.1.2. Présentation de l'alliage étudié et des éprouvettes de traction

L'étude des instabilités PLC a été réalisée sur un alliage industriel d'aluminium-magnésium (Al-Mg) avec une teneur en magnésium de 2% (en poids). Sa composition chimique moyenne est donnée dans le tableau ci-dessous. Elle est obtenue par analyse au spectrographe électronique auprès de l'unité METANOF de M'sila (Tableau II.1). Cet alliage appartient à la série 5000 (Al-Mg) des alliages d'aluminium de corroyage sans durcissement structural.

Alliage	Eléments d'addition (% en poids)								+ d'autres impuretés avec des proportions plus faibles
	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Cr	
Al- 2%Mg	1.998	0.079	0.098	0.27	0.020	0.006	0.016	0.194	

Tableau II.1. Composition chimique de l'alliage étudié [6].

Les éprouvettes de traction de l'alliage étudié sont découpées de tôles polycristallines laminées selon le sens de laminage. Leur longueur utile est de dimensions $42 \times 6.5 \times 1.5 \text{ mm}^3$. Le rayon de courbure des congés des éprouvettes est de 4mm. Un lot d'éprouvettes a été considéré dans la présente étude : des éprouvettes à l'état brut (sans traitement thermique).

Les éprouvettes ont été ainsi déformées en traction uniaxiale, à température ambiante, avec des vitesses de déformation imposées comprises entre 10^{-5} s^{-1} et 10^{-2} s^{-1} , correspondant au domaine de l'effet PLC dans les alliages Al-Mg [21,19].

II. 2. Résultats expérimentaux

II.2.1. Courbes de déformation et type de décrochements

La figure II.1 montre un exemple de courbe *contrainte-déformation* présentant les instabilités PLC dans l'alliage Al-2%Mg déformé à température ambiante avec une vitesse de déformation de $7,94 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Elle met en évidence l'effet de la déformation sur l'allure des instabilités PLC. Après une déformation critique caractéristique ($\varepsilon = 0.028$), l'écoulement plastique devient instable et se traduit par des chutes de contrainte sur la courbe de déformation. Comme on peut le constater sur la courbe, l'augmentation de la déformation conduit à l'augmentation de l'amplitude moyenne des chutes de contrainte. Les bandes PLC se répètent plusieurs fois sur le corps de l'éprouvette [16,6].

Les premières instabilités PLC sur la courbe de déformation sont de type B, les chutes de contrainte sont brusques et caractérisées par des recharges élastiques. Les bandes associées apparaissent en produisant de grandes chutes de contrainte (zoom 2) et se déplacent par sauts successifs en produisant des chutes de contrainte moins intenses. Aux déformations élevées, les instabilités sont de grandes amplitudes et sont caractérisées par des recharges partiellement plastiques entre deux instabilités successives (zoom 3). Les instabilités initialement de type B aux faibles déformations (zoom 1) deviennent donc progressivement irrégulières et laissent place aux instabilités de type C aux déformations élevées. Les bandes de déformation associées apparaissent de façon aléatoire sur l'éprouvette. Le changement de type d'instabilités au cours de la déformation, type B vers type C, montre que le vieillissement dynamique devient de plus en plus intense quand la déformation augmente.

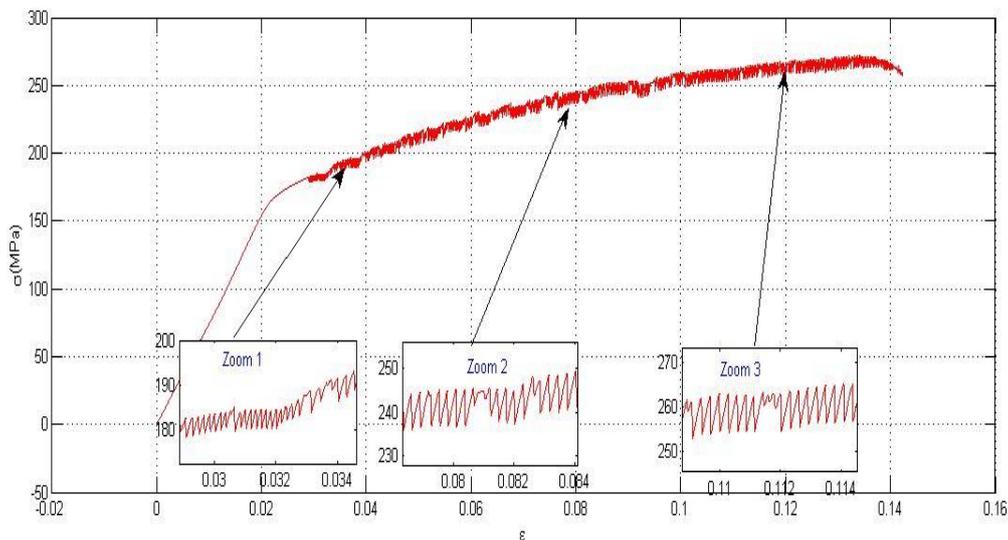


Figure II.1. Courbe *contrainte-déformation*, à température ambiante, de l'alliage Al-2%Mg montrant les instabilités PLC.

Les courbes de déformation obtenues pour l'alliage sont présentées à la figure II.2 pour différentes vitesses de déformation imposées. Elles montrent que les instabilités PLC se manifestent après qu'une certaine déformation plastique critique du matériau est atteinte. Ces courbes montrent que l'aspect et l'amplitude des décrochements dépendent de la vitesse de déformation imposée et de la déformation.

La comparaison des niveaux supérieurs de la contrainte, aux différentes vitesses de déformation imposées, montre que la déformation plastique est de type sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation. Elle est caractéristique de l'effet PLC.

En effet, pour une déformation plastique donnée, le niveau supérieur de la contrainte diminue quand la vitesse de déformation imposée augmente comme le montre la figure II.2.

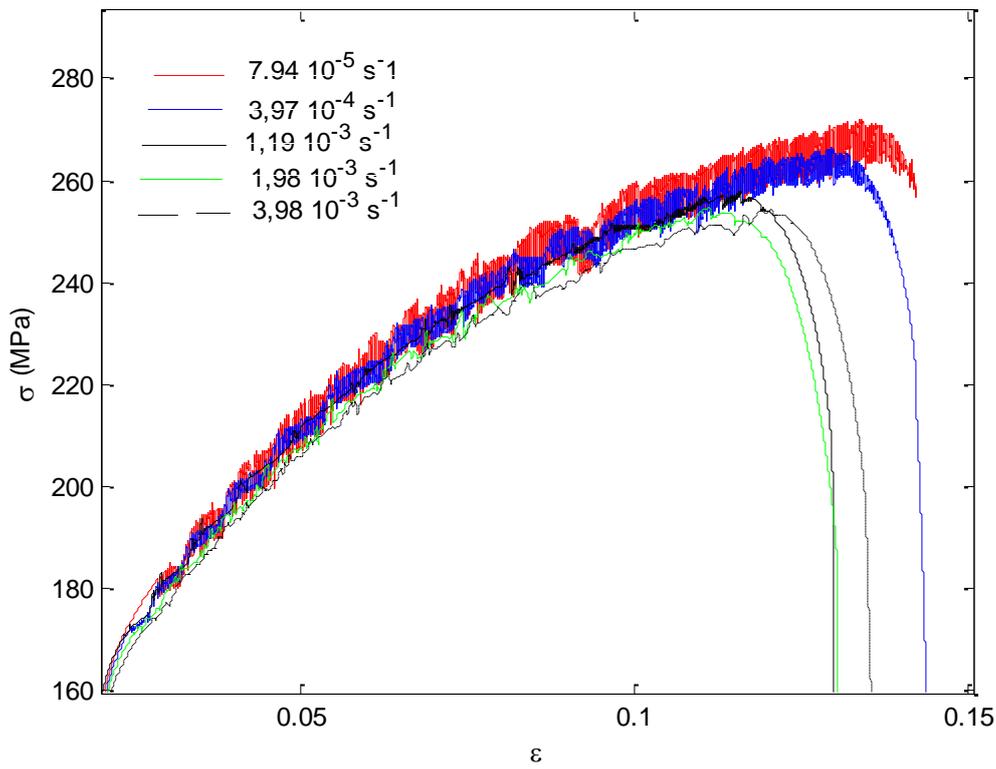


Figure II.2. Courbes "contrainte-déformation" de l'alliage Al-2%Mg montrant les décrochements de contraintes de type PLC et mettant en évidence la sensibilité négative de la contrainte à la vitesse de déformation.

La sensibilité macroscopique de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation, pour une déformation donnée, est définie par :

$$s = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon} \quad (\text{II.1})$$

sa valeur moyenne quand la vitesse de déformation imposée passe de $\dot{\varepsilon}_1$ à $\dot{\varepsilon}_2$ peut être évaluée par :

$$s = \left(\frac{\Delta \sigma}{\Delta \ln \dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon} = \left(\frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1} \right)} \right)_{\varepsilon} \quad (\text{II.2})$$

où σ_1 et σ_2 sont respectivement les niveaux supérieurs de contrainte au taux de déformation ε pour les vitesses de déformation $\dot{\varepsilon}_1$ et $\dot{\varepsilon}_2$.

L'évolution de la sensibilité moyenne S au cours de la déformation est représentée à la figure II.3 pour l'alliage étudié. On constate que cette sensibilité est négative et décroît au cours de la déformation. Cela signifie que le vieillissement dynamique s'intensifie au cours de la déformation. En effet, lorsque la déformation augmente, la densité des obstacles augmente et par conséquent, le temps d'attente des dislocations mobiles aux obstacles de la forêt devient important entraînant ainsi une augmentation de la diffusion de soluté.

