

*République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique*

Université A.MIRA - Béjaïa



Faculté des Sciences Exactes

Département de Physique

MEMOIRE DE MASTER

Présenté par

Melle BELKACEMI Lynda

En vue de l'obtention du diplôme

de Master en Physique

Spécialité : Matériaux et nano-composites

Intitulé

**Déformation plastique des matériaux métalliques.
Mesure des champs de déformation à l'aide de la
technique de corrélation d'images numériques.**

Soutenu le 19/06/2014

devant le jury composé de :

M. GHARBI	A/Hakim	MCA	Président
Mme ZIANI	Lynda	MCB	Examineur
M. BOUFALA	Khaled	MCB	Examineur
M. AIT AMOKHTAR	Hakim	Professeur	Rapporteur

- Promotion 2013/2014 -

Sommaire

Introduction générale

Chapitre I : Déformation plastique des matériaux métalliques

I.1. Définitions	3
I.1.1. Contrainte.....	3
I.1.2. Déformation.....	5
I.1.3. Principe de l'essai de traction.....	6
I.2. Microstructure des matériaux métalliques.....	9
I.3. Mécanismes de la déformation plastique.....	11
I.3.1. Notions de bases de la théorie de dislocations.....	11
I.3.2. Types de dislocations	11
I.4. Déformation plastique des métaux.....	14
I.5. Contrainte d'écoulement et interactions entre dislocations.....	16
I.5.1. Les dislocations de la forêt.....	16
I.5.2. Source de Frank et Read.....	16
I.5.3. Interaction entre dislocations	17
I.5.4. Facteur de Schmid	18
I.5.5. Interactions entre dislocations parallèles au plan de glissement.....	18
I.5.6. Interaction entre dislocations de la forêt.....	19

Chapitre II : Méthodes expérimentales et techniques de mesure des déformations

II.1. L'extensométrie	20
II.1.1. Jauge de déformation	20
II.1.2. Extensomètre à pinces.....	21
II.2. Les méthodes optiques indirectes.....	20
II.2.1. Méthode de Moiré.....	22
II.2.2. Interférométrie holographique.....	24
II.2.3. Interférométrie speckle (granularité laser).....	25
II.2.4. Schéarographie.....	26
II.3. Les méthodes optiques directes.....	27
II.3.1. Mesure des variations des caractéristiques géométrique d'un réseau.....	27
II.3.2. Méthode de corrélation d'image.....	27

II.4. Analyse des déformations à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques.....	28
II.4.1. Présentation de la méthode de corrélation d'images.....	28
II.4.2. Quelques rappels de la mécanique des milieux continus.....	29
II.4.3. Outils de calculs.....	31
II.4.3.1. Eléments de grille et motif de corrélation.....	31
II.4. 3.2. Niveaux de gris.....	32
II.4.3.3 Coefficient de corrélation	33
II.4.3.4 Champs de déplacements.....	33
II.4.4. Champ de déformation.....	34
II.4.5. Méthode utilisée pour déterminer les champs de déplacement.....	35

Chapitre III : Analyse d'un essai de traction à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques

III.1. Procédure expérimentale.....	38
III.2. Courbe de traction.....	39
III.3. Champs de déformation.....	40
III.4. Déformation locale.....	44
III.5. Conclusion	44

Chapitre IV : Initiation à la modélisation de la déformation plastique

IV.1. Mécanismes de base.....	45
IV.2. Estimation numérique des densités de dislocations au cours de la déformation.....	47
IV.3. Conclusion	52

Conclusion générale

53

Références bibliographiques.....

54

Introduction générale

Le comportement mécanique des matériaux métalliques est souvent caractérisé par des grandeurs macroscopiques moyennes : module de Young, limite élastique, résistante à la rupture, ...etc. La déformation plastique de ces matériaux paraît souvent homogène à l'échelle macroscopique, elle reflète la moyenne des comportements mécaniques locaux à l'échelle microscopique qui sont instables et hétérogènes (grains cristallographiques de tailles différentes, distributions hétérogène des défauts, ...etc.). La déformation plastique est donc hétérogène à l'échelle des dislocations. Au cours de la déformation, les dislocations se multiplient et forment des obstacles qui gênent le mouvement des dislocations mobiles, ce qui conduit généralement au durcissement du matériau.

Dans certaines conditions de déformation, les hétérogénéités locales peuvent être à l'origine de manifestations d'hétérogénéités macroscopiques, comme la striction qui conduit à la rupture. La caractérisation mécanique locale est donc nécessaire pour optimiser les propriétés mécaniques macroscopiques et, par conséquent, le comportement des pièces métalliques durant le service dans les applications industrielles.

Dans notre travail, après une revue bibliographique sur la déformation plastique des matériaux métalliques, nous étudions la déformation plastique d'un alliage d'aluminium-magnésium (Al-2.5%Mg) à l'échelle du matériau (macroscopique), à l'aide d'un essai de traction uni axiale, et à l'échelle locale en utilisant la technique de corrélation d'images numériques.

Ce mémoire est structuré en quatre chapitres.

Le premier chapitre est sous forme d'une synthèse bibliographique sur la déformation plastique, les défauts cristallins et le comportement mécanique des matériaux métalliques, en particulier les dislocations et leur rôle dans la déformation.

Dans le deuxième chapitre, nous rappelons les principales méthodes utilisées pour l'analyse des déformations. Nous nous intéressons particulièrement à la méthode de corrélation d'images numériques.

Dans le chapitre trois, nous analysons un essai de traction uniaxiale effectué sur un alliage Al-2.5%Mg en utilisant la technique de corrélation d'images numériques. La méthode nous a permis l'accès aux grandeurs mécaniques locales.

Le chapitre quatre traite l'analyse théorique, dans le cadre d'un modèle mathématique, de l'évolution des densités de dislocations au cours de la déformation en fonction des paramètres caractéristiques du matériau déformé

Le mémoire se termine par une conclusion sous forme d'une synthèse sur les travaux réalisés.

Chapitre I

Déformation plastique des matériaux métalliques

Pour toute construction ou fabrication mécanique, le choix du matériau à utiliser est souvent le résultat d'un compromis entre plusieurs propriétés. Une des propriétés les plus importantes est la ductilité, nécessaire pour la mise en forme des matériaux. Elle caractérise la capacité d'un matériau à se déformer de manière irréversible (plasticité) sans se rompre. La déformation plastique des matériaux métalliques est essentiellement régie par le glissement des dislocations. Dans ce qui suit, on verra en quoi ces défauts sont nécessaires pour expliquer la déformation plastique des matériaux métalliques [5].

I.1. Définitions

Lorsqu'on déforme un matériau, on constate qu'aux faibles déformations il se comporte comme un élastique. La force appliquée est proportionnelle à l'allongement, le matériau reprend son état initial une fois la sollicitation cessée. C'est le **domaine de déformation élastique**. Au-delà d'une certaine force, l'allongement n'est plus proportionnel à la force appliquée. Une fois la force est supprimée, on enregistre une déformation permanente. C'est le **domaine de déformation plastique**.

La plasticité est un mécanisme qui permet aux métaux de bien résister aux sollicitations mécaniques extérieures, comme les chocs, une des raisons capitales de leur utilisation. Elle est caractérisée par [5] :

- l'irréversibilité (la permanence) de la déformation.
- la non-proportionnalité de la contrainte et de la déformation.
- l'apparition de contraintes internes dont l'origine se situe à l'échelle atomique.

I.1.1. Contrainte

Pour une traction simple, la contrainte est définie comme étant la force F qui agit sur une unité de surface S du matériau. Elle est donnée par la relation[2] :

$$= F/S \quad (I.1)$$

Unité de mesure : Pascal (Pa).

Considérant un corps solide soumis à une force uni axiale F sur la section S définie par le plan perpendiculaire à F (Figure I.1). Si on décompose cette force en forces élémentaire dF agissant sur des éléments de surfaces ds , la contrainte est définie par le rapport dF/ds [2].

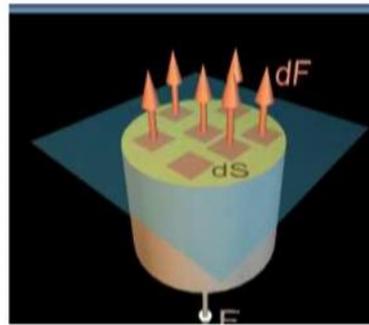


Figure I.1. Illustration de contrainte uni axial [2].

Définir un état de contrainte en un point donné d'un matériau soumis à une force extérieure, nécessite de connaître les composantes de la force appliquée sur les trois faces perpendiculaires d'un cube infinitésimal considéré autour de ce point (figure I.2), ce qui correspond aux neuf composantes qui définissent un tenseur dit de contrainte de rang 2 [11].

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

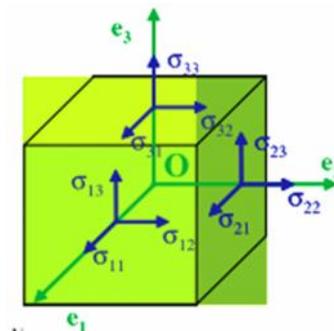


Figure I.2. Définition des composantes du tenseur des contraintes autour d'un point O [18].

I.1.2. Déformation

La déformation indique dans quelles proportions les liaisons inter atomiques (à l'échelle microscopique) et la structure elle-même (l'objet, à l'échelle macroscopique) ont été déformées. La déformation, pour une traction simple, est définie comme le rapport de l'allongement L à la longueur initiale L_0 [5]. L est la longueur finale après déformation.

$$e = (L - L_0) / L_0 = L / L \quad (\text{I.3})$$

Pour établir le tenseur de déformation, considérons deux points A et B d'un solide, distant de dx (figure I.3). Après déformation, les nouvelles positions de ces points seront A' et B'. Ils se sont déplacés respectivement des vecteurs $u(x)$ et $u(x+dx)$. Donc la relation (I.3) s'écrit :

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

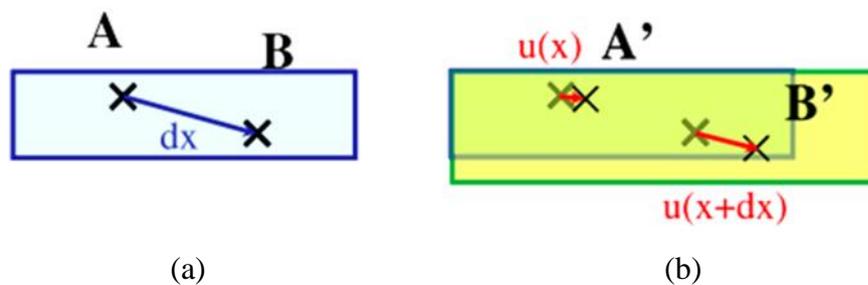


Figure I.3. Schéma permettant de définir le tenseur des déformations.

(a) solide non déformé, (b) solide déformé.

Le tenseur des déformations correspond à la partie symétrique de la dérivée des déplacements [11] :

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

De façon analogue au tenseur de contraintes, on peut écrire le tenseur des déformations :

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

Pour mieux comprendre la notion de contrainte et de déformation, nous analysons dans ce qui suit l'essai de traction simple.

I.1.3. Principe de l'essai de traction

Ce type d'essai permet de prévoir le comportement du matériau dans des conditions réelles d'utilisation. L'essai de traction détermine l'aptitude d'un matériau à se déformer, il consiste à appliquer à une éprouvette normalisée du matériau à étudier une force F et mesurer l'allongement correspondant L .

Le principe de l'essai et de la courbe contrainte-déformation obtenue sont montrés sur la figure I.4.

Sur la courbe obtenue (Figure I.4-c), on distingue :

- le domaine de déformation **élastique** (D1)
- le domaine de déformation **plastique** (D2)
- le domaine de **striction** (D3)

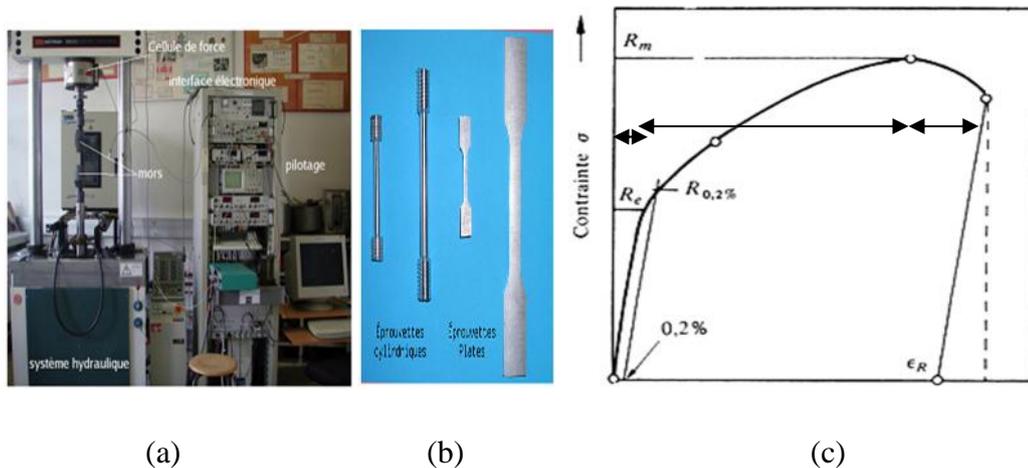


Figure I.4. (a) Machine de traction. (b) Eprouvette. (c) Courbe contrainte-déformation [17].

➤ Domaine élastique

Le comportement élastique est linéaire et aucune déformation permanente ne se maintient après décharge et cela pour des charges relativement faibles. Le matériau obéit à la loi de HOOKE, la déformation est proportionnelle à la contrainte, et cela se traduit sur la courbe contrainte-déformation figure I.4-c par une droite. Au début de la déformation, les liaisons entre les atomes commencent par se « distendre », à la manière d'un ressort, de sorte que le relâchement de la contrainte rétablit la position initiale des atomes [3].

➤ **Domaine plastique**

La déformation plastique est caractérisée par une déformation irréversible qui se traduit par une relation non linéaire entre la contrainte et la déformation. Au-delà de la limite d'élasticité, R_e (figure I.4-c), les métaux continuent de se déformer, mais la contrainte croît moins vite pour assurer une vitesse de déformation imposée constante. Cependant, cette déformation n'est pas réversible et un allongement résiduel subsiste après la suppression de la contrainte [3].

➤ **Domaine de striction**

La striction résulte de la localisation de la déformation dans une région de l'éprouvette. Elle est caractérisée par le changement progressif des propriétés mécaniques qui accompagne, pour d'assez grandes déformations, la formation et la croissance de microfissures. Ceci conduit à la rupture de l'éprouvette [3].

➤ *Analyse*

- Le module d'élasticité E (ou module de YOUNG) est donné par la pente du domaine élastique de la courbe contrainte-déformation [9] :

$$\nu = \frac{\dagger}{E} \quad (I.7)$$

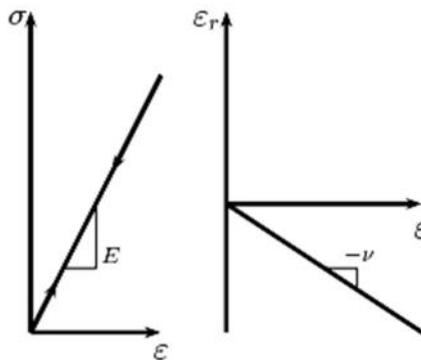


Figure I.5 : Essai de traction simple, identification du module de Young et du coefficient de Poisson ν .

En réalité, l'éprouvette se déforme dans les 3 directions de l'espace. Dans le sens Ox (axe de traction) il y a un allongement, dans les sens Oy et Oz il y a rétrécissement. Dans le cas de la traction simple, si les contraintes

\dagger_y et \dagger_z sont nulles, les déformations v_y et v_z ne le sont pas. Les trois déformations sont reliées par le coefficient de POISSON ϵ [9]

$$v_x = \frac{-v_y}{\epsilon} = \frac{-v_z}{\epsilon} \quad (\text{I.8})$$

Donc le coefficient de poisson s'écrit en fonction de la déformation radiale v_{rad} et de la déformation longitudinale v

$$\epsilon = \frac{-v_{rad}}{v} \quad (\text{I.9})$$

- La limite d'élasticité Re correspond à la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement. On la caractérise par une limite conventionnelle d'élasticité à 0,2% ($Re\ 0,2\%$) pour cause de la difficulté de lecture de Re qui donne des interprétations erronées de cette limite d'un expérimentateur à l'autre.
- La résistance à la traction Rm est la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction.
- l'allongement à la rupture v_r que l'on peut lire sur le diagramme ou sur l'éprouvette rompue [3,7,6].

