

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université A. MIRA BEJAIA



Faculté Des Sciences Exactes
Département de Physique

Mémoire de Master

Filière : Physique
Option : Physique des matériaux

Thème

**Étude de l'influence des dislocations sur le
comportement mécanique des alliages Al-Mg**

Réalisé par : *M^{elle} Drissi Salma*

Soutenu le : 12/07/2022

Devant le Jury composé de

| | | | |
|----------------|-------|--------------------|--------------|
| Mme ZELLAG S. | M.C.B | Univ.A/Mira Béjaïa | Président |
| Mme CHIBANE N. | M.C.B | Univ.A/Mira Béjaïa | Examinatrice |
| Mme ZIANI L. | M.C.B | Univ.A/Mira Béjaïa | Encadreur |

Année universitaire : 2021/2022

Remerciements

Je remercie tout d'abord < الله > le clément et le miséricordieux qui m'a donné la force et la patience nécessaire pour réaliser ce modeste travail.

Au terme de ce travail, je tiens à exprimer ma grande reconnaissance et haute gratitude à mon encadreur Mme Ziani pour son aide et ses conseils qu'elle a généreusement donnés. Merci pour votre disponibilité de chaque instant et aussi pour toutes les connaissances scientifiques que vous avez transmises.

Je remercie tous les membres du jury qui ont bien voulu accepter de juger mon travail.

Enfin, J'adresse mes remerciements les plus chaleureux à tous ceux qui m'ont aidé à réaliser ce travail.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail:

A moi-même 😊

Mon père qui a beaucoup souffert pour moi, qui m'a tout donné, et ma chère mère pour son amour, ses grands sacrifices et ses encouragements durant tout mon cursus. Aucun mot ne suffira pour décrire mes profonds sentiments de reconnaissance. Que dieu vous protège et vous donne longue vie.

A mon frère Rafik, ma cousine Warda, et à toute ma famille sans exception.

A mes chères ami(e)s : Nadjat Narimane Nora Nessrine Ryma, Leticia, qui m'ont beaucoup encouragé et soutenu.

A tous mes camarades de classe : Mr Ahmed, Youcef, Farid, Oussama, Rabah, Nessrine, Ryma, Koukou (Yakout), Souheyla, Karima, Khelfia, Tinhinane, Ania, Lydia.

Sommaire

Table des matières

Introduction générale

| | |
|----------------------------|---|
| Introduction générale..... | 1 |
|----------------------------|---|

Chapitre I

Alliages d'Aluminium et le comportement mécanique des matériaux

| | |
|---|----|
| Introduction | 3 |
| I.2. Les principales propriétés de l'aluminium..... | 3 |
| I.2.1. Propriétés physico-chimiques | 3 |
| I.2.2. Propriétés mécaniques | 4 |
| I.3. Alliages d'aluminium..... | 4 |
| I.4. Intérêts industriels :..... | 6 |
| I.5. Comportement mécanique | 7 |
| I.5.1. Tenseur de contraintes | 7 |
| I.5.2. Tenseur de déformation | 8 |
| I-5-2-1 Allongement relatif..... | 9 |
| I-5-2-2 Déformation angulaire | 10 |
| I.6. Essai de traction | 11 |
| I.6.1. Machine de traction..... | 11 |
| I.6.2. Eprouvettes..... | 11 |
| I.6.3 Principe de l'essai de traction : | 12 |
| I.6.4. Courbe de traction | 12 |
| I-6-4-1 Déformation élastique..... | 13 |
| I-6-4-2 Déformation plastique | 14 |
| I-6-4-3 Striction | 14 |

| | |
|--|----|
| I.7. Contrainte et déformations vraies | 15 |
| I-7-1 La contrainte vraie σ_v : | 15 |
| I-7-2 Déformation vraie ε | 15 |

Chapitre II

Déformation plastique et dislocations

| | |
|--|----|
| II.1. Dislocations | 16 |
| II.1.1. Vecteur de Burgers | 16 |
| II.1.2. Types de dislocations..... | 17 |
| II.1.3. Mouvement des dislocations..... | 19 |
| II.1.3.1. Glissement | 20 |
| II.2. Déformation plastique | 20 |
| II.2.1. Déformation plastique d'un monocristal..... | 20 |
| II.2.2. Activation des systèmes de glissement | 22 |
| II.2.3. Effet de la contrainte sur les dislocations..... | 23 |
| II.2.4 Mécanisme de la source Frank-Read | 24 |
| II.2.5. Interaction entre dislocations..... | 25 |
| II.2.6. Loi d'Orowan..... | 26 |
| II.3. Instabilité de l'écoulement plastique | 27 |
| II.3.1. Déformation plastique hétérogène | 27 |
| II.3.2. Processus du vieillissement dynamique | 28 |
| II.3.3. Bandes Piobert Lüders..... | 28 |
| II.3.4. Bandes Portevin-Le Chatelier (PLC)..... | 29 |
| II.3.5. Sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation..... | 29 |
| II.3.6. Allure des courbes de traction | 30 |
| II.3.7. Types de chutes de contrainte..... | 31 |

Chapitre III

Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

| | |
|--|----|
| Introduction | 32 |
| III.1 Modèle d'Estrin et Kubin (1989) | 32 |
| III.2 Evaluation numérique des densités de dislocations ρ_m et ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε | 35 |
| III.3. Evolution des densités de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε | 36 |
| III.4 Effet des paramètres caractéristiques sur l'allure des courbes ρ_m, ρ_f et Ω | 37 |
| III.4.1 Effet de ρ_{mi} | 37 |
| III.4.2 Effet de ρ_{fi} | 39 |
| III.4.3 Effet de ρ_{ms} | 41 |
| III.4.4 Effet de ρ_{fs} | 43 |
| III.5 Effet de la vitesse de déformation ε sur l'évolution de ρ_m, ρ_f et Ω | 45 |
| Conclusion..... | 48 |

Conclusion générale

| | |
|---------------------------|----|
| Conclusion générale | 49 |
|---------------------------|----|

Nomenclature

Al : Aluminium

Mg : Magnésium

Al-Mg : Alliage Aluminium-Magnésium

$\bar{\sigma}$: Tenseur

\vec{T} : Vecteur contrainte

M : Point quelconque

τ : Contrainte de cisaillement (cission)

F_t : Force tangentielle

C^0 : Configuration initiale

C^t : Configuration finale

ε_{ij} : Tenseur de déformation

G : Module de cisaillement du matériau

E : Module d'Young

R_e : Limite d'élasticité

$R_{e0,2}$: Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 de déformation plastique

R_m : Contrainte maximale

ε_r : Allongement à rupture

ε_e : Déformation élastique

ε_p : Déformation plastique (permanente)

\vec{b} : Vecteur de glissement ou vecteur de Burgers

ℓ : Longueur de la ligne de dislocation

\vec{u} : Vecteur tangent à la ligne de dislocation ou vecteur unitaire

S_0 : Section d'un un monocristal initial

F : Charge axiale

σ : Force de traction ou contrainte

\vec{n} : La normale au plan de glissement

θ : Angle entre la direction de glissement et l'axe de traction.

χ : Angle entre la normale au plan de glissement et la direction de traction.

τ_c : Cission critique projetée

R_e : La limite d'élasticité mesurée

CC : Cubique Centré

CFC : Cubique Face Centré

HC : *Hexagonale compacte*

T : Tension de ligne de la dislocation

R : Rayon de courbure d'une dislocation

L : Distance entre les points d'ancrage de dislocation

ρ : Densité de dislocations

μ : Module de cisaillement

ν : Coefficient de Poisson

$\dot{\epsilon}$: Vitesse de déformation

PLC : Portevin-Le Chatelier

SSA : Vieillissement statique

DSA : Vieillissement dynamique (Dynamic Stain Ageing)

t_w : Temps d'attente aux obstacles

ϵ : Déformation

S : Sensibilité

$\dot{\epsilon}_a$: Vitesse de déformation imposée

t_f : Temps de vol entre deux obstacles

\bar{v} : Vitesse moyenne des dislocations

ρ_m : Densités de dislocations mobiles

ρ_f : Densités de dislocations de la forêt

ρ_{mi} : Densités de dislocations mobiles initiales

ρ_{fi} : Densités des dislocations de la forêt initiale

ρ_{ms} : Densités de dislocations mobiles à la saturation

ρ_{fs} : Densités de dislocations de la forêt à la saturation

Ω : Incrément élémentaire de déformation

ε_f : Déformation de relaxation des dislocations de la forêt

λ : poids relatif du matériau

C_1 : traduit la multiplication des dislocations mobiles.

C_2 : est relié à l'annihilation mutuelle et la création de débris de dislocation.

C_3 : représente l'immobilisation des dislocations due aux interactions avec les dislocations de la forêt.

C_4 : Traduit la restauration dynamique.

n, m : des constantes

$\dot{\varepsilon}_0$: Une constante homogène à une vitesse de déformation

C_{20}, C_{40} : valeurs des coefficients sous l'effet de la vitesse de déformation

Liste des figures

Chapitre 1

Alliages d'Aluminium et le comportement mécanique des matériaux

| | |
|---|----|
| Figure I.1 : diagramme de phase Al – Mg [8]. | 5 |
| Figure I.2 : Schéma représentant les composantes du tenseur de contraintes dans la base i, j, k . | 7 |
| Figure I.3 : Un matériau parallélépipédique soumis à une force de traction σ dans la direction parallèle à l'axe Ox. | 8 |
| Figure I.4: Déformation d'un solide passant de la configuration initiale C^0 à la configuration finale C^t [10]. | 9 |
| Figure I.5 : Schéma représentatif de la déformation d'un segment AB vers la nouvelle configuration A'B' [11]. | 10 |
| Figure I.6: Déformation d'un matériau soumis à une contrainte de cisaillement. | 10 |
| Figure I.7 : Machine de traction [12]. | 11 |
| Figure I.8 : Différents types d'éprouvettes de traction [12]. | 12 |
| Figure I.9 : Principe de l'essai de traction et les types d'éprouvettes utilisées [13]. | 12 |
| Figure I.10 : Courbe de traction d'un matériau ductile [12]. | 13 |

Chapitre II

Déformation plastique et dislocations

| | |
|---|----|
| Figure II.1 : Schéma de la formation des marches de glissement dans l'Aluminium[14]. | 16 |
| Figure II.2 : Circuit de Burgers dans un cristal : (a) parfait (b) autour d'une dislocation coin. | 17 |
| Figure II.3 : Types de dislocations : (a) coin et (b) vis [15]. | 18 |
| Figure II.4 : Représentation schématique de la dislocation mixte [16]. | 18 |
| Figure II.5 : Boucle de dislocation : | 19 |
| Figure II.6 : Mécanisme de glissement d'une dislocation coin dans un cristal cubique simple [14]. | 20 |
| Figure II.7 : Lignes de glissement observées à la surface d'un monocristal [18]. | 20 |

| | |
|---|----|
| Figure II.8 : Géométrie d'un monocristal soumis à une sollicitation mécanique montrant la contrainte macroscopique selon le système de glissement..... | 21 |
| Figure II.9 : Représentation schématique de l'allongement d'une dislocation. | 24 |
| Figure II.10 : Représentation schématique poursuite de l'expansion de la boucle sous une contrainte décroissante. | 25 |
| Figure II.11 : Représentation schématique de la formation d'une boucle de dislocation et d'un segment de dislocation. | 25 |
| Figure II.12 : Courbe de traction montrant une déformation homogène. | 27 |
| Figure II.13 : (a) Représentation schématique d'une courbe de traction avec palier de Lüders. (b) Bandes de Lüders visibles sur la surface de l'éprouvette [21]. | 29 |
| Figure II.14 : Allure des courbes de traction avec : (a) machine dure (b) machine douce [20,21]. | 30 |
| Figure II.15 : Courbes "contrainte-déformation" de l'alliage Al-2%Mg à l'état recuit montrant l'allure des instabilités PLC [21]. | 31 |

Chapitre III

Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

| | |
|--|----|
| Figure III.1 : Représentation schématique des mécanismes mis en jeu dans le modèle de Kubin. | 33 |
| Figure III.2 : Evolution des densités de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ϵ | 36 |
| Figure III.3 : Allure des courbes : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ϵ pour différentes valeurs de ρ_{mi} | 38 |
| Figure III.4 : évolution de ρ_m en fonction de la déformation ϵ pour des ρ_{ms} différents. | 40 |
| Figure III.5 : Variations de : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ϵ pour différentes valeurs de ρ_{ms} | 42 |
| Figure III.6 : Evolution des paramètres : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ϵ pour différentes valeurs de ρ_{fs} | 44 |
| Figure III.7 : Courbes montrant l'évolution de : (a) la densité de dislocation mobiles ρ_m (b) la densité des dislocations de la forêt ρ_f (c) l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformations $\dot{\epsilon}$ dans l'intervalle $[\frac{10}{6S-1} - \frac{10}{2(S-1)}]$ | 47 |

Listes des tableaux

Chapitre 1

Alliages d'Aluminium et le comportement mécanique des matériaux

| | |
|--|---|
| Tableau I.1 : Propriétés de l'Aluminium..... | 4 |
| Tableau I.2 : les différentes familles d'alliages d'aluminium [9]. | 6 |

Chapitre II

Déformation plastique et dislocations

| | |
|---|----|
| Tableau II.1 : système de glissement à température ambiante [18]. | 22 |
|---|----|

Chapitre III

Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

| | |
|---|----|
| Tableau III.1: Valeurs des paramètres utilisés pour résoudre le système d'équations (III.12). | 36 |
| Tableau III.2 : Valeurs des paramètres utilisés pour avoir les allures des densités de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ϵ | 36 |
| Tableau III.3 : Valeurs des paramètres utilisés pour résoudre le système d'équation (III.8)... | 45 |

Introduction générale

Introduction générale

Introduction générale

Les métaux sont des matériaux couramment utilisés en raison de leurs solides propriétés structurelles et de leurs propriétés mécaniques relativement faibles, L'étude du comportement mécanique des métaux a montré qu'il n'est pas intéressant de l'utiliser à l'état pur alors ; le fait d'ajouter d'autres éléments permet d'augmenter les caractéristiques mécaniques ; comme l'Aluminium non allié ; métal de base ayant des propriétés mécaniques très réduites, est généralement allié pour les améliorer en ajoutant des éléments d'alliages. Qu'ils sont essentiels dans un large éventail d'industries notamment le secteur de la construction et les industries aérospatiale et automobile.

En général, de très nombreux matériaux de structure, comme les métaux et les alliages, sont de nature cristalline. Dans la plupart des cas, sous l'effet de l'application d'une contrainte ils subissent un processus d'élasticité puis une déformation plastique avant de se rompre. Cette déformation plastique est engendrée par la génération et le mouvement de défauts cristallins unidimensionnels, appelés dislocations. Cette déformation plastique se manifeste par des hétérogénéités observées sur les courbes de traction sous forme de décrochements ou de paliers successifs, selon la machine de traction deux types d'hétérogénéités peuvent se présenter : instabilités Portevin-Le Chatelier (PLC) et Piobert-Lüders.

L'apparition de l'effet PLC est principalement liée au vieillissement dynamique qui est due à l'interaction des atomes solutés et les dislocations mobiles. Ce qui affecte l'évolution des caractéristiques mécaniques d'un matériau au cours du temps et de la température. Pour ces raisons, la plasticité des métaux est un vaste domaine d'intérêt dans les sciences et l'ingénierie.

L'objet principal de ce travail porte sur l'étude de l'influence des dislocations sur le comportement mécanique des alliages Al-Mg. Plusieurs courbes contrainte-déformation peuvent exister selon la déformation, la vitesse de déformation et la température.

Ainsi, notre travail est divisé comme suit :

Le premier chapitre de ce manuscrit abordera une étude bibliographique sur l'aluminium et ses alliages, en spécifiant leurs propriétés et la description de l'essai de traction avec une

Introduction générale

présentation de la machine de traction et des éprouvettes utilisées, ainsi qu'une représentation de la courbe de traction.

Le second chapitre est consacré aux dislocations et la déformation plastique tout en évoquant le vieillissement dynamique et les différentes hétérogénéités qui peuvent être enregistrées sur les courbes contrainte-déformation.

Dans le troisième chapitre, nous présentons le 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 les évolutions des densités des dislocations et de quelques paramètres associées.

Enfin, on termine notre travail par une conclusion générale sous forme d'une synthèse des résultats obtenus.

Chapitre I

Alliages d'Aluminium et le
comportement mécanique des matériaux

Chapitre I

Alliages d'Aluminium et le comportement mécanique des matériaux

Introduction

L'Aluminium et ses alliages comptent parmi les matériaux les plus importants pour la fabrication de profilés, de tubes et de tôles... L'aluminium est un métal pauvre, malléable, de couleur argent, remarquable pour sa résistance à l'oxydation et sa faible densité, l'Aluminium est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre, mais présent sous forme combinée. Cet élément est un produit industriel important, utilisé pur ou allié. Dans ce chapitre, l'intérêt sera porté aux alliages d'Aluminium et leurs propriétés. Nous passerons ensuite à la description de l'essai de traction et montrer son intérêt pour la détermination des différentes caractéristiques mécaniques des matériaux.

L'Aluminium est le métal le plus récemment découvert puisqu'il n'est utilisé industriellement que depuis la fin du XIX^e (19^eme) siècle, est un élément chimique, de symbole Al et de numéro atomique $Z=13$, il appartient au groupe 13 du tableau périodique, et un métal dont la structure est et reste cubique à faces centrées (CFC) à toute température inférieure à sa température de fusion ($660\text{ }^{\circ}\text{C}$) [1].

C'est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre et le troisième élément le plus abondant après l'oxygène et le silicium ; il représente en moyenne 8 % de la masse des matériaux de la surface solide de la planète. Il est, en général, trop réactif pour exister à l'état natif dans le milieu naturel : on le trouve combiné à plus de 270 minéraux différents.

L'Aluminium est obtenu à partir de l'Alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode).

I.2. Les principales propriétés de l'aluminium

I.2.1. Propriétés physico-chimiques

L'Aluminium est un excellent conducteur de chaleur et d'électricité. C'est un métal blanc et brillant, de masse volumique 2.7 g/cm^3 de point de fusion estimé à 660°C . Il est assez mou et malléable. La conception de produits à base d'Aluminium est plus facile entre 100 et 150°C .

L'Aluminium est pratiquement inaltérable à l'air en raison de la fine couche protectrice d'alumine qui se forme naturellement.

I.2.2. Propriétés mécaniques

La résistance à la rupture de l'Aluminium est de l'ordre de 80 MPa pour l'aluminium ordinaire et de 60 MPa pour l'aluminium de haute pureté (99.999%). La dureté de l'aluminium est accrue par la présence d'impuretés (cuivre, nickel, magnésium, silicium...etc.)

La faible résistance mécanique de l'aluminium ne permet pas de l'utiliser pour la réalisation d'éléments porteurs dans la construction. En réalité, ce sont les alliages à base d'aluminium qui sont d'un grand intérêt industriel en raison de leurs propriétés mécaniques fortement améliorées à celle de l'aluminium.

