

*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*

*Présenté par*

*M<sup>elle</sup> HADDAD Lamia*

*Spécialité: Physique des Matériaux*

## **Thème**

**Analyse de la déformation des matériaux métalliques à l'aide  
de la technique de corrélation d'images numériques**

*Soutenu le 24/09/2020*

*Devant le jury composé de MM.*

<i>MAHTOUT</i>	<i>Sofiane</i>	<i>Professeur</i>	<i>Président</i>
<i>BOUFALA</i>	<i>Khaled</i>	<i>MCA</i>	<i>Examineur</i>
<i>AIT AMOKHTAR</i>	<i>Hakim</i>	<i>Professeur</i>	<i>Rapporteur</i>

**Année Universitaire : 2019/2020**

## **REMERCIEMENTS**

*Tout d'abord, je souhaite adresser ici mes chaleureux sentiments de gratitude, ma reconnaissance et les remerciements les plus vifs à mon encadreur **Hakim AIT AMOKHTAR** de m'avoir donné la chance de travailler sur un thème de recherche d'actualité. Je voudrais également lui témoigner ma gratitude pour sa patience, son soutien et ses conseils qui m'ont été précieux afin de mener mon travail à bon port.*

*Je tiens aussi à remercier les membres du jury, Messieurs **S.Mahtout et Kh.Boufala**, pour l'attention portée à mon travail et pour avoir accepté de le juger.*

*Je voudrais aussi exprimer ma gratitude à tous mes enseignants du département de physique et au chef du département en particulier.*

*Les sentiments de la plus profonde humilité, je remercie toute ma famille pour le soutien constant et leurs encouragements tout au long de mes études. **Père** et **mère** je vous remercie pour tout le soutien et l'amour que vous me portez depuis mon enfance et j'espère que votre bénédiction m'accompagnera toujours. Que ce travail soit l'accomplissement de vos vœux tant allégués, et le fruit de votre soutien infailible, merci d'être toujours là pour moi.*

*Je remercie également tous mes amis(es) qui mon soutenu durant ce travail. Un grand merci à **BENYOUB Mohand Arezki, HADI Ourdia et KHIMA Nassima**, pour leur aide et pour être toujours à mes côtés depuis notre connaissance.*

## **DEDICACES**

*Je dédie ce modeste travail à :*

*Mon père et ma mère*

*Mes grands-parents*

*Toute ma famille*

*Tous mes amis*

*Toute la promotion de physique.*

*H. LAMIA*

---

# Sommaire

Liste des figures .....	1
Liste des tableaux .....	4
Introduction générale .....	5
<b>Chapitre I : Déformation plastique des matériaux métalliques</b>	
I.1. Introduction .....	6
I.2. Principe de l'essai de traction et courbe de déformation .....	6
I.2.1. Principe de l'essai de traction .....	6
I.2.2. Courbe contrainte-déformation .....	7
I.3. Tenseurs des contraintes et des déformations .....	9
I.3.1. Contraintes .....	9
I.3.2. Déformations .....	11
I.4. Microstructure des matériaux métalliques .....	12
I.4.1. Microstructure des métaux purs .....	12
I.4.2. Microstructure des alliages métalliques .....	13
I.5. Dislocations et déformation plastique .....	14
I.5.1. Mécanismes de la déformation plastique .....	14
I.5.2. Durcissement par déformation plastique .....	14
I.5.3. Dislocations .....	15
I.5.4. Mouvement des dislocations .....	17
I.5.4.1. Le glissement .....	18
I.5.4.2. La montée .....	19
I.5.5. Interaction et multiplication des dislocations .....	20
I.5.5.1. Source de Franck-Read .....	21
I.5.5.2. Interactions topologiques entre dislocations .....	21
I.5.6. Méthodes d'observation des dislocations .....	22
I.5.7. Densité des dislocations .....	23
I.5.8. Energie d'une dislocation .....	23