➤ *Contraintes et déformations réelles*

On exprime les résultats des essais de traction en fonction des contraintes nominales et non en fonction des contraintes réelles. La contrainte réelle \dagger_r , qui est donnée par le rapport entre la force appliquée F et la section réelle de l'échantillon, peut se calculer comme suit :

Si on admet que le volume de l'échantillon reste constant, comme c'est le cas dans la déformation plastique des alliages métalliques, on aura égalité entre le volume initial ($S_0 \times l_0$) et le volume après déformation ($S \times l$)

Ainsi, on obtient [11] :

$$\frac{S_0}{S} = \frac{l}{l_0} = 1 + v \quad (\text{I.10})$$

La contrainte et la déformation réelles s'expriment donc, en fonction des valeurs nominales (\dagger, v) par les relations :

$$\begin{cases} \dagger_r = \dagger (1 + v_n) \\ v_r = \ln(1 + v_n) \end{cases} \quad (\text{I.11})$$

I.2. Microstructure des matériaux métalliques

Les microstructures déterminent, dans une large mesure, les propriétés mécaniques, physiques et chimiques des matériaux. On rencontre dans les matériaux, un grand nombre de microstructures diverses: grains cristallins ou phases amorphes comportant souvent des précipités d'une ou de plusieurs phases dispersées, structures eutectiques lamellaires ou fibreuses, ...etc [6].

Les microstructures sont constituées d'éléments organisés à l'échelle microscopique, leur observation et leur caractérisation nécessitent donc l'utilisation de techniques microscopiques. Dans le cas des métaux, l'étude de microstructures se fait au microscope optique à réflexion après polissage de l'échantillon et attaque chimique. Cette modification sélective de la topographie de la surface (micrographie) est d'ordinaire mise en évidence par analyse en lumière réfléchie au microscope optique. La figure I.6 montre que les joints de grains et autres inhomogénéités apparaissent sous forme de traits [6].

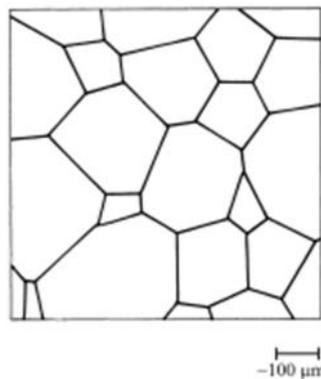


Figure I.6. Joints de grains d'un métal pur observés au microscope optique en lumière réfléchie [6].

Quelques microstructures des matériaux métalliques

➤ *Structures de solidification et de précipitation observées dans les alliages métalliques*

Lors de la solidification, les métaux forment en général des dendrites qui sont schématisées sur la figure I.7. On observe généralement la formation de dendrites (t4) qui, dans les métaux purs, ne sont plus visibles en fin de solidification (t5) [6].

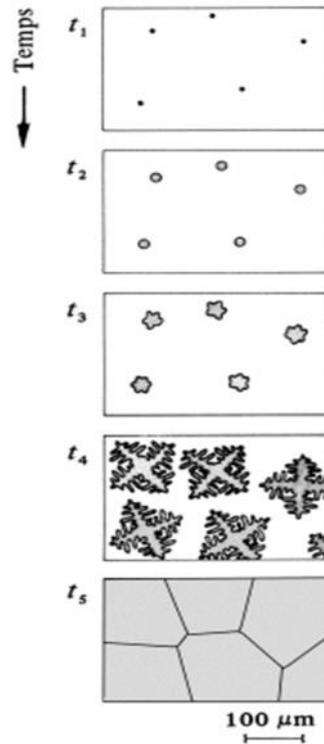


Figure I.7. Cristallisation d'un métal [6].

Les microstructures observées dans les alliages métalliques sont principalement de quatre types:

- Les cristaux dendritiques (fig. I.8.a).
- Les microstructures eutectiques (fig.I.8.b).
- Les microstructures mixtes dendritiques et eutectiques (fig.I.8.c).
- Les particules de petite taille qui apparaissent à l'état solide (fig.I.8.d).

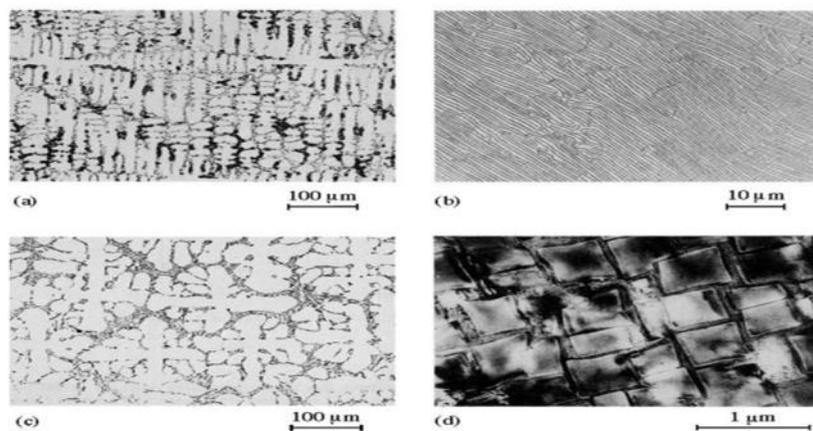


Figure I.8. Microstructures des alliages métalliques: (a) dendrites, (b) eutectique lamellaire, (c) dendrites et eutectique interdendritique, (d) précipités formés à l'état solide à l'intérieur des grains. [6]

I.3. Mécanismes de la déformation plastique

I.3.1. Notions de bases de la théorie de dislocations

La déformation plastique est facilitée par la présence et le déplacement des dislocations. La dislocation est un défaut du cristal qui résulte d'une perturbation de la structure autour d'une ligne. Chaque dislocation est caractérisée par son vecteur de Burgers qui correspond au défaut de fermeture du contour qui entoure la ligne l de dislocation comme illustré sur la figure I.9.

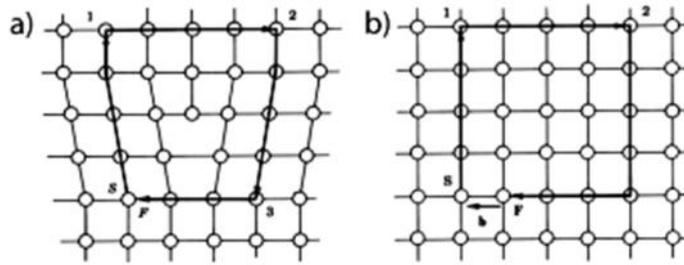


Figure I.9. (a) Circuit de Burgers autour d'une dislocation coin.
(b) Le vecteur de Burgers

Le vecteur de burgers est donné par la relation suivante[23] :

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

l est la ligne de dislocation et \vec{u} son vecteur unitaire.

I.3.2. Types de dislocations

Le type de dislocation dépend de l'orientation locale de vecteur unitaire directeur de la ligne de dislocation l par rapport au vecteur de Burgers b .

On distingue :

- Les dislocations coin : une dislocation coin (Figure I.10) est définie comme le résultat de l'insertion d'un demi-plan atomique dans la structure (le vecteur de Burgers b est perpendiculaire à la direction de la dislocation).

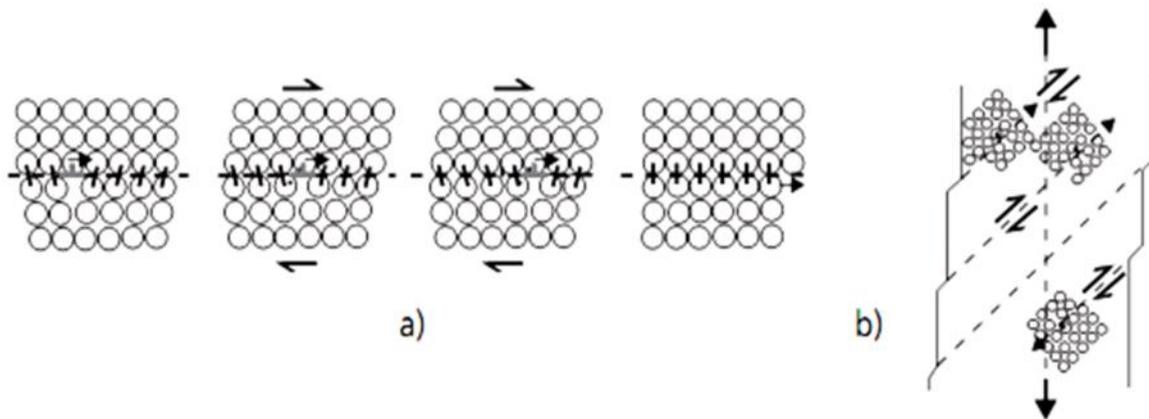


Figure I.10. (a) Mécanisme de glissement d'une dislocation coin dans un cristal cubique simple. Le plan de glissement contient la ligne de dislocation et son vecteur de Burgers.
 (b) Déplacement des dislocations par glissement dans les plans de glissement d'un monocristal en traction [6].

- Les dislocations vis : sont définies par le cisaillement d'un réseau parallèlement à la ligne de dislocation (le vecteur de Burgers est parallèle à la direction de dislocation), figure I.11. Ceci entraîne une déformation locale du réseau en forme d'hélice [7,6]. La topologie du champ de contrainte autour de la dislocation est donc celle d'une Hélice.

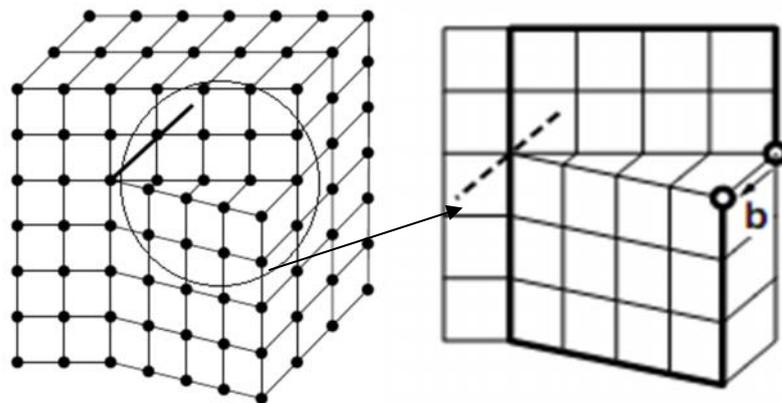


Figure I.11. Représentation schématique d'une dislocation vis [7].

Dans le cas général, les dislocations ont un caractère «mixte». Le vecteur de Burgers est quelconque par rapport à la ligne de dislocation (figure I.12).

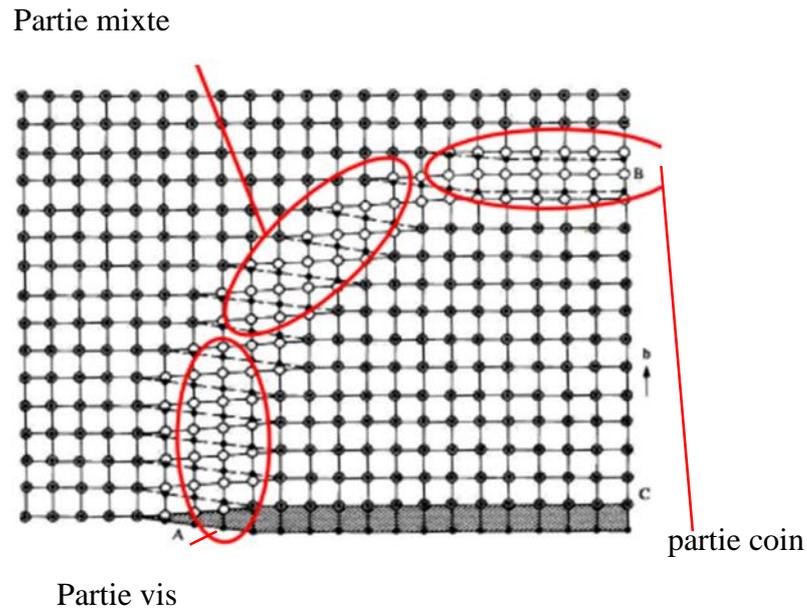


Figure I.12. Représentation schématique de la dislocation mixte [3].

La figure I.13 montre de manière schématique comment la présence de dislocations facilite la déformation plastique. Lors du passage d'une dislocation-coin à travers un cristal, il y a peu d'atomes impliqués et peu de liaisons à rompre simultanément. Ceci explique pourquoi les dislocations se déplacent sans difficulté en entraînant la déformation plastique du cristal [6].

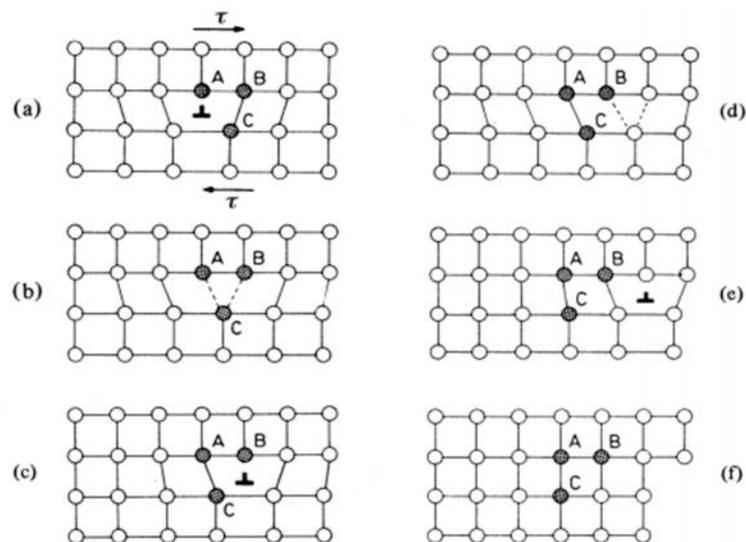


Figure I.13 Dislocations vis et coin (glissement et monté). [6]

I.4. Déformation plastique des métaux

On sait que la déformation plastique nécessite un réarrangement important de la matière. Mais cette situation semble paradoxale dans les métaux, où la structure interne doit être conservée malgré la déformation externe. La déformation plastique des matériaux englobe toutes les déformations à caractère permanent, et dans le cas des métaux elle est associée au mouvement des dislocations. Elle est caractérisée par une localisation de la déformation entre plans cristallins qui est révélée par la présence de traces de glissement à la surface des matériaux déformés [5].

Pour mieux comprendre la déformation, il suffit d'imaginer qu'elle procède par une série de glissements élémentaires le long de plans atomiques, à la manière des feuilles d'une rame de papier qui glissent les unes sur les autres [4,5].

Pour déplacer en cisaillement la partie supérieure de la quantité x par rapport à la partie inférieure d'un cristal cubique simple, il est nécessaire d'amener les atomes de la partie supérieure en contact avec ceux de la partie inférieure dans une position instable. Dans le déplacement envisagé, l'énergie E varie selon une loi analogue à celle de la figure I.14

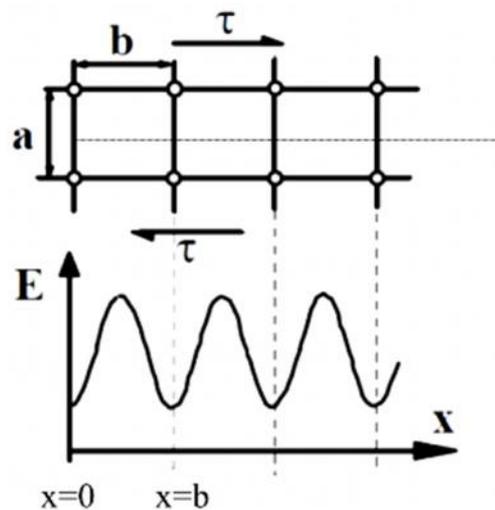


Figure I.14. Energie mise en jeu lors du déplacement de plan supérieur selon x
 $x=0$ et $x=b$ position d'équilibre.

Avec $E(x) = C - B \cos(2\pi/b)x$: énergie d'un atome au cours de déplacement.

b : période spatiale.

En terme mathématique, on exprime la cession nécessaire pour effectuer un déplacement x par la relation suivante :

$$\dagger(x) = A \sin\left(2f \frac{x}{b}\right) \quad (\text{I.13})$$

Si x est petit, on peut écrire:

$$\dagger(x) = A \frac{2f x}{b} \quad (\text{I.14})$$

Les métaux se déforment par glissement de dislocations suivant certains plans et selon certaines directions cristallographiques. Les plans de glissement actifs dans les métaux (tableau I.1), dont les structures cristallographiques les plus courantes sont CC, CFC et HC., sont les plans de plus forte densité atomique. Par ailleurs, dans chacun de ces plans, la direction de glissement est la direction cristallographique de plus grande densité atomique [7]. Comme première analyse, la déformation plastique des métaux apparaît donc comme résultant de glissements irréversibles de certains plans cristallographiques les uns par rapport aux autres (Figure I.15). Les lignes ou bandes de glissement caractérisent l'émergence de ces glissements à la surface de l'éprouvette [7].