Dans le tableau suivant sont résumées les propriétés de l'aluminium les plus importantes :

| | |
|--|-------------------------------|
| Numéro atomique | 13 |
| Masse atomique | 26.98154 g.mol ⁻¹ |
| Masse volumique | 2,7g.cm ⁻³ à 20 °C |
| Structure cristalline | Cubique à faces centrées |
| Résistivité électrique (Aluminium à 99,999% laminé recuit) à 20°C | 2,630 μΩ.cm |
| Température de fusion | 660,4 °C |
| Température d'ébullition | 2467 °C |
| Module d'Young | 70 GPa |
| Module de torsion | 27 GPa |
| Coefficient de Poisson | 0.34 |

Tableau I.1 : Propriétés de l'Aluminium

En solution, l'aluminium se trouve le plus généralement sous la forme d'ions Al³⁺. Il s'oxyde lentement à froid et rapidement à chaud pour former l'alumine Al₂O₃. L'action des acides sur l'Aluminium produit l'ion cité plus haut.

L'aluminium est aussi utilisé en tant que réducteur fort, notamment pour l'aluminothermie et en pyrotechnie dans les feux d'artifice, où il joue un rôle similaire au magnésium, à moindre coût et avec une puissance plus grande [1-4].

I.3. Alliages d'aluminium

Un alliage d'Aluminium est une composition chimique où d'autres éléments sont ajoutés à l'aluminium pour améliorer ses propriétés et possédant une structure cristalline ordonnée à longue distance. La principale raison est d'augmenter sa résistance mécanique.

Ces éléments comprennent : le silicium, le cuivre, le magnésium, le zinc, le titane et le fer à des concentrations combinées pouvant représenter jusqu'à 15% de l'alliage en poids [3, 5-7].

Nous prenons l'alliage d'aluminium, comme exemple, car les expériences et les études ont été menées sur cet alliage.

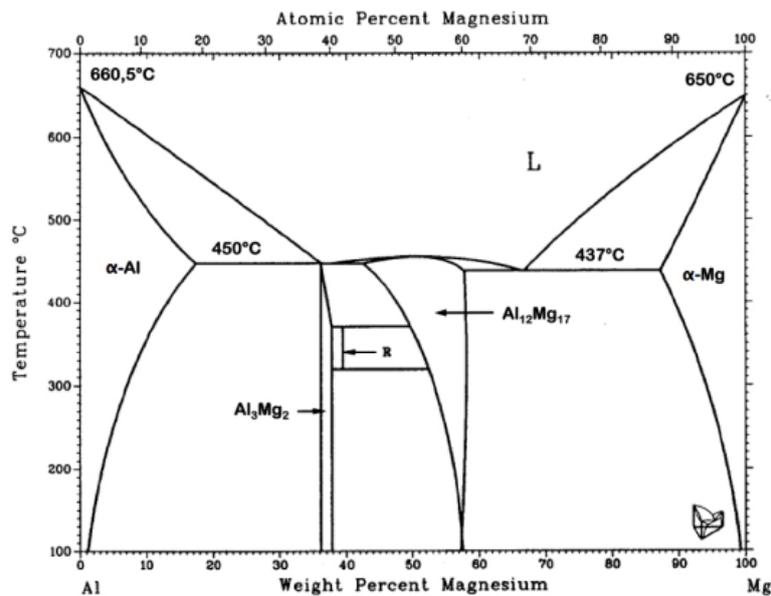


Figure I.1 : diagramme de phase Al – Mg [8].

Les alliages sont identifiés par un numéro à quatre chiffres dans lequel le premier chiffre identifie une série caractérisée par ses principaux éléments d'alliage.

Certains éléments d'alliage augmentent la résistance mécanique ou la résistance à la corrosion. D'autres améliorent l'aptitude à l'usinage, la malléabilité, la soudabilité et la résistance aux températures élevées.

Par exemple :

- Les canettes d'aluminium sont fabriquées d'un alliage d'aluminium contenant du magnésium et du manganèse qui leur procurent plus de résistance et plus de malléabilité.

| Série | Alliage d'aluminium | Applications |
|-------|-------------------------------|---|
| 1000 | Pur (sans élément d'addition) | Les conducteurs électriques et objets décoratifs Les échangeurs de chaleur et les casseroles |
| 2000 | Cuivre | Les structures boulonnées ou rivetées Le domaine militaire (transport et civil) |
| 3000 | Manganèse | Articles ménagers, échangeurs de chaleur Les canettes de boissons |
| 4000 | Silicium | Le soudage |
| 5000 | Magnésium | Structurales comme dans les bâtiments et les ponts Applications marines et les plates-formes de forage |
| 6000 | Magnésium-silicium | Architecturales et structurelle Les caravanes, les boîtes de camion, maritime |
| 7000 | Zinc | Fabrication d'un avion ou d'un pare-choc d'automobile Industrie aéronautique |

Tableau I.2 : les différentes familles d'alliages d'aluminium [9].

I.4. Intérêts industriels :

L'Aluminium est un matériau exceptionnel en raison de ses multiples avantages : résiste aux intempéries et à la lumière, économique, inoxydable, durable dans le temps, nécessite très peu d'entretien... En utilisant l'aluminium :

- Sous forme d'alliages, on obtient une augmentation de la résistance mécanique, ce qui rend l'aluminium utilisable dans des applications structurelles.
- Pour les fils à haute tension (câbles de transmission) et dans les systèmes de transferts de chaleur tels que les échangeurs de chaleur des systèmes de climatisation, les radiateurs automobiles... En tant qu'un bon conducteur électrique et thermique
- Dans le domaine de l'emballage (canettes de boisson, papiers d'aluminium...)

Il est très apprécié notamment dans les secteurs de la construction, des infrastructures et des transports et en raison de sa longue durée de vie, de son entretien minime et de sa contribution à la performance énergétique, pour ne nommer que ceux-là, mais il y en a plusieurs autres.

I.5. Comportement mécanique

I.5.1. Tenseur de contraintes

Dans le cas général, le vecteur contrainte d'un point M quelconque du solide considéré, pour une orientation donnée par la connaissance des composantes des trois vecteurs contraintes au point M sur les faces normales d'un cube infinitésimal considéré autour de ce point [10]. Il s'exprime par :

$$\vec{T}(M, \vec{n}) = \bar{\sigma} \cdot \vec{n} \quad (\text{I.1})$$

$\bar{\sigma}$ est le tenseur d'ordre 2 des contraintes qui s'écrit dans la base orthonormée $(\vec{i}, \vec{j}, \vec{k})$ par :

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

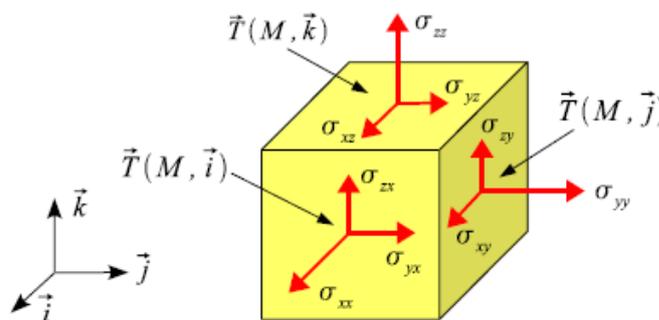


Figure I.2 : Schéma représentant les composantes du tenseur de contraintes dans la base $(\vec{i}, \vec{j}, \vec{k})$.

Les composantes diagonales σ_{ii} ($i, j = 1, 2, 3$) sont des contraintes normales et les contraintes non-diagonales σ_{ij} ($i \neq j$) sont des contraintes de cisaillement. Elles sont souvent notées τ_{ij}

a. Contrainte normale

Elle peut être de traction ou de compression. Cette contrainte est produite par une force qui tire (comprime) dans la direction perpendiculaire à la surface.

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad (\text{I.3})$$

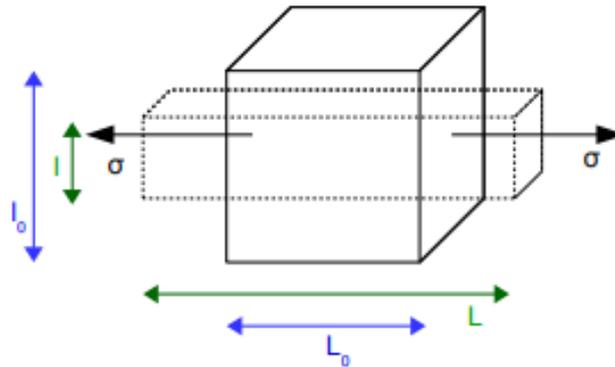


Figure I.3 : Un matériau parallélépipédique soumis à une force de traction σ dans la direction parallèle à l'axe Ox.

b. Contrainte de cisailon (cisaillement)

La contrainte de cisaillement (cission) τ est une contrainte mécanique appliquée d'une manière parallèle ou tangentielle à une face.

$$\tau = \frac{F_t}{S} \quad (\text{I.4})$$

I.5.2. Tenseur de déformation

Lorsqu'un solide est soumis aux sollicitations extérieures, les particules qui le composent se déplacent dans l'espace. Les déformations provoquées par les déplacements relatifs des particules entre elles donnent lieu à des variations de longueurs et d'angles

Au cours d'une transformation imposée, la configuration initiale C^0 passe à la configuration C^t , comme l'illustre la figure suivante, tel que :

$$\overrightarrow{OM} = \overrightarrow{OM_0} + \overrightarrow{u(M_0, t)} \quad (\text{I.5})$$

On peut également écrire :

$$\overrightarrow{dx} = \overrightarrow{dx_0} + d\vec{u} \quad (\text{I.6})$$

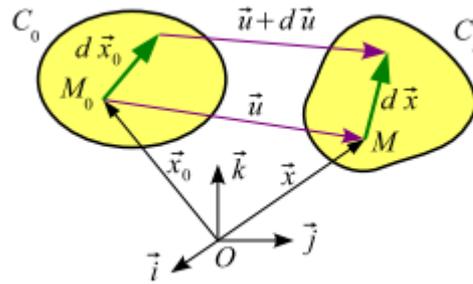


Figure I.4: Déformation d'un solide passant de la configuration initiale C^0 à la configuration finale C^t [10].

On remarque que tous les points ne subissent pas les mêmes déplacements.

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

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (\text{I.7})$$

Par conséquent,

Le tenseur de déformations s'exprime par :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{I.8})$$

Les composantes diagonales (ε_{ii}) correspondent aux allongements relatifs selon la direction \vec{e}_i . Les composantes non-diagonales sont les déformations dues aux cisaillements.

I-5-2-1 Allongement relatif

Pour un matériau soumis à une traction uniaxiale (suivant Ox par exemple), l'éprouvette subit donc un allongement (figure I.5).

La force appliquée au solide engendre un allongement ΔL dans le sens de traction. Le rapport entre l'allongement ΔL et la longueur initiale L_0 définit la déformation relative :

$$\varepsilon = \frac{A'B' - AB}{AB} = \frac{U(x + dx) - U(x)}{dx} \quad (\text{I.9})$$

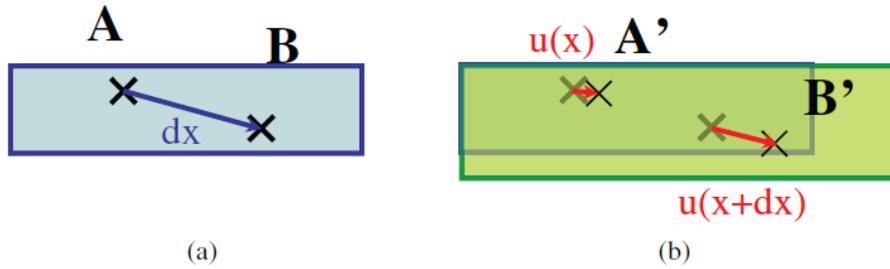


Figure I.5 : Schéma représentatif de la déformation d'un segment AB vers la nouvelle configuration A'B' [11].

I-5-2-2 Déformation angulaire

La contrainte de cisaillement, ou cission τ , est parallèle à la direction de la force tangentielle F et donnée par

$$\tau = \frac{F_t}{S} \tag{I.10}$$

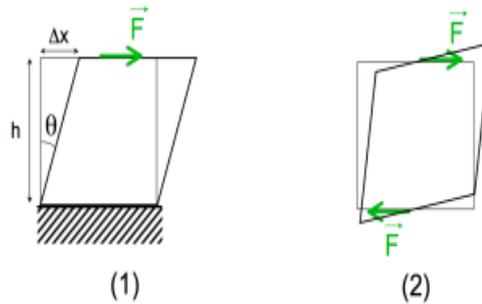


Figure I.6: Déformation d'un matériau soumis à une contrainte de cisaillement.

La déformation engendrée par une contrainte de cisaillement (Figure I.6) est :

$$\gamma = \frac{w}{\ell} = tg \theta \tag{I.11}$$

Pour de petits déplacements $tg \theta \approx \theta$

Où θ est l'angle de cisaillement. La loi de Hooke s'écrit alors :

$$\tau = G\gamma \tag{I.12}$$

G est le module de cisaillement, il est relié au module d'Young par :

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$$

I.6. Essai de traction

Pour caractériser le comportement mécanique d'un ou plusieurs matériaux, un certain nombre d'essais mécaniques sont utilisés. Ces essais mécaniques doivent exercer des états de contraintes simples et connus, facilement interprétables et non ambigus. De plus, ils doivent être reproductibles.

L'essai de traction est le plus simple et le plus courant qui permet de déterminer le comportement mécanique d'un matériau. Cet essai est caractérisé par sa facilité de mise en œuvre et par la richesse des informations fournies. Il consiste à placer une éprouvette du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur le matériau jusqu'à sa rupture (Fig.I.7). On enregistre la force et l'allongement, que l'on peut convertir en une courbe contrainte déformation ou courbe conventionnelle σ_n / ε_n .

I.6.1. Machine de traction

Les machines d'essais de traction sont des appareils de laboratoire contrôlé par ordinateur, permet selon les accessoires fournis en option d'effectuer des essais de traction, compression, flexion, cisaillement (Fig. I.7). Elle est fournie en standard avec un ordinateur de type PC et une imprimante afin d'afficher les courbes, les résultats d'essai, de traiter et d'imprimer les données. Elle permet d'effectuer des essais sur des éprouvettes métalliques, des ressorts, des textiles, des caoutchoucs, des plastiques et d'autres matériaux (pour certains matériaux, des mors spéciaux devront être utilisés et disponibles sur demande). Cette machine est parfaitement adaptée pour une utilisation dans des laboratoires de recherche ou dans des laboratoires d'enseignement supérieur.

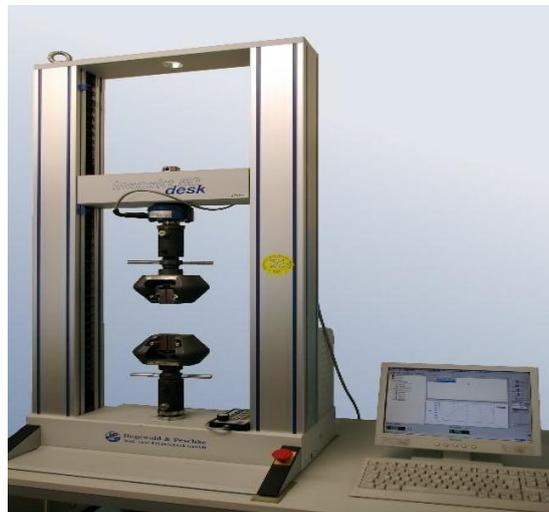


Figure I.7 : Machine de traction [12].

I.6.2. Eprouvettes

On distingue deux types d'éprouvettes qui peuvent être utilisées lors de l'essai de traction comme le montre la figure I.8 :

- Les éprouvettes plates
- Les éprouvettes cylindriques

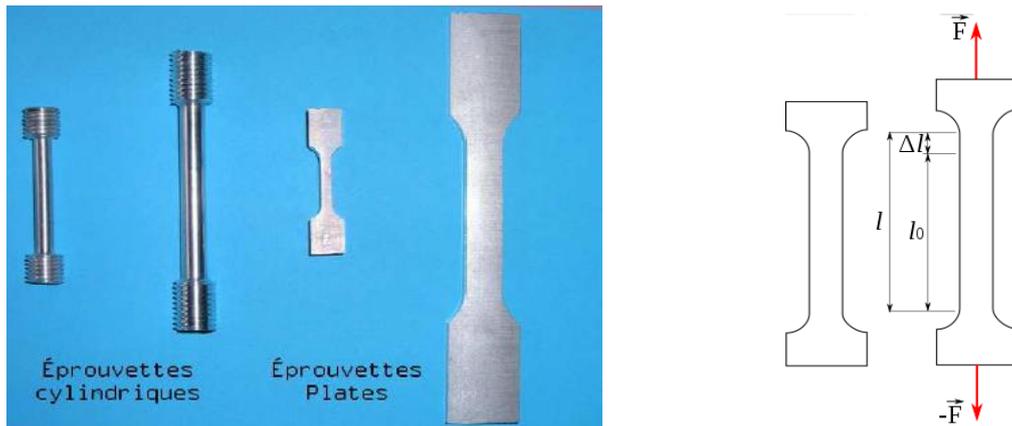


Figure I.8 : Différents types d'éprouvettes de traction [12].

I.6.3 Principe de l'essai de traction :

L'essai de traction permet de caractériser le comportement mécanique du matériau (fragile, ductile). Il consiste à exercer sur une éprouvette, une force croissante ou une déformation constante qui va la déformer progressivement et la rompre, et permet de mesurer des grandeurs comme le module d'élasticité ou la contrainte à rupture [8].

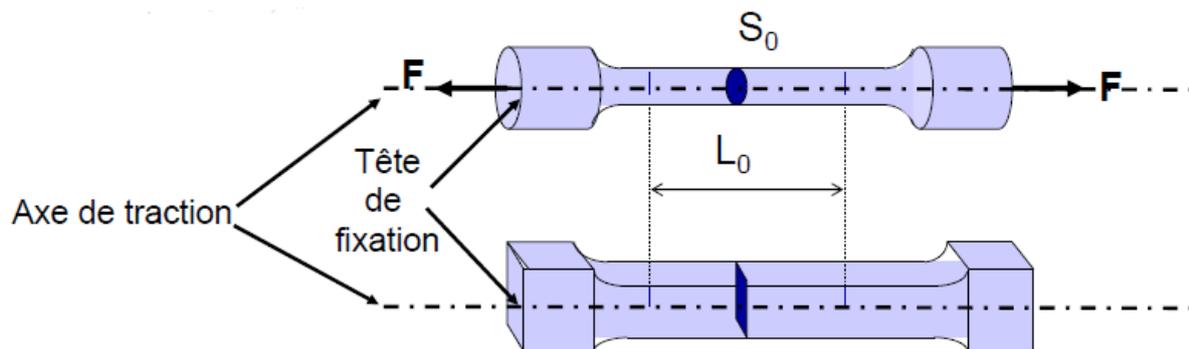


Figure I.9 : Principe de l'essai de traction et les types d'éprouvettes utilisées [13].