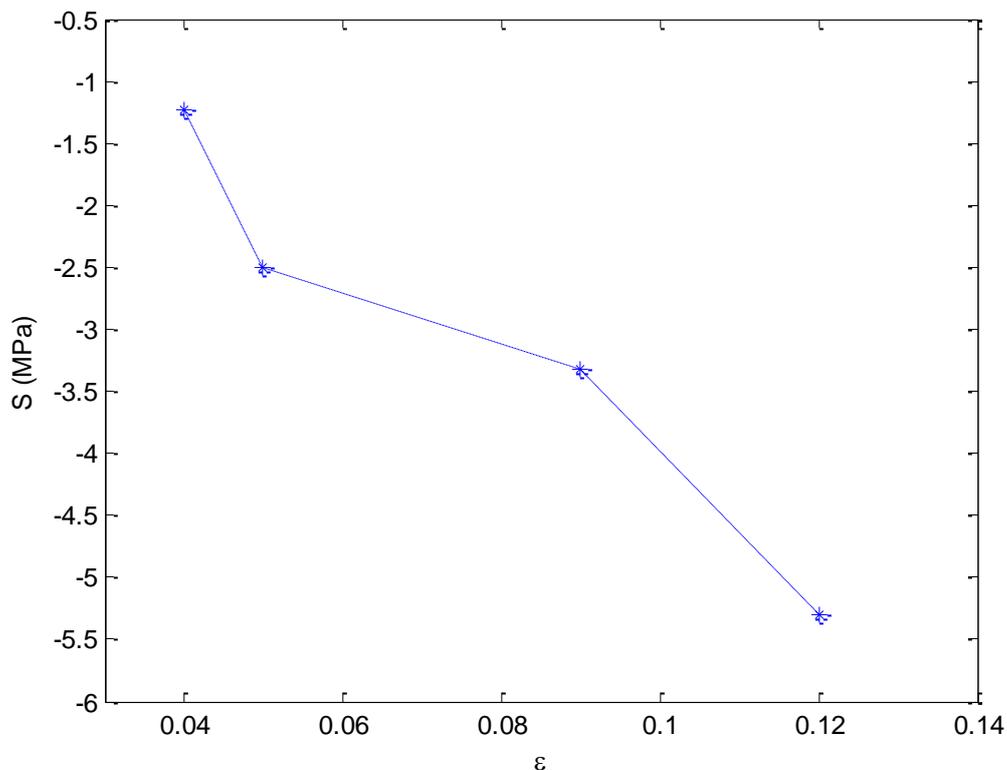


Figure II.3. Effet de la déformation sur la sensibilité macroscopique de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}_1 = 7,94 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}_2 = 1,98 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).

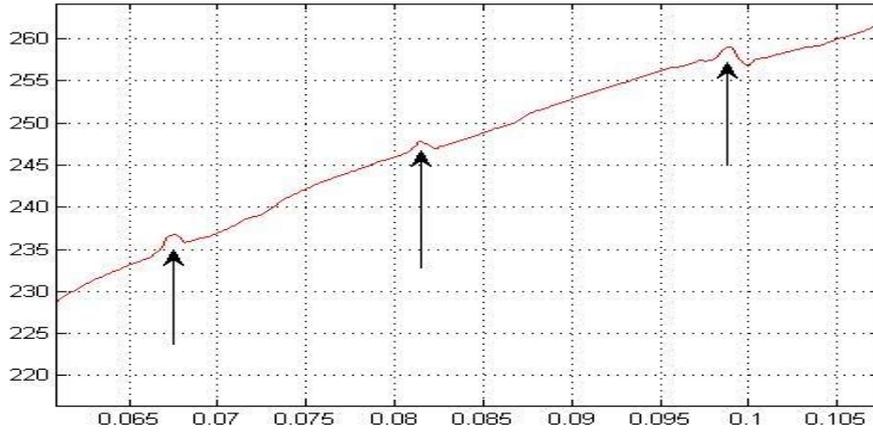
Selon la vitesse de déformation imposée, trois types d'instabilités ont été enregistrés sur les courbes de déformation.

- Aux vitesses de déformation élevées, les décrochements se présentent sous forme de faibles ondulations. Elles sont de type A. Chaque ondulation correspond à l'apparition d'une bande de déformation localisée sur le corps de l'éprouvette. Cette bande se déplace le long de l'éprouvette, généralement d'un congé à l'autre, de manière continue et à grande vitesse sans provoquer de chutes de contrainte additionnelles. Ce type d'instabilités est présenté à la figure II.4-a obtenue à la vitesse de déformation imposée de 10^{-2} s^{-1} .

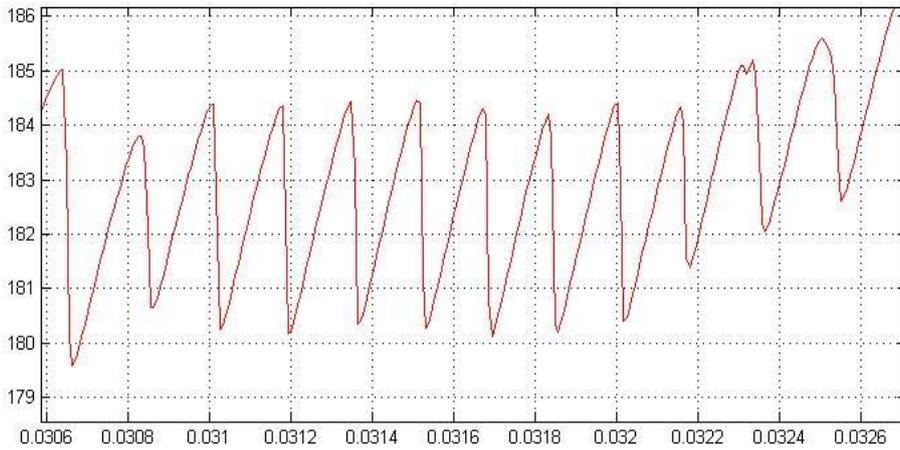
- Aux vitesses de déformations intermédiaires, l'alliage Al-2%Mg présente des décrochements de types B. Les décrochements de type B se manifestent sur la courbe de traction par des chutes de contraintes brusques et caractérisées par des recharges élastiques. Ils sont réguliers et organisés, généralement, sous forme de paliers aux faibles déformations. Ce type de décrochement correspond à des bandes de déformations localisées qui apparaissent en provoquant de grandes chutes de contrainte et se déplacent par sauts successifs le long de l'éprouvette en produisant des chutes moins importantes.

Pour certaines vitesses de déformation plus importantes, on constate la présence sur la même courbe de traction de deux types d'instabilités. Au cours de la déformation, les instabilités initialement de type A, aux faibles déformations, transitent progressivement vers le type B qui persistent jusqu'à la rupture de l'échantillon.

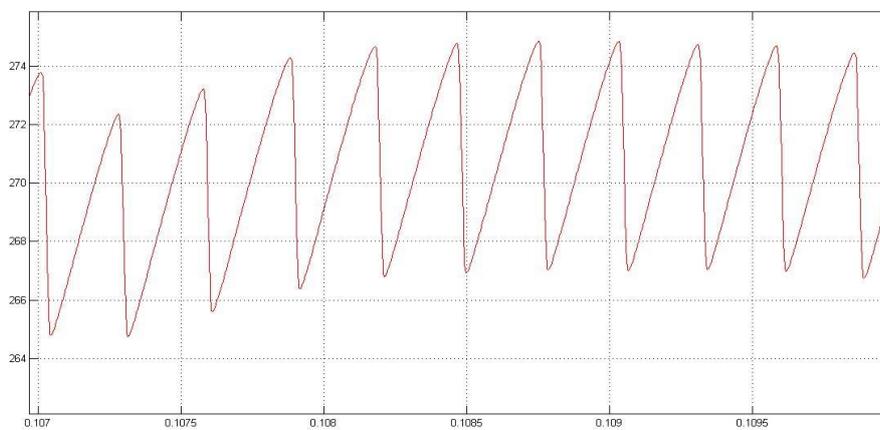
- Aux très faibles vitesses de déformation, les décrochements de type C ont été observés aux déformations élevées (Figure II.1). Ils sont précédés par les décrochements de type B aux faibles déformations. Les instabilités de type C sont de grandes amplitudes et sont caractérisées par des recharges partiellement plastiques. Les bandes de déformation associées apparaissent de façon aléatoire sur l'éprouvette.



(a)



(b)



(c)

Figure II.4. Allures des instabilités PLC de type A (a), de type B (b) et de type C (c) dans l'alliage Al-2%Mg.

Comme nous l'avons constaté, les instabilités PLC passent du type A au type B puis au type C quand on diminue la vitesse de déformation imposée. Ceci s'explique par le fait que quand on réduit la vitesse de déformation, le temps d'attente des dislocations aux obstacles de la forêt augmente et par conséquent, le vieillissement dynamique devient plus intense et la déformation plastique hétérogène plus accentuée.

Le type d'instabilité PLC est également affecté par le taux de déformation. Aux faibles vitesses de déformation, les instabilités PLC initialement du type B aux faibles déformations passent au type C aux déformations élevées (Figure II.1). Aux grandes vitesses de déformations, les instabilités PLC peuvent également passer progressivement du type A au type B (Figure II.5). En effet, pour une vitesse de déformation donnée, quand la déformation progresse, la densité des dislocations augmente. Ceci favorise le vieillissement dynamique, par l'augmentation du temps d'attente des dislocations mobiles aux obstacles de la forêt, et augmente le degré d'hétérogénéité de la déformation plastique. Ceci se traduit sur les courbes de déformation par des transitions entre les types d'instabilité : type A-type B, type B-type C.

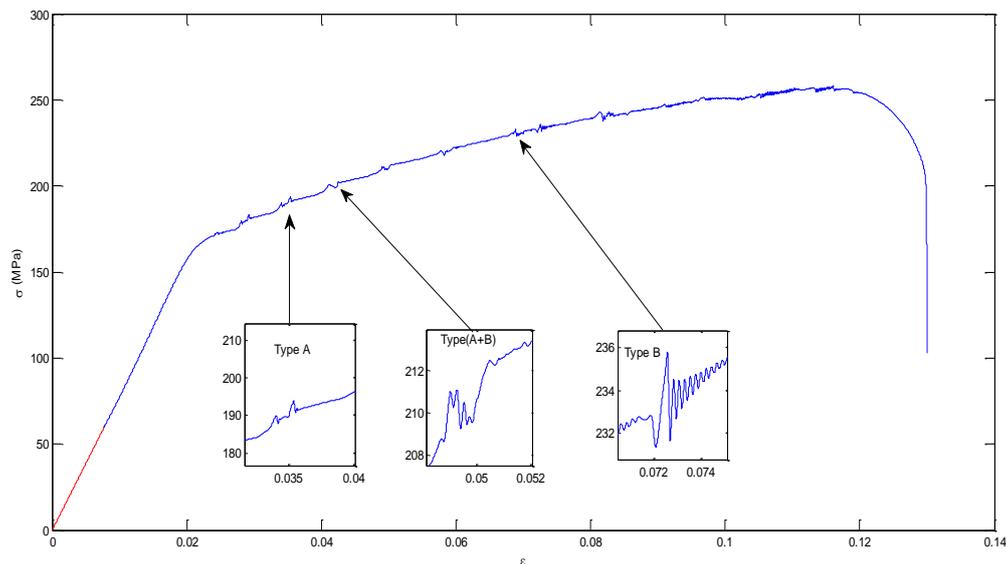


Figure II.5. Courbe de traction de l'alliage AL-2%Mg montrant la transition progressive des d'instabilités PLC de type A vers le type B quand la déformation augmente pour une vitesse de déformation de ().