Structure	Métaux	Plans de glissement	Direction de glissement
CFC	Al, Ag, Cu, Fe, Ni, Au	(111)	[110]
CC	Fe, Mo, Nb	(110), (112), (123)	[111]
HC	Ti, Zn, Mg, Cd, Be	(0001), (10T0), (10T1)	[1120]

Tableau I.1. Plans et directions de glissement pour quelques métaux usuels [6].

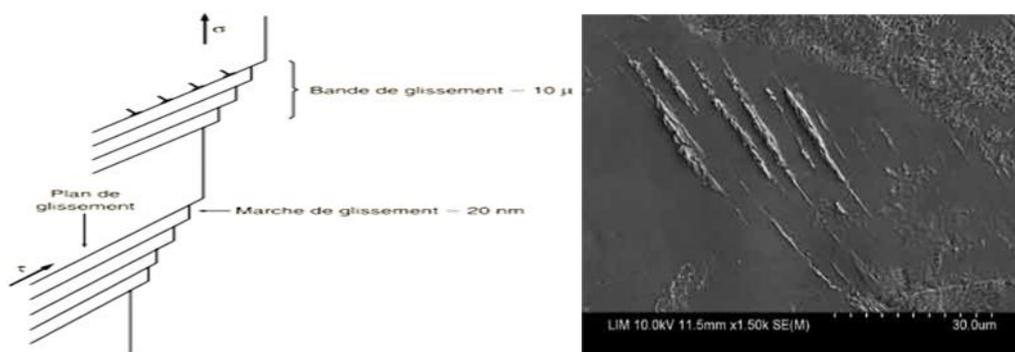


Figure I.15. Lignes et bandes de glissement sur une éprouvette déformée plastiquement [6]

On appelle système de glissement, la combinaison d'un plan de glissement et d'une direction de glissement située dans ce plan (Tableau I.2). Le nombre de systèmes de glissement possibles pour une structure cristalline donnée fournit une première indication sur

la ductilité de cette structure. Les déplacements des dislocations, sous l'effet des contraintes extérieures, sont à l'origine des glissements. Leur arrivée à la surface entraîne la formation d'une marche de glissement. Il suffit pour cela que la force appliquée à la dislocation soit supérieure à la contrainte de friction du réseau. Ainsi, la déformation plastique est régie par le glissement des dislocations généralement jusqu'à la surface du matériau [7].

Structure	Nombre de systèmes de glissement
CFC	12
HC	03
CC	12

Tableau I.2. Système de glissement.

I.5. Contrainte d'écoulement et interaction entre dislocations

La contrainte d'écoulement est la contrainte nécessaire pour entraîner une déformation plastique. Le mécanisme du durcissement qu'on va traiter dans ce travail est celui qui est lié aux dislocations et à l'interaction entre elles [9].

I.5.1. Les dislocations de la forêt

La déformation plastique résulte des déplacements des dislocations, et celles-ci explique aussi le phénomène d'écrouissage que manifestent les matériaux métalliques lors de leur déformation. En effet, pendant la déformation, les dislocations se multiplient, se déplacent, s'annihilent, se bloquent, ...etc. La non linéarité de ces phénomènes rend la description du mouvement des dislocations très complexe.

I.5.2. Source de Frank et Read

Les densités des dislocations initiales dans les métaux ne peuvent pas expliquer leur déformation plastique, pour cela il est nécessaire de les multiplier, par le mécanisme de Frank et Read par exemple.

Considérons une dislocation initialement bloquée à ses deux extrémités A et B qui sont distante de L . Appliquons à cette dislocation une contrainte de cisson \ddagger

La contrainte de cisaillement nécessaire à l'activation de la source est reliée à τ , le module de cisaillement, et b , le module du vecteur de Burgers, [11] par la relation :

$$\tau = \frac{\tau_0 b}{L} \tag{I.15}$$

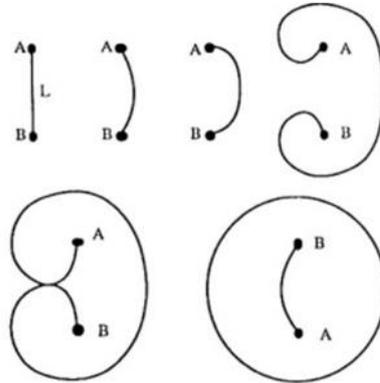


Figure I.16. Source de Franck et Read. La dislocation est soumise à une force par unité de longueur croissante τ [9].

I .5.3. Interaction entre dislocations

Afin de caractériser les interactions entre dislocations, nous devons utiliser un modèle de répartition de celles-ci dans le cristal. Taylor (1934) explique l'origine de la consolidation plastique à l'aide des interactions élastique des dislocations situées sur différents plans de glissement supposées réparties régulièrement (figure I.17). Avec ce modèle, et si l'on suppose que les systèmes de glissement ont la même quantité de

dislocations chacun, la distance entre dislocations, de densité ρ , est alors égale à [9]: $\frac{1}{\sqrt{\rho}}$.

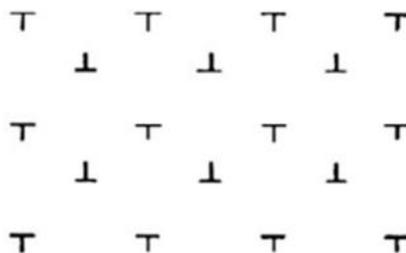


Figure I .17. Réseau de Taylor[9].

I.5.4. Facteur de Schmid

Considérons un monocristal de forme cylindrique de section droite S soumis à un effort de traction appliqué selon son axe (figure I.18).

On a alors : $\sigma = (F/S) \cos \lambda \cos \theta$.

avec λ l'angle entre l'axe de chargement et la direction de glissement et θ l'angle entre la normale au plan de glissement et la direction de traction. Cette relation correspond à la loi de Schmid. Le terme $(\cos \lambda \cos \theta)$ est le facteur de Schmid reliant σ et τ pour un système de glissement donné [9].

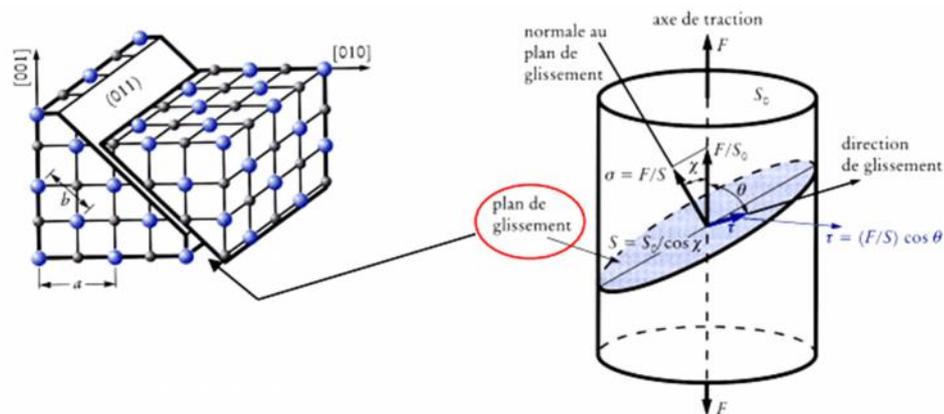


Figure I.18. Loi de Schmid [9].

I.5.5. Interactions entre dislocations parallèles au plan de glissement

La contrainte d'écoulement est gouvernée par l'interaction des dislocations (La formation de jonctions entre dislocations). Le champ de contraintes internes peut également s'opposer au glissement des dislocations. Expérimentalement, ces propriétés sont difficiles à mettre en évidence et on ne sait toujours pas bien définir le champ de contraintes internes moyen (c'est à dire macroscopique) associé à une microstructure donnée.

Dans le cas des dislocations vis, la contrainte résolue provenant des dislocations parallèles au plan de glissement est de l'ordre de [9] :

$$\dagger = \frac{\sim b}{2f L} = \frac{\sim b}{2f} \sqrt{\dots} \quad (\text{I.16})$$

b est la norme du vecteur de Burgers, μ est le module de cisaillement et L est la distance entre les points d'ancrage de la dislocation. Pour les dislocations coins [9], elle est de l'ordre de :

$$\dagger = \frac{\sim b}{8f(1-\epsilon)} \sqrt{\dots} \quad (\text{I.17})$$

ϵ est le coefficient de poisson

I.5.6. Interaction entre dislocations de la forêt

D'après le modèle de Taylor, on peut calculer la contrainte critique nécessaire à une dislocation pour franchir le réseau de dislocations sécantes à son plan de glissement.

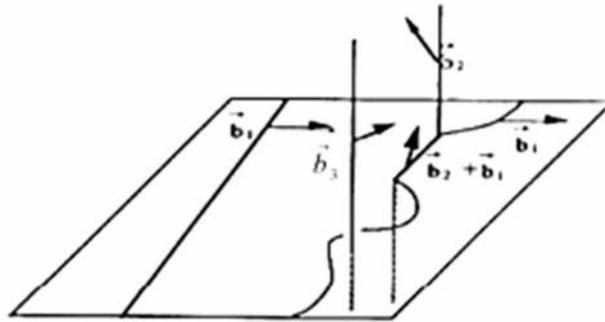


Figure I.19. Jonctions répulsives entre deux dislocations de vecteurs de Burgers \vec{b}_1 et \vec{b}_2 , de plans de glissement sécants. Et jonctions attractives entre la dislocation de vecteur de Burgers \vec{b}_1 et une dislocation de vecteur de Burgers \vec{b}_3 parallèle à la dislocation \vec{b}_2 [9].

Deux cas sont alors possibles :

Quand l'interaction est **attractive**, les dislocations peuvent se combiner (figure I.16) et former une source de Frank-Read. La distance entre les points d'ancrage de la dislocation est de $2l$ avec l la distance entre dislocations du réseau de Taylor.

Donc on peut écrire τ sous la forme :

$$\dagger = \frac{\sim b}{2l} = \frac{1}{2} \sim b \sqrt{\dots} \quad (\text{I.18})$$

Deux dislocations qui se repoussent peuvent être obligées de 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 direction égales à son propre vecteur de Burgers.

Chapitre II

Méthodes expérimentales et techniques de caractérisation

Dans ce chapitre nous présenterons les techniques expérimentales d'analyse des déformations en expliquant le mode opératoire propre à chacune d'elles. Nous nous intéresserons en particulier à la méthode de corrélation d'images numériques.

II.Méthodes d'analyses des déformations

Pour utiliser les matériaux métalliques d'une façon plus fiable, il est important de déterminer leurs conditions de déformation et de rupture. Pour cela plusieurs méthodes ont été développées. Dans ce qui suit, nous présenterons les méthodes d'analyse et techniques expérimentales développées pour caractériser le comportement mécanique des matériaux. Ces techniques sont classées en méthodes mécaniques, méthodes optiques directes et méthodes optiques indirectes.

II.1. L'extensomètre

Le but de l'extensomètre est de mesurer un déplacement, en général des allongements longitudinaux et transversaux d'une région de l'éprouvette, et de permettre l'enregistrement de cette mesure, ce qui revient, en général, à traduire une déformation en signal électrique ou optique [14].

II.1.1. Jauge de déformation

Les premiers types d'extensomètres avec contact sont des dispositifs traduisant leur propre déformation en variation de résistance. Le principe est de coller une jauge (fil conducteur très fin) sur l'éprouvette à déformer (figure II.1), de telle sorte que le fil résistant puisse subir la même déformation que le matériau. Le fil est distribué parallèlement à une direction donnée, le nombre de brins de la grille varie entre 10 et 20 pour un conducteur métallique. Ces méthodes permettent typiquement de mesurer des déformations de $\pm 1\mu\text{m/m}$.

La figure II.1-a représente le schéma de fonctionnement de ces dispositifs. La relation qui lie déformation de l'extensomètre et résistance est donnée par l'expression [14] :

$$\Delta L/L = 1/K * R/R$$

Où R est la résistance électrique et K le facteur de jauge, qui dépend très fortement du coefficient de Poisson ($K=C(1-2\nu)+1+2\nu$), où C dépend du matériau.

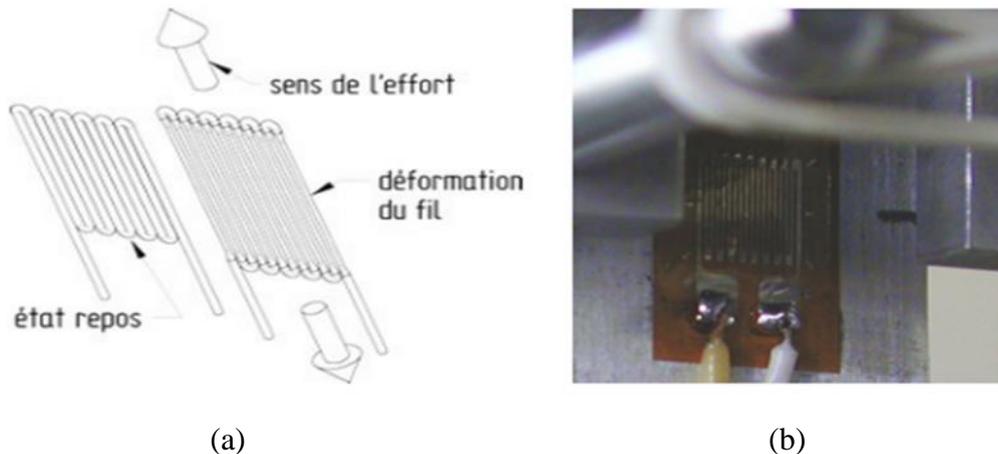


Figure II.1. (a) jauge collée sur l'éprouvette. (b) schéma du fonctionnement d'une jauge de déformation [17].

II.1.2. Extensomètre à pinces

Le deuxième type d'extensomètres avec contact sont les extensomètres à pinces (figure I.2). Il en existe deux types.

Les extensomètres à LVDT (Linear variable differential transformer) ont un corps constitué d'un noyau central relié à l'éprouvette par des pinces qui l'enserrent légèrement, et il coulisse librement, autour duquel s'enroulent trois bobines. Une de ces bobines (primaire) est alimentée en courant et lorsque le noyau coulisse, cela induit du courant dans les bobines secondaires dont les variations sont proportionnelles au déplacement du noyau. Le courant augmente dans l'une des bobines et diminue dans l'autre, ce qui permet de mesurer la position du noyau. Son déplacement autour de la position d'équilibre du pont génère deux tensions représentatives de l'amplitude du déplacement et de son sens. La valeur de ce déplacement est obtenue par comparaison des valeurs maximales de chaque signal. On mesure des déplacements, dans des conditions optimales, de l'ordre de $1 \mu\text{m}$. La résolution en déformation est d'environ 0,5 % [17].

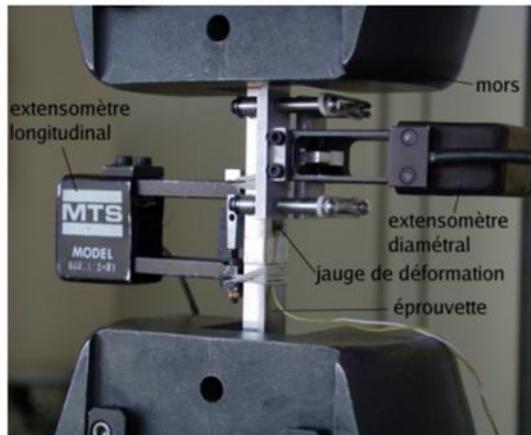


Figure II .2. Extensomètres diamétral et longitudinal sur une Eprouvettes de traction [14].

Le deuxième type d'extensomètre consiste en la mesure de la déflexion d'une barre située dans le corps de l'extensomètre par des jauges de déformation. Cette barre, fléchit sous le déplacement des couteaux suite à la déformation de l'échantillon.

II.2. Méthodes optiques indirectes

II.2.1. Méthode de Moiré

D'une manière générale, le moiré est une figure composée de lignes sombres et claires (figure II.3) résultant de la superposition de deux réseaux (ensemble de lignes globalement parallèles) Il s'agit en fait d'un phénomène d'interférences spatiales entre les deux réseaux. Ce phénomène peut être exploité pour analyser la déformation des matériaux métalliques, si on l'applique en extensométrie, il suffit de tracer un réseau sur la pièce à étudier, et de superposer le réseau de référence au réseau déformé par la déformation de la pièce, il apparait un moiré. La diffraction optique donne lieu à une distribution de franges claires et sombres, la comparaison des deux réseaux permet de mesurer le déplacement et donc de déterminer les déformations [17].