I.6.4. Courbe de traction

La courbe de traction d'une éprouvette sollicitée par une force suivant une seule direction (x, y ou z) est illustrée dans la figure I.10 :

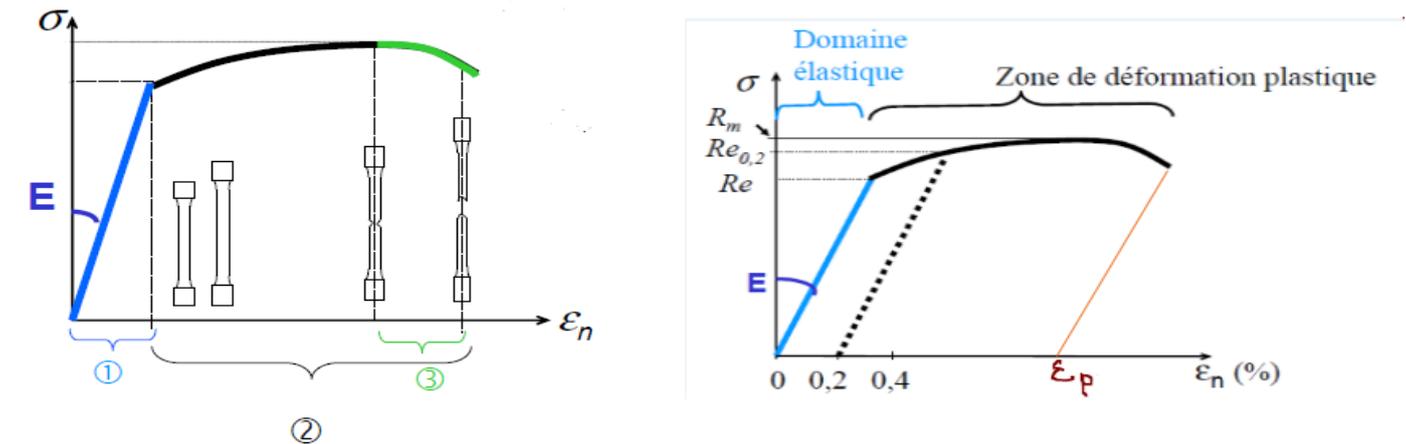


Figure I.10 : Courbe de traction d'un matériau ductile [12].

La courbe contrainte- déformation ($\sigma - \varepsilon$) présente trois domaines distincts :

1. Domaine élastique, déformation réversible
2. Domaine plastique, déformation irréversible
3. Striction puis rupture, déformation irrémédiable (incurable)

L'essai de traction fournit des informations sur les caractéristiques du matériau déformé tels que :

- Module d'Young E appelé également module d'élasticité ou de rigidité donné par la pente de la courbe contrainte- déformation
- R_e : limite d'élasticité représente la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement
- Limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 de déformation plastique ($R_{e0,2}$)
- Résistance maximale à la traction R_m ou contrainte maximale que peut supporter le matériau durant l'essai de traction
- Allongement à rupture ε_r qui renseigne sur la ductilité du matériau. Plus l'allongement à rupture est élevé, plus le matériau est considéré comme ductile.

I-6-4-1 Déformation élastique

Une déformation d'un métal ou d'un matériau est associée au changement de forme résultant de l'application d'une force suffisante à ce matériau, cette force est proportionnelle à

l'allongement. La capacité d'un matériau à retrouver sa forme initiale, expliquée comme un changement de forme temporaire qui s'inverse automatiquement après suppression de la force, est appelée déformation élastique. L'élasticité n'est pas toujours permanente, lorsque la contrainte atteint une certaine limite où elle n'est plus proportionnelle à l'allongement.

I-6-4-2 Déformation plastique

La plasticité est un mécanisme qui permet aux métaux de bien résister aux sollicitations mécaniques extérieures. Lorsqu'on déforme un matériau avec une certaine force, l'allongement n'est plus proportionnel à la force appliquée. On enregistre une déformation permanente ε_p ; une fois la force est supprimée. C'est la déformation plastique qui est une déformation irréversible, elle se produit par un réarrangement de la position des atomes. Elle permet aussi d'absorber l'énergie d'un choc et augmente la capacité de résistance à la rupture [12,13].

La déformation totale est décomposée en déformation élastique ε_e et déformation plastique (permanente) ε_p tel que :

$$\varepsilon = \varepsilon_p + \varepsilon_e \quad (\text{I.14})$$

I-6-4-3 Striction

La striction résulte de la localisation de la déformation dans une région de l'éprouvette dans laquelle s'initient des fissures qui se propagent jusqu'à sa rupture. Elle caractérise la ductilité d'un matériau lors d'un essai de traction. Elle est égale à la différence entre la section initiale de l'éprouvette et sa plus petite section après l'essai. Elle est généralement exprimée en % de la section initiale. La plus petite section peut être mesurée après rupture ou à l'instant de la rupture. Pour les métaux, elle est généralement mesurée après la rupture et, pour les plastiques et les élastomères, à l'instant de la rupture. L'effort appliqué passe par un maximum, tandis que la contrainte continue de croître dans la section la plus réduite de l'éprouvette. Enfin, après rupture, la section rompue aura une aire et on définira la striction par la relation:

$$\sum \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (\text{I.15})$$

S_0 : Aire de la section initiale de l'éprouvette

S_f : Aire de la section rompue.

I.7. Contrainte et déformations vraies

La courbe conventionnelle de traction ne tient pas compte des dimensions instantanées de l'éprouvette. C'est par exemple la force appliquée est suivant Ox, il y aurait un allongement suivant Ox et diminution de la section suivant Oy et Oz. A chaque instant la longueur L et la section S de l'éprouvette varient tout en gardant le volume constant.

$$S_0 L_0 = SL \quad (\text{I.16})$$

I-7-1 La contrainte vraie σ_v :

La contrainte vraie est donnée par :

$$\sigma_v = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_0 L_0} (L_0 + \Delta L) = \frac{F}{S_0} (1 + \varepsilon_n) \quad (\text{I.17})$$

La contrainte vraie est donnée en fonction de la contrainte et déformation conventionnelles par :

$$\sigma = \sigma_n (1 + \varepsilon_n) \quad (\text{I.18})$$

I-7-2 Déformation vraie ε

Pour une déformation élémentaire, la déformation vraie est donnée par :

$$\varepsilon_v = \int_{L_0}^L \frac{dl}{l} = \ln \left(\frac{L}{L_0} \right) \quad (\text{I.19})$$

On trouve facilement, la déformation vraie

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon_n) \quad (\text{I.20})$$

Dans le cas de petites déformations (ε_n petit), $\varepsilon_v = \varepsilon_n$ et $\sigma_v = \sigma_n$. La courbe de traction conventionnelle est vraie se confond.

Chapitre II

Déformation plastique et dislocations

Chapitre II

Déformation plastique et dislocations

La fabrication des pièces mécaniques fait intervenir plusieurs mécanismes physiques qui opèrent simultanément, ce qui rend l'étude de la déformation plastique difficile et complexe. Dans ce qui suit, l'intérêt est porté au rôle des dislocations dans la déformation plastique dans les alliages métalliques, en particulier les alliages Al-Mg.

II.1. Dislocations

Les dislocations sont des défauts linéaires qui perturbent l'arrangement des atomes à l'intérieur d'un matériau.

Au cours de la déformation, certains matériaux métalliques présentent des traces de glissement qui apparaissent clairement à la surface.

Chaque ligne qui apparaît à la surface est le résultat du mouvement d'un grand nombre de dislocations dans le même plan cristallin. La déformation plastique des matériaux se produit alors par le déplacement des dislocations au sein du matériau.

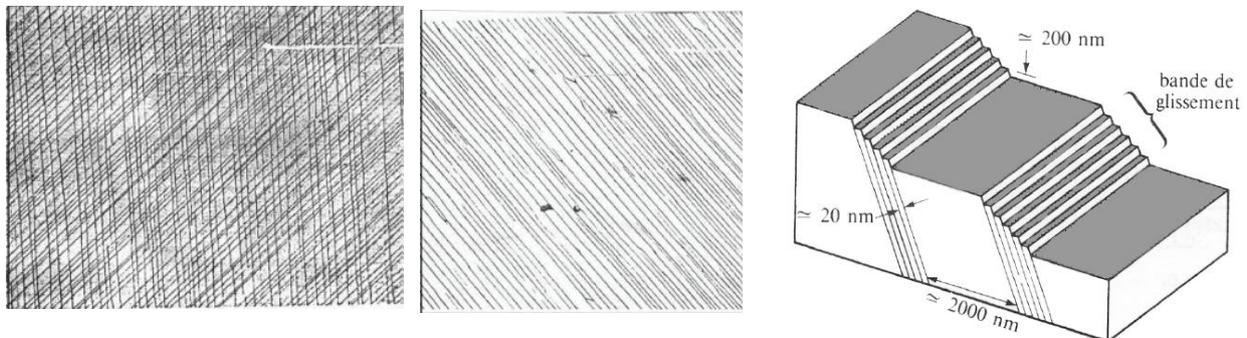


Figure II.1 : Schéma de la formation des marches de glissement dans l'Aluminium [14].

Les dislocations permettent d'expliquer les différentes propriétés des matériaux. Le déplacement des dislocations est à l'origine de la propagation de la déformation plastique lors de la fabrication des matériaux.

II.1.1. Vecteur de Burgers

Le vecteur de Burgers d'une dislocation correspond au vecteur de glissement \vec{b} appliqué pour former celle-ci. Il est défini comme étant le défaut de fermeture d'un circuit atomique effectué dans le cristal parfait, par rapport au même circuit, autour de la dislocation, dans le

crystal avec défaut (Figure II.2). Ce vecteur n'est pas quelconque dans un cristal, mais représente une translation du réseau. Mathématiquement, il s'agit de l'intégrale du déplacement sur un circuit fermé enlaçant la ligne de dislocation (de longueur ℓ).

$$\vec{b} = \oint \frac{\partial \vec{u}}{\partial \ell} d\ell \quad (\text{II.1})$$

\vec{u} étant le vecteur tangent à la ligne de dislocation de longueur ℓ

Physiquement, le vecteur de Burgers représente l'amplitude de la déformation transportée par la dislocation. Il est le même pour toute la longueur de la dislocation.

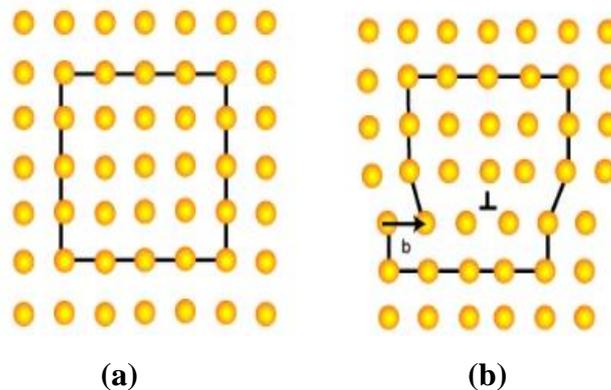


Figure II.2 : Circuit de Burgers dans un cristal : (a) parfait (b) autour d'une dislocation coin.

II.1.2. Types de dislocations

Le type de la dislocation est déterminé à partir de l'orientation de la ligne de dislocation (L) défini par son vecteur unitaire \vec{u} par rapport au vecteur de Burgers \vec{b} . Ce qui permet de distinguer trois types de dislocations :

- a) Dislocation coin : Le vecteur \vec{b} est perpendiculaire à la ligne de dislocation (L). Elle correspond à l'insertion d'un demi-plan atomique supplémentaire dans la structure du matériau. (Figure II.2)
- b) Dislocation vis : Le vecteur \vec{b} est parallèle à la ligne de dislocation (L).

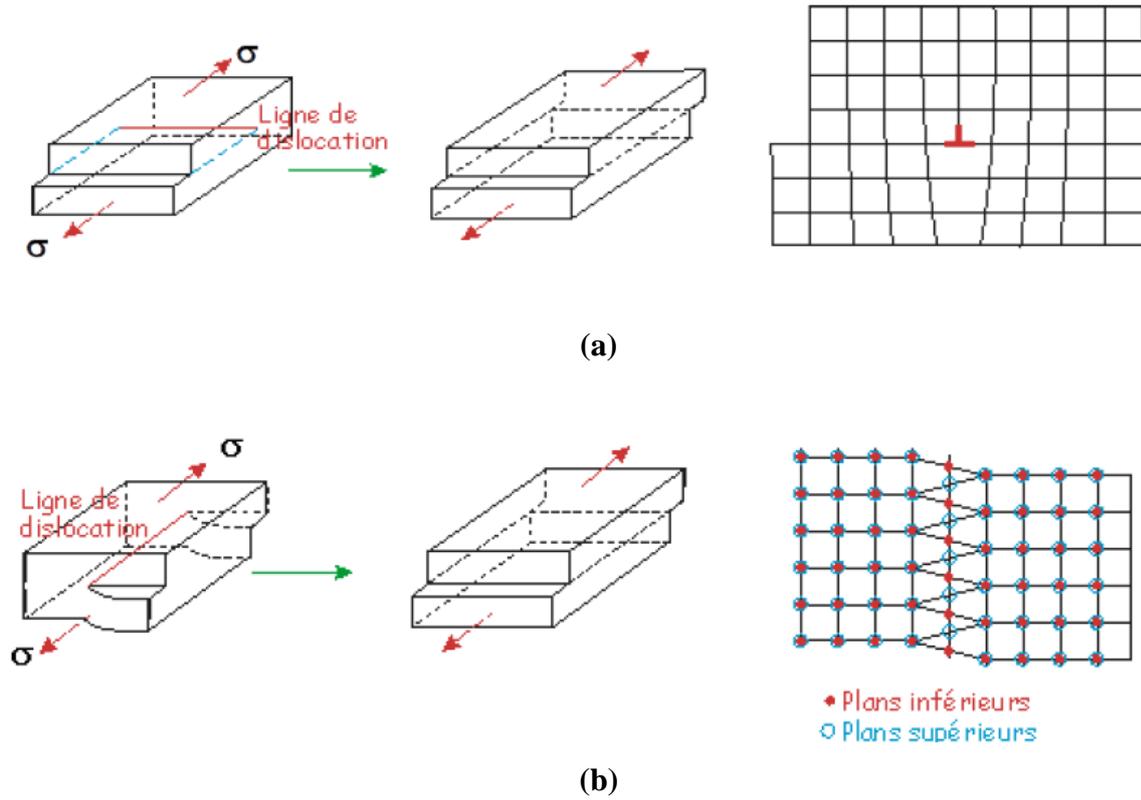


Figure II.3 : Types de dislocations : (a) coin et (b) vis [15].

- c) Dislocation mixte : Une dislocation ayant une composante vis et une composante coin en même temps (Le vecteur de Burgers est quelconque par rapport à la ligne de dislocation).

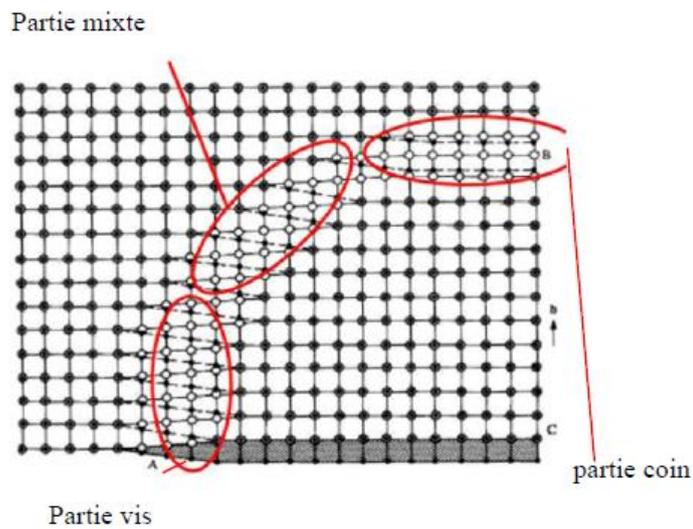


Figure II.4 : Représentation schématique de la dislocation mixte [16].

d) Boucles de dislocation

La dislocation peut présenter deux comportements possibles [17]:

- Elle peut aboutir sur un autre défaut du cristal, soit pour former un cran, quand elle émerge à la surface, soit pour s'incorporer dans un joint de grain
- Elle peut se refermer sur elle-même pour former une boucle de dislocation.
 - Si le vecteur de Burgers \vec{b} est dans le plan de la boucle, la ligne de dislocation présente des parties purement coin et des parties purement vis, ailleurs la dislocation est de caractère mixte figure
 - Si \vec{b} est perpendiculaire au plan de la boucle, la boucle est totalement coin (Figure II.5.b)

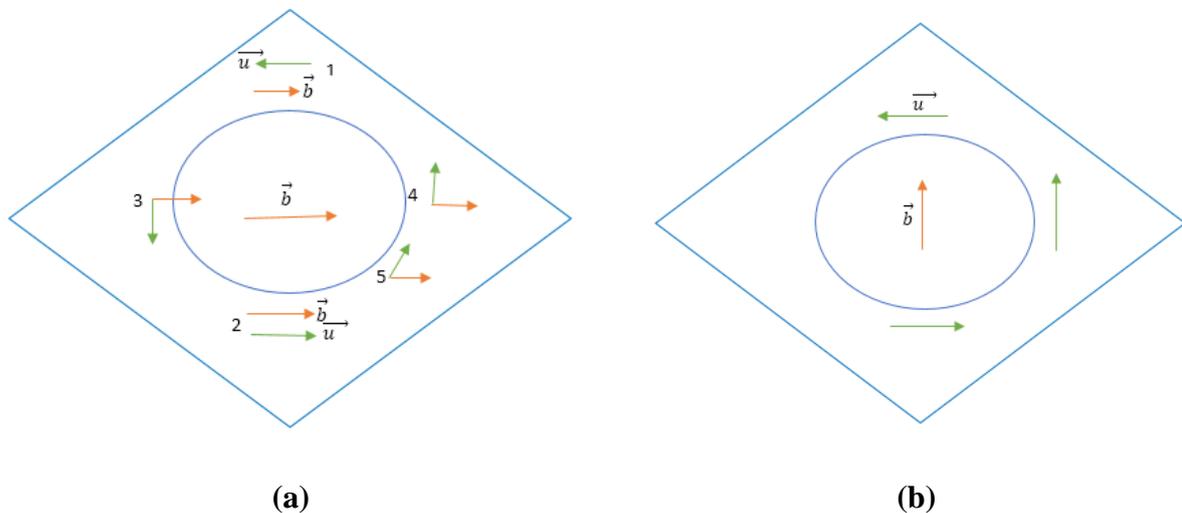


Figure II.5 : Boucle de dislocation :

(a) \vec{b} parallèle au plan de glissement

(b) \vec{b} perpendiculaire au plan de glissement

II.1.3. Mouvement des dislocations

La déformation plastique des matériaux métalliques se produit par glissement ou par montée des dislocations. Le glissement est généralement le plus important aux basses températures. Par contre, la montée des dislocations est un mécanisme qui s'opère aux températures élevées.