II.2.3. Amplitudes des décrochements

L'amplitude des décrochements sur les courbes de déformation renseigne sur le degré d'hétérogénéité de la déformation plastique dans le matériau déformé. Elle est directement liée à l'intensité du vieillissement dynamique dans le matériau. L'hétérogénéité de la

déformation est d'autant plus prononcée que l'amplitude des décrochements est grande. Comme le montrent les courbes de la figure II.2, l'amplitude des instabilités PLC dépend du taux de déformation et de la vitesse de déformation imposée. L'évolution de l'amplitude des décrochements au cours de la déformation ε pour différentes vitesses de déformations dans l'alliage AL-2%Mg est reportée dans la figure II.6. Pour une vitesse de déformation donnée, l'amplitude des instabilités $\Delta\sigma$ augmente en fonction de la déformation et tend à la saturation aux déformations élevées. Pour une déformation donnée, $\Delta\sigma$ diminue quand la vitesse de déformation augmente. Elle est de type sensibilité négative à la vitesse de déformation.

L'augmentation de $\Delta\sigma$ en fonction de la déformation à vitesse de déformation imposée donnée peut être attribuée à l'augmentation de la densité des dislocations au cours de la déformation qui rend le mouvement de ces dernières difficile. Cela entraîne une augmentation du temps d'attente des dislocations aux obstacles, favorisant ainsi l'effet du vieillissement dynamique. La diminution de $\Delta\sigma$, pour un taux de déformation donné, quand la vitesse de déformation augmente trouve son explication dans le fait que lorsque la vitesse de déformation augmente, le temps d'attente des dislocations aux obstacles diminue engendrant ainsi une réduction du temps de vieillissement et, par conséquent, une réduction de l'intensité du vieillissement dynamique. Ce résultat est en accord avec les résultats rapportés dans la littérature [20,21].

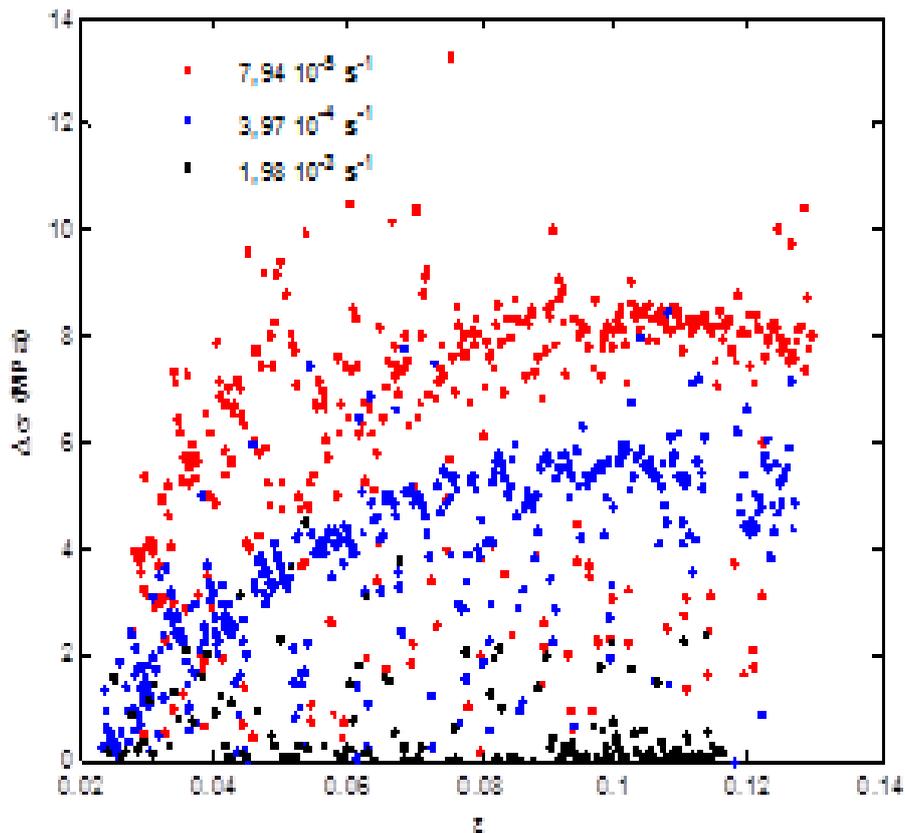


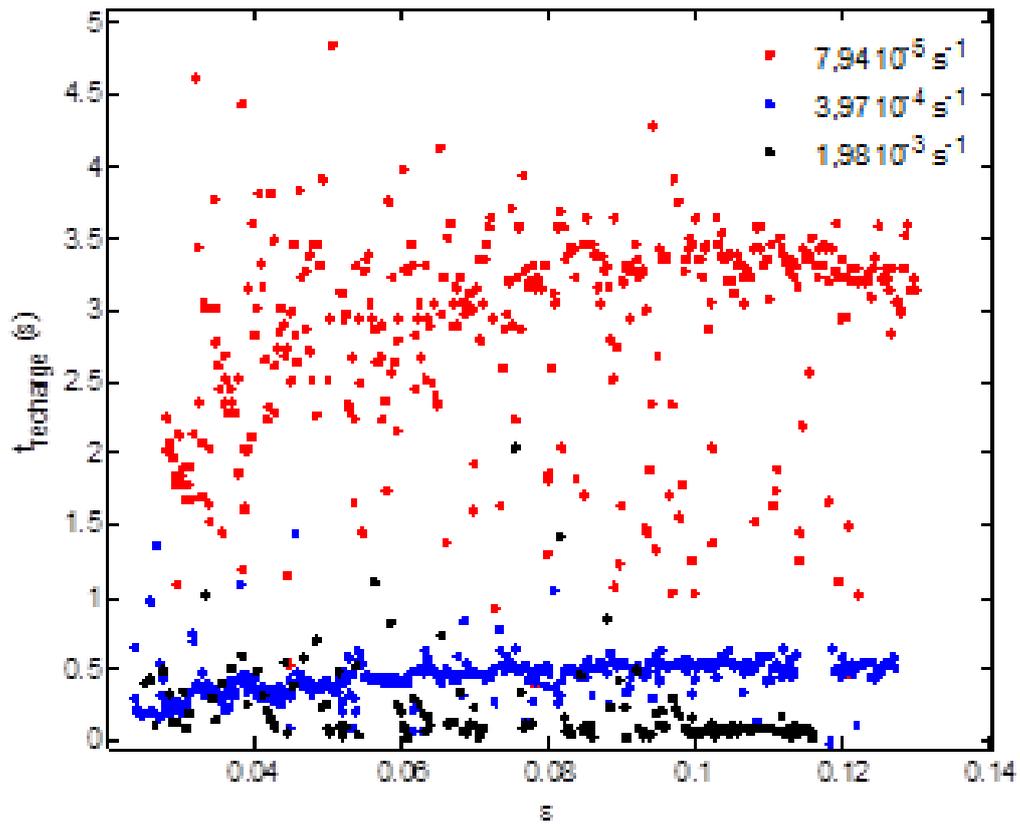
Figure II.6. Evolution de l'amplitude des chutes de contraintes en fonction de la déformation dans l'alliage Al-2%Mg.

II.2.4. Temps de recharge entre instabilités successives

L'évolution du temps moyen de recharge entre instabilités successives Δt en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformation est présentée à la figure II.7.

On remarque que pour une vitesse de déformation donnée, Δt augmente avec la déformation et que pour une déformation donnée, il diminue quand la vitesse de déformation imposée augmente. Cela traduit la sensibilité négative du temps moyen de recharge entre instabilités à la vitesse de déformation.

L'augmentation de Δt en fonction de la déformation peut s'expliquer par le fait qu'au cours de la déformation plastique la densité des dislocations augmente et rend leur mouvement de plus en plus complexe en raison des différents enchevêtrements. Ceci augmente le temps de vieillissement dynamique et la contrainte d'écoulement. Pour une déformation donnée, l'augmentation de la vitesse de déformation réduit le temps de vieillissement dynamique, l'amplitude des instabilités et le temps de recharge entre instabilités successives.



Figures II.7. Evolution du temps de rechargement entre des instabilités successives en fonction de la déformation dans l'alliage Al-2%Mg.

Chapitre 3

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

III.1. Dislocation modèle de Kubin et Estrin

III.1.1. Présentation du modèle

La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ d'un matériau métallique est reliée à la vitesse moyenne des dislocations mobiles par la loi d'Orowan [20] :

$$\dot{\epsilon} = b\rho_m\bar{v} \quad (\text{III.1})$$

où ρ_m est la densité des dislocations mobiles b le module du vecteur de Burgers.

Comme le mouvement des dislocations est discontinu, la vitesse moyenne des dislocations peut s'exprimer par la relation suivante :

$$\bar{v} = \frac{\ell}{t_w + t_f} \quad (\text{III.2})$$

où t_w est le temps d'attente des dislocations aux obstacles de la forêt, t_f est le temps moyen de vol entre deux obstacles successifs et ℓ la distance moyenne qui les séparent.