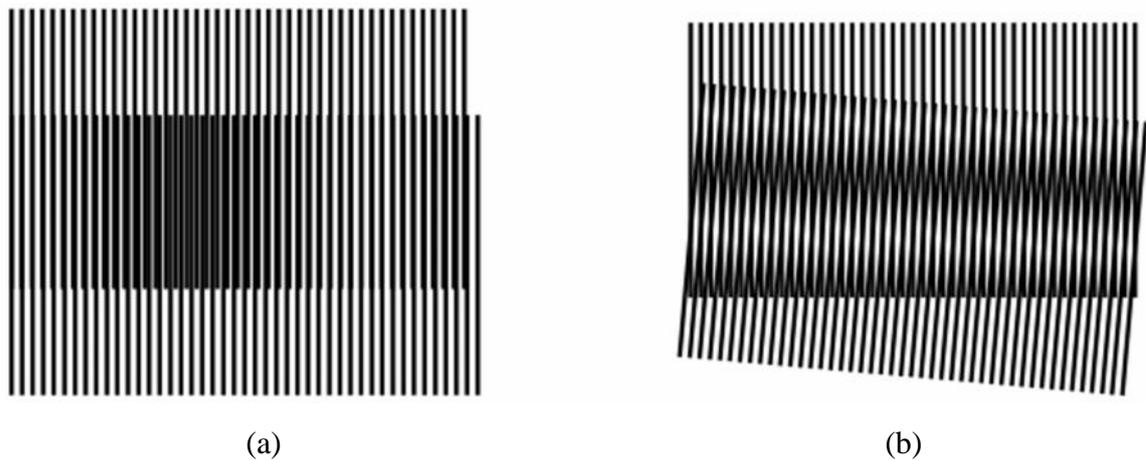


Figure II.3. Principe du phénomène de moiré.(a) Moiré de réseaux de pas voisins (b) Moiré de réseaux de même pas inclinés entre eux [17].

➤ **Cas de la traction uniaxial**

Prenons un échantillon de longueur l sur laquelle on trace un réseau de pas p dont les traits sont perpendiculaires à l'axe de traction. Sous tension, l'échantillon a une longueur $l \cdot (1 + \epsilon)$, où ϵ est la déformation. Le pas du réseau devient $p \cdot (1 + \epsilon)$, on a donc $p^* = p \cdot (1 + \epsilon)$. L'espacement entre deux zones sombre vaut donc [17] :

$$2d = p^* / \epsilon$$

Ceci permet de déterminer la déformation. Mais, la mesure de la distance entre deux sombres est imprécise, du fait de la largeur de chaque zone. On peut se contenter de compter le nombre N de traits sombres que l'on voit sur une longueur l .

Soit :

$$N = l^* / p$$

La précision est la déformation qui sépare deux apparitions de traits, soit

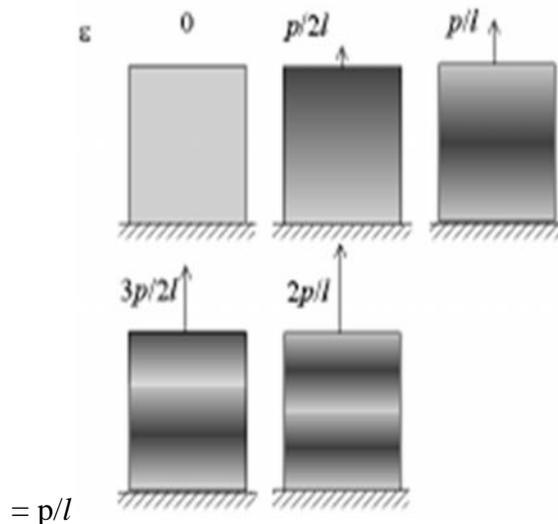


Figure I.4. Utilisation du moiré en extensométrie : cas de la traction simple.

Cette technique est d'une bonne précision qui est de $\pm 5 \cdot 10^{-6}\%$, mais sa mise en œuvre nécessite beaucoup de rigueur en ce qui concerne le dépôt de la grille, la superposition des réseaux...etc.[13,17]

II.2.2. Interférométrie holographique

Le principe général consiste à superposer des ondes lumineuses puis reconstituer une image à trois dimensions. Grâce à l'holographie, on est capable de faire interférer les ondes lumineuses provenant, à différents instants, d'un même objet se déplaçant et se déformant au cours du temps. L'holographie consiste à enregistrer par interférométrie, sur un support photosensible (plaque photographique), l'onde lumineuse diffusée par un objet éclairé, puis à restituer à cette onde lumineuse à partir de l'enregistrement (appelé hologramme). En général, la source d'éclairage utilisée est un laser qui possède les propriétés adaptées pour la création d'interférences lumineuses de bon contraste.

Le principe d'enregistrement d'un hologramme, illustré par le schéma de la figure (II.5), est le suivant.

- éclairage avec une source S, de l'objet qui diffuse la lumière qu'il reçoit.
- Un observateur placé derrière la plaque photographique perçoit l'objet éclairé.
- Pour enregistrer l'onde avec sa phase, il faut la faire interférer avec une onde lumineuse de référence R provenant également de la source S (même source) et cela par prélèvement d'une partie de l'onde d'éclairage avec un petit miroir MR
- Les ondes et R interfèrent dans tout l'espace où elles se superposent. La plaque photographique H enregistre une section de ce phénomène d'interférence. Ainsi, ces interférences issues avant et après déformation donnent lieu, après développement, à des franges d'interférence qui permettent d'accéder au déplacement correspondant.

L'avantage de cette méthode est bien la forte résolution, qui est de $0.05\mu\text{m}$. Son inconvénient est qu'elle est très délicate à mettre en œuvre (sensible aux vibrations pendant les poses). La mauvaise qualité des franges, ainsi que la complexité du montage optique. Ceci explique que malgré sa robustesse, son utilisation est limitée à la mesure de faibles déplacements.[14,13,12]

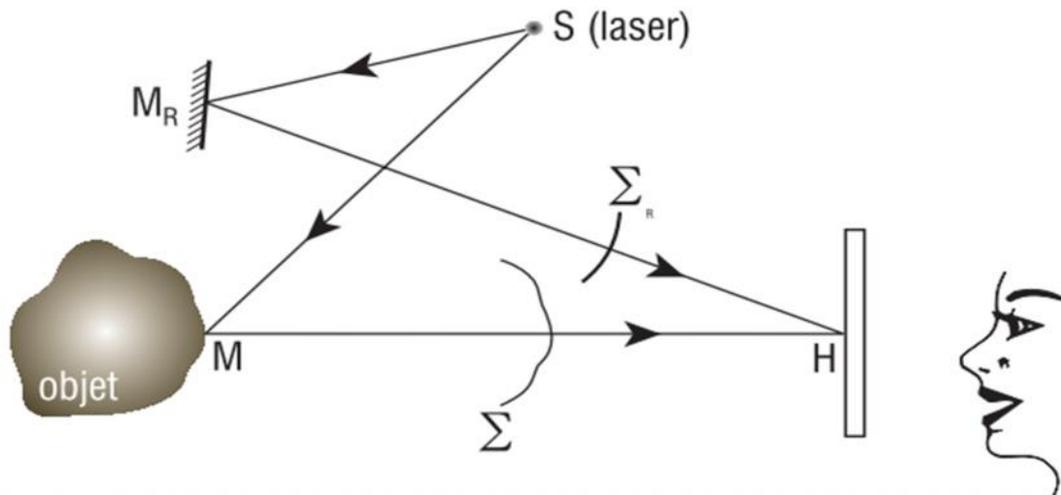


Figure II.5 Principe d'enregistrement d'un hologramme [14].

II.2.3. Interférométrie speckle (granularité laser)

Cette technique a été inventée dans les années 1970 pour compléter les insuffisances de l'holographie dans le domaine de l'interférométrie en ce qui concerne le milieu d'enregistrement. Contrairement à l'interférométrie holographique classique, l'interférométrie de speckle (Figure II.6) permet l'utilisation de caméras CCD (Coupled Charged Device) pour calculer et visualiser le champ des déplacements d'un objet diffusant. Elle est très utilisée dans l'industrie, et cela malgré des performances qui sont incomparables avec celles de l'interférométrie holographique comme la possibilité d'avoir une image 3D de cet objet. Les caméras CCD ont une résolution faible ($6 \mu\text{m}$ au mieux aujourd'hui) comparée à celle des plaques photographiques argentiques (une fraction de μm). [13,14]

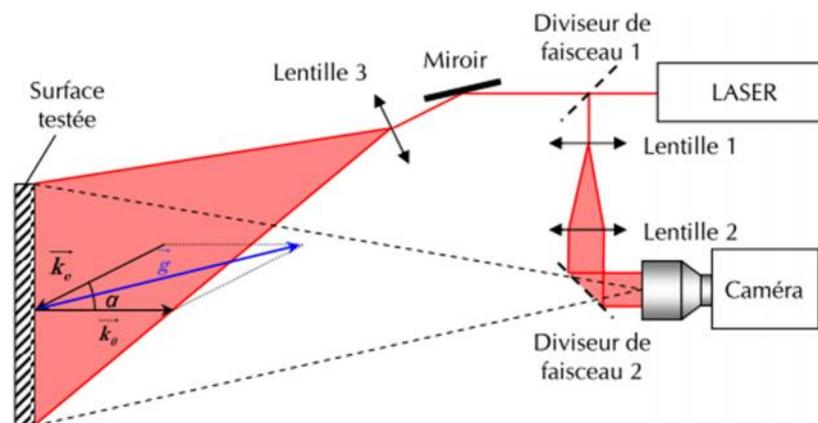


Figure II.6. Représentation schématique d'interférométrie speckle[17]

La figure II.6 montre le principe de l'interférométrie holographique. La lumière cohérente réfléchi par une surface dépolie (surface micro-rugueuse) donne lieu à un champ de granularité, il en résulte une figure de grains lumineux. Ces petites surfaces d'intensité et de phase constante sont créées par l'interférence des ondes provenant des points de surface illuminée. Les franges d'interférence créées, par la superposition de champs de granularité devront pouvoir être lues par la caméra électronique pour remonter au champ de déplacement (Figure II.7).



Figure II.7. Photographie de speckle (granularité laser) [19].

Le principal avantage de la méthode speckle est qu'elle permet l'accès aux trois composantes du déplacement d'une surface. De plus, la préparation de la surface est très simple. En revanche, de sa nature interférométrique, elle est très sensible aux vibrations extérieures [13,14,19].

II.2.4. Schearographie

Elle consiste à mesurer directement les variations de déplacements sur une figure d'interférences. Il faut que l'objet soit éclairé par une lumière cohérente et la lumière réfléchissante orienté vers un dispositif optique crée une paire d'image décalées. On déduit la distribution de phase correspondante à partir d'un interférogramme speckle créé par la paire d'images décalées qui a interféré. En effectuant la différence entre les distributions de phase, avant et après déformation, on obtient une figure de frange digitale. Le champ de déplacement est déduit à partir de la figure de changement de phase relatif. Cette méthode permet la mesure des déplacements d'ordre nanométrique mais sa mise en œuvre est difficile pour une qualité des franges d'interférences de bonne précision [13].

II.3. Méthodes optique directes

Ces techniques consistent à mesurer les déplacements des points ou les variations des caractéristiques de formes géométriques tracées sur le matériau en utilisant un moyen optique.

II.3.1. Mesure des variations des caractéristiques géométrique d'un réseau

Le principe est de tracer sur le matériau à déformer un réseau de motifs géométriques (cercles ou carrés). Si on prend par exemple un réseau de cercles, après déformation il se transforme en réseau d'ellipses. Les nouvelles caractéristiques géométriques du réseau obtenu après déformation sont mesurées à l'aide d'utilisation d'une binoculaire et d'une table micrométrique à mouvements croisés. Les déformations détectées sont de 1 à 100% avec une précision de $\pm 0.5\%$.

De nouvelles méthodes ont été développées pour le calcul de déformation sur des surfaces à 3D mais leur mise en œuvre reste difficile [14 ,17].

II.3.2. Méthode de corrélation d'images

La corrélation d'images est une technique expérimentale utilisée en science des matériaux pour déterminer des déplacements et calculer des déformations. Contrairement aux moyens de mesures traditionnels (extensomètres et jauges de déformation), qui donnent des valeurs moyennées en un point, la corrélation d'images permet d'accéder à des champs de valeurs.

Le développement spectaculaire des appareils photos et des caméras CCD permet d'accéder à une grande quantité d'informations. En effet, chaque pixel du capteur apporte une information codée sur un nombre de bits définis par la sensibilité du capteur (typiquement 8, 12 et 16 bits). Cette information correspond au flux lumineux reçu sur ce pixel. Par exemple, l'information sur un pixel d'un capteur 8 bits prendra une valeur comprise entre 0 (pas de flux) et 256 (flux maximum). Chaque image brute est stockée sous la forme d'une matrice 2D dont chaque case a une valeur que l'on appelle niveau de gris.

La corrélation d'images est une technique qui compare deux images pour estimer les déplacements des points d'une image déformée par rapport à une image de référence. Les algorithmes de corrélation utilisent les images sous forme de matrices de niveaux de gris comme données d'entrée. La figure II.8 montre le principe optique de formation d'image.

On la comparant avec la méthode de speckle, qui permet d'atteindre une précision de l'ordre de 10^{-7} en déplacement, la méthode de corrélation d'image peut atteindre seulement 10^{-4} en déformation, mais de celle speckle sur une surface limitée [14,16,17].

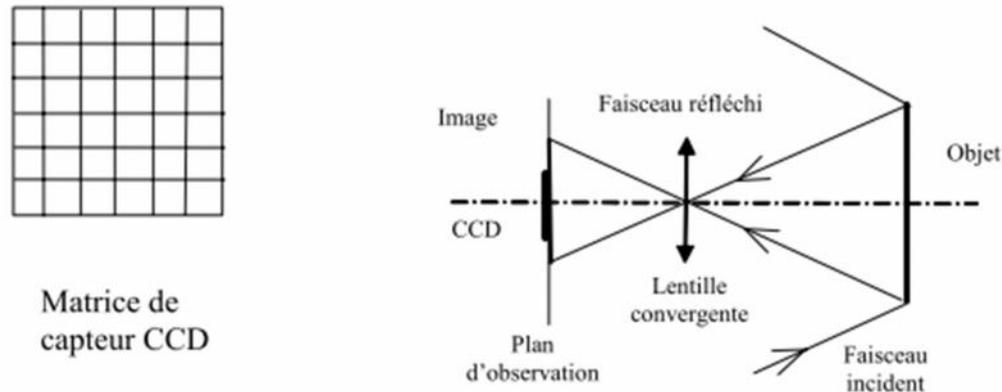


Figure II.8. Schéma d'une matrice de capteur CCD et du principe optique de formation d'image [16].

II.4. Analyse des déformations à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques

La mesure des champs de déformations permet de faire apparaître des phénomènes inaccessibles aux seules mesures de déformation, telles, le moiré, la méthode speckle, ...etc. Chacune d'elle possède des avantages et des inconvénients avec une précision plus ou moins grande. Parmi les différentes techniques utilisées, la corrélation d'image est un moyen séduisant pour explorer l'évolution de la déformation plastique à l'échelle locale. Elle est d'usage simple, répandu, rapide et précise, dotée d'une grande résolution spatiale et d'une dynamique de niveau de gris. Le développement des camera CCD (Coupled Charged Device), simples pour choisir le grandissement, permet la mise en œuvre facile de cette technique non intrusive [21].

II.4.1. Présentation de la méthode de corrélation d'images

La méthode de corrélation d'images consiste à comparer deux images (l'une avant déformation et l'autre après déformation) dont la surface doit présenter une distribution aléatoire de motif à niveaux de gris repérable.

Il est donc possible, à l'aide d'une caméra CCD, d'enregistrer la position des points à un instant t et, grâce à un logiciel de corrélation d'images, de remonter à une mesure du champ

de déplacement en un grand nombre de points de la surface. On peut ensuite en déduire le champ de déformation sur la surface de l'échantillon. Cette technique peut être utilisée à l'échelle macroscopique, dans le cas de procédés d'emboutissage par exemple (Figure II.9), ou à l'échelle microscopique pour des mesures très locales de la déformation (Figure II.10) [14]. Dans la suite de ce chapitre, le formalisme mathématique est dû aux travaux de P.Vacher et al [21].