II.1.3.1. Glissement

Le déplacement de la dislocation coin se fait sur de petites distances interatomiques du cristal dont le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation. La contrainte appliquée est relativement faible entraînant la rupture des liaisons atomiques proches du demi-plan supplémentaire pour se lier aux atomes de ce dernier (dislocation). La dislocation vis se déplace avec un vecteur de Burgers parallèle à la ligne de dislocation qui peut provoquer un glissement dévié aux autres plans de glissement.

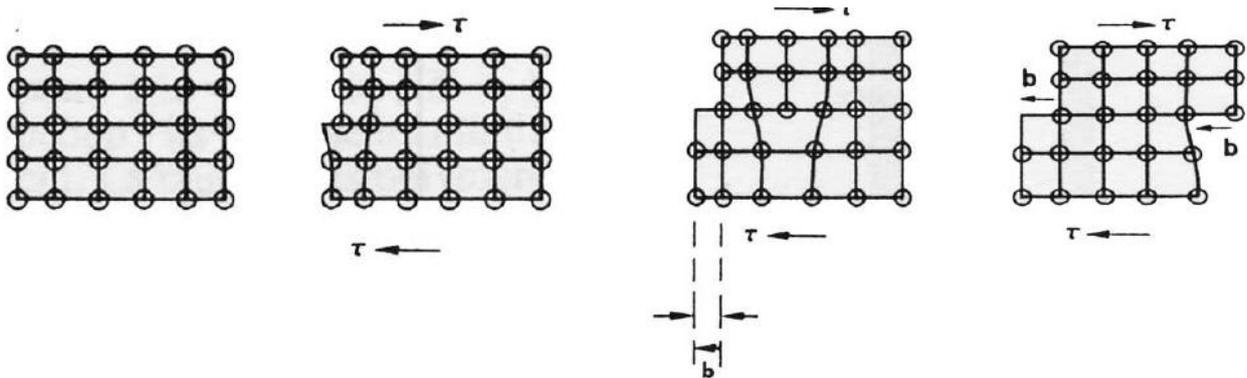


Figure II.6 : Mécanisme de glissement d'une dislocation coin dans un cristal cubique simple [14].

II.2. Déformation plastique

II.2.1. Déformation plastique d'un monocristal

Lors de la déformation plastique d'un monocristal, des lignes de glissement parallèles sont observées à la surface.

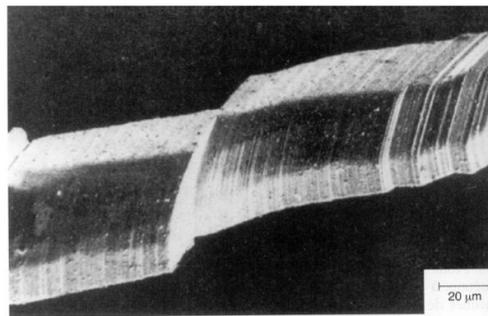


Figure II.7 : Lignes de glissement observées à la surface d'un monocristal [18].

Soit un monocristal de section (S_0) sous une charge axiale F avec un seul système de glissement possible. La contrainte de cisaillement qui est induite par une force de traction s'exprime selon : $\sigma = F/S_0$.

\vec{n} : La normale au plan de glissement

\vec{b} : Vecteur de déplacement de plan de glissement (vecteur de Burgers)

θ est l'angle entre la direction de glissement et l'axe de traction.

χ est l'angle entre la normale au plan de glissement et la direction de traction.

La contrainte résolue de plan et la direction de glissement permet de définir une cission projetée :

$$\tau = \sigma \cdot (\cos \chi \cdot \cos \theta) \quad (\text{II.2})$$

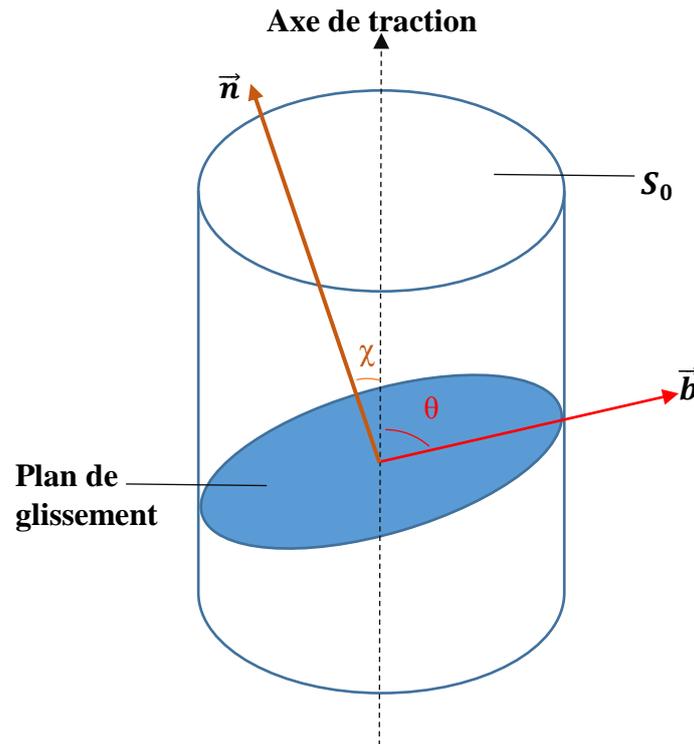


Figure II.8 : Géométrie d'un monocristal soumis à une sollicitation mécanique montrant la contrainte macroscopique selon le système de glissement.

Cette équation correspond à la loi de Schmid. Le terme $\cos \chi \cos \theta$ est le facteur de Schmid et la loi permet de relier σ et τ pour un système de glissement donné.

Le système de glissement activé est celui qui possède le facteur de Schmid le plus élevé. C'est à dire celui pour lequel la cission résolue est la plus importante. Elle est obtenue pour des angles θ et χ de 45° et vaut 0.5.

On constate que le glissement commence (limite d'élasticité) dès que la cission projetée τ atteint une valeur critique τ_c , appelée cission critique projetée [18].

$$R_e = \left(\frac{F}{S_0} \right) = \frac{\tau_c}{\cos \chi_0 \cos \lambda_0} \quad (\text{II.3})$$

La limite d'élasticité mesurée R_e varie donc avec l'orientation cristallographique.

Dans le cas du polycristal, les systèmes de glissement peuvent s'activer diversement selon l'orientation cristalline, avec un blocage de grains à grains au niveau des joints de grains.

II.2.2. Activation des systèmes de glissement

Les matériaux métalliques se déforment par glissement suivant certains plans et certaines directions cristallographiques. Les plans de glissement actifs dans les métaux dont les structures sont CC, CFC et HC sont des plans de forte densité atomiques. Par conséquent, dans chacun de ces plans, la direction de glissement est la direction cristallographique de plus grande densité atomique. Un système de glissement est la combinaison d'un plan de glissement et une direction de glissement située sur ce plan. Le nombre de systèmes de glissement fournit une information sur la ductilité du matériau.

La déformation plastique des matériaux métalliques apparaît comme résultat de glissements irréversibles de certains plans cristallographiques les uns par rapport aux autres. Les traces ou bandes de glissement sont engendrées par les glissements qui émergent à la surface du matériau.

Les systèmes de glissement activés sont déterminés selon la structure cristalline du matériau. Le tableau suivant montre les systèmes de glissement activés pour les structures sont CC, CFC et HC

| Structure | Nombre de systèmes de glissement | Plans de glissement | Directions de glissement |
|--------------------------------|----------------------------------|---|--------------------------|
| Cubique centré (CC) | 12 | {110} {123} | < 111 > |
| Cubique à faces centrées (CFC) | 12 | {111} | < 110 > |
| Hexagonal compact (HC) | 03 | {0001}, {10 $\bar{1}$ 0}, {10 $\bar{1}$ 1} {11 $\bar{2}$ 2} | < 11 $\bar{2}$ 0 > |

Tableau II.1 : système de glissement à température ambiante [18].

II.2.3. Effet de la contrainte sur les dislocations

Afin de comprendre les mécanismes de déformation plastique à l'échelle des plans atomiques, il est important de rappeler la notion de contrainte de cisaillement et son effet sur les dislocations qu'elles soient libres ou ancrées par des obstacles.

Considérons une contrainte de cisaillement (cission) τ appliquée à un cristal. Pour que la déformation plastique se produise, il faut que la force exercée sur la dislocation soit suffisamment grande pour vaincre la résistance du réseau qui s'oppose à son déplacement. Cette résistance est due à une friction du réseau (frottements). C'est la force de Peach-Koehler donnée par :

$$f = \tau \cdot b \quad (\text{II.4})$$

Elle représente la force par unité de longueur qui s'exerce sur une dislocation d'un cristal soumis à une contrainte de cission τ et ce quelque soit le type de dislocation considérée : coin, vis ou mixte [10,17].

Au cœur de la dislocation, les atomes quittent leurs positions normales. Par conséquent, ils ont une énergie plus élevée que celle des atomes des sites normaux (d'équilibre). De ce fait, la dislocation tend toujours à minimiser son énergie qui n'est possible que si elle est la plus courte possible. La dislocation possède donc une tension de ligne T comme un fil élastique.

$$T = \frac{G \cdot b^2}{2} \quad (\text{II.5})$$

G est le module de cisaillement du matériau.

La dislocation peut être bloquée à ses extrémités par des obstacles qui s'opposent à son glissement. Ces obstacles peuvent être des précipités cohérents ou incohérents. Atomes ou solution dans les alliages, tels que Mg dans Al, dislocations de la forêt, joints et sous-joints de grains.... etc.

Sous l'effet de la contrainte de cisaillement τ , la dislocation tend à se courber entre les points d'ancrage. Son rayon de courbure peut être calculé en tenant compte de la force de Peach-Koehler et la tension de ligne de la dislocation T , qui permet d'écrire :

$$R = \frac{Gb}{2\tau} \quad (\text{II.6})$$

Lorsqu'on augmente la contrainte, la courbure augmente. Ceci montre simplement que le travail de la force Peach-Koehler est suffisant pour pouvoir allonger la ligne de dislocation en la courbant.

Quand $2R = L$, où L est la distance entre les points d'ancrage, la position de la dislocation devient instable, et le travail fourni par la force Peach-Koehler suffit à augmenter la longueur de la dislocation sans limite. Au-delà de cette contrainte limite de τ_c , donnée par :

$$\tau_c = \frac{Gb}{L} \quad (\text{II.7})$$

Le mouvement de dislocation se poursuit et le moulin de Frank et Read fonctionne qui sera détaillé dans le paragraphe suivant :

Pour un segment de dislocation de longueur l fixée à ses deux extrémités A et B (points d'ancrage) soumis à une cisssion (τ) dans son plan de glissement (plan du tableau) donné par son rayon de courbure $R = \frac{Gb}{2\tau}$

La source Frank Read est un mécanisme basé sur la multiplication des dislocations dans un plan de glissement sous contrainte de cisaillement τ . Il a été proposé et nommé d'après Sir Charles Frank et Thornton Read.

Lorsqu'un cristal est déformé, on constate que le glissement ne se produit que sur certains plans de glissement bien espacés. En outre, on constate que pour ce glissement se produire, des dislocations doivent être générées dans le matériau.

II.2.4 Mécanisme de la source Frank-Read

Considérons une dislocation droite dans un plan de glissement cristallin dont les deux extrémités A et B , sont épinglées. En appliquant une contrainte τ sur le plan de glissement, une $F = \tau \cdot b$ est exercée sur le segment de dislocation AB . La force F agit perpendiculairement à la ligne, la dislocation tend à s'allonger et à se courber en arc (II.9).

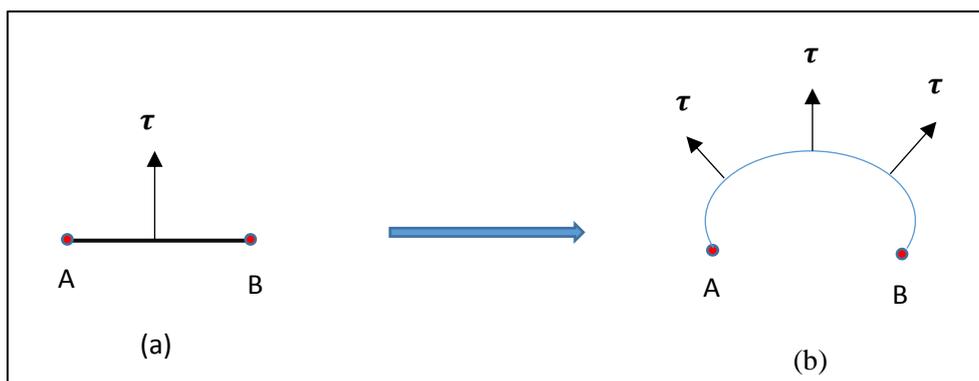


Figure II.9 : Représentation schématique de l'allongement d'une dislocation.

La contrainte de cisaillement augmente encore et la dislocation continuera spontanément à se courber et son rayon de courbure doit varier. Cela n'est possible que si la dislocation s'enroule autour des deux points d'ancrage A et B (II.10).

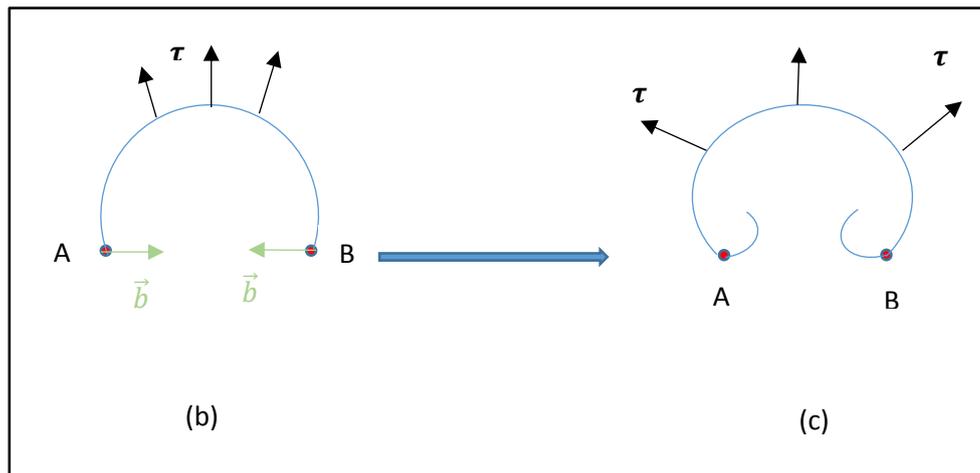


Figure II.10 : Représentation schématique poursuite de l'expansion de la boucle sous une contrainte décroissante.

Il en résulte des portions de segments de dislocation situées en dessous du segment AB dont les vecteurs de Burgers sont de signes opposés. Les portions de dislocations s'attirent pour s'éliminer. On obtient un système à deux dislocations : une boucle de dislocation et un segment de dislocation reconstitué (Figure II.11)

Si τ augmente de plus en plus, d'autres boucles de dislocations se forment progressivement ce qui permet de multiplier le nombre de dislocations par unité de volume (densité de dislocations). C'est le moulin de Frank et Read.

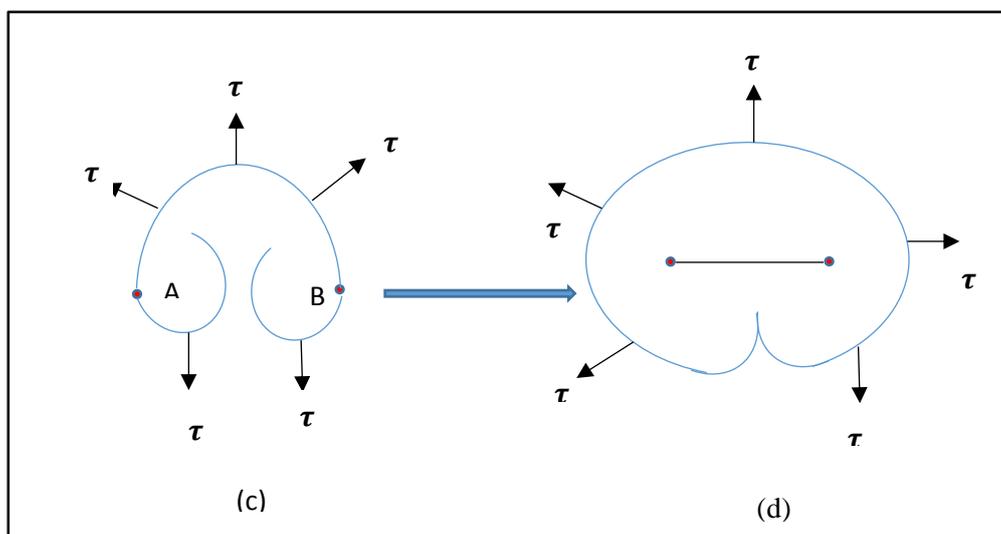


Figure II.11 : Représentation schématique de la formation d'une boucle de dislocation et d'un segment de dislocation.

II.2.5. Interaction entre dislocations

Afin de caractériser les interactions entre dislocations, on adopte le modèle de Taylor (1934) qui explique l'origine de la consolidation plastique à l'aide des interactions élastiques des dislocations situées sur différents plans de glissement supposés répartis régulièrement. Il

suppose que chaque système de glissement a la même quantité de dislocations. La distance L entre dislocations de densité ρ est égale à $\frac{1}{\sqrt{\rho}}$

En réalité, la contrainte d'écoulement est gouvernée par l'interaction entre dislocations. Le champ de contraintes internes peut également s'opposer au déplacement des dislocations. Expérimentalement, ces propriétés sont difficiles à mettre en évidence car l'évaluation du champ de contraintes interne moyen associée à une microstructure donnée n'est pas précise.

- Pour les dislocations vis parallèles au plan de glissement, la contrainte résolue est donnée par :

$$\tau = \frac{\mu b}{2\pi L} = \frac{\mu b}{2\pi} \sqrt{\rho} \quad (\text{II.8})$$

μ est le module de cisaillement L étant la distance entre les points d'ancrage.

- Pour les dislocations coin :

$$\tau = \frac{\mu b}{8\pi(1-\nu)L} = \frac{\mu b}{2\pi} \sqrt{\rho} \quad (\text{II.9})$$

ν est le coefficient de Poisson

Le modèle de Taylor permet aussi de calculer la contrainte critique nécessaire à une dislocation pour franchir le réseau de dislocations sécantes à son plan de glissement.

Deux cas sont possibles :

- Quand l'interaction est attractive, les dislocations peuvent se combiner et former une source de Frank et Read. La distance entre les points d'ancrage de la dislocation est 2ℓ avec ℓ est la distance entre dislocations du réseau de Taylor.

$$\tau = \frac{\mu b}{2\ell} = \frac{1}{2} \mu b \sqrt{\rho} \quad (\text{II.10})$$

- En cas de répulsion entre dislocations, elles peuvent se croiser sous l'action d'une contrainte appliquée ; chacune d'entre elles cisailera l'autre, formant sur sa ligne une marche (un cran) de hauteur et de directions égales à son propre vecteur de Burgers.