Comme le temps de vol t_f est considéré négligeable devant le temps d'attente t_w des dislocations aux obstacles de la forêt ($t_f \ll t_w$), la vitesse moyenne des dislocations s'écrit :

$$\bar{v} \approx \frac{\ell}{t_w} \quad (\text{III.3})$$

En tenant compte de l'équation (III.3), la loi d'Orowan devient :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\rho_m \ell b}{t_w} \quad (\text{III.4})$$

Comme ℓ est inversement proportionnelle à $\rho_f^{1/2}$ l'équation (III.4) devient :

$$\dot{\epsilon} = \frac{b\rho_m\rho_f^{-1/2}}{t_w} \quad (\text{III.5})$$

On définit pour une déformation ε une fonction caractéristique $\Omega(\varepsilon)$ qui correspond à l'incrément de déformation obtenu lorsque toutes les dislocations effectuent un mouvement thermiquement activé, par la relation :

$$\Omega(\varepsilon) = b\rho_m(\varepsilon)\rho_f^{-1/2}(\varepsilon) \quad (\text{III.6})$$

Ainsi l'équation (III.5) devient :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\Omega(\varepsilon)}{t_w} \quad (\text{III.7})$$

Au cours de la déformation d'un matériau métallique, l'évolution des densités des dislocations mobiles et immobiles est fonction de la déformation ε et est régit par le système des deux équations couplé suivant :

$$\frac{\partial \rho_m}{\partial \varepsilon} = \frac{c_1}{b^2} - c_2\rho_m - \frac{c_3}{b}\rho_f^{1/2} \quad (\text{III.8.a})$$

$$\frac{\partial \rho_f}{\partial \varepsilon} = c_2\rho_m + \frac{c_3}{b}\rho_f^{1/2} - c_4\rho_f \quad (\text{III.8.b})$$

Les c_i sont des paramètres caractéristiques du matériau déformé où c_1 traduit la multiplication des dislocations, c_2 caractérise leurs mutuelle annihilation et création de débris de dislocations, c_3 traduit leur immobilisation à travers leurs interactions avec les obstacles de la forêt et c_4 est lié à la restauration dynamique.

La détermination de l'évolution de $\Omega(\varepsilon)$ qui est fonction des densités de dislocation ρ_m et ρ_f peut-être obtenue par la résolution du système d'équations (III.8.a et III.8.b). Celle-ci a été réalisée à l'aide de la méthode numérique de Runge Kutta d'ordre 4.

III.1.2. Estimation numérique des densités de dislocation de ρ_m et ρ_f

Afin d'obtenir une estimation numérique des densités, ρ_m , ρ_f et de l'incrément élémentaire de déformation Ω en fonction de la déformation ε , on doit définir les densités de dislocations initiales ρ_{mi} et ρ_{fi} , celles de saturation ρ_{ms} et ρ_{fs} et les paramètres c_1, c_2, c_3 et c_4 du matériaux. Dans le domaine des faibles déformations, la densité des dislocations

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

mobiles ρ_m croît plus rapidement que la densité des dislocations de la forêt ρ_f au cours de la déformation. Aux déformations élevées, ρ_f augmente lorsque ρ_m sature [9].

Les paramètres c_i ($i=1, 2, 3$ et 4) seront déterminés par la donnée de deux quantités :

- la déformation ε_f (déformation de relaxation associée à la densité des dislocations de la forêt) pour laquelle la relation suivante est vérifiée:

$$\rho_{fs} - \rho_f(\varepsilon_f) = \frac{(\rho_{fs} - \rho_{fi})}{e} \quad \text{avec } e = 2.718 \quad (\text{III.9})$$

- le poids relatif des deux mécanismes contribuant à la saturation des dislocations mobiles qui est mesuré à travers la constante λ définie par:

$$\lambda = \frac{C_2 \rho_{ms}}{\left(\frac{C_3}{b}\right)^{\frac{1}{2}} \rho_{fs}^{\frac{1}{2}}} \quad (\text{III.10})$$

qui dépend du matériau considéré et des conditions expérimentales. En supposant que l'annihilation et le piégeage des dislocations mobiles est moins efficace que leur immobilisation aux obstacles de la forêt, une valeur raisonnable de λ serait de 0,1. Une grande valeur de cette dernière indiquerait, par exemple, une plus grande capacité au glissement dévié des dislocations vis.

A la saturation on a :

$$\frac{\partial \rho_m}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial \rho_f}{\partial \varepsilon} = 0 \quad (\text{III.11})$$

Pour ces conditions, les équations (III.8.a) et (III.8.b) donnent respectivement

$$\rho_{fs} = \frac{c_1}{b^2 c_4} \quad (\text{III.12})$$

et

$$\rho_{ms} = \left(\frac{c_1}{b^2}\right) - \left(\frac{c_3}{b}\right) \rho_{fs}^{1/2} \quad (\text{III.13})$$

La seconde condition donne :

$$c_4 = \frac{1}{\varepsilon_f} \quad (\text{III.14})$$

Finalement, la dernière condition donne :

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

$$\lambda = \frac{C_2 \rho_{ms}}{\left(\frac{C_3}{b}\right) \rho_{fs}^{1/2}} \quad (\text{III.15})$$

En combinant les équations (III.12), (III.13), (III.14), et (III.15), on obtient le système d'équations suivant qui permet de calculer les paramètres c_i :

$$\begin{cases} C_1 - b^2 C_4 \rho_{fs} = 0 \\ C_1 - b^2 \rho_{ms} C_2 - b \rho_{fs}^{1/2} C_3 = 0 \\ C_4 - \frac{1}{\varepsilon_f} = 0 \\ \rho_{ms} C_2 - \frac{\lambda}{b} \rho_{fs}^{1/2} C_3 = 0 \end{cases} \quad (\text{III.16})$$

Dont la résolution donne :

$$\begin{cases} c_1 = b^2 \rho_{fs} \left(\frac{1}{\varepsilon_f}\right) \\ c_2 = \frac{1}{\lambda+1} \frac{\rho_{fs}}{\rho_{ms}} \left(\frac{1}{\varepsilon_f}\right) \\ c_3 = \frac{b}{\lambda+1} \rho_{fs}^{\frac{1}{2}} \left(\frac{1}{\varepsilon_f}\right) \\ c_4 = \frac{1}{\varepsilon_f} \end{cases} \quad (\text{III.17})$$

Pour les valeurs $\rho_{ms} = 5.10^{13} m^{-2}$, $\rho_{fs} = 10^{14} m^{-2}$, $b = 3.10^{-10} m$, $\lambda = 0,1$ et

$\varepsilon_f = 0,3$, On obtient les valeurs suivantes des paramètres du matériau :

$$C_1 = 3.10^{-5}, C_2 = 0,606, C_3 = 0,009, C_4 = 3,333 \quad (\text{III.18})$$

Dans le cas où $\rho_{mi} = 10^{10} m^{-2}$ et $\rho_{fi} = 10^{11} m^{-2}$ avec les valeurs de c_i (1...4) données par (III.18), les allures de la dépendance en déformation des densités de dislocations mobiles et de la forêt ainsi que l'évolution de $\Omega(\varepsilon)$ sont représentés à la figure (III.1).

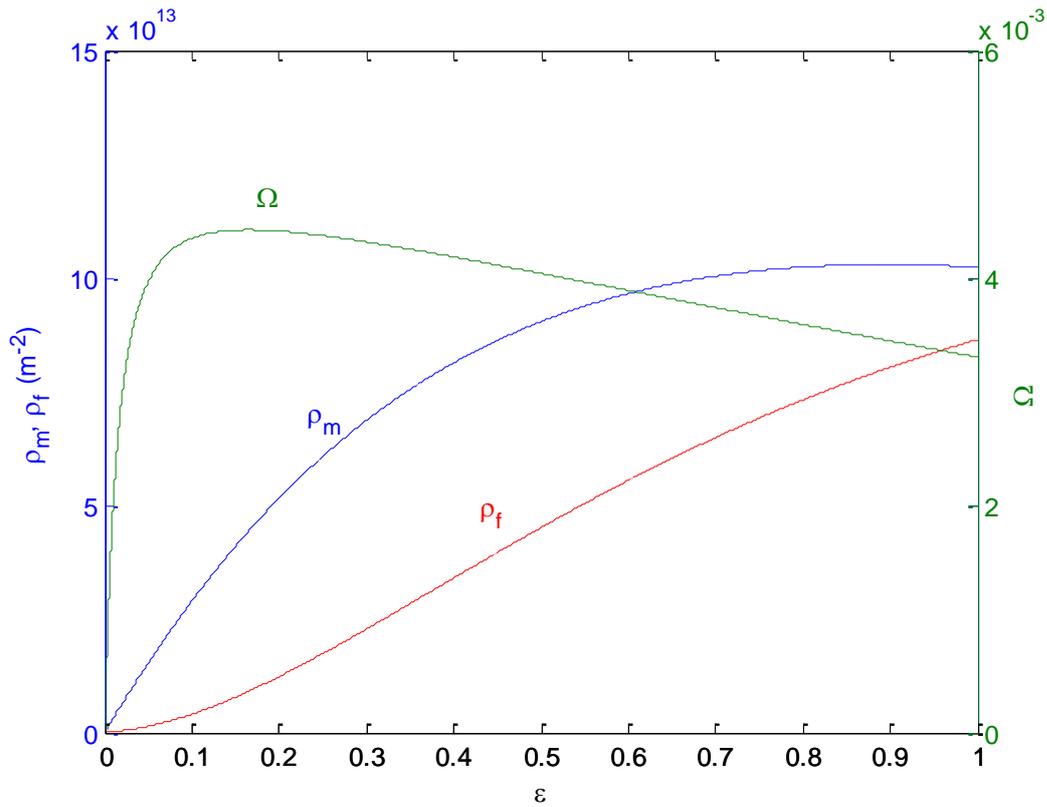


Figure III.1: Evolution des densités des dislocations et de Ω en fonction de la déformation

III.1.3. Effets des paramètres du matériau

L'analyse de l'influence des constantes du matériau sur la déformation $\Omega(\epsilon)$ et sur l'existence et la position du maximum de $\Omega(\epsilon)$ est effectuée en faisant varier ces dernières une par une. On remarque que :

- une augmentation de la valeur de ϵ_f entraîne un décalage du maximum de $\Omega(\epsilon)$ vers les déformations élevées et son effet sur la valeur du maximum est insignifiant (figure III.2).