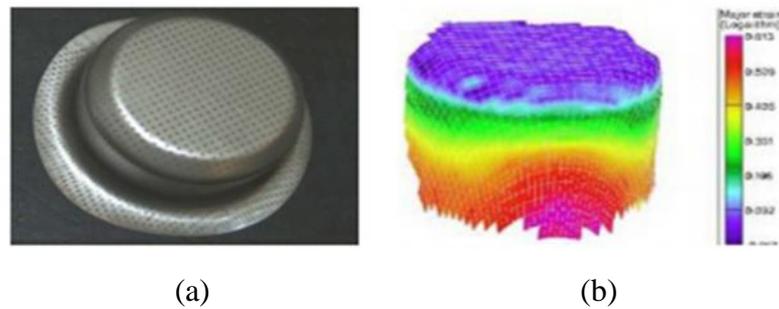


Figure II.9. (a) Échantillon embouti couvert de la grille de points permettant la mesure par corrélation d'image. (b) Champ de déformation reconstruit par corrélation d'images [14].

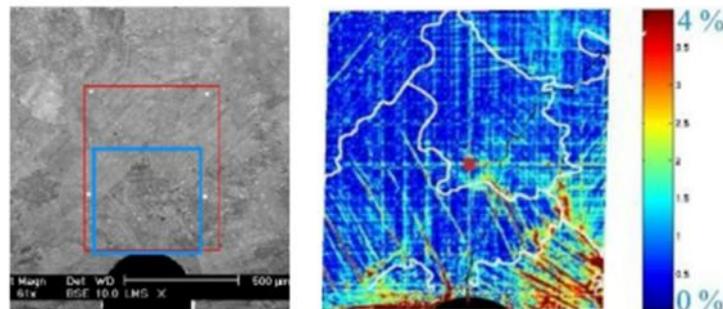


Figure II.10. Image de gauche : cliché de microscopie Électronique à balayage lors d'essais in-situ et image de droite : champ de déformation déduit par corrélation d'images, révélant la localisation de la déformation [16]

II.4.1.1. Quelques rappels de la mécanique des milieux continus

Considérons un corps matériel évoluant dans le temps sous l'effet des forces qui lui sont appliquées. Soit \mathcal{C}_0 la configuration de ce corps au temps $t = 0$, choisie comme configuration de référence. Soit M un point matériel de \mathcal{C}_0 occupant la position \vec{X} dans un référentiel R . La position de ce point au temps t sera alors décrite par l'équation II.1 [20] :

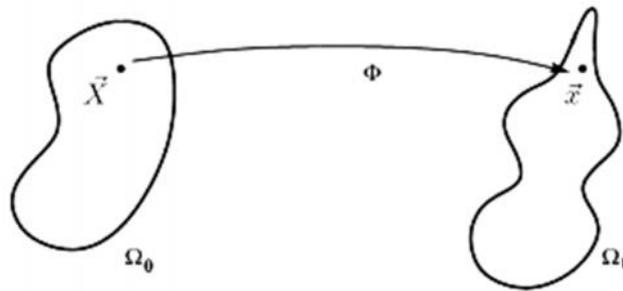


Figure II.11. transformation d'un corps matériel à l'instant t [20].

$$\bar{x}(t) = w(\bar{X}, t) \quad (\text{II.1})$$

Ce type de description est appelé description Lagrangienne du mouvement.

On peut également suivre la trajectoire du point M en observant son déplacement \vec{u} , défini par :

$$\bar{x}(t) = \bar{X} + \vec{u}(\bar{X}, t) \quad (\text{II.2})$$

Pour étudier localement la transformation w au voisinage du point M, on définit le gradient de la transformation, noté F_{ij} , par :

$$dx_i = F_{ij} dX_j \quad \text{avec} \quad F_{ij} = \frac{\partial x_i}{\partial X_j} \quad (\text{II.3})$$

F_{ij} peut également être exprimé à partir du gradient du déplacement $\vec{u}(\bar{X}, t)$:

$$F_{ij} = u_{ij} + \frac{\partial u_i}{\partial X_j} \quad (\text{II.4})$$

On peut montrer que ce tenseur gradient de transformation est inversible et correspond au produit contracté d'un tenseur rotation R_{ij} et d'un tenseur des déformations pures U_{ij} :

$$F_{ij} = R_{ik} U_{kj} \quad (\text{II.5})$$

F_{ij} peut également être décomposé en une part due à la transformation élastique du corps matériel et en une part due à sa transformation plastique. Cette décomposition s'exprime mathématiquement à l'aide du produit contracté :

$$F_{ij} = F_{ik}^e \cdot F_{kj}^p \quad (\text{II.6})$$

On peut quantifier la déformation à partir du tenseur de Green-Lagrange :

$$E_{ij} = \frac{1}{2} (F_{ki} \cdot F_{kj} - u_{ij}) = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial X_j} + \frac{\partial u_j}{\partial X_i} + \frac{\partial u_k}{\partial X_i} \cdot \frac{\partial u_k}{\partial X_j} \right) \quad (\text{II.7})$$

Ce calcul se simplifie considérablement lorsqu'on l'hypothèse de transformations infinitésimales. L'expression du tenseur de déformation devient linéaire défini par la relation suivante :

$$v_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial X_j} + \frac{\partial u_j}{\partial X_i} \right) \quad (\text{II.8})$$

Mise en œuvre pratique de la méthode

La surface à niveaux de gris aléatoires est obtenue par pulvérisation de peintures blanche (fond) puis noire (mouchetis).

La projection de la peinture sur la surface de l'échantillon doit être appliquée juste avant l'essai (<1h) et de façon à avoir une surface mouchetée comme le montre la (figure II.12.)

Les tailles des mouchetures doivent être <20 pixels

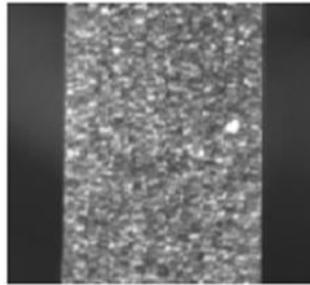


Figure II.12. Surface présentant des niveaux de gris aléatoires créés par pulvérisation de Peintures blanche (fond) puis noire (mouchetis). [14]

II.4.2. Outils de calculs

II.4.2.1. Éléments de grille et motif de corrélation

L'image qui sera déformé doit être divisé en grille d'éléments carrés de cotés L_p , comme le montre sur la figure II.13

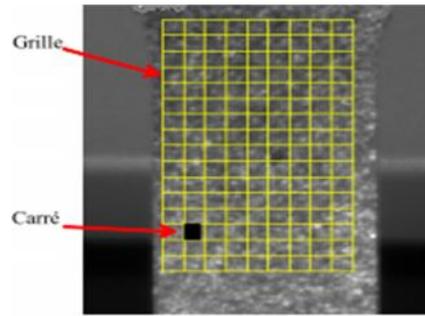


Figure II.13. Grille virtuelle appliquée sur l'échantillon [14].

Autour de chacun des quatre points de l'élément de grille une zone d'analyse de dimensions variables est définie, qu'on appelle, motif de corrélation. Donc Le champs de déplacements pour chaque élément de la grille peut être calculé.

II.4.2.2. Niveaux de gris

Le niveau de gris de l'image initial est représenté par une fonction discrète $f(x,y)$ qui devient $f^*(x^*,y^*)$ pour l'image déformée [21]:

$$f^*(x^*,y^*)=f[x+u(x,y), y+v(x,y)] \quad (\text{II.9})$$

Où $u(x,y)$ et $v(x,y)$ sont les champs de déplacement d'un élément de grille donné.

Un point de l'image initial se déplace après déformation en position subpixel. Les niveaux de gris dans l'image sont obtenus par interpolation bilinéaire. Quatre points sont nécessaires pour une interpolation bilinéaire afin d'obtenir la fonction suivante :

$$f^*(x^*,y^*)=\alpha.x^* + \beta.y^* + \gamma.x^*y^* + \lambda \quad (\text{II.10})$$

$$\text{Avec } \begin{cases} x^* = x + u(x, y) \\ y^* = y + v(x, y) \end{cases}$$

où

$$\begin{cases} \alpha = f^*(1,0) - f^*(0,0) \\ \beta = f^*(0,1) - f^*(0,0) \\ \gamma = f^*(1,1) + f^*(0,0) - f^*(0,1) - f^*(1,0) \end{cases}$$

$$\lambda = f^*(0,0)$$

II.4.2.3 Coefficient de corrélation

Le coefficient de corrélation est défini par [21] :

$$Cor = 1 - \frac{\int_{\Delta s} f(x,y) f^*(x^*, y^*) dx dy}{\sqrt{\int_{\Delta s} f(x,y)^2 dx dy \int_{\Delta s} f^*(x^*, y^*)^2 dx dy}} \quad (\text{II.11})$$

où Δs est le domaine de motif de corrélation concerné dans l'image initiale.

Si $f(x,y) = f^*(x^*, y^*)$, donc $Cor=0$, alors la corrélation est parfaite.

Les paramètres de corrélation choisis ici sont indépendants des modifications globales de niveaux de gris entre deux images. Le coefficient de corrélation est utilisé comme indicateur de degré de similarité entre deux motifs, le premier est centré sur un pixel de l'image initiale carré, le deuxième est dans une position subpixel dans l'image déformée et est quadrilatéral.

II.4.2.4 Champs de déplacements

Le calcul des déplacements des quatre sommets du carré de la grille permet d'obtenir le champ de déplacement associé à ce carré en utilisant les relations suivantes des champs de déformation.

$$\begin{cases} U_x(x,y) = a_u x + b_u y + c_u xy + d_u \\ U_y(x,y) = a_v x + b_v y + c_v xy + d_v \end{cases} \quad (\text{II.12})$$

Avec

$$\begin{cases} du_a = u_x(x_a, y_a) \\ du_b = u_x(x_a + L_p, y_a) \\ du_c = u_x(x_a + L_p, y_a + L_p) \\ du_d = u_x(x_a, y_a + L_p) \end{cases} \quad (\text{II.13})$$

le champ de déplacement a la forme suivante :

$$\begin{aligned}
 u_x(x,y) &= (du_B - du_A) \frac{x - x_A}{L_p} + (du_D - du_A) \\
 &\quad * \frac{y - y_A}{L_p} + c \left(du_c - du_B + du_A - du_D \right) * \frac{(x - x_A)(y - y_A)}{L_p^2} + du_A \\
 v_y(x,y) &= (dv_B - dv_A) \frac{x - x_A}{L_p} + (dv_D - dv_A) \\
 &\quad * \frac{y - y_A}{L_p} + c \left(dv_c - dv_B + dv_A - dv_D \right) * \frac{(x - x_A)(y - y_A)}{L_p^2} + dv_A
 \end{aligned} \tag{II.14}$$

II.4.3. Champ de déformation

Le tenseur de Green-Lagrange E est donné en fonction du gradient de la déformation F par l'expression :

$$E = 1/2 \{ F^T \otimes F - I \} \tag{II.15}$$

$$E_{ij} = 1/2 \{ u_{i,j} + u_{j,i} \} + 1/2 u_{i,k} u_{j,k} \tag{II.16}$$

avec

$$i, j, k \in (x, y) \text{ et } u_{i,j} = \frac{\partial u_i}{\partial x_j}$$

Les valeurs du tenseur de Green-Lagrange exprimées dans la base principale sont :

$$\begin{aligned}
 E_x &= \frac{E_{xx} + E_{yy}}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(E_{xx} - E_{yy})^2 + 4E_{xy}^2} \\
 E_y &= \frac{E_{xx} + E_{yy}}{2} - \frac{1}{2} \sqrt{(E_{xx} - E_{yy})^2 + 4E_{xy}^2}
 \end{aligned} \tag{II.17}$$

Supposant OX et OY les axes principaux de déformation. L'angle que fait la direction OX avec l'axe des abscisses est donné par :

$$\alpha = \text{Arctg} \left(\frac{2E_{xy}}{E_{xx} - E_{yy}} \right) \tag{II.18}$$

Les déformations logarithmiques sont exprimées en fonction de E_x et E_y dans le référentiel OXY comme suit :

$$\begin{aligned} E_{LX} &= 1/2 \ln(2E_x + 1) \\ E_{LY} &= 1/2 \ln(E_y + 1) \end{aligned} \quad (\text{II.19})$$

II. 4.4. Méthode utilisée pour déterminer les champs de déplacement

Le principe de calcul est développé dans ce qui suit pour un niveau de grille

Première étape

P un point de l'image initiale et P^* un point de l'image déformée. Dans le cas des faibles déformations, la première étape consiste de localiser un point avant déformation qui peut être localisé à nouveau approximativement dans l'image déformée. Dans ce cas, le champ de déplacement approximatif est :

$$\begin{aligned} u_{x0} = u_{A0}(x, y) = u_{B0}(x, y) = u_{C0}(x, y) = u_{D0}(x, y) = du_0 \\ v_{x0} = v_{A0}(x, y) = v_{B0}(x, y) = v_{C0}(x, y) = v_{D0}(x, y) = dv_0 \end{aligned} \quad (\text{II.20})$$

Aux déformations élevées ($E_{ij} > 0.5$), ou grande rotation ($> 20^\circ$), tous les paramètres initiaux doivent être définis. Ceci consiste à localiser quatre points dans l'image initiale et de repérer leurs correspondants dans l'image déformée. A la fin de cette première étape, un champ de déplacement approximatif est défini.

Processus itératif

A la première itération, figure II.14, le champ de déplacement obtenu est appliqué au motif autour de chaque point de l'élément de grille (A, B, C, D).

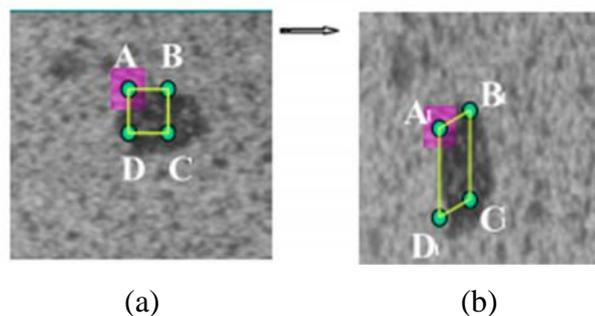


Figure II.14. Processus itératif pour obtenir un champ de déplacement

(a) L'image initiale, (b) l'image déformée [16].

L'analyse autour du point A est comme suit :

- le motif sélectionné autour u point A (image non déformé) est localisé à A_1 dans l'image déformée
- le motif est déplacé dans le plan de l'image finale et le paramètre Cor est calculé systématiquement.
- la position optimale (x,y) du motif déformé est celle qui minimise le paramètre de corrélation.

Cette approche est appliquée aux trois autres points (B, C, D), ainsi les nouvelles coordonnées des point A_1, B_1, C_1 et D_1 permettent le calcul du nouveau champ de déplacement qui est proche du champ réel.

$$\begin{aligned}
 u_{xI}(x,y) &= (du_{B1} - du_{A1}) \frac{x - x_A}{L_p} + (du_{D1} - du_{A1}) \\
 &\quad * \frac{y - y_A}{L_p} + \left(du_{C1} - du_{B1} + du_{A1} - du_{D1} \right) * \frac{(x - x_A)(y - y_A)}{L_p^2} + du_{A1} \\
 v_{yI}(x,y) &= (dv_{b1} - dv_{a1}) \frac{x - x_A}{L_p} + (dv_{D1} - dv_{A1}) \\
 &\quad * \frac{y - y_A}{L_p} + \left(dv_{C1} - dv_{B1} + dv_{A1} - dv_{D1} \right) * \frac{(x - x_A)(y - y_A)}{L_p^2} + dv_{A1}
 \end{aligned} \tag{II.21}$$

Pour la prochaine itération, les calculs précédents sont appliqués en utilisant les champs de déplacement (u_1, v_1) .

$$\begin{aligned}
 u_{xi}(x,y) &= (du_{Bi} - du_{Ai}) \frac{x - x_A}{L_p} + (du_{Di} - du_{Ai}) * \\
 &\quad \frac{y - y_A}{L_p} + (dv_{Ci} - dv_{Bi} + dv_{Ai} - dv_{Di}) * \frac{(x - x_A)(y - y_A)}{L_p^2} + dv_{Ai}
 \end{aligned}$$

$$v_{yi}(x,y) = (dv_{Bi} - dv_{Ai}) \frac{x - x_A}{L_p} + (dv_{Di} - dv_{Ai})$$

$$* \frac{y - y_A}{L_p} + (dv_{c_i} - dv_{B_i} + dv_{A_i} - dv_{D_i}) * \frac{(x - x_A)(y - y_A)}{L_p^2} + dv_{A_i} \quad (\text{II.21})$$

Cette méthode est poursuivie jusqu'à ce qu'un champ de déplacement est stable d'une étape à l'autre obtenue :

$$dv_{r^n} = dv_{r^{(n-1)}} + u_v$$

$$dv_{r^n} = dv_{r^{(n-1)}} + u_v$$

avec $\alpha = A, B, C, D$.