---

## Chapitre II: Méthodes d'analyse des déformations

II.1. Introduction .....	24
II.2. Méthodes mécaniques avec contact .....	24
II.2.1. Machine de traction .....	24
II.2.2. Extensomètres .....	25
II.2.2.1. <i>Jauges de déformation</i> .....	25
II.2.2.2. <i>Extensomètres à pinces</i> .....	26
II.2.2.3. <i>Extensomètres sans contact</i> .....	26
II.3. Méthodes optiques directes .....	26
II.3.1. Mesure des variations des caractéristiques géométriques d'un réseau .....	26
II.3.2. Méthodes de corrélation sur des surfaces à motifs aléatoires .....	27
II.3.3. Thermographie infrarouge .....	28
II.4. Méthodes optiques indirectes .....	29
II.4.1. Méthode du Moiré .....	29
II.4.2. Interférométrie holographique .....	29
II.4.3. Interférométrie speckle (ou granularité laser) .....	30
II.4.4. Schearographie .....	31
II.5. Analyse des déformations à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques .....	32
II.5.1. Généralités sur la cinématique d'un milieu continu .....	32
II.5.2. Présentation et principe de fonctionnement de la méthode de corrélation d'images .....	34
II.5.2.1. <i>Principe de la méthode</i> .....	34
II.5.2.2. <i>Définitions, outils de calcul et processus itératif</i> .....	35
II.6. Conclusion .....	41

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

III.1. Introduction .....	42
III.2. Courbes de déformation et caractéristiques mécaniques .....	42
III.2.1. Conditions de réalisation de l'essai de traction .....	42
III.2.2. Courbes de déformation et caractéristiques mécaniques .....	43

III.3. Analyse des déformations en utilisant la corrélation d'images	
Numériques .....	45
III.3.1. Coefficient de corrélation .....	45
III.3.2. Champ de déplacements .....	46
III.3.3. Champ de déformations .....	47
III.3.4. Analyse locale .....	48
III.4. Conclusion .....	50
Conclusion générale .....	51
Références bibliographiques .....	52

# Liste des figures

Figure I.1. (a) Machine de traction. (b) Eprouvettes de traction (cylindriques ou plates) .....	7
Figure I.2. Courbe contrainte-déformation .....	8
Figure I.3. Illustration de l'action d'une contrainte uni-axiale .....	10
Figure I.4. (a) Représentation des contraintes normales et (b) de cisaillement .....	10
Figure I.5. Définition des composantes du tenseur des contraintes autour d'un pont O .....	11
Figure I.6. Schéma permettant de définir le tenseur des déformations. (a) solide non déformé, (b) solide déformé. Les points A' et B' sont les nouvelles positions des points A et B après déformation .....	11
Figure I.7. Représentation schématique de la microstructure d'un matériau poly-cristallin ....	12
Figure I.8. Cristallisation d'un métal pur .....	13
Figure I.9. Microstructures des alliages métalliques: (a) dendrites, (b) eutectique lamellaire, (c) dendrites et eutectique inter-dendritique, (d) précipités formés à l'état solide à l'intérieur des grains .....	14
Figure I.10. Géométrie des dislocations dans un cristal à réseau cubique: (a) dislocation-coin. (b) dislocation vis. Pour les deux types de dislocations on a indiqué le vecteur de Burgers $\vec{b}$ qui caractérise le déplacement des atomes du réseau cristallin .....	15
Figure I.11. Circuits de Burgers autour d'une dislocation coin (b) et vis (c) permettant la détermination du vecteur de Burgers $\vec{b}$ , (a) Circuit de Burgers dans un cristal parfait (circuit fermé: $b = 0$ ) .....	16
Figure I.12. Représentation schématique de la dislocation mixte .....	16
Figure I.13. Formation d'une marche de glissement (déformation plastique) par mouvement d'une dislocation coin ou d'une dislocation vis dans un prisme: (a) prisme non déformé, (b) passage d'une dislocation-coin, (c) passage d'une dislocation-vis, (d) prisme déformé plastiquement par le passage de la dislocation coin ou vis .....	17
Figure I.14. Mouvement d'une dislocation coin (glissement) .....	17
Figure I.15. Glissements des plans atomiques denses dans un monocristal en traction .....	19
Figure I.16. Montée d'une dislocation coin .....	20