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

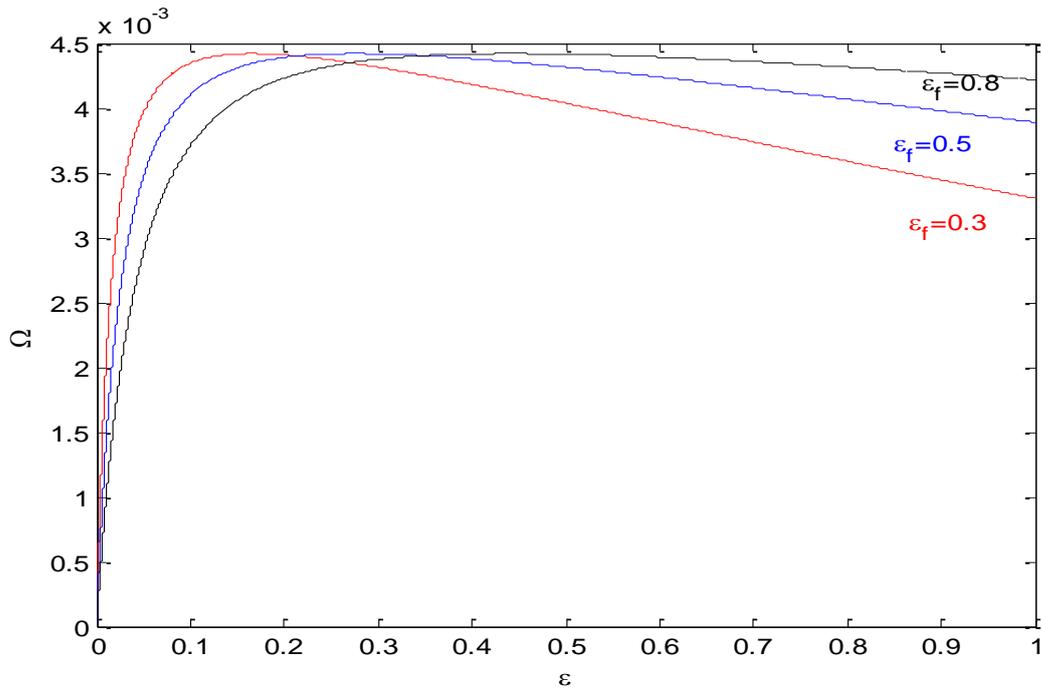


Figure III.2: Effet de ϵ_f sur $\Omega(\epsilon)$

- une augmentation de la valeur de λ entraîne une diminution de la valeur du maximum de $\Omega(\epsilon)$ et un léger décalage de ce dernier vers les faibles déformations (figure III.3).

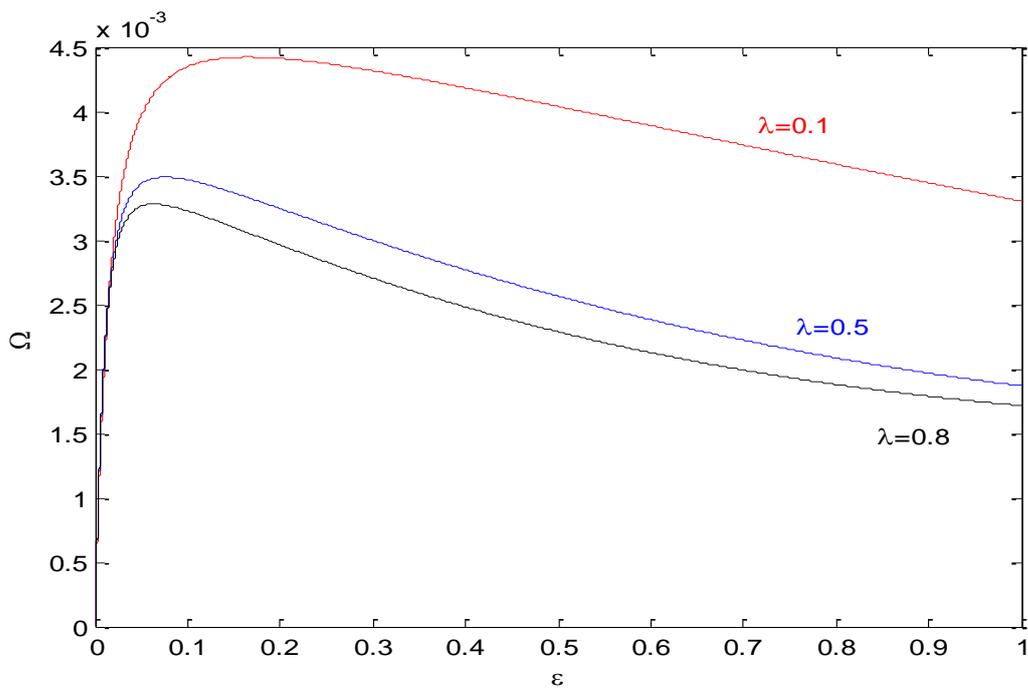


Figure III.3: Effet de λ sur $\Omega(\epsilon)$

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

- une augmentation de ρ_{fi} entraîne une diminution de la valeur du maximum de $\Omega(\varepsilon)$ et un décalage de ce dernier vers les déformations élevées (figure III.4).

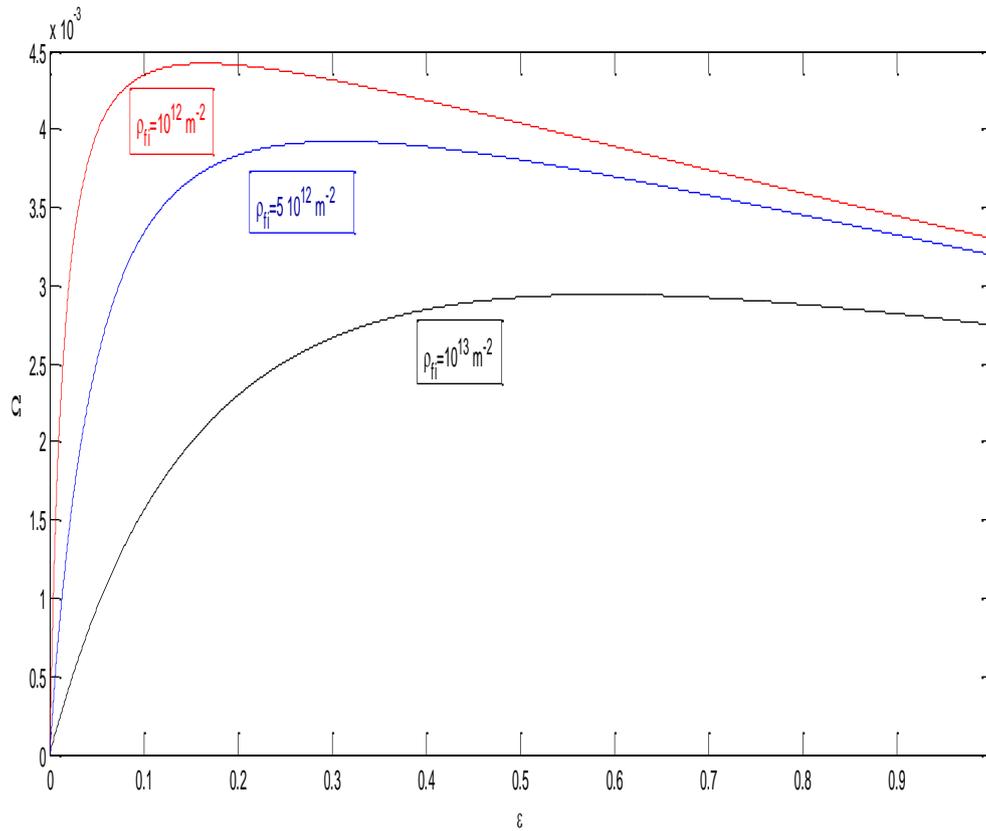


Figure III.4: Effet de ρ_{fi} sur $\Omega(\varepsilon)$

-une réduction de ρ_{ms} entraîne une diminution de la valeur du maximum de $\Omega(\varepsilon)$ et un décalage de ce dernier vers les petites déformations (figure III.5).

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

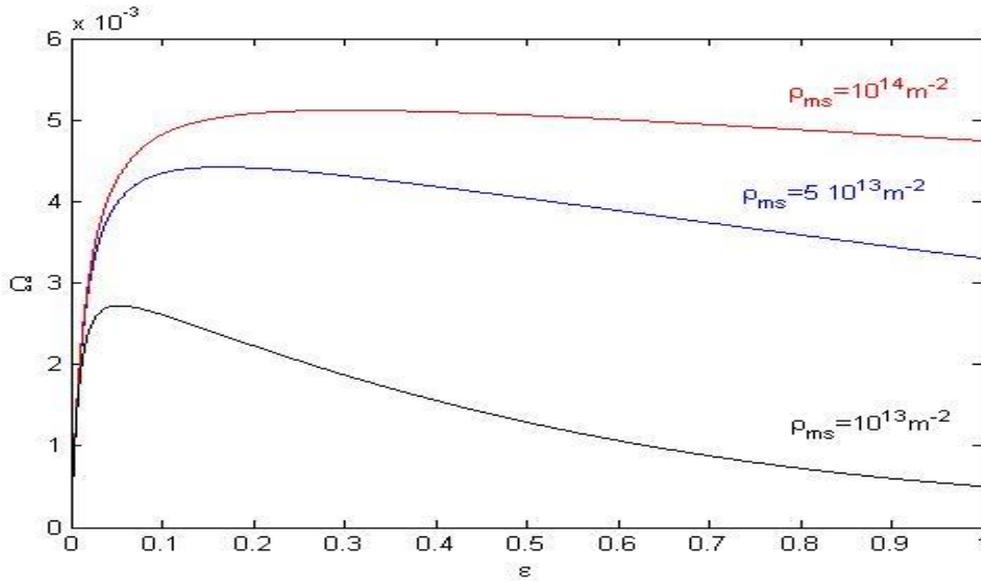


Figure III.5: Effet de ρ_{ms} sur $\Omega(\epsilon)$

- une réduction de ρ_{fs} entraîne une diminution de la valeur du maximum de $\Omega(\epsilon)$ et un décalage de ce dernier vers les déformations élevées et la disparition de ce dernier peut être atteinte pour une valeur d'environ $10^{12} m^{-2}$ (figure III.6).