Le calcul de condition d'arrêt δ_u et $\delta_v < \delta_{\text{déplacement}}$ est généralisé à chaque élément de grille dans la zone étudiée.

Dans certains cas, l'élément de grille obtenu est incorrect. Un simple moyen pour détecter cela, qui, consiste à observer le gap entre deux éléments de grille voisins et dans la définition de la distance au-delà de laquelle l'un d'eux est considéré aberrant

L'élément de grille aberrant sera celui qui a le plus mauvais paramètre de corrélation, il sera calculé de nouveau ou considéré définitivement perdu.

Un gap entre les points de deux éléments de la grille peut exister quand le champ de déplacement bilinéaire est insuffisant pour décrire le champ de déplacement réel [15,12].

Le calcul de coefficient de corrélation prend beaucoup de temps, pour cela un essai est établi pour minimiser le temps de calcul. Il consiste en l'utilisation des méthodes d'optimisation pour détecter le minimum de valeur sur la surface OXYZ.

Pour un point de l'image initial dans un champ de déplacement, il ya un point de l'image et son motif déformé, en déplaçant ce motif dans l'image initiale, le coefficient de corrélation est établi ainsi que la surface discrète [21].

Chapitre III

Analyse d'un essai de traction à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques

L'essai de traction est le plus souvent utilisé pour la caractérisation mécanique des matériaux. Il permet de déterminer de nombreuses grandeurs. Il consiste à soumettre une éprouvette à une charge jusqu'à sa rupture. On peut mesurer son allongement ΔL en fonction de la charge F qui lui est appliquée.

III.1. Procédure expérimentale

Un essai de traction uniaxial nous a permis d'appliquer la technique de corrélation d'images numériques pour analyser les déformations et de tirer les premières conclusions sur l'intérêt de l'utilisation de cette méthode en science des matériaux. Pour cela, nous allons analyser un essai de traction fait sur un alliage Al-2.5Mg, de composition chimique donnée dans le tableau ci-dessous.

Alliage	Eléments d'addition (% en poids)							
	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Cr
Al-2.5%Mg	2.606	0.028	0.125	0.199	0.070	0.010	0.008	0.210

Tableau III.1 Composition chimique de l'alliage AL-2.5%Mg.

L'éprouvette de traction est de dimensions $6 \times 1.5 \times 42 \text{ mm}^3$. L'essai a été réalisé à température ambiante avec une vitesse de déformation imposée $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (vitesse de la traverse = 126 mm/mn). La machine de traction utilisée, de type Instron, est commandée par le logiciel Merlin qui permet de fixer les paramètres de l'essai et d'enregistrer l'allongement de l'éprouvette en fonction du temps.

L'éprouvette de traction est attachée à sa partie supérieure à la traverse mobile et à sa partie inférieure à la base fixe de la machine.

Pour utiliser la corrélation d'images numériques, une projection de peinture sur la surface de l'éprouvette de traction nous a permis d'obtenir le motif aléatoire à niveau de gris (Figure III.1). Le mouchetis (noir ensuite blanc) est bien échantillonné spatialement pour avoir des taches de très faibles dimensions (entre 3 et 10 pixels). Le mouchetis est réalisé juste avant l'essai de déformation pour conserver l'élasticité de la peinture [21].

Ainsi, les images de la surface de l'éprouvette ont été enregistrées à l'aide d'une caméra numérique (HAMAMATSU) de fréquence égale à 9 images/seconde. Le logiciel de corrélation d'images numériques (7D) nous a permis d'accéder aux mesures cinématiques et de déterminer les champs de déplacements associés à chaque état de déformation de l'éprouvette.

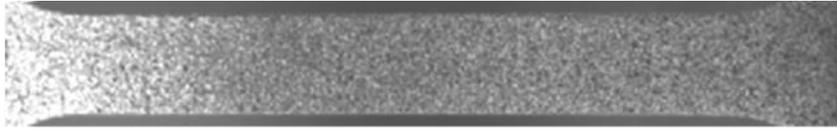


Figure III. 1: Image de la surface de l'éprouvette de traction avant déformation, montrant le motif aléatoire à niveau de gris.

III.2.Courbe de traction

La figure III.2 montre la courbe "contrainte-déformation" de traction de l'alliage Al-2.5%Mg déformé à température ambiante avec une vitesse de déformation imposée de $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. On distingue bien les domaines de déformation élastique, plastique et de striction.

Cette courbe nous permet de déterminer les grandeurs caractéristiques de la courbe. A savoir, le module de Young, la limite élastique, la résistance à la traction, ...etc. L'analyse macroscopique de la courbe à partir de son allure (courbe presque lisse juste après la limite élastique) montre que le matériau se déforme de façon plus au moins homogène pour des déformations ϵ inférieures à 0.08.

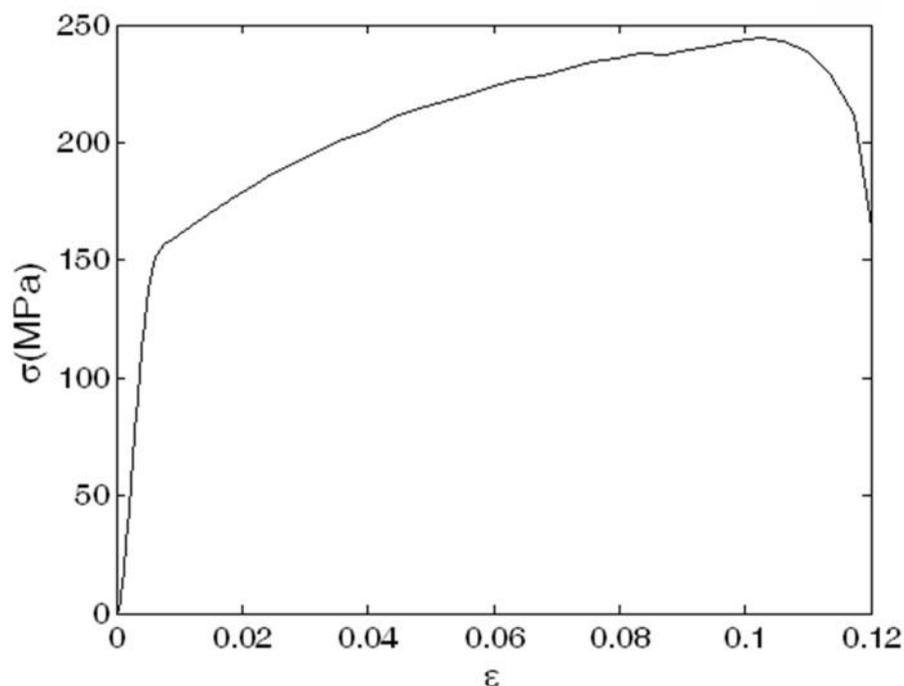


Figure III.2. Courbe "contrainte-déformation" de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante.
Vitesse de déformation imposée $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

III.3. Champs de déformation

La figure III.3 montre la courbe "contrainte-temps" de l'alliage Al-2.5%Mg déformé à température ambiante avec une vitesse de déformation imposée de $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. La corrélation entre les images de la surface de l'éprouvette enregistrées au cours de la déformation et l'image initiale, enregistrée avant déformation, nous a permis de déterminer les champs de déplacements associés aux différents états de déformation. L'analyse des résultats obtenus permis ainsi de suivre l'évolution de la déformation locale en tout point de la surface de l'échantillon pendant la déformation.

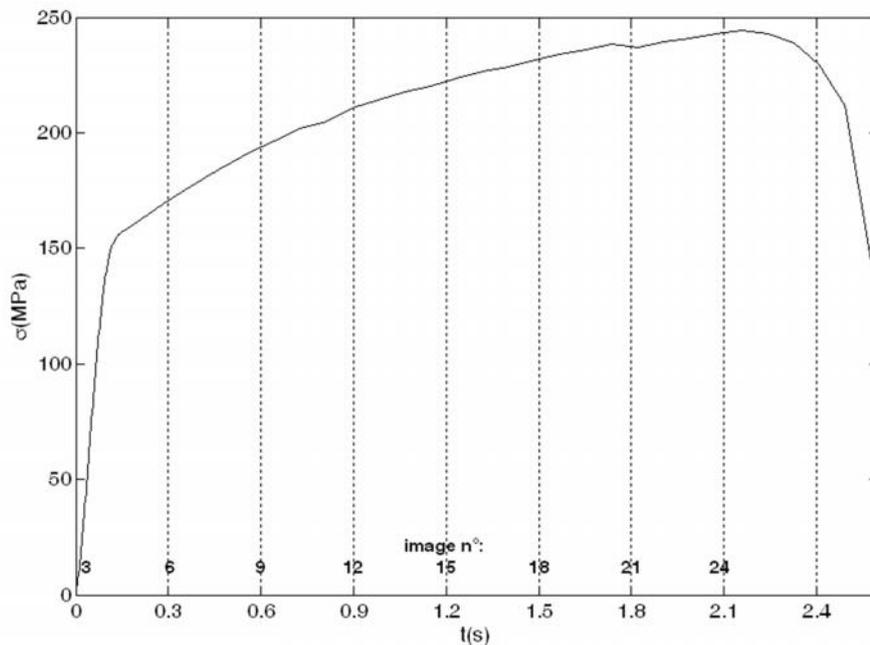


Figure III. 3 : Courbe "contrainte-temps" de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante.
Vitesse de déformation imposée $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

La figure III.4 montre le champ de déplacement longitudinal (selon l'axe de traction) de la surface de l'éprouvette à l'instant $t=0.9\text{s}$ (indiqué par l'image n°12 sur la figure 3). On voit bien que c'est la partie supérieure de l'éprouvette qui a effectué le plus grand déplacement, elle correspond au déplacement du mors supérieur de la machine de traction.

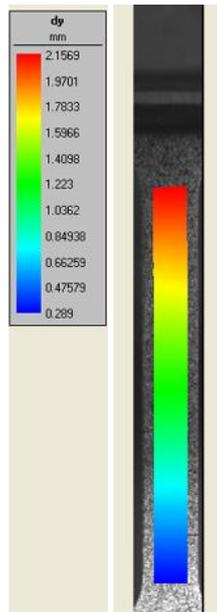
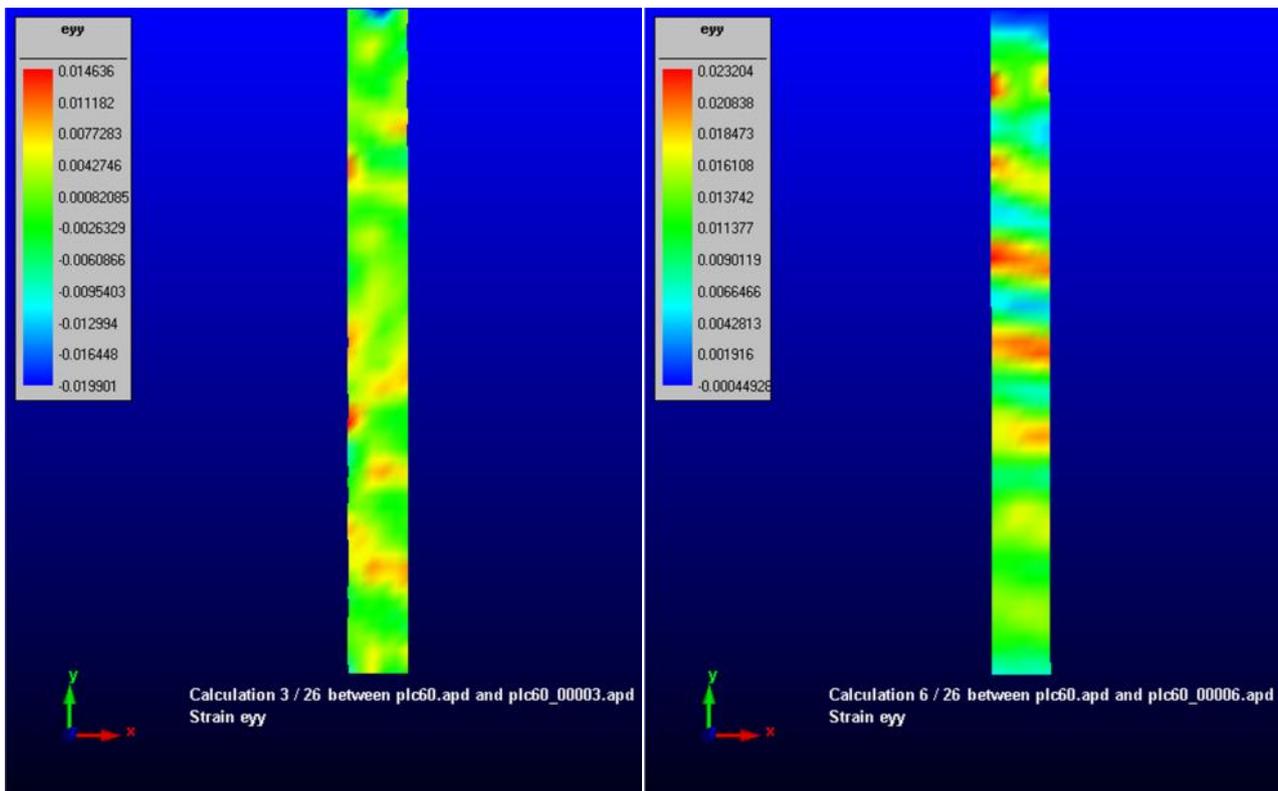
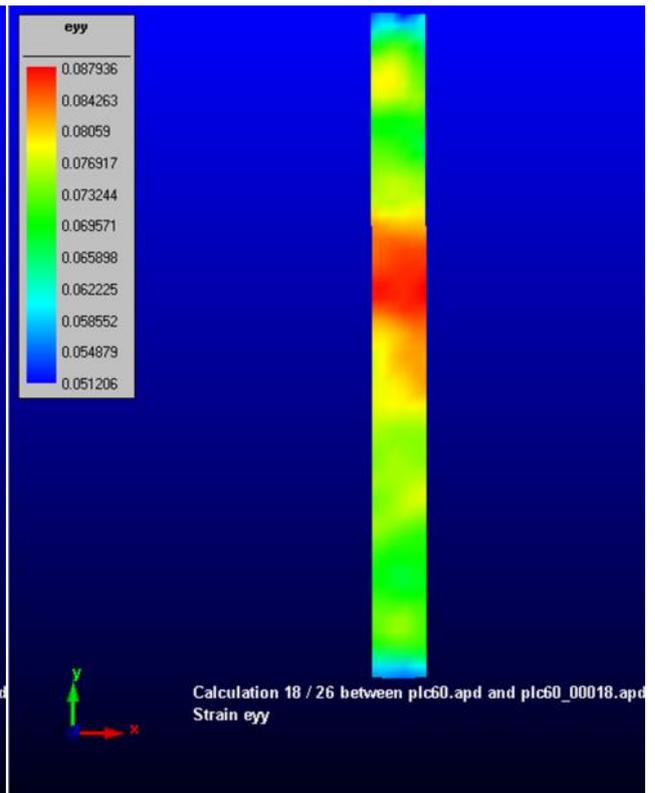
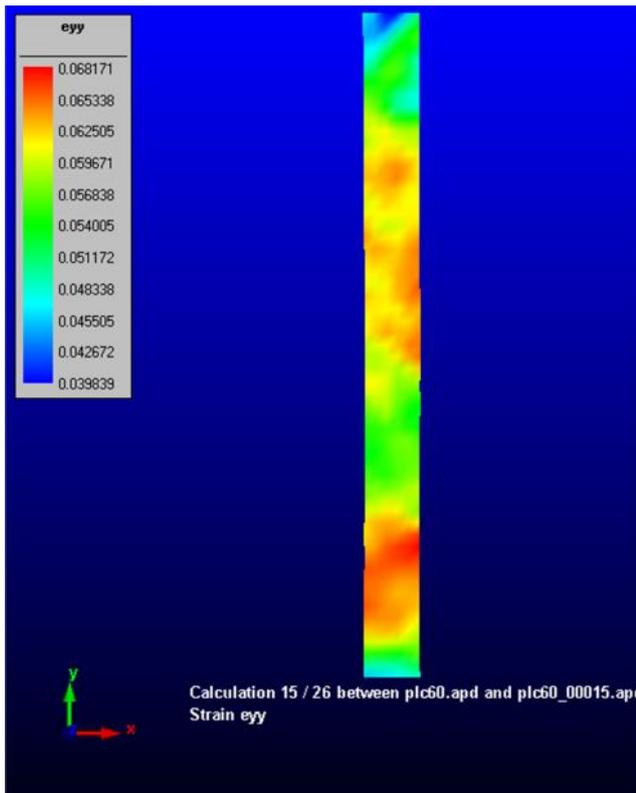
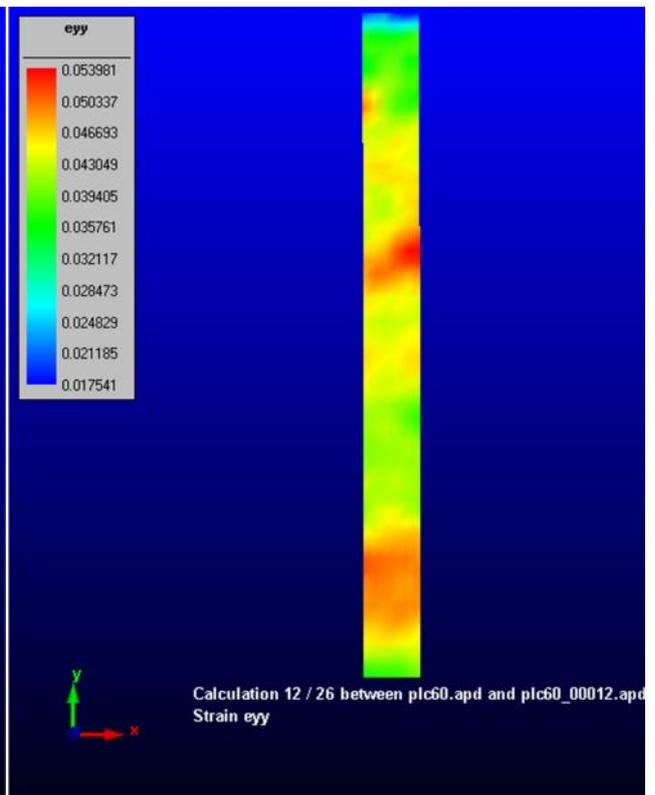
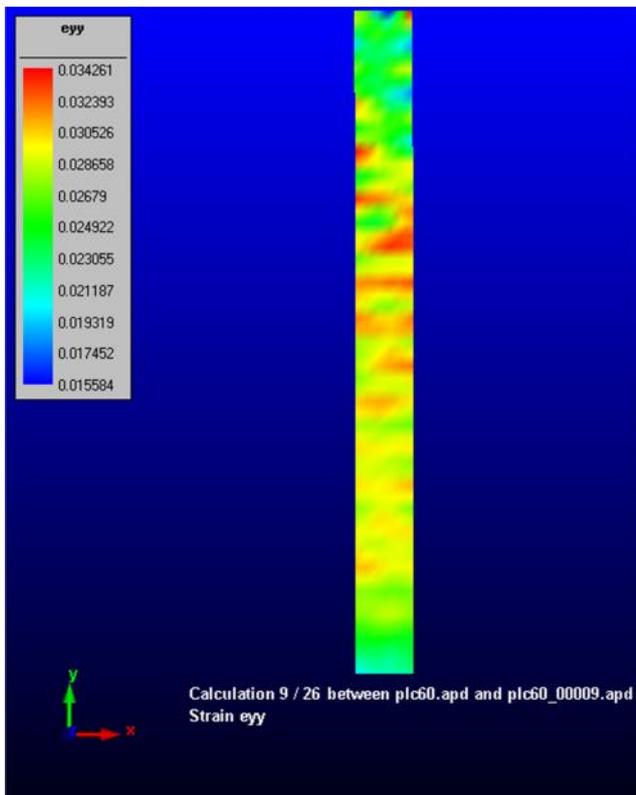