Figure I.17. Interaction entre dislocations .....	20
Figure I.18. Activation d'une dislocation par glissement d'un arc de dislocation ancré en deux nœuds du réseau de Frank (Source de Frank-Read) .....	21
Figure I.19. Interactions topologiques entre dislocations (Formation de jonctions) .....	22
Figure I.20. Nœuds (a) et boucles (b) de dislocations. Au nœud $\sum \vec{b}_i = \vec{0}$ (Règle de Frank). Si $\vec{b}$ est perpendiculaire à la boucle, elle est de type coin et est dite prismatique ...	22
Figure II.1. Principe de fonctionnement d'une jauge de déformation et l'image de gauche représente une jauge colée à une éprouvette .....	25
Figure II.2. Déformations calculées par la mesure de variations de longueurs de réseau carré ou circulaire .....	27
Figure II.3. Représentation schématique d'une matrice de capteurs CCD et de la formation d'une image sur un plan d'observation .....	28
Figure II.4. Principe de phénomène du moiré. (a) Moiré de réseaux de pas voisins (b) Moiré de réseaux de même pas inclinés entre eux .....	29
Figure II.5. Principe d'enregistrement d'un hologramme .....	30
Figure II.6. Schéma de principe de l'interférométrie de speckle pour la mesure de déplacements hors-plan et plans .....	31
Figure II.7. Montage utilisé en shearographie .....	32
Figure II.8. Configurations d'un système mécanique .....	33
Figure II.9. (a): échantillon embouti couvert de la grille de points (ici, régulière) permettant la mesure par corrélation d'image. (b): champ de déformation reconstruit par corrélation d'images .....	34
Figure II.10. (a): cliché de microscopie électronique à balayage lors d'essais in-situ et (b): champ de déformation déduit par corrélation d'images, révélant la localisation de la déformation .....	35
Figure II.11. Représentation du motif de corrélation et de l'élément de grille .....	35
Figure II.12. Interpolation bilinéaire du niveau de gris .....	36

Figure II.13. Champ de déplacements $u(x, y)$ et $v(x, y)$ entre une image initial et une image déformée .....	38
Figure II.14. Processus itératif pour avoir le champ de déplacement précis .....	39
Figure III.1. Image de la surface de l'éprouvette de traction contenant un motif aléatoire à niveau de gris .....	43
Figure III.2. Courbe de traction "Charge-Allongement" de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante et à vitesse de traction imposée de 5 mm/min .....	43
Figure III.3. Courbes de traction (conventionnelle et rationnelle) de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante et à vitesse de traction imposée de 5 mm/min .....	44
Figure III.4. (a) Définition de la zone d'analyse (en jaune) et de la grille (en rouge) sur la surface de l'éprouvette avant déformation. (b) Elément de grille carré et motifs de corrélation (sommets de l'élément de grille) .....	45
Figure III.5. Evolution du coefficient de corrélation sur la zone d'analyse, entre l'image n° 84 et l'image initiale (avant déformation) .....	46
Figure III.6. Champ de déplacement longitudinale, selon l'axe de traction de traction y, correspond à l'image 201 .....	47
Figure III.7. Champ de déformation selon $E_{yy}$ et $E_{xx}$ associé à l'image 201 .....	48
Figure III.8. (a) Point considéré au centre de l'éprouvette (indique en rouge). (b) Evolution du déplacement local (du point considéré) au cours de la déformation .....	49
Figure III.9. Evolution de la déformation longitudinale du point considéré en fonction du temps (numéro d'image) .....	49
Figure III.10. Champs de déformation longitudinaux $E_{yy}$ correspondant à la striction de l'éprouvette de traction dans l'alliage Al-4.5%Mg déformé avec une vitesse de 3.5 mm/s .....	50

# Liste des tableaux

Tableau I.1. Systèmes de glissement pour les trois principales structures métalliques (les systèmes indiqués en italique ne sont pas activés à basse température) .....	18
---	----

## Introduction générale

## Introduction générale

Dans les matériaux métalliques, les imperfections et les défauts cristallins sont omniprésents. Lors des transformations structurales, pendant la mise en service des pièces mécaniques par exemple, ces défauts peuvent interagir et se multiplier. Donc, ils jouent un rôle très important puisqu'ils déterminent les propriétés physiques, mécaniques et chimiques des matériaux. C'est le cas par exemple de la déformation plastique qui est régie principalement par le glissement cristallin des dislocations.

Malgré son caractère généralement homogène et continu à l'échelle macroscopique, la déformation plastique est alors discontinue et hétérogène à l'échelle des dislocations (échelle microscopique). Cependant, en science des matériaux, la difficulté principale réside dans le passage du comportement individuel d'une dislocation aux propriétés mécaniques d'un matériau à l'échelle macroscopique.