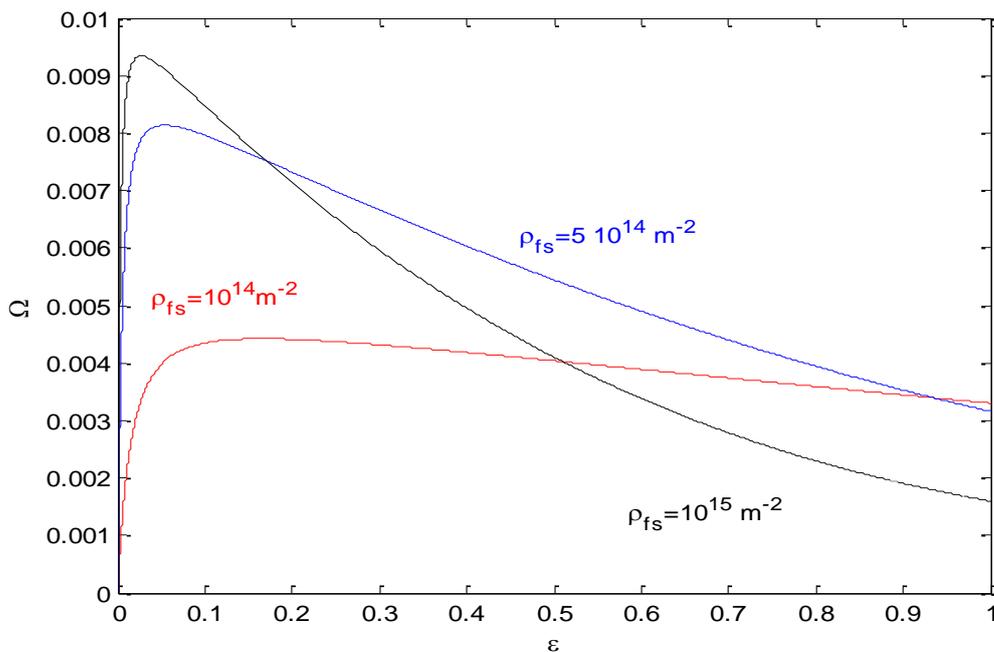


Figure III.6: Effet de ρ_{fs} sur $\Omega(\epsilon)$

- l'effet de ρ_{mi} sur la forme de $\Omega(\varepsilon)$ est peu significatif et le maximum se produit dans le domaine des déformations allant de quelques pourcentages à environ 30% (figure III.7).

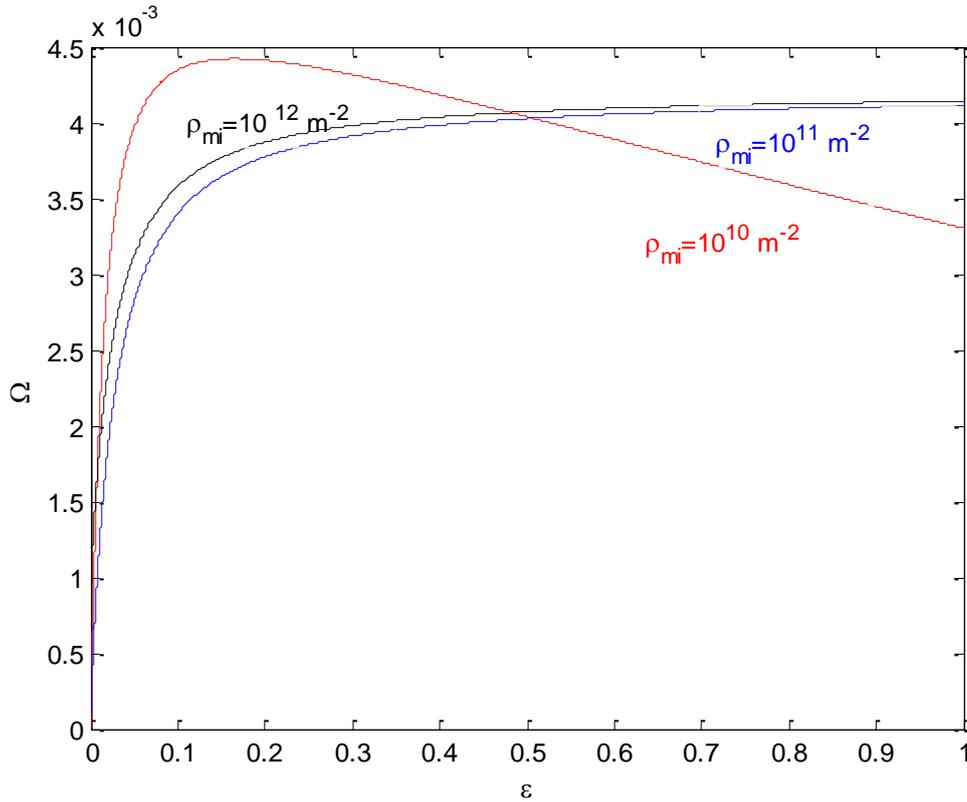


Figure III.7: Effet de ρ_{mi} sur $\Omega(\varepsilon)$

III.1.4. Effet de la vitesse de déformation sur l'évolution des densités de dislocation et de l'incrément de déformation élémentaire Ω

Le dislocation modèle proposé par Kubin et Estrin ne prend pas en compte l'effet de la vitesse de déformation imposée sur les évolutions densités des dislocations. L'effet de la vitesse de déformation sur l'évolution des densités de dislocations mobiles et de la forêt en fonction de la déformation intervient à travers les coefficients c_2 et c_4 dans le système d'équations (III.8) [6,9] où premier traduit l'annihilation et le piégeage des dislocations et le deuxième traduit la restauration dynamique. Les coefficients c_1 et c_3 peuvent être considérés constant et indépendants de la vitesse de déformation. Les deux coefficients c_2 et c_4 diminuent en fonction de la vitesse de déformation et c_2 est moins sensible à la vitesse de déformation que c_4 et peuvent être exprimés sous les formes suivantes [6]:

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

$$\begin{cases} c_2 = c_{2_0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{-n} \\ c_4 = c_{4_0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{-m} \end{cases} \quad (\text{III.19})$$

où n et m sont des constantes ($n \ll m$), $\dot{\varepsilon}_0$ une constante homogène à une vitesse de déformation et c_{2_0} et c_{4_0} sont les valeurs des coefficients sans prise en compte de l'effet de la vitesse de déformation. En remplaçant c_2 et c_4 par ces expressions dans le système d'équations (III.8), on obtient les évolutions des densités de dislocations ρ_m et ρ_f dépendantes de la vitesse de déformation imposée et par conséquent celle de $\Omega(\varepsilon)$. Celles-ci sont montrées aux figures (III.8.a, b et c) pour les valeurs des paramètres rapportées dans le tableau (III.1), intervenant dans le système d'équations (III.8) après remplacement de c_2 et c_4 par leurs expressions (III.19).

$\rho_m(m^{-2})$	$\rho_f(m^{-2})$	$\rho_{ms}(m^{-2})$	$\rho_{fs}(m^{-2})$	b(m)	$\dot{\varepsilon}_0(s^{-1})$	n	m
10^{11}	10^{12}	$3 \cdot 10^{15}$	$2 \cdot 10^{17}$	$3 \cdot 10^{-10}$	$5 \cdot 10^{-2}$	0.02	0.5

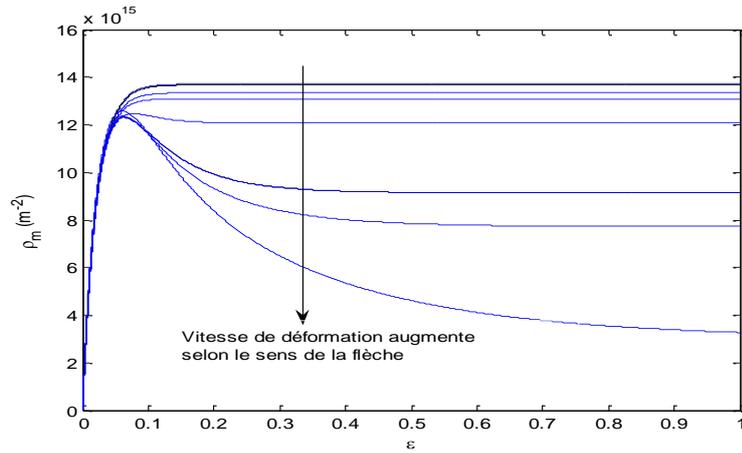
Tableau III.1 : Valeurs des paramètres utilisés pour la résolution du système d'équations

Les figures (III.8.a) et (III.8.b) montrent respectivement que pour une déformation donnée, la densité des dislocations mobiles diminue quand la vitesse de déformation augmente et que la densité des dislocations immobiles augmente quand la vitesse de déformation augmente.

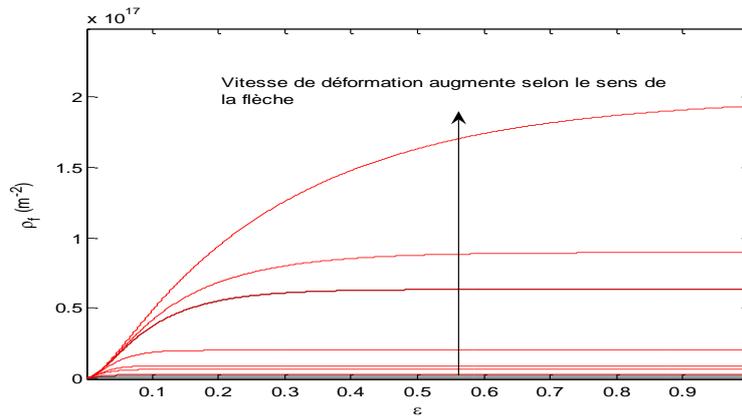
La figure (III.8.c) montre que pour une déformation donnée, l'incrément élémentaire de déformation Ω diminue quand la vitesse de déformation augmente.

Chapitre 3

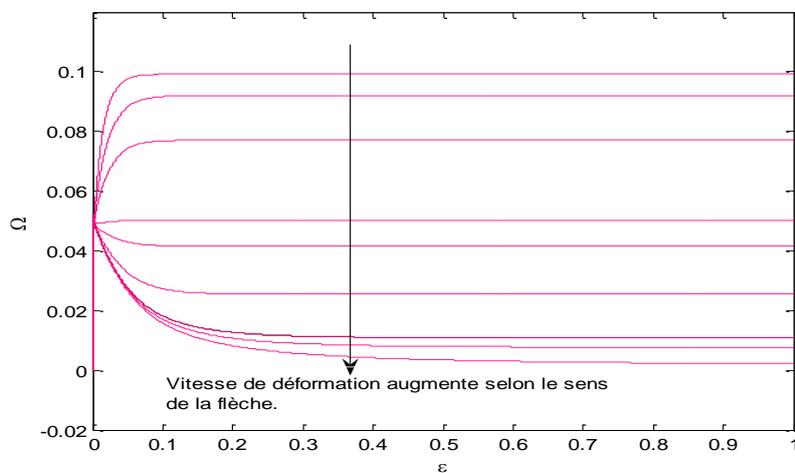
Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.



a)



b)



c)

Figure III.8: Evolution des densités de dislocations et de $\Omega(\varepsilon)$ pour différentes vitesses de déformations (10^{-6} à 10^{-2} s^{-1}) : a) dislocations mobiles b) dislocations de la forêt c) $\Omega(\varepsilon)$.