II.2.6. Loi d'Orowan

Le mouvement d'ensemble des dislocations se traduit donc par une déformation plastique que l'on peut constater à une échelle plus macroscopique. La formule d'Orowan

permet d'exprimer la cinématique induite, c'est-à-dire la vitesse de déformation résultant du mouvement d'une famille de dislocations [17]:

$$\dot{\varepsilon} = \rho_m b \bar{v} \quad (\text{II.11})$$

Où ρ_m est la densité d'une famille de dislocations mobiles parallèles de vecteur de Burgers \vec{b} et se déplaçant à une vitesse moyenne \bar{v} . Le déplacement d'une dislocation nécessite l'application d'un certain niveau effort appliqué, plus précisément une force f par unité u de longueur de dislocation.

II.3. Instabilité de l'écoulement plastique

Pour la plupart des essais mécaniques, tout est mis en œuvre (forme de l'éprouvette, vitesse) pour obtenir une déformation identique à chaque instant en tout point d'une zone définie de l'éprouvette. Jusqu'à la localisation de la déformation macroscopique, la contrainte est alors supposée égale en tout point de cette zone de l'éprouvette. Dans ces conditions, la contrainte et les déformations sont liées alors par des relations simples aux valeurs mesurées de la force appliquée à l'éprouvette et de l'allongement d'une longueur de référence souvent mesurée par un extensomètre. La courbe force appliquée en fonction du déplacement est régulière : la croissance est continue et positive (avant la striction). La déformation plastique macroscopique est alors qualifiée d'homogène. Cependant cette propriété d'homogénéité est acceptable seulement à une échelle d'observation suffisamment grande.

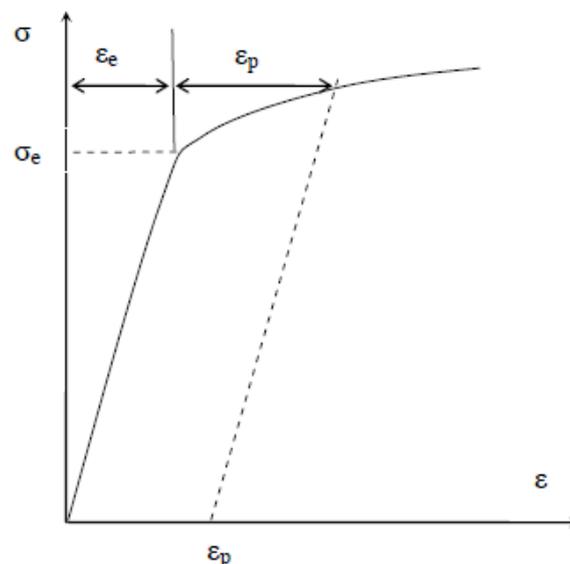


Figure II.12 : Courbe de traction montrant une déformation homogène.

II.3.1. Déformation plastique hétérogène

Dans certaines conditions de sollicitations et de température, l'écoulement plastique devient instable et la déformation est hétérogène. La déformation plastique se localise sous

forme de bandes inclinées par rapport à l'axe de traction. Elles sont observées comme des décrochements (chutes de contrainte) sur les courbes contrainte- déformation [19].

Deux types de bandes se présentent :

- a. Bandes Piobert Lüders
- b. Bandes de Portevin-Le Chatelier (PLC).

Ces deux formes d'hétérogénéités peuvent coexister dans certains échantillons lors de l'essai de traction à vitesse de déformation imposée.

L'origine physique de l'apparition de ces deux types d'hétérogénéités est le vieillissement statique (SSA) pour les bandes Piobert Lüders et le vieillissement dynamique (DSA) pour les bandes Portevin-Le Chatelier (PLC) [20].

II.3.2. Processus du vieillissement dynamique

Dans les matériaux, le mouvement des dislocations est un processus discontinu. Lorsque les dislocations rencontrent des obstacles lors de la déformation plastique (comme des particules ou des dislocations de forêt), elles sont temporairement arrêtées pendant un certain temps t_w . Pendant ce temps, les solutés (tels que les particules interstitielles ou les impuretés de substitution) diffusent autour des dislocations épinglées, renforçant encore la prise des obstacles sur les dislocations. On parle alors de vitesse de déformation appliquée é donnée par :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (\text{II.12})$$

Ou encore

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{t_w} \quad (\text{II.13})$$

Si le temps d'attente aux obstacles t_w augmente la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ diminue.

Finalement, ces dislocations surmonteront les obstacles avec une contrainte suffisante et passeront rapidement à l'obstacle suivant où elles sont arrêtées et le processus peut se répéter. Les manifestations macroscopiques les plus connues de ce processus sont les bandes de Lüders et l'effet Portevin – Le Chatelier. Cependant, le mécanisme est connu pour affecter les matériaux sans ces observations.

II.3.3. Bandes Piobert Lüders

La propagation des bandes de Lüders est due à une augmentation rapide de la densité de dislocations mobiles dans l'éprouvette au début de l'écoulement plastique. Ce type d'instabilité

est observé lors d'essais de traction à température ambiante sur des aciers doux et d'autres types d'alliages. Elles se manifestent juste après la limite élastique (début de la déformation plastique) par une chute de contrainte. L'apparition de ces bandes se traduit sur la courbe de traction par un palier de déformation à un niveau de contrainte constant. Au cours de ce palier le corps de l'éprouvette est parcouru par un front de déformation plastique. Ensuite la contrainte s'élève à nouveau et la déformation redevient homogène.

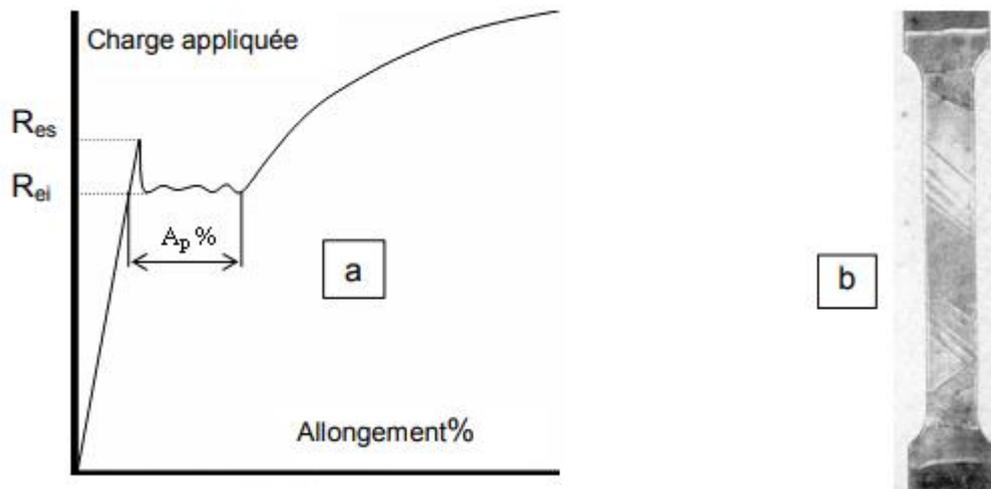


Figure II.13 : (a) Représentation schématique d'une courbe de traction avec palier de Lüders. (b) Bandes de Lüders visibles sur la surface de l'éprouvette [21].

II.3.4. Bandes Portevin-Le Chatelier (PLC)

L'effet Portevin-Le Chatelier est associé à une instabilité de l'écoulement plastique. Dans certaines conditions (vitesse de déformation, température), l'effet PLC se traduit par des chutes de contrainte plus ou moins régulières sur les courbes $\sigma - \epsilon$. Des bandes inclinées par rapport à l'axe de traction apparaissent sur la surface du matériau massif.

Le phénomène PLC résulte de l'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes solutés pendant leurs arrêts temporaires aux obstacles (précipités, dislocation de la forêt, joint de grains... etc.) appelé vieillissement dynamique (Dynamic Stain Ageing DSA). Pour franchir ces obstacles, la contrainte d'écoulement doit augmenter pour libérer les dislocations. Ce cycle de blocage et libération des dislocations induit les oscillations observées sur les courbes de traction [22].

II.3.5. Sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation

Les instabilités PLC apparaissent dans un matériau, dans un domaine de vitesse de déformation bien déterminé. On définit la sensibilité S de la contrainte d'écoulement σ à la vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon}_a$ par :

$$S = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \dot{\epsilon}_a} \quad (\text{II.14})$$

- Si la contrainte d'écoulement σ augmente avec la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_a$. La sensibilité est positive ($S > 0$), l'écoulement est stable et la déformation plastique associée est macroscopiquement homogène.
- Si la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation est négative ($S < 0$) la déformation plastique associée est macroscopiquement hétérogène. C'est le domaine d'apparition de l'effet PLC. L'écoulement est instable et la déformation est hétérogène. Dans ce cas, il y a formation de bandes inclinées de 55 à 60° par rapport à l'axe de traction de l'éprouvette [22-24].

II.3.6. Allure des courbes de traction

Les courbes de traction dépendent du type de machine utilisé (figure II.14).

- Sur machine dure (vitesse de déformation imposée constante ($\dot{\epsilon} = cste$)) : des oscillations plus ou moins régulières sont observées sur la courbe de traction
- Sur machine douce (vitesse de chargement imposée constante ($\dot{\sigma} = cste$)) : caractérisée par des paliers à un niveau de contrainte constant séparés par des montées en contrainte.

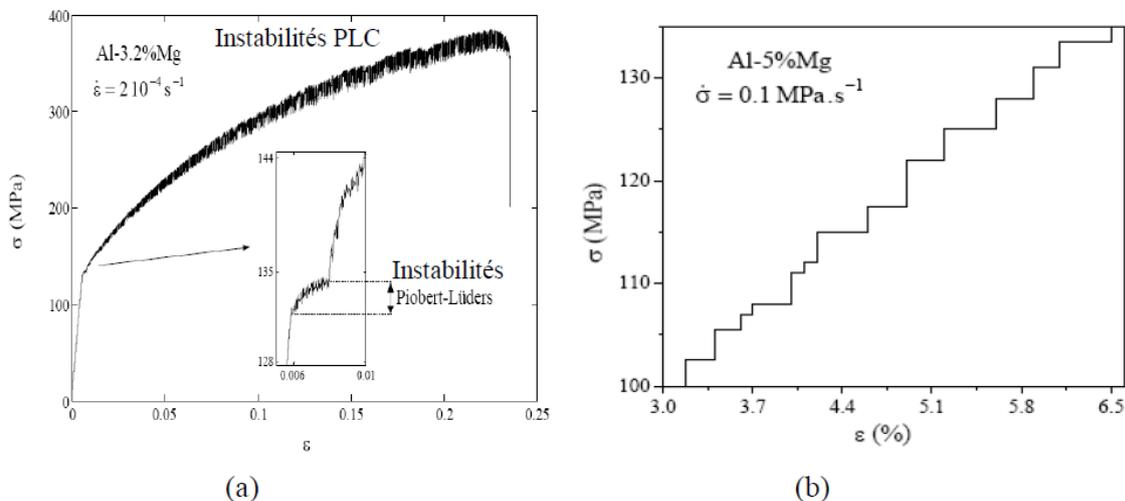


Figure II.14 : Allure des courbes de traction avec : (a) machine dure (b) machine douce [20,21].

II.3.7. Types de chutes de contrainte

Sur machine dure, trois types d'instabilités se présentent selon la vitesse de déformation appliquée:

Type A : Aux vitesses de déformation élevées. Les décrochements sur la courbe de traction sont aléatoires et de faible amplitude. Les bandes se propagent d'une manière continue.

Type B : Elles sont observées aux vitesses de déformation intermédiaires. Les chutes de contrainte sont régulières et ordonnées sous forme de paliers correspondant à des niveaux de contraintes constants séparés par de montées en contraintes. Les bandes se déplacent par sauts successifs.

Type C : Aux faibles vitesses de déformation, l'amplitude des chutes de contrainte sont plus importantes. Les bandes associées sont aléatoires.

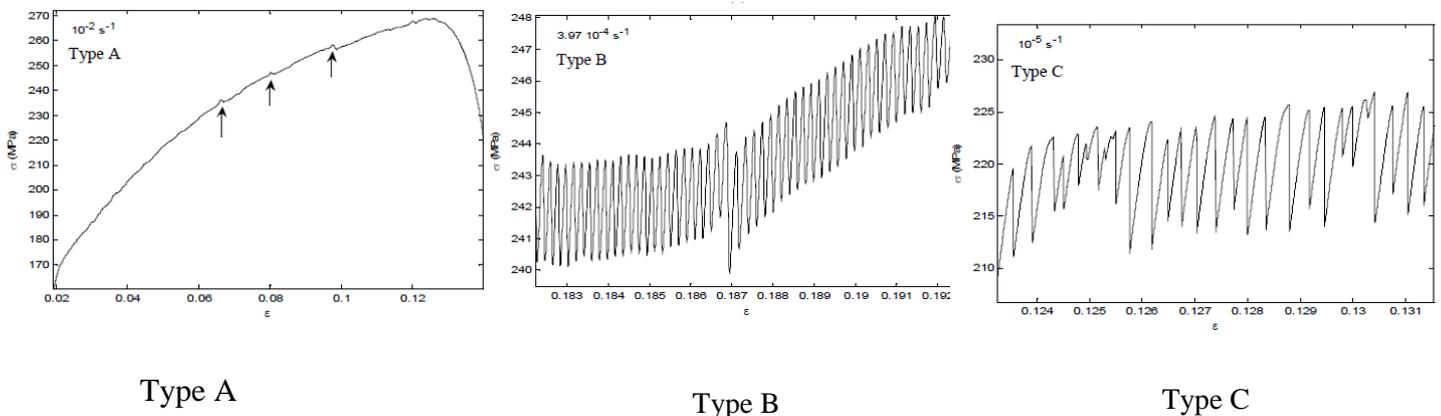


Figure II.15 : Courbes "contrainte-déformation" de l'alliage Al-2%Mg à l'état recuit montrant l'allure des instabilités PLC [21].

Les chutes de contraintes peuvent passer du type C au type B puis au type A en augmentant la vitesse de déformation ou en diminuant la température.

Des études expérimentales ont montré que l'effet PLC se manifeste pour une déformation critique ϵ_c qui dépend du matériau à étudier et les conditions de déformation. En effet, ϵ_c correspond à la valeur de la déformation à partir de laquelle la sensibilité devient négative.

Dans le domaine de faibles vitesses de déformation, ϵ_c diminue lorsque la vitesse de déformation augmente (comportement dit inverse). Par contre, aux vitesses de déformation élevées, ϵ_c augmente quand on augmente la vitesse de déformation.

Chapitre III

Modélisation de l'évolution des dislocations
au cours de la déformation en présence du
vieillissement dynamique

Chapitre III

Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

Introduction

Dans le but d'étudier l'influence des densités de dislocations sur le comportement mécanique des matériaux, il faut tenir compte des conditions de réalisation des essais de traction. La contribution de divers mécanismes à la déformation plastique qui s'opèrent simultanément rend notre étude plus complexe et difficile à résoudre. Dans ce chapitre, nous nous intéresserons à un modèle qui tient compte du vieillissement dynamique des dislocations dans les matériaux qui présentent des instabilités de la déformation plastique. Dans certaines conditions de sollicitation, les alliages Al-Mg peuvent présenter des hétérogénéités visibles sur la surface de ces matériaux. Ces hétérogénéités sont liées aux mécanismes microscopiques engendrés par la dynamique des dislocations à l'intérieur du matériau.

La modélisation des interactions entre dislocations sera étudiée dans ce chapitre en adoptant le modèle de Kubin et Estrin [21,23].

III.1 Modèle d'Estrin et Kubin (1989)

Afin de mieux rendre compte des observations expérimentales de l'effet PLC, Kubin et Estrin proposent d'étudier le lien qui peut exister entre l'évolution des densités de dislocation mobile ρ_m et de la forêt ρ_f , ainsi que l'incrément de déformation élémentaire Ω au cours de la déformation ϵ .

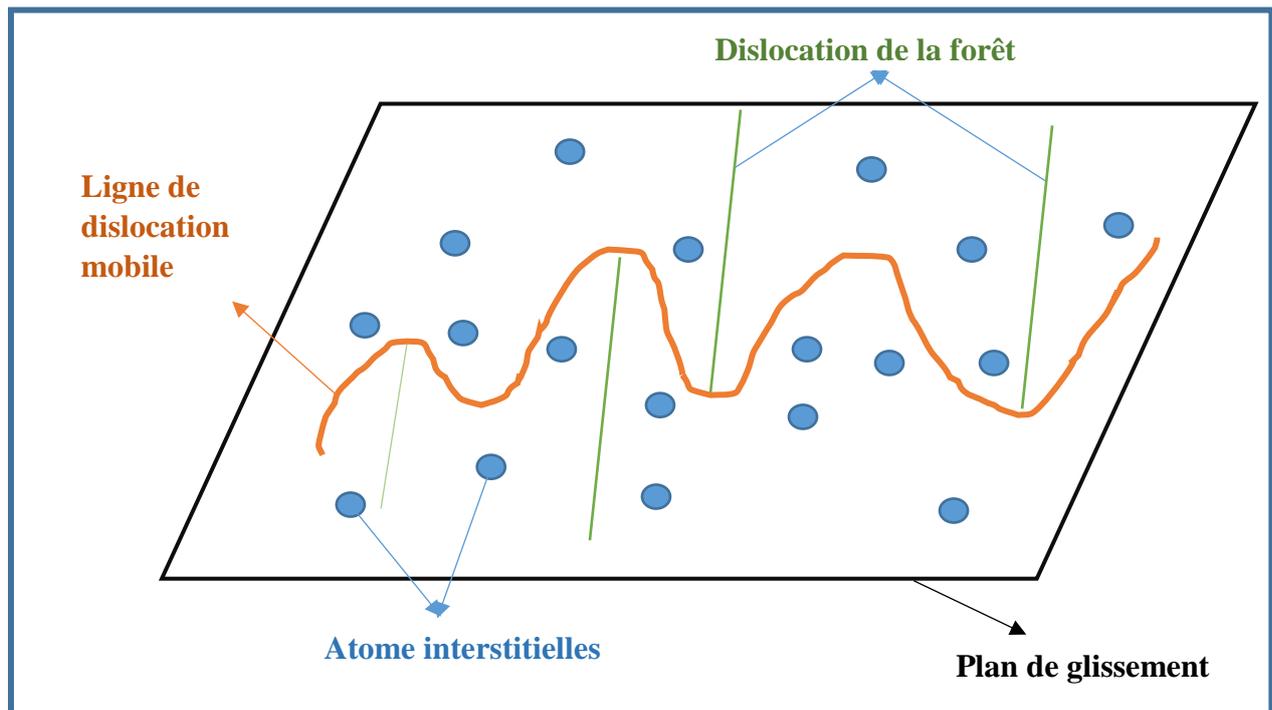


Figure III.1 : Représentation schématique des mécanismes mis en jeu dans le modèle de Kubin.