Les essais mécaniques classiques sont considérés comme une étape indispensable pour accéder aux grandeurs caractéristiques des matériaux, comme le module d'Young, la limite d'élasticité, ...etc. Ces grandeurs correspondent à des moyennes sur le matériau massif et ne rendent pas compte du comportement local. Durant les dernière décennies, le développement technologique a permis la mise en place de nouvelles méthodes de caractérisation mécanique qui permettent l'analyse des déformations à l'échelle locale.

Dans ce travail, nous nous intéressons à l'une des méthodes de caractérisation locale des déformations qui est la méthode de corrélation d'images numériques.

Ce mémoire est structuré en trois chapitres :

Le premier chapitre est dédié à une synthèse bibliographique sur la déformation plastique, le comportement mécanique des matériaux en traction, leurs microstructures, les défauts cristallins et les dislocations en particulier.

Dans le deuxième chapitre, nous présenterons les différentes méthodes d'analyse des déformations. Nous nous intéressons en particulier à la corrélation d'images numériques.

Le troisième chapitre est consacré à l'analyse d'un essai de traction uni-axiale effectué sur un alliage Al-2.5%Mg à température ambiante. La méthode de corrélation d'images numérique est utilisée pour l'analyse des champs cinématiques.

Le mémoire se termine par une conclusion générale sous forme de résumé.

# **Chapitre I**

## **Déformation plastique des matériaux métalliques**

## Chapitre I

### Déformation plastique des matériaux métalliques

#### I.1. Introduction

Pour toute construction ou fabrication mécanique, le choix du matériau à utiliser dépend de ses propriétés et des conditions de son utilisation. La ductilité est l'une des propriétés mécaniques exigibles. Elle caractérise la plasticité du matériau et représente sa capacité à se déformer irréversiblement 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.

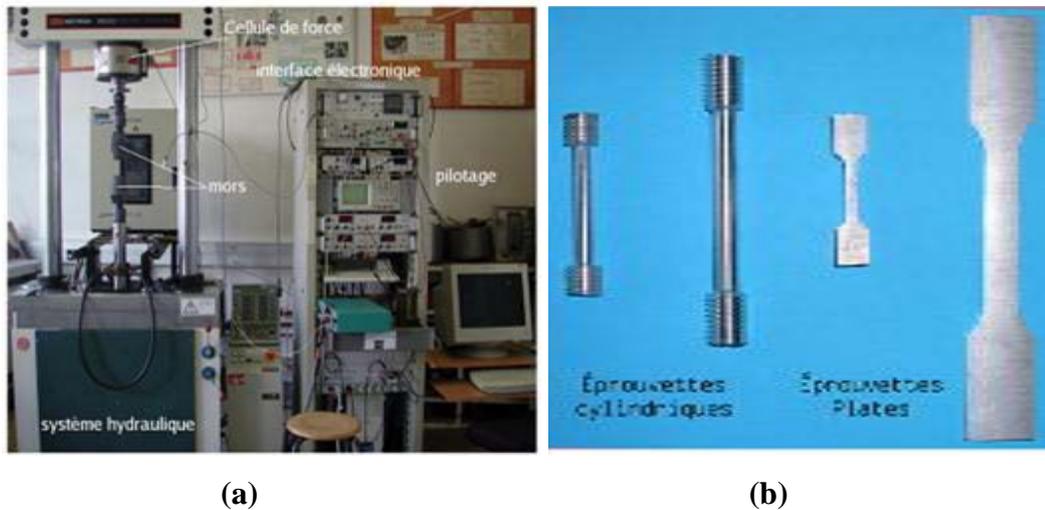
#### I.2. Principe de l'essai de traction et courbe de déformation

Lorsqu'un corps est soumis à une force mécanique extérieure, sa forme et ses dimensions changent. Ce changement s'appelle déformation. Tous les matériaux se déforment sous l'effet des forces qui s'exercent sur eux. Cette déformation est plus ou moins grande, elle dépend de la force appliquée et de la nature du matériau. En appliquant un effort croissant, le matériau commence d'abord à se déformer de manière réversible, c'est-à-dire qu'il reprend sa forme initiale lorsque la sollicitation s'arrête. C'est le domaine de la déformation élastique où la force est proportionnelle à l'allongement. Quand on augmente la force appliquée, au-delà d'une certaine limite, la sollicitation entraîne une déformation irréversible. Si on cesse l'application de cette force, le matériau ne reprend pas sa forme initiale. Il subit une déformation permanente irréversible. C'est le domaine de la déformation plastique où la force n'est plus proportionnelle à l'allongement. Certains matériaux (dit fragiles) se cassent juste après la limite élastique sans se déformer plastiquement [4, 6].