III.2. Evolutions des densités des dislocations en présence du vieillissement dynamique dans l'alliage Al-2%Mg

L'analyse de la courbe de déformation, et l'usage de concepts théoriques nous ont permis d'obtenir les évolutions au cours de la déformation des densités de dislocations, mobiles et de la forêt, le libre parcours moyen des dislocations mobiles et leur vitesse moyenne.

III.2.1. Principes de base

Pour obtenir ces évolutions, on considère la relation de Taylor (eq.I.21) qui relie la contrainte σ à la densité totale $\rho = \rho_m + \rho_f$ des dislocations et l'expression (eq.III.6) de l'incrément élémentaire de déformation Ω . On obtient le système d'équations suivant dont les paramètres intervenants sont déjà définis (voir chapitre I) :

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_0 + \alpha\mu bM\sqrt{\rho_m + \rho_f} \\ \Omega(\varepsilon) = b\rho_m\rho_f^{-1/2} \end{cases} \quad (\text{III.20})$$

La résolution analytique de ce système donne :

$$\begin{cases} \rho_m = \frac{-1 + \sqrt{1 + 4\frac{\sigma_p^2}{(\alpha\mu\Omega M)^2}}}{2} \left(\frac{\Omega}{b}\right)^2 \\ et \\ \rho_f = \left(\frac{b\rho_m}{\Omega}\right)^2 \end{cases} \quad (\text{III.21})$$

Où $\sigma_p = \sigma - \sigma_0$ avec σ et σ_0 étant respectivement la contrainte appliquée et la limite élastique du matériau déformé obtenue à partir de la courbe de traction à 0,2% de déformation.

III.2.2. Estimation des densités des dislocations et des paramètres associés dans l'alliage Al-2%Mg au cours de la déformation et à différentes vitesses de déformation

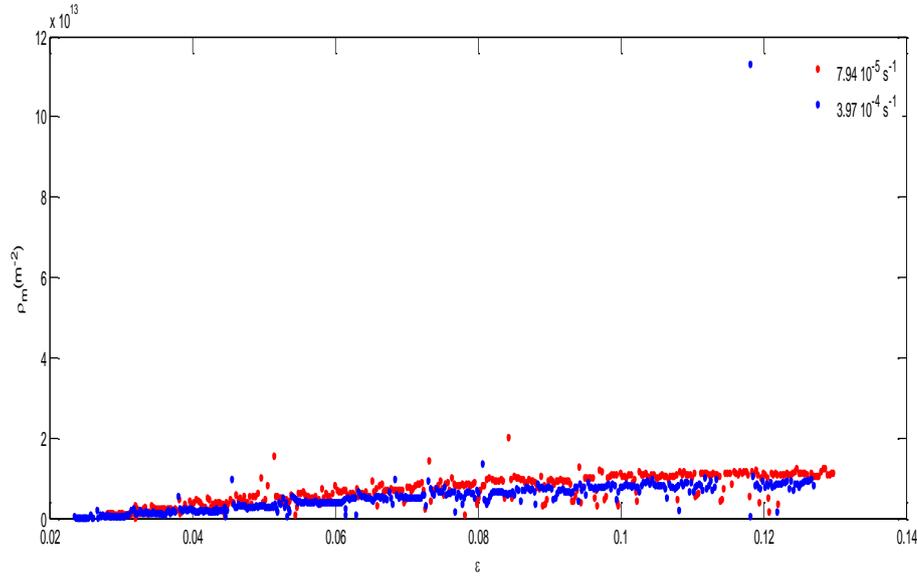
Pour estimer ces densités, on détermine σ_p et le temps t_w d'attente des dislocations au niveau des obstacles de la forêt à partir de la courbe de traction puis on obtient Ω à l'aide de son expression $\Omega = t_w\dot{\varepsilon}$ ($\dot{\varepsilon}$ étant la vitesse de déformation imposée). Pour les autres

Chapitre 3

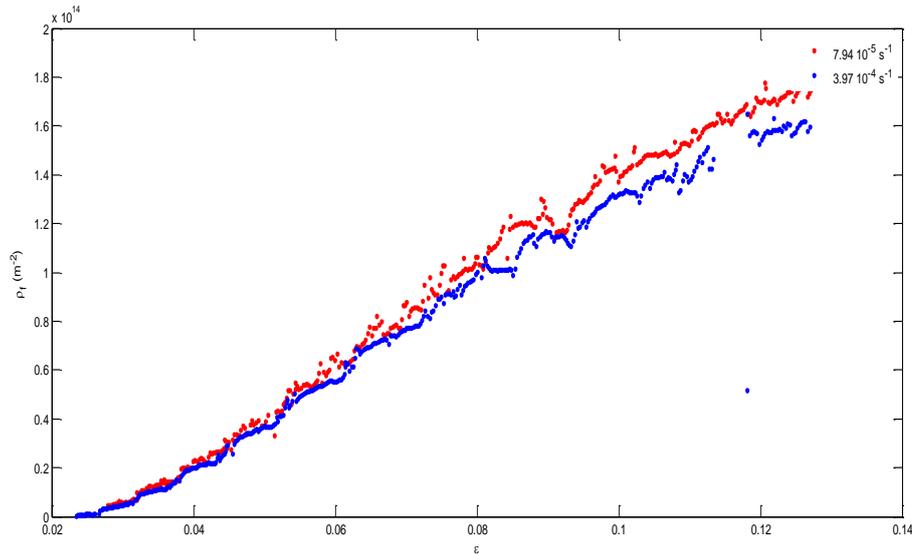
Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

paramètres intervenants dans les expressions (III.21) des densités ρ_m et ρ_f , on considère leurs valeurs suivantes : $\alpha = 0.33$, $\mu = 26GPa$, $M = 3$ [23], et $b = 3 \cdot 10^{-10}m$ [9].

Les évolutions de ρ_m et ρ_f sont montrées aux figures III.9.a et III.9.b pour les vitesses de déformation imposées $7,94 \cdot 10^{-5} s^{-1}$ et $3,97 \cdot 10^{-4} s^{-1}$



(a)



(b)

Figure III.9: Evolution des densités des dislocations aux vitesses de déformation $7,94 \cdot 10^{-5}$ et $3,97 \cdot 10^{-4} s^{-1}$

La figure III.10 montre l'évolution de l'incrément élémentaire de déformation $\Omega(\epsilon)$ au cours de la déformation à deux différentes vitesses. On remarque que pour une vitesse donnée, $\Omega(\epsilon)$ augmente avec la déformation et que pour une déformation donnée, $\Omega(\epsilon)$ décroît

quand la vitesse augmente. Ce résultat est en accord avec le résultat prédit par le dislocation modèle tenant compte de l'effet de la vitesse de déformation.

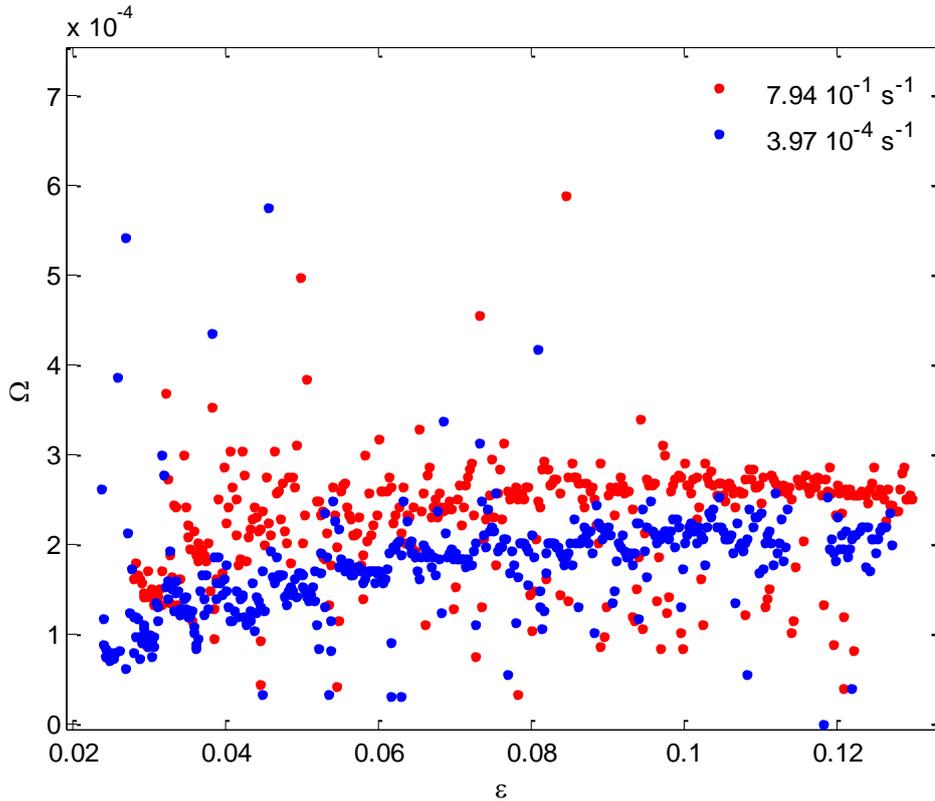


Figure III .10 : Evolution de $\Omega(\epsilon)$ aux vitesses de déformation $7,94 \cdot 10^{-5}$ et $3,97 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

Le libre parcours moyen étant proportionnel à $\rho_f^{-1/2}$, son évolution aux deux vitesses de déformation imposées précédentes est montrée à la figure III.11. On remarque que pour une vitesse de déformation donnée, le libre parcours moyen décroît au cours de la déformation et cette décroissance est plus accentuée au faible déformation. Pour une déformation donnée, ce dernier augmente quand la vitesse de déformation augmente. Cela indique que l'écroutissage du matériau s'intensifie au cours de la déformation et diminue avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