Figure III.4 : Champs de déplacement longitudinal (selon l'axe de traction) correspondant à l'instant $t=0.9s$ indiqué sur la courbe de la figure III.3.

La figure III.5 montre les champs de déformations longitudinales associés aux instants indiqués sur la courbe de la figure III.3 par les images n°: 3, 6, 9, 12, 15, 18, 21 et 24. Contrairement à la courbe de déformation seule, ces champs de déformations mettent en évidence clairement le caractère hétérogène local de la déformation plastique. Certaines zones se déforment plus rapidement que d'autres. L'image 24 montre la localisation de la déformation associée à la striction, qui conduit à la rupture de l'éprouvette, comme le montre la figure III.6.





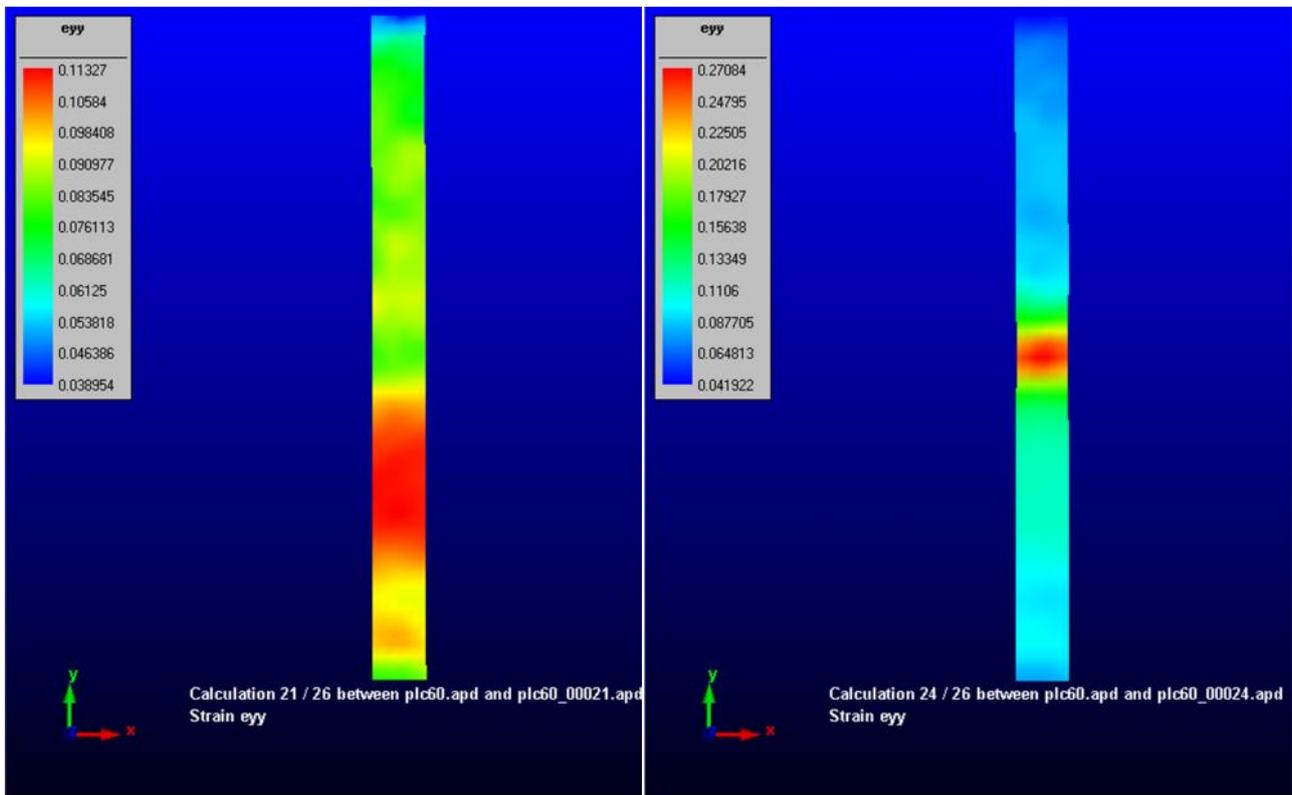


Figure III.5. Champs de déformation longitudinaux E_{yy} correspondant aux instants indiqués sur la figure III.3 Le plan de l'échantillon déformé est indiqué par xy et la direction z indique la déformation longitudinale de de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante.

Vitesse de déformation imposée $5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

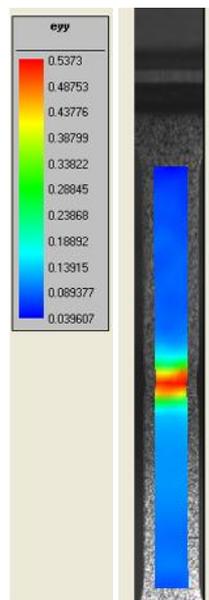


Figure III.6. Champs de déformation longitudinaux E_{yy} correspondant à la striction de l'éprouvette de traction, tracé sur l'image de la surface de l'éprouvette.

III.4. Déformation locale

L'outil utilisé nous a permis de déterminer l'évolution de la déformation en tout point de la surface de l'éprouvette au cours de l'essai de traction. La figure III.7 montre un exemple de courbe obtenue à l'endroit où se produit la striction (figure III.6). On constate que la déformation longitudinale locale est hétérogène, elle s'effectue avec une vitesse de déformation variable autour de la vitesse de déformation imposée. Cette dernière, égale à $5 \cdot 10^{-2}$, correspond à la pente de la courbe moyenne (droite) indiquée en discontinu sur la figure III.7.

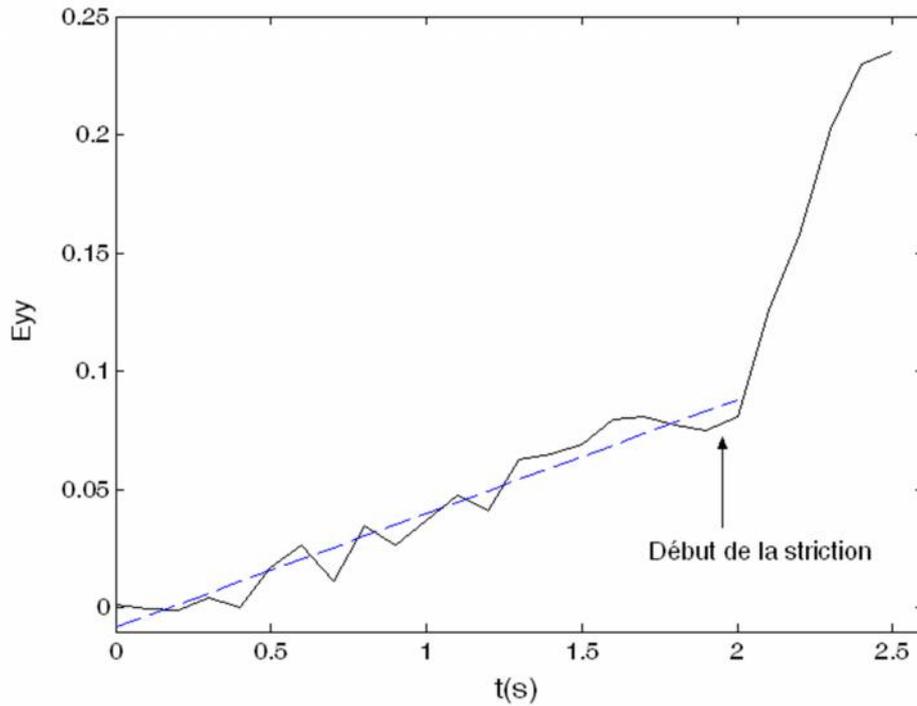


Figure III.7. Evolution de la déformation longitudinale locale en fonction du temps au point où se produit la striction (figure III.6).

III.5. Conclusion

L'utilisation de la méthode de corrélation d'images numériques nous a permis la mesure des champs cinématiques de la surface de l'éprouvette pendant sa déformation en traction uniaxiale. Cet outil met en évidence le caractère hétérogène de la déformation plastique, il permet l'analyse locale des propriétés mécaniques.

Chapitre IV

Initiation à la modélisation de la déformation plastique

La déformation plastique des matériaux métalliques est essentiellement régie par le glissement des dislocations. Ces dernières sont éliminées en surface, annihilées par combinaison entre dislocations de signes opposés, renouvelées par des mécanismes de multiplication (sources de Frank-Read par exemple),....etc. Il est donc évident de distinguer deux populations de dislocations au cours de la déformation d'un matériau, les dislocations mobiles et les dislocations de la forêt (immobiles) [9,21]

La loi d'Orowan reliant la vitesse de déformation plastique (grandeur macroscopique) à la densité de dislocations mobiles et à la vitesse moyenne des dislocations (grandeurs microscopiques) permet une première description de la déformation plastique, c'est-à-dire le comportement mécanique macroscopique.

Dans ce qui suit, nous nous intéressons à la modélisation de la déformation plastique en fonction des caractéristiques du matériau déformé. Cette modélisation nécessite en général des outils numériques, elle est basée sur l'évolution non linéaire des différentes populations de dislocations au cours de la déformation [21]

IV.1. Mécanismes de base

IV.1.1. Evolution des densités de dislocations au cours de la déformation

La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ d'un matériau métallique est reliée à la vitesse moyenne des dislocations mobiles par la loi d'Orowan [18] :

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

où ρ_m est la densité des dislocations mobiles et b le vecteur de burgers.

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

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

où t_f est le temps moyen de vol entre deux obstacles successifs et ℓ la distance moyenne qui les séparent. Comme le temps de vol est considéré négligeable devant le temps d'attente t_w des dislocations aux obstacles ($t_f \ll t_w$), c'est ce dernier qui détermine la vitesse des dislocations soit :

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

En tenant compte de l'équation (IV.3), la loi d'Orowan s'écrit :

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

En considérant que ℓ est inversement proportionnel à $\rho_f^{1/2}$ (ρ_f :densité des dislocations de la forêt) [18], l'équation IV.4 devient :

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

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

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

Ainsi, l'équation (IV.5) devient :

$$\dot{\gamma} = \frac{\Omega(\gamma)}{t_w}$$

La détermination de l'évolution de la fonction $\Omega(\gamma)$ en fonction de la déformation nécessite la connaissance de ρ_m et ρ_f lors de la déformation. Kubin et Estrin [21] ont proposé pour, l'évolution des densités de dislocations en fonction de la déformation le système d'équation différentielle suivant :

$$\frac{\partial \rho_m}{\partial V} = \frac{C_1}{b^2} - C_2 \rho_m - \frac{C_3}{b} \rho_f^{1/2} \quad (\text{IV.7.a})$$

$$\frac{\partial \rho_f}{\partial V} = C_2 \rho_m + \frac{C_3}{b} \rho_f^{1/2} - C_4 \rho_f \quad (\text{IV.7.b})$$

Où C_1 est relié à la multiplication des dislocations mobiles, C_2 à l'annihilation mutuelle, C_3 à l'immobilisation des dislocations à travers leur interaction avec les dislocations de la forêt et C_4 rend compte de la restauration dynamique.

Dans ce qui suit, les C_i seront considérés comme des constantes du matériau. Les paramètres C_2 et C_4 peuvent dépendre du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température [22].

IV.1.2. Estimation numérique des densités de ρ_m et ρ_f :

Pour obtenir des estimations typiques de ρ_f et ρ_m , il faut définir leurs valeurs initiales et connaître les constantes C_i du matériau.

Les constantes C_i sont déterminées à travers les considérations suivantes :

i)- Les densités initiales de dislocations mobiles et de la forêt sont données par :

$$\rho_{mi} = 10^{10} \text{ m}^{-2} \quad \rho_{fi} = 10^{11} \text{ m}^{-2}$$

ii)- La déformation de relaxation ρ_f associée à la densité de dislocation de la forêt qui est donnée par la relation suivante

$$\rho_{fs} - \rho_f = \frac{(\rho_{fs} - \rho_{fi})}{e} \quad (e=2.718) \quad (\text{IV.8})$$

iii)- Dans l'équation (IV.7.a), deux mécanismes contribuent à la saturation des densités mobiles :

-Leur poids relatif à la saturation, mesuré à travers la constante λ

$$\lambda = \frac{C_2 \rho_{ms}}{\frac{C_3}{b} \rho_{fs}^{1/2}} \quad (\text{IV.9})$$

qui dépend aussi bien du matériau considéré que conditions expérimentales.

Si on admet que l'immobilisation des dislocations mobiles sur les densités de la forêt est plus efficace que leur annihilation ou leur blocage, la valeur raisonnable de λ est 0.1.