##### I.2.1. Principe de l'essai de traction

L'essai le plus utilisé pour étudier le comportement et les propriétés mécaniques des matériaux est l'essai de traction simple. Ce dernier consiste à imposer une force de traction  $F$  à une éprouvette, de longueur  $L$ , selon son axe et de mesurer l'allongement résultant  $\Delta L$ .

L'essai de traction nous permet alors de tracer la courbe "Force appliquée-Allongement". La figure I.1 montre une vue globale sur le matériel utilisé pour réaliser un essai de traction et la forme des éprouvettes [6].



**Figure I.1.** (a) Machine de traction. (b) Éprouvettes de traction (cylindriques ou plates) [14].

### I.2.2. Courbe contrainte-déformation

On exprime les résultats d'un essai de traction par le tracé de la courbe "contrainte appliquée-déformation":  $\sigma_n = \sigma_n(\varepsilon_n)$ .

La contrainte  $\sigma_n$  est définie par le rapport entre la force appliquée  $F$  et la surface transversale  $S_0$  du matériau, elle est donnée par :

$$\sigma_n = F/S_0 \quad (\text{I.1})$$

Unités de mesure:  $\sigma_n$  en pascal (Pa),  $F$  en Newton (N) et  $S$  en  $\text{m}^2$ .

La déformation  $\varepsilon_n$  est donnée par :

$$\varepsilon_n = \Delta L/L_0 \quad (\text{I.2})$$

$L_0$  et  $S_0$  sont la longueur et la section initiales de l'éprouvette, respectivement.

Comme les dimensions de l'éprouvette (longueur  $L$  et section  $S$ ) changent au cours de la déformation, on doit en tenir compte et considérer les valeurs vraies de la contrainte ( $\sigma$ ) et de la déformation ( $\varepsilon$ ).

$\sigma$  est donnée par le rapport entre la force appliquée  $F$  et la section réelle de l'échantillon à tout instant. Elle peut se calculer facilement si on admet que le volume de l'échantillon reste constant, c'est le cas dans la déformation plastique des alliages métalliques. De l'égalité entre le volume initial ( $S_0 \times L_0$ ) et le volume après déformation ( $S \times L$ ) on déduit que [1]:

$$\frac{S_0}{S} = \frac{L}{L_0} = 1 + \varepsilon \quad (\text{I.3})$$

La contrainte et la déformation vraies s'expriment en fonction des valeurs nominales par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \sigma = \sigma_n(1 + \varepsilon_n) \\ \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_n) \end{cases} \quad (\text{I.4})$$

L'allure de la courbe de traction obtenue est montrée sur la figure I.2. On distingue trois domaines principaux dans l'évolution du comportement du matériau :

- Domaine de déformation élastique.
- Domaine de déformation plastique.
- Domaine de striction et rupture.