Dans ce modèle, les atomes solutés diffusent au voisinage des dislocations mobiles arrêtées aux obstacles formant des nuages de Cottrell autour d'elles. En augmentant la contrainte, les dislocations mobiles vont franchir ces obstacles et se libèrent du nuage de Cottrell jusqu'à ce qu'elles rencontrent d'autres obstacles et le processus se répète plusieurs fois.

L'analyse théorique de Kubin et Estrin (K-E) est basée sur le vieillissement dynamique et qui tient compte de diverses interactions qui peuvent exister entre les dislocations.

Comme nous le savons, le mouvement d'ensemble des dislocations se traduit par une déformation plastique. La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ d'un matériau est reliée à la vitesse moyenne \bar{v} des dislocations mobiles de densité ρ_m et de vecteur de Burgers b est donnée par la loi d'Orowan [21]

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

Tenant compte du mouvement discontinu des dislocations mobiles, la vitesse moyenne des dislocations s'exprime par :

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

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

Sachant que t_w est le temps d'attente aux obstacles, t_f est le temps de vol entre deux obstacles successifs et ℓ est la distance moyenne les séparant.

Comme le temps d'attente t_w aux obstacles est plus important que le temps de vol t_f ($t_w \gg t_f$), la vitesse moyenne devient alors :

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

Dans ce cas la loi d'Orowan s'écrit sous la forme suivante :

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

Selon le modèle de Taylor, la distance entre deux dislocations est inversement proportionnelle à $\rho_f^{1/2}$, l'équation (III.4) s'exprime par :

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

Pour une déformation donnée ε , on définit un incrément de déformation $\Omega(\varepsilon)$ qui est obtenu lorsque toutes les dislocations effectuent un mouvement thermiquement activé, par la relation :

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

La loi d'Orowan s'écrit alors

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

L'évolution de densités mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f en fonction de la déformation ε est régie par un système à deux équations différentielles couplées proposé par Kubin et Estrin :

$$\begin{cases} \frac{\partial \rho_m}{\partial \varepsilon} = \frac{C_1}{b^2} - C_2 \rho_m - \frac{C_3}{b} \rho_f^{1/2} \\ \frac{\partial \rho_f}{\partial \varepsilon} = C_2 \rho_m + \frac{C_3}{b} \rho_f^{1/2} - C_4 \rho_f \end{cases} \quad (\text{III.8})$$

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

C_1 : traduit la multiplication des dislocations mobiles.

C_2 : est relié à l'annihilation mutuelle et la création de débris de dislocations.

C_3 : représente l'immobilisation des dislocations due aux interactions avec les dislocations de la forêt.

C_4 : Traduit la restauration dynamique.

A l'aide du logiciel Matlab, la résolution de ce système (III.8) avec la méthode de Runge-Kutta d'ordre 4 nous permet de déterminer l'incrément de déformation $\Omega(\varepsilon)$ qui nécessite la connaissance de ρ_m et ρ_f au cours de la déformation.

En premier lieu, il est nécessaire de définir les valeurs initiales des densités de dislocation mobile ρ_{mi} , de la forêt ρ_{fi} , les paramètres C_1 , C_2 , C_3 et C_4 et la déformation ε_f pour laquelle les densités de dislocations de saturation ρ_{ms} , ρ_{fs} sont atteintes.

III.2 Evaluation numérique des densités de dislocations ρ_m et ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε

Le système d'équations (III.8) nécessite la connaissance des conditions initiales telles que les densités de dislocations mobiles ρ_{mi} et de la forêt ρ_{fi} ainsi que celles de saturation ρ_{ms} et ρ_{fs} . La détermination des coefficients C_i ($i = 1,4$) à partir de deux quantités :

- La déformation ε_f de relaxation des dislocations de la forêt qui vérifie la relation suivante :

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

$$e = 2.718$$

- Le poids relatif λ des deux mécanismes contribuant à la saturation des dislocations mobiles défini par :

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

λ dépend du matériau à étudier et des conditions de sollicitations

En plus, à la saturation, on a :

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

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

Ce qui permet d'obtenir les paramètres C_i à l'aide du système d'équations suivant

$$\begin{cases} C_1 - b^2 \rho_{fs} C_4 = 0 \\ C_1 - b^2 \rho_{ms} C_2 - b C_3 \rho_{fs}^{\frac{1}{2}} = 0 \\ C_4 - \frac{1}{\varepsilon_f} = 0 \\ C_2 \rho_{ms} - \frac{\lambda}{b} C_3 \rho_{fs}^{\frac{1}{2}} = 0 \end{cases} \quad (\text{III.12})$$

Les valeurs des densités de dislocation ρ_{ms} , ρ_{fs} et les paramètres λ , b et ε_f sont reportés dans le tableau III.1

| ρ_{ms} | ρ_{fs} | λ | b | ε_f |
|-------------------|-----------------|-----------|---------------|-----------------|
| $5.10^{13}m^{-2}$ | $10^{14}m^{-2}$ | 0,1 | $3.10^{-10}m$ | 0,3 |

Tableau III.1: Valeurs des paramètres utilisés pour résoudre le système d'équations (III.12).

Dans ce cas, les coefficients C_i ($i = 1,4$) ont pour valeurs :

$$\begin{cases} C_1 = 3.10^{-5} \\ C_2 = 6,060 \\ C_3 = 9.10^{-3} \\ C_4 = 3,333 \end{cases} \quad (\text{III.13})$$

III.3 Evolution des densités de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε

Afin de rendre compte des variations des densités de dislocations ρ_m , ρ_f et de l'incrément de déformation au cours de la déformation, nous avons utilisé les données du tableau (III.2) et les coefficients C_i sur Matlab on utilisant la méthode de Runge-kutta d'ordre 4.

| ρ_{ms} | ρ_{fs} | λ | b | ε_f | ρ_{mi} | ρ_{fi} |
|-------------------|-----------------|-----------|---------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| $5.10^{13}m^{-2}$ | $10^{14}m^{-2}$ | 0,1 | $3.10^{-10}m$ | 0,3 | $10^{10}m^{-2}$ | $10^{11}m^{-2}$ |

Tableau III.2 : Valeurs des paramètres utilisés pour avoir les allures des densités de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε .

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

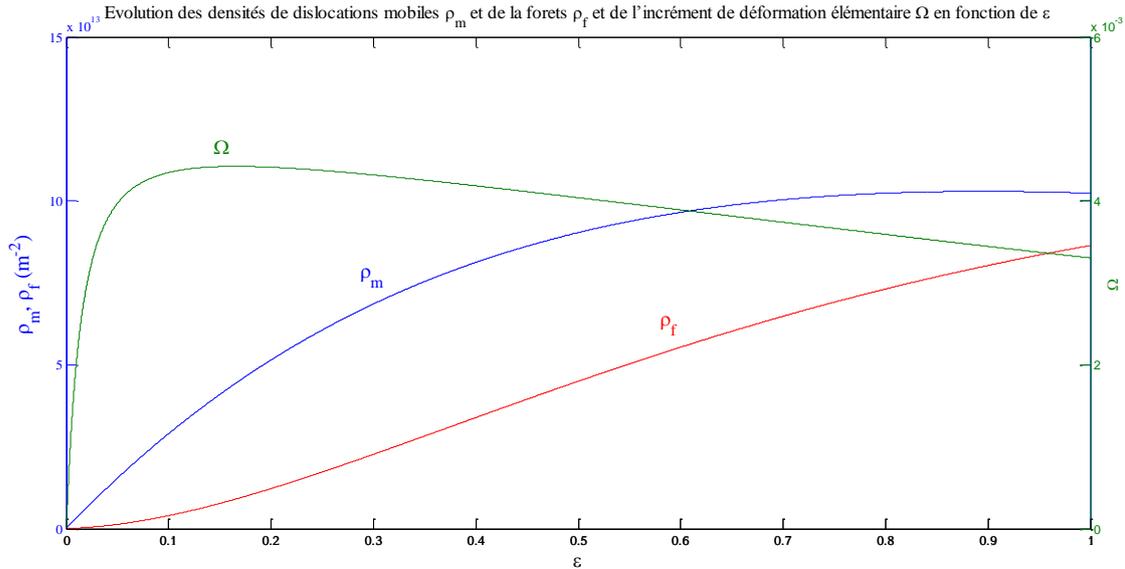


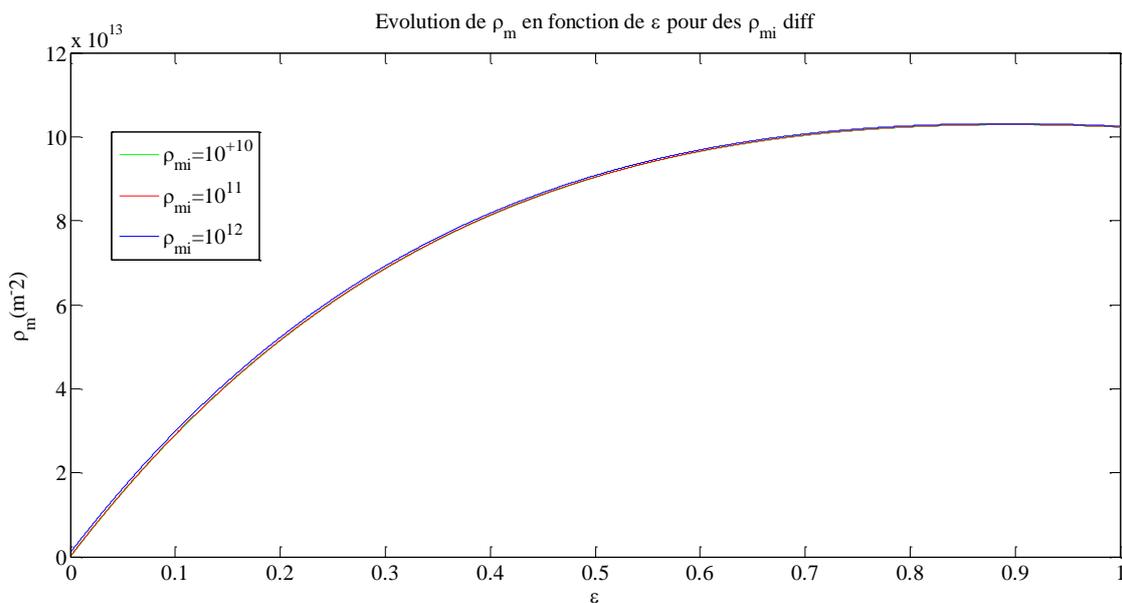
Figure III.2 : Evolution des densités de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et de l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation ε .

III.4 Effet des paramètres caractéristiques sur l'allure des courbes ρ_m , ρ_f et Ω

Dans ce qui suit, nous nous intéresserons à l'effet des densités des dislocations initiales ρ_{mi} et ρ_{fi} et les densités des dislocations à la saturation ρ_{ms} et ρ_{fs} sur les variations qu'ils peuvent engendrer sur les densités de dislocations ρ_m et ρ_f ainsi que l'incrément de déformation Ω au cours de la déformation.

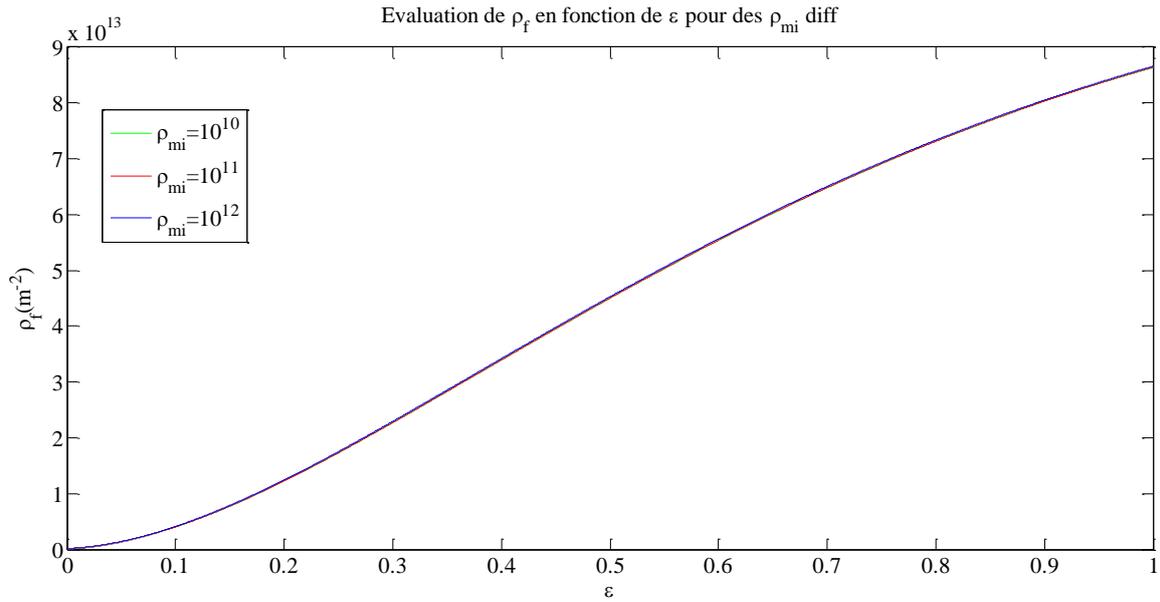
III.4.1 Effet de ρ_{mi}

En faisant varier la densité de dislocations mobiles initiale ρ_{mi} et en gardant les autres paramètres constants. On obtient les figures suivantes :

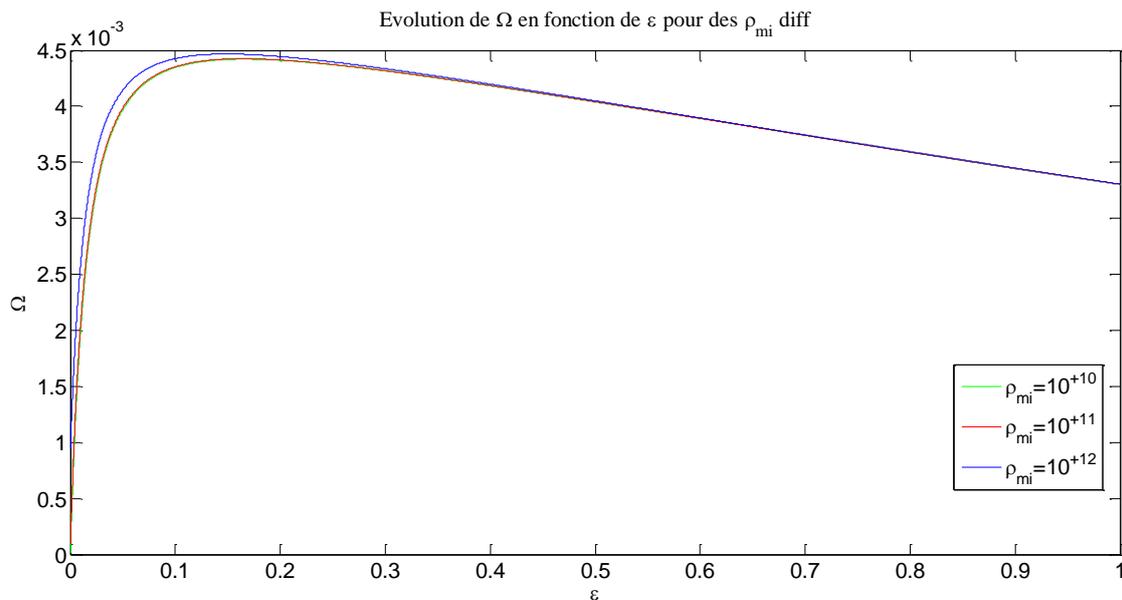


(a)

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique



(b)



(c)

Figure III.3 : Allure des courbes : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ε pour différentes valeurs de ρ_{mi} .

On remarque que :

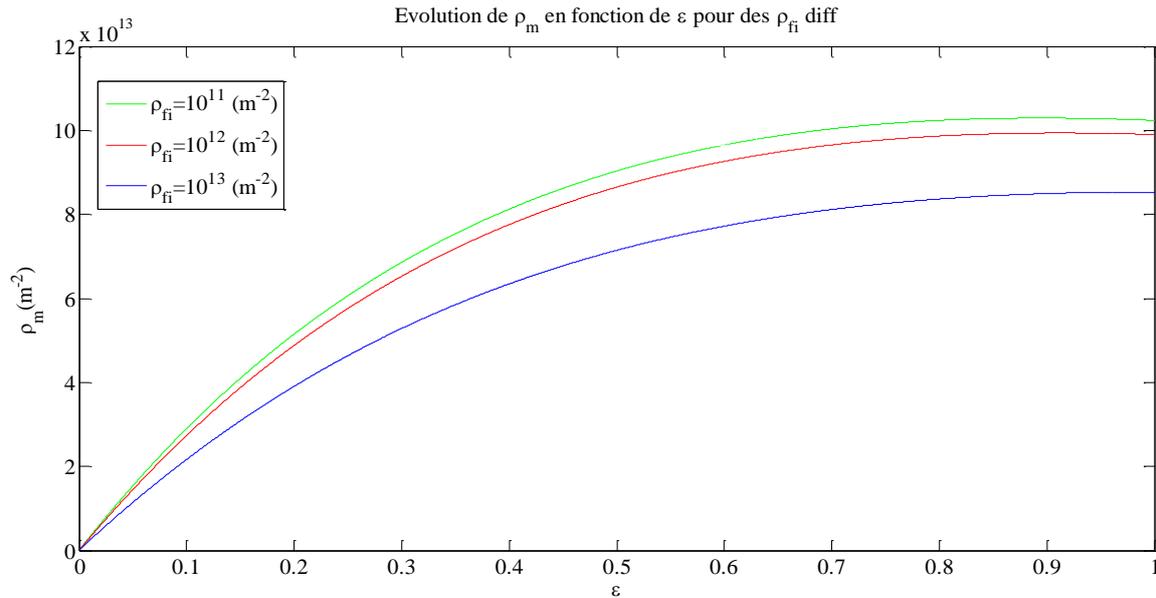
- En faisant varier la densité de dislocations mobiles initiale ρ_{mi} , l'allure des courbes ρ_m , ρ_f et Ω sont quasiment les mêmes. L'effet de ρ_{mi} est peu significatif
- La densité des dislocations mobiles ρ_m croît rapidement aux faibles déformations jusqu'à atteindre une valeur de saturation

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

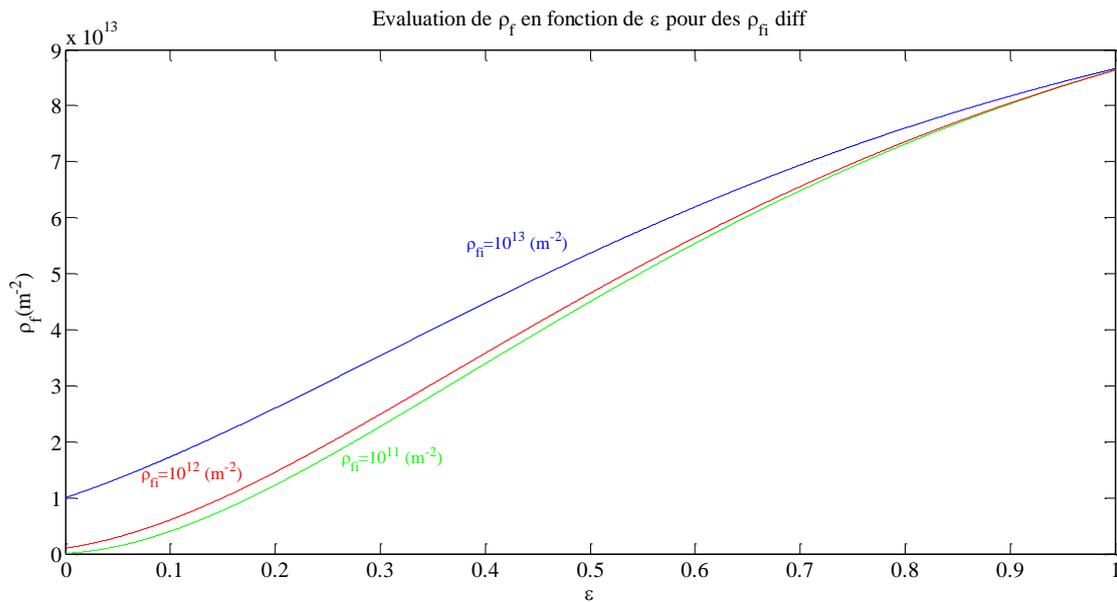
- La densité des dislocations de la forêt ρ_f augmente d'une manière peu significative aux faibles déformations et augmente rapidement au cours de la déformation.
- Le maximum de Ω se produit dans le domaine des déformations allant de quelques pourcentages à 20% ; (5%-20%).