-A la saturation[18] :

$$\frac{d^{\dots m}}{dV} = \frac{d^{\dots f}}{dV} = 0 \quad (\text{IV.10})$$

Dans de telles conditions, les équations (IV.7.a) et (IV.7.b) donnent :

$$\dots_{fs} = \frac{C_1}{b^2 C_4} \quad (\text{IV.11})$$

et

$$C_{2 \dots ms} = \left(\frac{C_1}{b^2} \right) - \left(\frac{C_3}{b} \right)^{\dots_{fs} 1/2} \quad (\text{IV.12})$$

et la condition (ii) donne :

$$C_4 = \frac{1}{v_f} \quad (\text{IV.13})$$

Et finalement, la condition (iii), donne :

$$\} = \frac{C_{2 \dots ms}}{\left(\frac{C_3}{b} \right)^{\dots_{fs} 1/2}} \quad (\text{IV.14})$$

En combinant les équations (IV.11), (IV.12), (IV.13) et (IV.14), on obtient le système d'équations suivant qui permet de calculer les constantes C_i :

$$\left\{ \begin{array}{l} C_1 - b^2 C_{4 \dots fs} = 0 \\ C_1 - b^2 \dots_{ms} C_2 - b^{\dots_{fs} 1/2} C_3 = 0 \\ C_4 - \frac{1}{v_f} = 0 \\ \dots_{ms} C_2 - \} \dots_{fs} 1/2 C_3 = 0 \end{array} \right. \quad (\text{IV.15})$$

Pour les valeurs suivantes :

$$\rho_{ms}=5.10^{13}m^{-2}, \quad \rho_{fs}=10^{14}m^{-2}, \quad b=3.10^{-10}m, \quad \lambda=0.1 \quad \text{et} \quad \alpha_f=0.3$$

On a obtenu les valeurs suivantes des paramètres du matériau[18] :

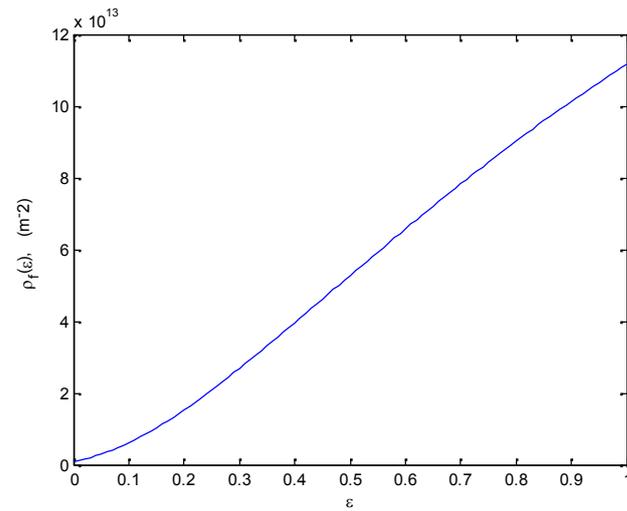
$$C_1=3.10^{-5}, \quad C_2=0.606, \quad C_3=0.009, \quad C_4=3.333$$

La résolution numérique du système d'équations (IV.7.a) et (IV.7.b) avec la méthode Runge-Kutta d'ordre 4 permet d'évaluer ρ_m , ρ_f et γ . Cette méthode a été programmée en utilisant le logiciel MATLAB. C'est une méthode itérative qui permet l'approximation de solutions des équations différentielles.

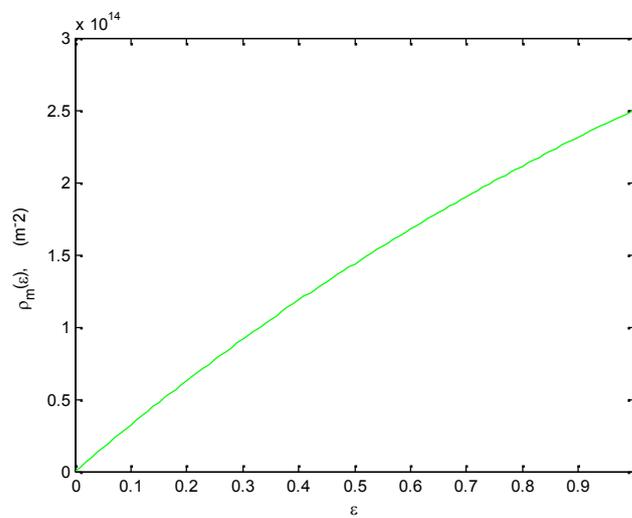
Les évolutions en fonction de la déformation des densités ρ_m et ρ_f , ainsi que la déformation élémentaire γ , sont représentées sur la figure IV.1.

-Les courbes obtenues montrent que les deux populations de dislocations tendent vers la saturation, la densité des dislocations mobiles se sature plus rapidement que la densité de la forêt.

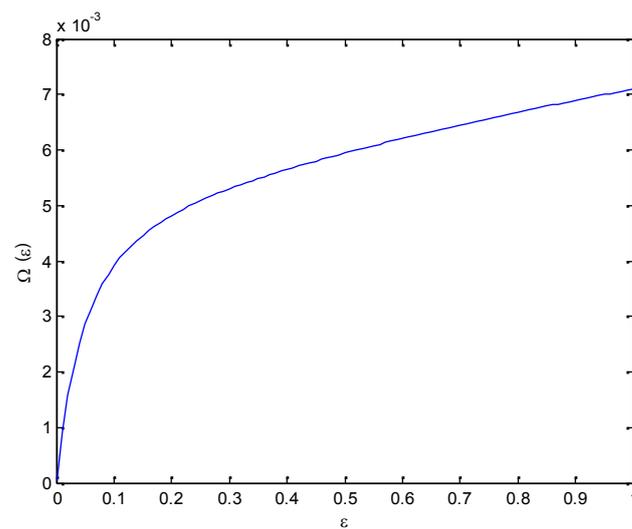
-La diminution de la densité mobile modifie la fonction γ . Elle augmente rapidement jusqu'à atteindre un maximum aux faibles déformations puis elle diminue progressivement.



(a)



(b)



(c)

Figure IV.1. Évolution des densités de dislocations et de la fonction Ω en fonction de la déformation : (a) dislocations immobiles, (b) dislocations mobiles, (c) fonction Ω .

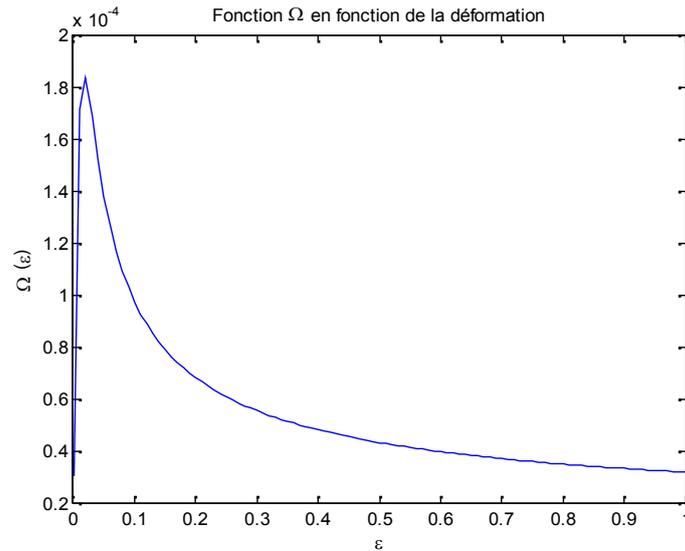


Figure IV.2. la fonction Ω en fonction de la déformation avec $\rho_{ms}=10^{12}$

L'étude de l'influence des valeurs des constantes C_i montre que :

- La fonction $\Omega(\epsilon)$ croît avec la déformation ϵ_f de manière monotone (figure IV.3-a), et le décalage du maximum vers de faibles déformations est entraîné par une augmentation de λ (figure IV.3-b).
- la seule façon de supprimer le maximum de la fonction $\Omega(\epsilon)$ et de réduire la valeur de ϵ_{fs} à une valeur suffisamment basse, parce qu'une fois la densité de dislocations mobiles atteint la saturation, la densité de dislocation de la forêt, qui devient responsable de la décroissance, et par la suite de la saturation de l'incrément de déformation $\Omega(\epsilon)$ [21].

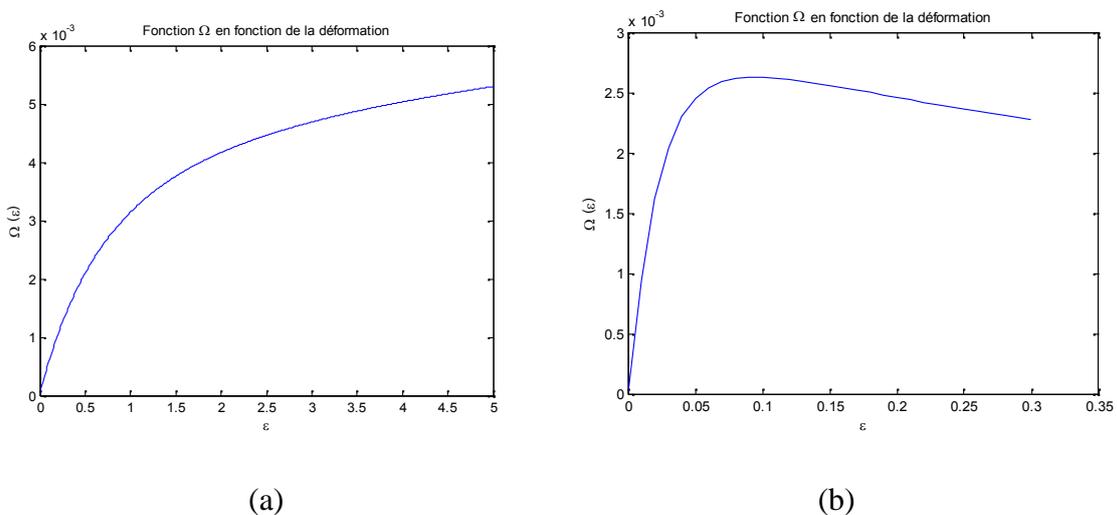


Figure IV.3. Evolution de l'incrément de déformation $\Omega(\epsilon)$ en fonction de la déformation

IV.2. Conclusion et perspective

A partir d'un modèle mathématique, basé sur des mécanismes microscopiques, nous avons déterminé les évolutions des densités de dislocations au cours de la déformation en utilisant la méthode numérique de Rung-Kutta d'ordre 4. Les résultats ont été discutés ont fonction des paramètres caractéristiques du matériau déformé.

Ce travail constitue une initiation à la modélisation du comportement mécanique des matériaux métalliques. La considération d'autres lois physiques reliant la contrainte aux densités de dislocations une précise description du comportement mécanique.

Conclusion générale

Le travail réalisé dans le cadre de ce mémoire concerne l'étude et la caractérisation de la déformation plastique des matériaux métalliques. La revue bibliographique nous a permis de comprendre les différents aspects de la déformation plastique des matériaux métalliques et les mécanismes associés à l'échelle microscopique. Plusieurs méthodes d'analyse des déformations sont utilisées pour la caractérisation mécanique. Les principales techniques ont été énumérées et décrites.

La technique de corrélation d'images numériques a été utilisée par la suite pour analyser un essai de traction effectué sur un alliage métallique Al-2.5%Mg. La courbe de traction montre que la déformation à l'échelle du matériau est presque homogène dans un large intervalle de déformations. La mesure des champs cinématiques de la surface de l'éprouvette, pendant sa déformation, nous a permis d'analyser les propriétés mécaniques à l'échelle locale. L'étude met en évidence le caractère hétérogène de la déformation plastique dès les faibles déformations.

Notre étude montre clairement l'apport précieux de la technique de corrélation d'images numériques dans l'analyse des déformations à différentes échelle de l'étude. Elle peut être utilisée, par exemple, pour caractériser une pièce mécanique (échelle macroscopique) et pour caractériser une phase dans un matériau (échelle microscopique). La précision dans les mesures dépend essentiellement des performances de l'outil utilisé pour l'enregistrement des images (résolution et fréquence d'acquisition des images).

Références bibliographiques

- [1] M. Dupeux, Science des matériaux, Dunod, (2004).
- [2] J.P.Baillon, J.M.Darlot, Des matériaux, version 2.1.1.
- [3] J.C.Charmet, Mécanique du solide et des matériaux. Elasticité-Plasticité-repture, ESPCI, Presses universitaires.
- [4] M.F. Ashby, D.R.H.Jones, Matériaux et mise en forme, Dunod, (1996).
- [5] B.Jaoul, Etude de la plasticité et application aux métaux, ParisTech, (2008).
- [6] J.P.Mercier, G.Zambelli, W.Kurz, Introduction à la science des matériaux, Presses Polytechniques et universitaire romandes, (2002).
- [7] M.Colombié et coll., Matériaux métalliques, Dunod, (2008).
- [8] B.Youcef, Thèse de Doctorat, Université Paul Verlaine-Metz, (2011).
- [9] J.L.Collet, Thèse de Doctorat, institut polyclinique de Grenoble, (2009).
- [10] A.Zaghadi, Thèse de Doctorat, Ecole de Mines de Paris, (2005).
- [11] S. BOUDRAHEM, Microstructure et propriétés mécaniques des matériaux, cours Master1 matériaux et nano-composites, 2014.
- [12] C.Boris et V.Pierre, Granularité laser et interférence de speckles, Bulletin de l'Union des Physiciens N°101, p.1101-1121, (2009).
- [13] H.Ait-Amokhtar, thèse de Doctorat, Université de Béjaia, (2006).
- [14] M.Blétry, Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux, Ellipses, (2006-2007).
- [15] F.Hild, Mesure de champs de déplacement par corrélation d'images et applications en mécanique des solides, LMT.Paris 6, (2006).
- [16] K.Bouabdellah, Thèse de Doctorat, Université de Sétif, (2006).
- [17] R.Moulart, Thèse de Doctorat, ENSAM.Paris, (2007).
- [18] Y.Estrain, L.P.Kubin, Evolution of dislocation densities and the crystal conditions for the Portvin-le chatelier effect, Acta metal. Vol.38, No 5, pp,697-708, 1990.
- [19] P.SMIGIELSKI, F. ALBE, B. DISCHLI, Progress in holographic and interferometric endoscopy Holographics Int."2, London, 26-29 July, 1992. Proceedings SPIE Vol. 1732
- [20] N.Amatous, mécanique des milieux continus, cours 3^{ème} année licence, 2010-2011.
- [21] P.Vacher, S.Dumoulin, et S.M.Touchal, Bidimensional strain measurement using digital images, PIME, Vol 213, Part C, p.811-817, (1999).

- [22] Y. Estrain, L.P. Kubin, local strain hardening and nonuniformity of plastic deformation, *Acta metal.* Vol.34, No 12, pp,2455-2464, (1986).
- [23] G. Daveau, thèse de Doctorat, Ecole Centrale Paris, (2012).

Aux deux rayons de soleil de ma vie papa et maman

A la mémoire de mon cher frère Faouzi

A une petite perle rare, ma sœur Katia

A toute ma famille

Sommaire

Introduction générale

Chapitre I

Déformation plastique des matériaux métalliques

Chapitre II

Méthodes expérimentales et techniques de mesure des déformations

Chapitre III

Analyse d'un essai de traction à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques

Chapitre IV

Initiation à la modélisation de la déformation plastique

Conclusion générale

Références bibliographiques

Remerciements

*Je tiens d'abord à exprimer ma gratitude, ma profonde reconnaissance et mes remerciements les plus vifs à mon encadreur monsieur **Ait Amokhtar Hakim** de m'avoir donné la possibilité de travailler sur un sujet d'actualité. Sans sa compétence et sa connaissance sur le sujet, ce travail n'aurait pas pu être accompli. C'est encore lui rendre trop peu hommage que d'écrire que son encadrement a été de haut niveau, tant sur le plan scientifique que sur le plan humain. Il a toujours su m'éclairer de ses conseils avisés, malgré ses occupations et un autre Grand Merci de m'avoir permis de travailler sur le logiciel de corrélation d'images 7D.*

Je remercie monsieur Smail Boudrahem pour ses cours de Microstructure et propriétés mécaniques des matériaux que, malgré que je les suivis à « distance », ils m'ont permis de me dépatouiller des mes « lacunes et défauts » et ils m'ont servi d'excellente référence bibliographique.

Je remercie M. Gharbi A/Hakim de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de soutenance ainsi que M. Boufala Khaled et Mme Ziani pour être intéressés à ce travail et pour avoir accepté de l'évaluer.

Je tiens à remercier mes parents, mes frères et sœurs pour leurs soutiens inconditionnels. Je ne trouve pas les mots pour exprimer ma reconnaissance envers mon père et ma mère de m'avoir soutenue et pris soin de moi durant mes études, sans oublier les encouragements de mon fiancé Farés durant toute cette période. Je tiens aussi à remercier mon oncle Antar et surtout sa femme.

Un très grand merci pour tous mes amis : Meriem, Karima, Lynda, Siham, Farés et surtout Raouf pour leurs conseils, encouragements et aides.