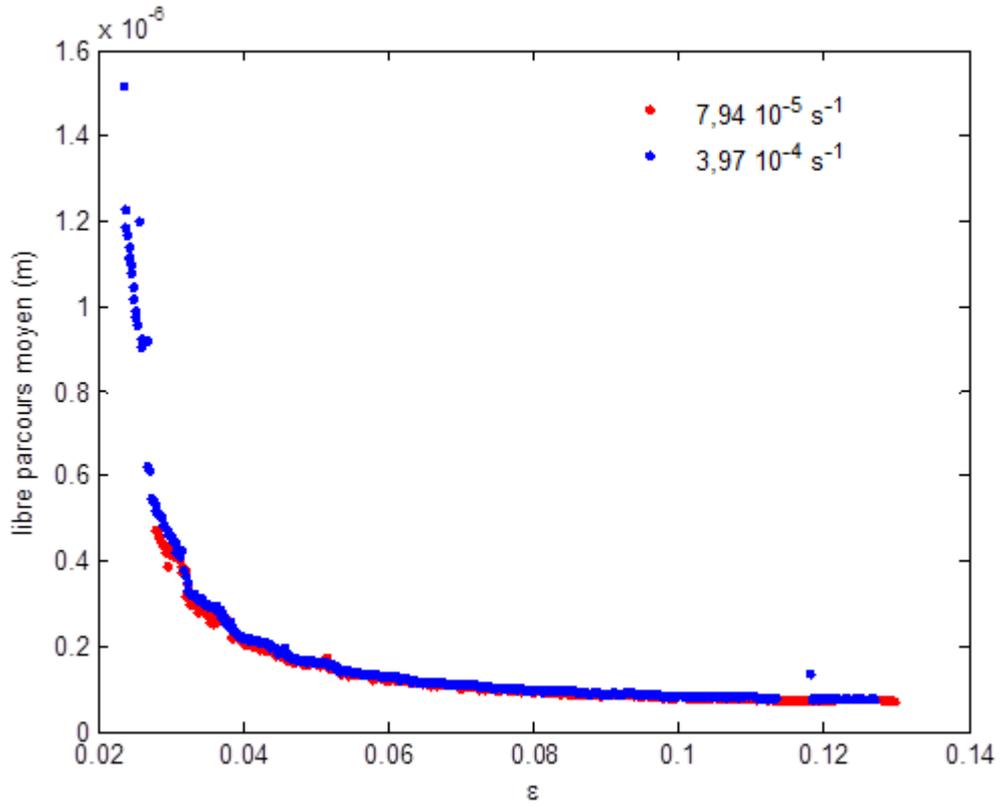


Figure III.11: Evolution du libre parcours moyen des dislocations aux vitesses de déformation $7,94 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $3,97 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

La vitesse moyenne des dislocations peut être obtenue à partir de la relation d'Orowan (eq.I.18) et s'exprime par :

$$\bar{v} = \dot{\epsilon} / b\rho_m \quad (\text{III.22})$$

Son évolution est montrée à la figure III.12.

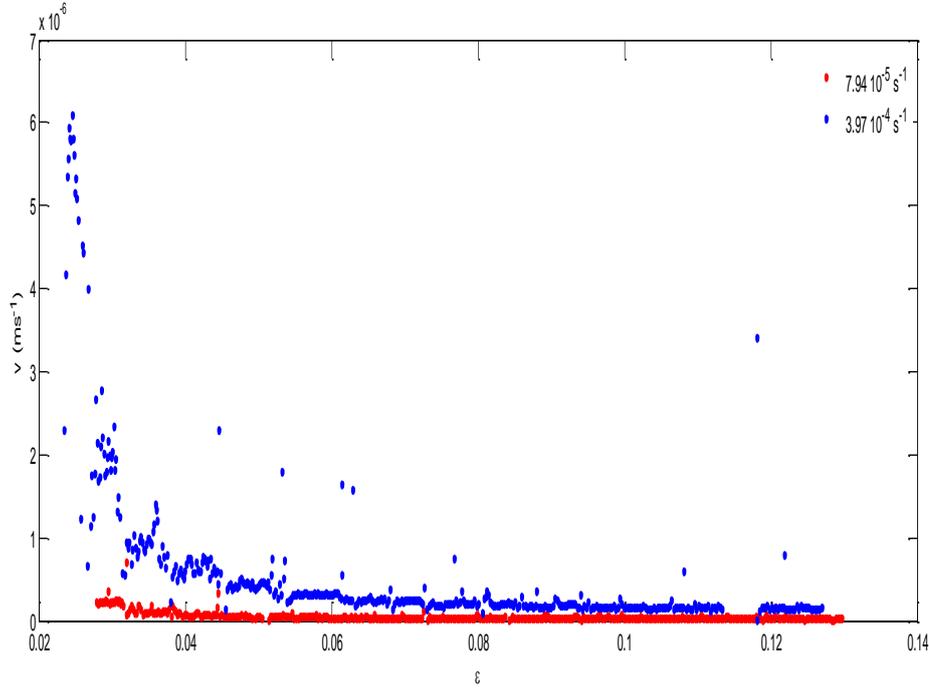


Figure III.12: Evolution de la vitesse moyenne des dislocations aux vitesses de déformation $7,94 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $3,97 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

La figure III.12 montre l'évolution de la vitesse moyenne des dislocations mobiles où on constate que celle-ci décroît au cours de la déformation avec une décroissance accentuée aux faibles déformations et tend vers une vitesse constante aux grandes déformation. Pour une déformation donnée cette vitesse augmente avec la vitesse de déformation.

Les résultats obtenus sont en accord avec les prédictions du dislocation modèle de Kubin et Estrin qui prend en compte l'effet de la vitesse de déformation à travers les paramètres c_2 et c_4 du matériau.

Chapitre 3

Modélisation des évolutions des densités de dislocations en présence de vieillissement dynamique.

Conclusion générale

Conclusion générale

Le phénomène Portevin-Le Chatelier (PLC) résulte du vieillissement dynamique des dislocations mobiles, c'est-à-dire de l'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes du soluté.

Après une étude bibliographique, nous avons étudié certains paramètres caractéristiques des instabilités PLC en traction uniaxiale à température ambiante dans l'alliage Al-2%Mg. Par la suite, une étude sur l'évolution des densités des dislocations et des paramètres associés a été effectuée dans le cadre du dislocation modèle de Kubin et Estrin basé sur le vieillissement dynamique des dislocations mobiles.

L'aspect et l'amplitude des instabilités PLC dépendent de la vitesse de déformation imposée et de la déformation. Quand on augmente la vitesse de déformation imposée, les instabilités PLC passent de type C au type B ensuite au type A. Le vieillissement dynamique devient de moins en moins intense et, par conséquent, la déformation plastique hétérogène de moins en moins accentuée.

Pour une vitesse de déformation donnée, le type d'instabilité PLC est également affecté par la déformation. Aux faibles vitesses, les instabilités PLC, initialement du type B aux faibles déformations, peuvent passer au type C aux déformations élevées. Aux vitesses élevées, les instabilités PLC peuvent également transiter progressivement du type A au type B. Pour une vitesse de déformation donnée, l'amplitude des instabilités PLC et le temps de recharge entre deux instabilités successives augmentent en fonction de la déformation et diminuent quand la vitesse de déformation croît pour une déformation donnée.

La prise en compte de l'effet de la vitesse de de déformation dans la dislocation model de Kubin et Estrin nous a permis de prévoir la tendance d'évolution, des densités des dislocations mobiles et immobiles et de l'incrément élémentaire de déformation Ω , obtenue par analyse de la courbe de déformation et usage de concepts théoriques.

L'analyse de la courbe de déformation, et l'usage de concepts théoriques nous ont permis d'obtenir les évolutions au cours de la déformation des densités de dislocations, mobiles et de la forêt, le libre parcours moyen des dislocations mobiles et leur vitesse moyenne. Pour une vitesse de déformation donnée ρ_m , ρ_f et Ω augmentent tandis que le libre parcours moyen et la vitesse moyenne des dislocations diminuent quand la déformation augmente. Pour

une déformation donnée, quand on augmente la vitesse de déformation, ρ_m , ρ_f et Ω diminuent tandis que le libre parcours moyen et la vitesse moyenne des dislocations augmentent. Ces résultats sont en accord avec les prédictions du dislocation modèle qui prend en compte l'effet de la vitesse de déformation.

Références Bibliographiques

Références :

- [1] B.Viguié Plasticité: Rappel de bases et aspects microscopiques PlastOx 2007(2009) 1-21.
- [2] R;W.Cahn et P.Haasen, Physical metallurgy, 4eme Ed, vol.III , p.1833 (1996).
W Benoit ETH Zurich ,Ramistrasse 101,8092Zurich ,Schweiz,www.libry.ethz .ch.
- [3] J.C.Charmet, Mécanique du solide et des matériaux. Elasticité-Plasticité-rupture, ESPCI, Presses universitaires.
- [4] J.P.Mercier, G.Zambelli,W.Kurz, Introduction à la science des matériaux, Presses Polytechniques et universitaires romandes, (2002).
- [5] J.L.Collet, Thèse de Doctorat, institut polyclinique de Grenoble,(2009).
- [6] Ait Amokhtar H, Thèse de Doctorat, Université de Béjaïa, (2006).
- [7] Van den Beukel A, Phys. Stat. Sol. (a), Vol.30, p.197, (1975).
- [8] Cuddy L.J, Leslie W.C, Acta Metall., Vol.20, p.1157, (1972).
- [9] Kubin L.P, Estrin Y, Acta Metall., Vol.38, p.697, (1990).
- [10] Ait-Amokhtar H, Fressengeas C, Boudrahem S, Mat. Sci.and Eng., A488, p.540, (2008).
- [11] Kocks U.F, Progress in Materials Science, Chalmers Anniversary Volume, Pergamon press (Oxford), p.185, (1981).
- [12] Le Chatelier F, Rev. de Metall., Vol.6, p.914, (1909).
- [13] Portevin A et Le Chatelier F, C. R. Acad. Sci., paris, Vol.176, p.507, (1923).
- [14] Kubin L.P, Chihab K, Estrin Y, NATO ASI Series E: App.Sci., N° 121, p.220, (1987).
- [15] Ait Amokhtar H, Mémoire de Magister, Université de Béjaïa, (2001).
- [16] Shabadi R, Kumar S, Roven H.J, Dwarakadasa E.S, Mat. Sci.and Eng., A364, p.140, (2004)
- [17] Ait Amokhtar H, Thèse de Doctorat, Université de Béjaïa, (2006).
- [18] Mulford A.M and Kocks U.F, Acta Metall., Vol.27, p.1125, (1979).
- [19] Zeghloul A, Mliha-Touati M, Bakir S, J. Phys. III, Vol.6, p.1467, (1996).
- [20] Ait-Amokhtar H, Boudrahem S, Fressengeas C, Scripta Mater., Vol.54, p.2113, (2006).
- [21] Pink E, Grinberg A, Acta Metall., Vol.30, p.2153, (1982).

[22] Gyozo Horvath, Nguyen Q. Chinh, Jenő Gubicza, János Lendvai, *Mat. Sci. and Eng.* A445-446, p.186 (2007).