III.4.2 Effet de ρ_{fi}

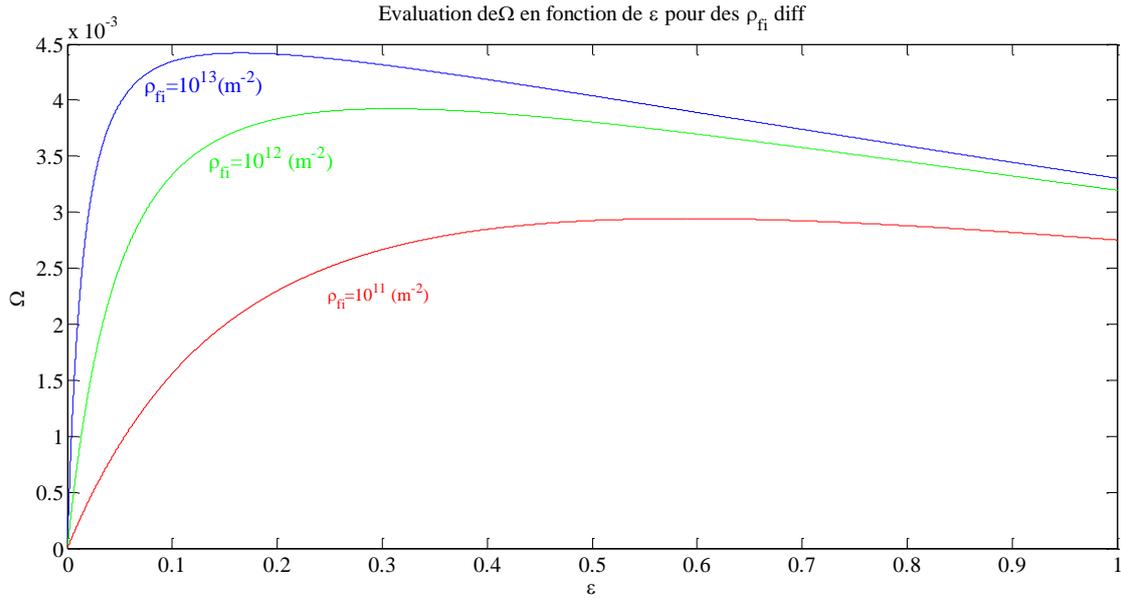
En faisant varier la densité de dislocation de la forêt initiale ρ_{fi} les courbes représentant les variations des trois paramètres ρ_m , ρ_f et Ω en fonction de la déformation sont les suivantes



(a)



(b)



(c)

Figure III.4 : Evolution des paramètres : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ε pour différentes valeurs de ρ_{fi} .

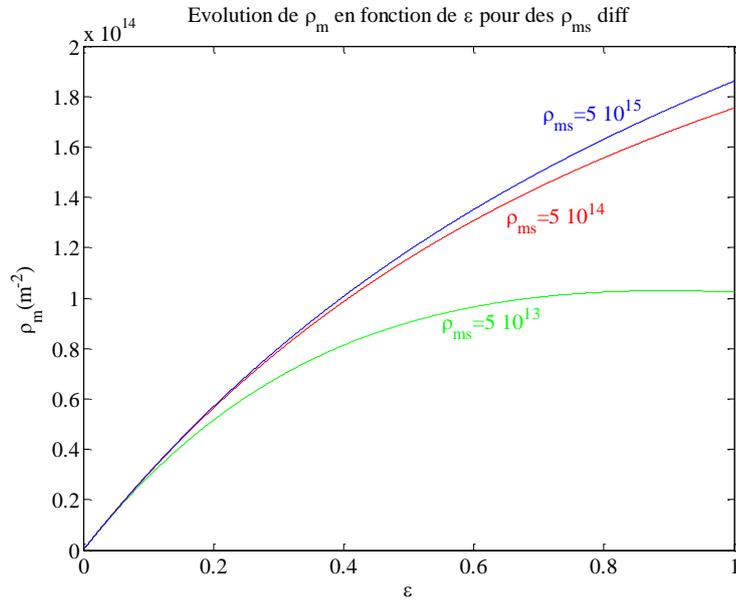
On constate qu'en augmentant la densité des dislocations de la forêt initiale ρ_{fi} la densité de dislocations mobiles ρ_m diminue, par contre la densité des dislocations de la forêt ρ_f augmente. Ce qui renforce la présence d'obstacles au cours de la déformation, et rend le mouvement de dislocations mobiles difficile est se traduit par une diminution de celle-ci.

Tenant compte $\Omega(\varepsilon) = b\rho_m\rho_f^{-1/2}$

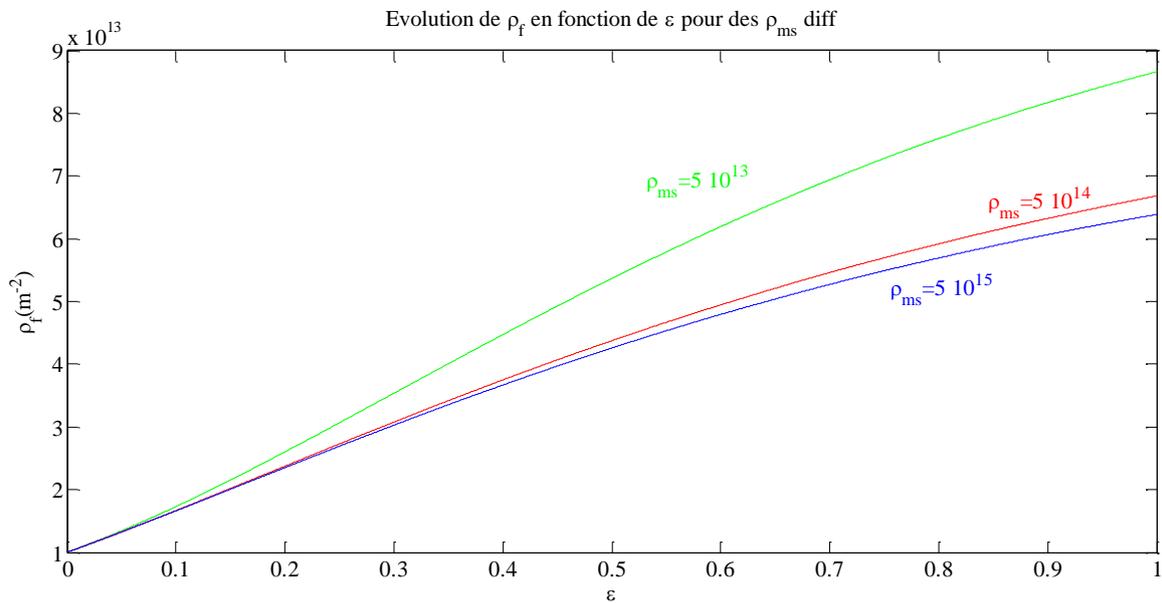
L'allure de Ω est liée à l'évolution de la densité de dislocations mobiles ρ_m et de la forêt ρ_f et qui montre une croissance rapide au début de la déformation atteint un maximum et décroît aux grandes déformations. On remarque que le maximum de Ω se décale vers la droite correspondant à déformations élevées en augmentant la densité de dislocation de la forêt initiale.

III.4.3 Effet de ρ_{ms}

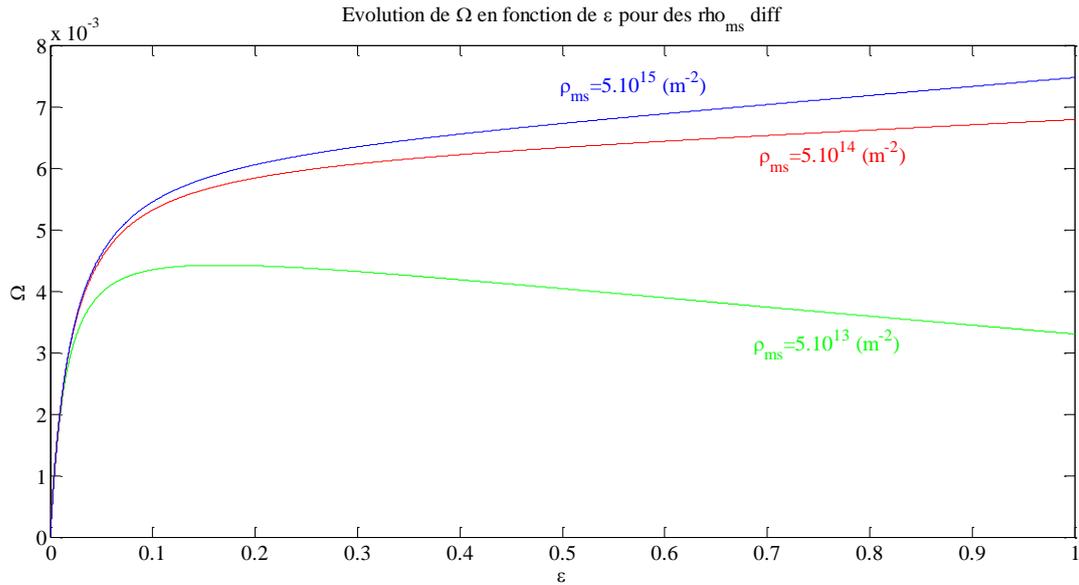
La variation de la densité des dislocations mobiles à saturation ρ_{ms} permet d'obtenir les courbes ci-dessous



(a)



(b)

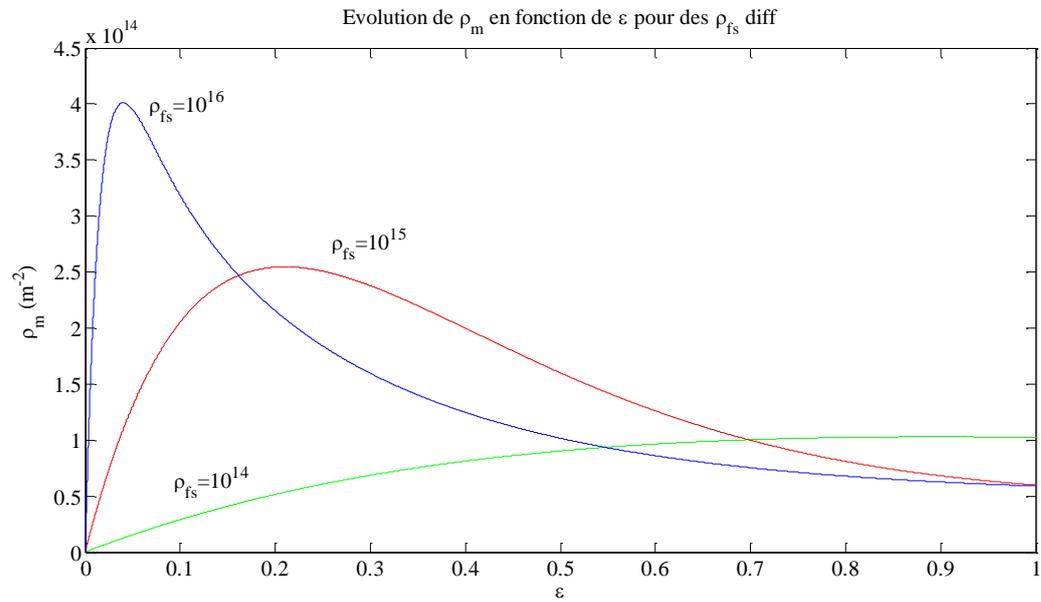


(c)

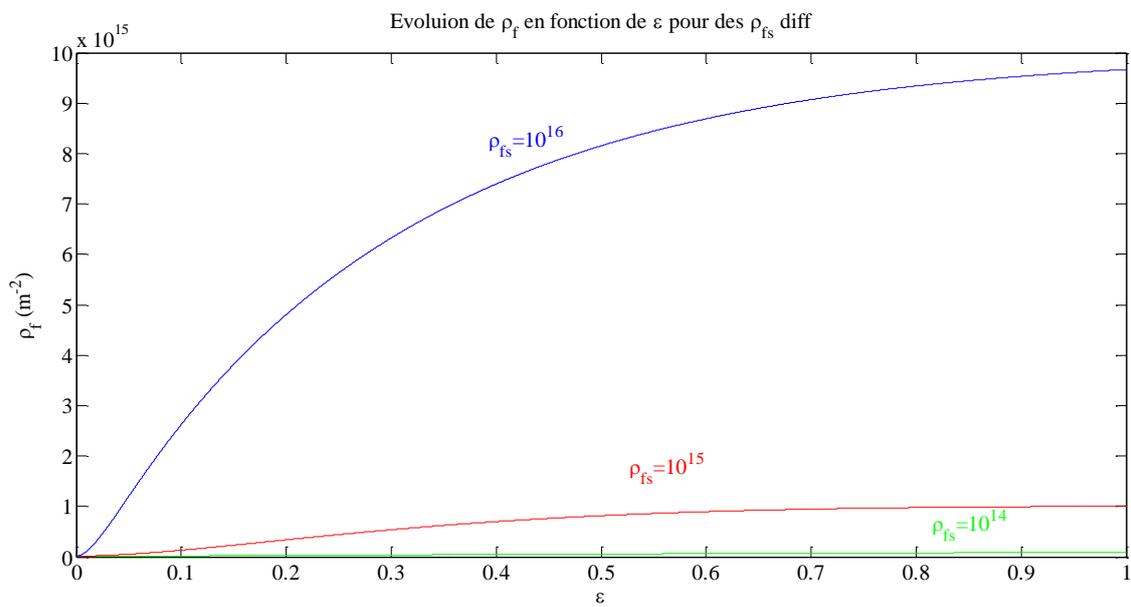
Figure III.5 : Variations de : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ε pour différentes valeurs de ρ_{ms}

- La densité de dislocations mobiles ρ_m augmente lorsque la densité des dislocations mobiles à la saturation ρ_{ms} augmente contrairement à la densité de dislocations de la forêt ρ_f qui diminue.
- La variation de ρ_m est plus importante pour des petites valeurs de ρ_{ms} .
- Une réduction de ρ_{ms} entraîne une diminution de la valeur du max de $\Omega(\varepsilon)$ et un décalage vers les petites déformations.

III.4.4 Effet de ρ_{fs}



(a)



(b)

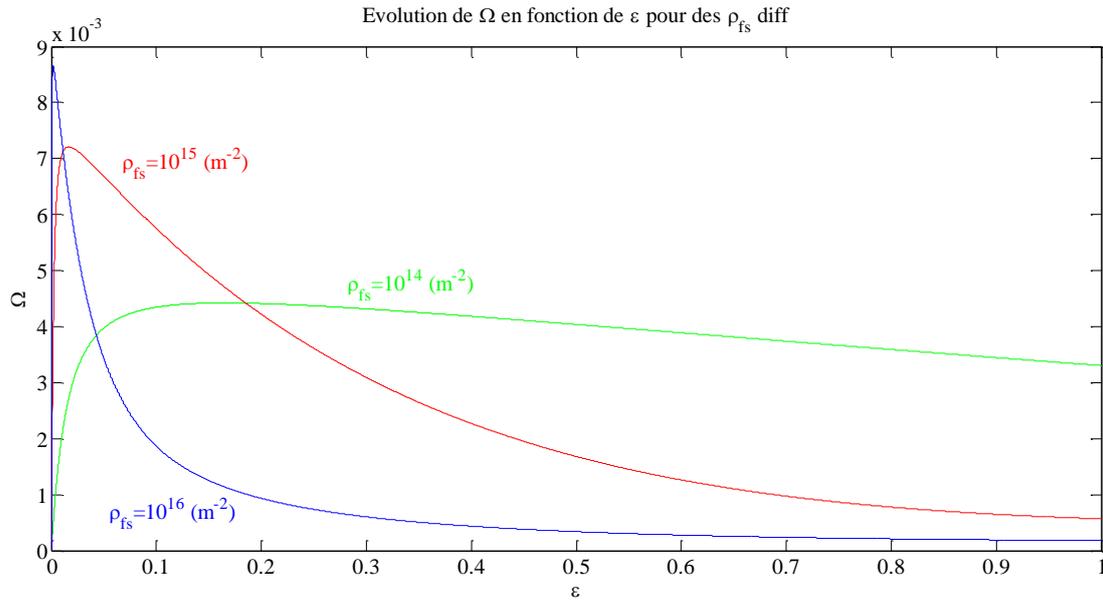


Figure III.6 : Evolution des paramètres : (a) ρ_m (b) ρ_f et (c) Ω en fonction de la déformation ε pour différentes valeurs de ρ_{fs}

On remarque que :

- En augmentant ρ_{fs} , la densité de dislocations mobiles ρ_m croît rapidement et présente un maximum aux faibles déformations. Ce maximum est plus remarquable aux plus grandes valeurs de ρ_{fs}
- La densité des dislocations de la forêt ρ_f est peu affectée par ρ_{fs} pour la valeur 10^{14} . En augmentant la valeur de ρ_{fs} , ρ_f augmente d'une manière plus significative
- Ω croît rapidement aux faibles déformations.
- Le max de Ω se décale vers les petites déformations. Pour la valeur 10^{16} , Ω atteint une valeur maximale juste au début de la déformation.

Conclusion

L'analyse des courbes représentant l'évolution des densités de dislocations ρ_m , ρ_f ainsi que la déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation montre que la densité de dislocations de la forêt initiale ρ_{fi} et à la saturation ρ_{fs} entraînent de remarquables modifications sur le comportement mécanique des matériaux en présence du vieillissement dynamique. En effet, l'augmentation de ρ_{fi} et ρ_{fs} est associée au nombre d'obstacles présents dans le matériau. Comme il y a beaucoup d'obstacles, les dislocations mobiles sont ancrées par les atomes solutés qui les empêchent de se déplacer et l'effet du vieillissement dynamique se trouve plus intense.

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

III.5. Effet de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ sur l'évolution de ρ_m , ρ_f et Ω

Le modèle de Kubin et Estrin ne tient pas compte de l'effet de la vitesse sur les variations des densités de dislocations. L'effet de la vitesse de déformation imposée est inclus dans les valeurs des coefficients C_2 et C_4 du système d'équations (III.12) par [23,24] :

$$\begin{cases} C_2 = C_{20} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{-n} \\ C_4 = C_{40} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{-m} \end{cases} \quad (\text{III.14})$$

Avec n et m sont des constantes ($n \ll m$)

$\dot{\epsilon}_0$ est une constante homogène à une vitesse de déformation

C_{20} et C_{40} sont les valeurs des coefficients sans prise en compte de la vitesse de déformation

En injectant ces valeurs dans le système (III.8) le nouveau système d'équations :

$$\begin{cases} C_1 = b^2 \rho_{fs} C_4 \\ C_2 = C_{20} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{-n} \\ C_3 = \frac{b}{\lambda + 1} \frac{1}{\epsilon_f} \rho_{fs}^{\frac{1}{2}} \\ C_4 = C_{40} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{-m} \end{cases} \quad (\text{III.15})$$

Dans le tableau (III.3) sont données les valeurs numériques de tous les paramètres qui permettent pour résoudre le système d'équations (III.8)

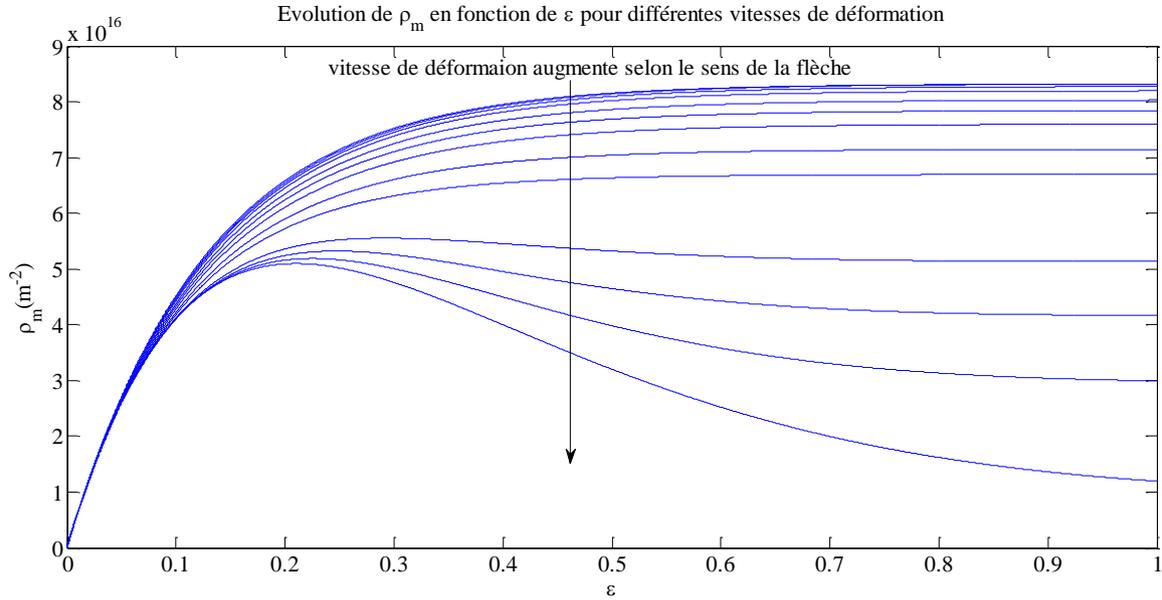
| C_1 | C_{20} | C_3 | C_{40} |
|-------------------|----------|-------------------|----------|
| $3 \cdot 10^{-5}$ | 6,06 | $9 \cdot 10^{-3}$ | 3,333 |

| ρ_{ms} (m^{-2}) | ρ_{fs} (m^{-2}) | n | m | λ | b (m) | ϵ_f | ρ_{mi} (m^{-2}) | ρ_{fi} (m^{-2}) | $\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1}) |
|-----------------------------|-----------------------------|------|-----|-----------|--------------------|--------------|-----------------------------|-----------------------------|------------------------------------|
| $3 \cdot 10^{15}$ | $2 \cdot 10^{17}$ | 0,02 | 0,5 | 0,1 | $3 \cdot 10^{-10}$ | 0,3 | $10^{10} m^{-2}$ | $10^{11} m^{-2}$ | $5 \cdot 10^{-2}$ |

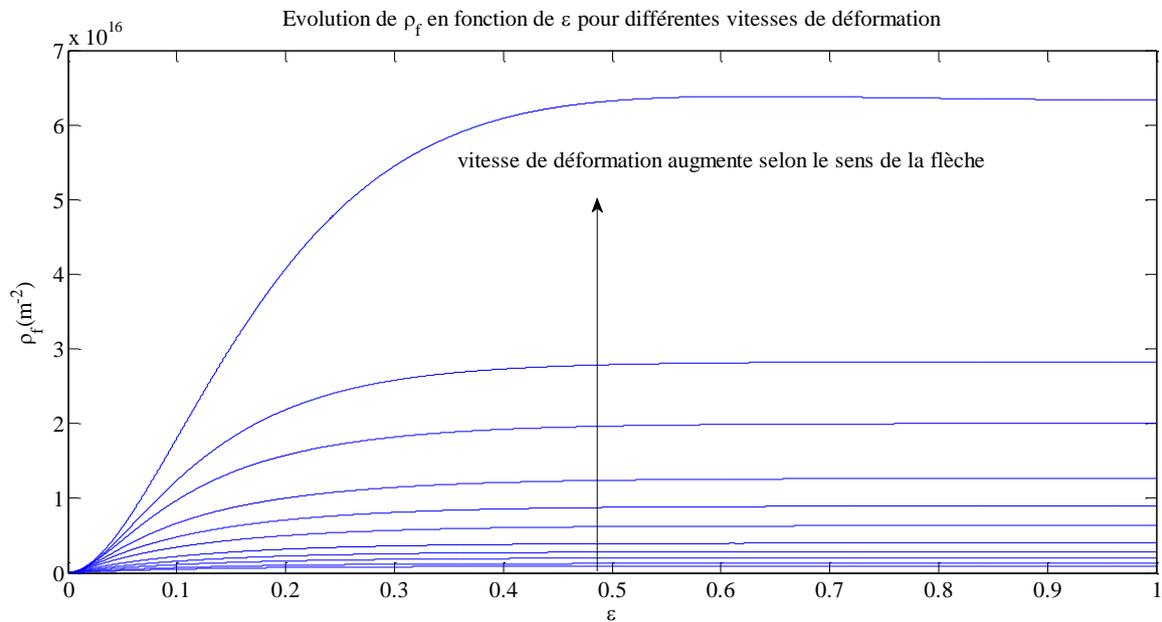
Tableau III.3 : Valeurs des paramètres utilisés pour résoudre le système d'équation (III.8)

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

Les figures (III.7) montrent les évolutions des densités de dislocations mobiles ρ_m , de la forêt ρ_f et de l'incrément élémentaire de déformation Ω en fonction de la vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon}$.



(a)



(b)

Chapitre III Modélisation de l'évolution des dislocations au cours de la déformation en présence du vieillissement dynamique

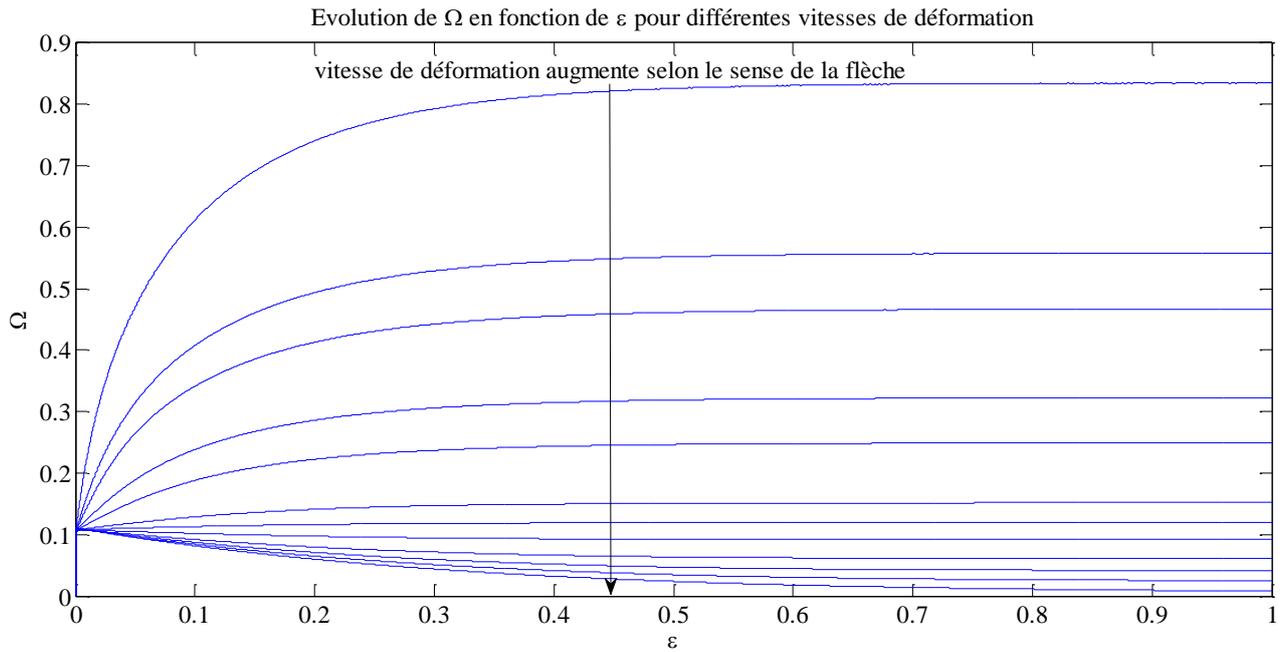


Figure III.7 : Courbes montrant l'évolution de : **(a)** la densité de dislocation mobiles ρ_m **(b)** la densité des dislocations de la forêt ρ_f **(c)** l'incrément de déformation élémentaire Ω en fonction de la déformation pour différentes vitesses de déformations $\dot{\varepsilon}$ dans l'intervalle $[10^{-6} (S^{-1}) - 10^{-2} (S^{-1})]$.

Interprétation des résultats

Pour une déformation donnée ε , l'osque on augmente la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$:

- La densité de dislocations mobiles ρ_m et l'incrément élémentaire de déformation Ω diminuent.
- La densité de dislocation de la foret ρ_f augmente.

Les paramètres C_2 et C_4 montrent l'effet de la vitesse de déformation sur l'évolution des densités de dislocations mobiles et de la forêt et par conséquent celle de l'incrément élémentaire de déformation.

Pour une vitesse de déformation donnée, quand la déformation progresse, la densité des dislocations immobiles augmente. Ce qui signifie que le nombre d'obstacles augmente entravant le déplacement des dislocations mobiles. Ceci favorise le vieillissement dynamique, par l'augmentation du temps d'attente des dislocations mobiles aux obstacles de la forêt, et augmente par conséquent le degré d'hétérogénéité de la déformation plastique.

Conclusion

Les résultats obtenus dans ce chapitre montrent que la densité des dislocations de la forêt a une grande influence sur le comportement mécanique des matériaux. En effet, au cours de déformation, si le nombre d'obstacles est assez important, les dislocations mobiles seront ancrées plusieurs fois par les atomes solutés existant dans le matériau. En augmentant la contrainte d'écoulement les dislocations se libèrent et continuent leurs déplacements jusqu'aux prochains obstacles et ainsi de suite. Ce cycle ancrage- libération des dislocations mobiles explique les instabilités observées sur les courbes contrainte-déformation de certains matériaux métalliques sous des conditions bien déterminées. Par conséquent, l'effet du vieillissement dynamique devient plus important

Au cours de déformation, la densité de dislocations mobiles augmente car la contrainte est suffisante pour déclencher plusieurs systèmes de glissement simultanément qui permettent d'avoir plusieurs configurations de dislocations. Parmi ces configurations, on peut trouver des boucles de dislocations qui peuvent changer de plan de glissement, des dislocations immobiles qui contribuent au blocage des dislocations mobiles et augmente ainsi la densité des dislocations de la forêt.

La vitesse de déformation affecte les différents paramètres caractéristiques du matériau. Cette étude montre qu'en augmentant la vitesse de déformation, c'est la densité dislocations de la forêt qui augmente et rend le vieillissement dynamique plus important.

Conclusion générale

Conclusion générale

Conclusion générale

Tout au long de ce travail, nous nous sommes intéressés à comprendre l'influence des dislocations sur le comportement mécanique des alliages Al-Mg dans des certaines conditions, et à la possibilité d'apporter une amélioration de leurs caractéristiques mécaniques en particulier.

Après une étude bibliographique, nous avons étudié l'essai de traction qui permet de déterminer le comportement mécanique d'un matériau. Cet essai consiste à enregistrer la force appliquée à l'éprouvette et son allongement progressif, ce qui permet de déterminer une série de caractéristiques mécaniques essentielles. La courbe contrainte-déformation comprend un domaine élastique réversible et un domaine plastique irréversible après la suppression de la contrainte appliquée. La déformation peut être homogène en tous les points de l'éprouvette ou hétérogène dans certaines conditions de sollicitations et de température. La déformation dans ce cas se localise sous forme de bandes inclinées par rapport à l'axe de traction. de bandes Piobert Lüders et bandes de Portevin-Le Chatelier (PLC).

La déformation plastique se produit par glissement de dislocations qui sont des défauts linéaires ou des perturbations de la structure du cristal situées le long d'une ligne d'atomes ou d'une rangée réticulaire. Ce mouvement de glissement se produit lorsque la dislocation se déplace dans la surface qui contient à la fois sa ligne et son vecteur de Burgers.

Compte tenu du modèle de dislocation Kubin et Estrin, nous avons pu montrer l'effet des paramètres associées au matériau sur les évolutions des densités de dislocations mobiles et de la forêt ainsi que l'incrément élémentaire de déformation.

L'analyse des résultats obtenus montre, que ρ_m , ρ_f et Ω ont tendance à augmenter au cours de la déformation. Par contre, pour une déformation donnée, en augmentant la vitesse de déformation la densité de dislocations mobiles diminue et la densité de dislocations de la forêt augmente. En effet, lorsqu'on réduit la vitesse de déformation, la densité des obstacles augmente et le temps d'attente des dislocations mobiles aux obstacles de la forêt devient important. De ce fait, la déformation plastique hétérogène augmente et le vieillissement dynamique s'accroît.

Ces résultats sont en accord avec les études théoriques et les travaux expérimentaux antérieurs réalisés dans l'étude de l'effet PLC.

Conclusion générale

Références bibliographiques

- [1] J. P. Mercier, G. Zambelli, W. Kurz, introduction à la science des matériaux, 2ème édition, (2002)
- [2] M. Dupeux, Aide-Mémoire Science des matériaux, 2eme édition, (2004), Ed. Dunod
- [3] G. Murry, aide-mémoire métallurgie, 2eme édition, (2010)
- [4] <https://www.universalis.fr/encyclopedie/aluminium/7-proprietes-de-l-aluminium/>
- [5] J. G. Kaufman Elwin L. Rooy, Aluminum Alloy Castings, (2004)
- [6] K. GULER, L'aluminium et ses alliages, (1949)
- [7] J. G. Kaufman, Introduction to Aluminum Alloys and Tempers, (2000)
- [8] J.L. Murray. The Al-Mg (Aluminum-Magnesium) System. Bull. Alloy Phase Diagrams, (1982)

- [9] M. Colombié et COLL Matériaux industriels : matériaux métalliques Edition DUNOD, Paris (2000).
- [10] Y. Debard, Elasticité, Institut de Technologie, Université de Mans, (2006)
- [11] B. Viguier, Plasticité : rappels de base et aspects microscopiques, (2009)
- [12] Cour Chapitre II : Propriétés mécaniques des matériaux
- [13] I. Iakhtine, Métallographie et traitements thermiques des métaux 4eme édition, MIR. Moscou (1986).
- [14] Y. Chastel, Mécanismes physiques de la déformation.
- [15] A. Ouchtati, Thèse de Doctorat, Université de Constantine 1, (2017)
- [16] J. Charmet, Mécanique du solide et des matériaux. Elasticité-Plasticité-Rupture, ESPCI, Presses universitaires
- [17] W. Benoît, Introduction à la théorie des dislocations, (1979)
- [18] H. Aouragh, Cours Comportement Mécanique 1
- [19] A. Van den Beukel, Phys. Sta. Sol. (a), Vol.30, p.197, (1975)
- [20] L.J. Cuddy, W.C. Leslie, Acta Metall., Vol.20, p.1157, (1972)
- [21] L.P. Kubin, Y. Estrin, Acta Metall, Vol.38, p.697, (1990)
- [22] L. Ziani, Thèse de Doctorat, Université de Béjaia, (2012)
- [23] H. Ait-Amokhtar, Thèse de Doctorat, Université de Béjaia, (2006)
- [24] H. Ait-Amokhtar, S. Boudrahem, C. Fressengeas, Scripta Mater, Vol.54, p.2113, (2006)

Résumé

La conception de pièces mécaniques nécessite la connaissance des mécanismes mis en jeu au cours de la déformation.

Ce présent travail est consacré à l'étude de l'influence des dislocations sur le comportement mécanique des alliages Al-Mg dans des certaines conditions (traction uniaxiale et température ambiante). La connaissance des lois de comportement associée à la déformation plastique permette de prévoir et d'expliquer les phénomènes qui régissent la déformation plastique

Les résultats obtenus sont en accord avec les études théoriques et les travaux expérimentaux réalisés. Ils mettent en évidence, l'effet des paramètres caractéristiques du matériau et de la vitesse de déformation sur la déformation plastique.

Mot clés : Alliages, AL-Mg, comportement mécanique, dislocation, effet PLC, déformation, vieillissement dynamique.

Abstract

The design of mechanical parts requires knowledge of the mechanisms involved during deformation. This work is devoted to the study of the influence of dislocations on the mechanical behavior of Al-Mg alloys under certain conditions (uniaxial tension and ambient temperature). The knowledge of the behavior laws associated with plastic deformation allows predicting and explaining the phenomena that govern the plastic deformation.

The results obtained are in agreement with the theoretical studies and the experimental work carried out. They highlight the effect of the characteristic parameters of the material and the rate of deformation on the plastic deformation.

Key words: Alloys, AL-Mg, mechanical behavior, dislocation, PLC effect, deformation, dynamic aging.