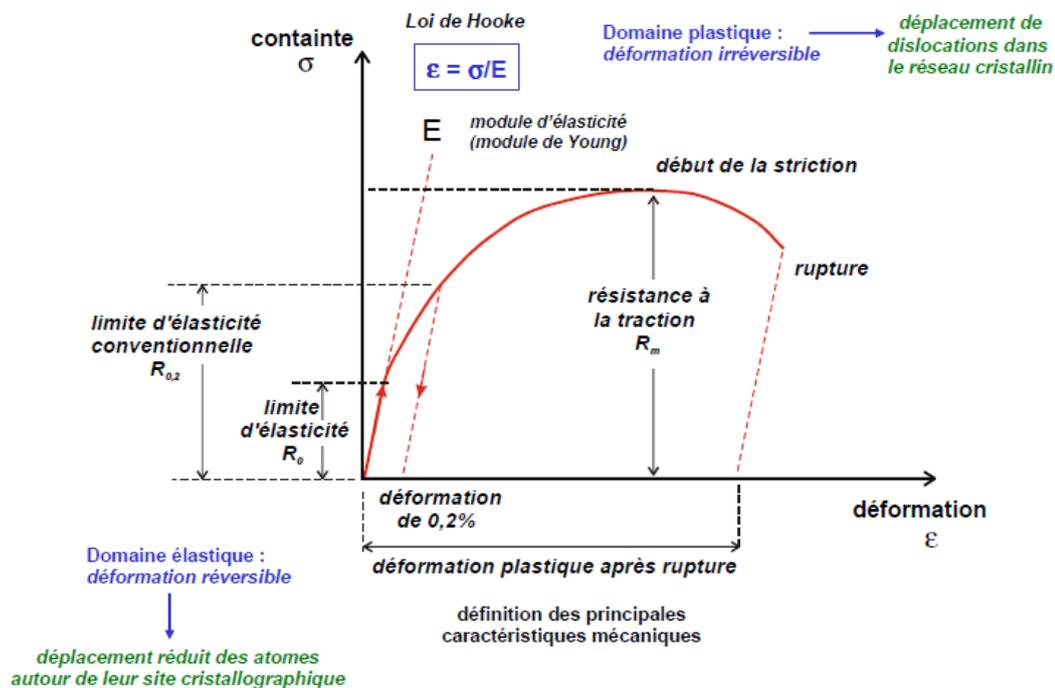


Figure I.2. Courbe contrainte-déformation [17].

### Domaine élastique

Dans ce domaine, le comportement est linéaire et la déformation est réversible. Le relâchement de la contrainte rétablit la forme initiale du matériau. Le matériau se comporte comme un élastique et la contrainte  $\sigma$  est proportionnelle à la déformation  $\varepsilon$ , il obéit à la loi de Hooke :  $\sigma = E \varepsilon$ . La constante de proportionnalité  $E$  est une caractéristique du matériau, c'est le module d'élasticité ou de Young donné par la pente du domaine élastique [7].

En élasticité on peut définir aussi le coefficient de Poisson  $\nu$  qui traduit la contrainte latérale. Il est donné par le rapport de la déformation radiale  $\varepsilon_r$  et la déformation longitudinale  $\varepsilon$  [28].

$$\nu = -\frac{\varepsilon_r}{\varepsilon} \quad (\text{I.5})$$

### **Domaine plastique**

Lorsque la contrainte appliquée atteint un certain seuil, dit limite d'élasticité  $R_0$ , des déformations rémanentes irréversibles apparaissent. C'est la contrainte maximale que peut supporter un matériau sans déformation permanente. Comme la déformation plastique apparaît souvent progressivement, la limite d'élasticité est difficile à déterminer avec précision. On adopte alors une limite conventionnelle d'élasticité  $R_{0,2}$  qui est la contrainte nominale correspondant à une déformation permanente de 0,2 %. Au-delà de la limite d'élasticité, le relâchement de la contrainte ne rétablit pas la forme initiale du matériau et une déformation permanente est enregistrée. La non-linéarité et le phénomène d'irréversibilité caractérisant le comportement plastique. La déformation totale est la somme des déformations élastique et plastique. La contrainte dans ce domaine croît moins vite que dans le domaine élastique [7].

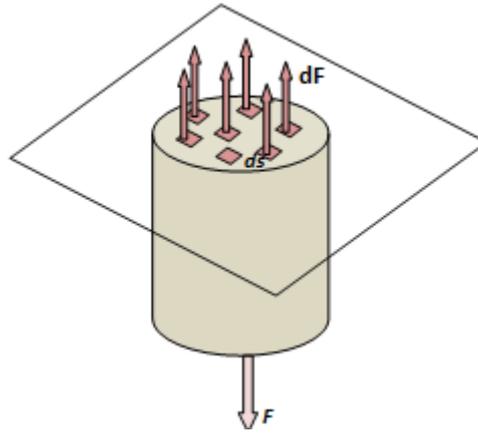
### **Domaine de striction et rupture**

A partir d'une déformation critique, correspondant au maximum de la courbe contrainte-déformation, dite résistance à la traction  $R_m$ , la section de l'éprouvette n'est plus homogène. Elle devient plus petite en un endroit précis, c'est la striction due à la localisation de la déformation plastique.  $R_m$  est la charge maximale supportée par l'éprouvette déformée de manière homogène. Au-delà de cette limite, le matériau se déforme rapidement sans effort supplémentaire sous l'effet d'une contrainte décroissance jusqu'à sa rupture. La déformation à la rupture ( $\epsilon_r$ ) correspond à l'allongement à la rupture que l'on peut lire sur la courbe ou déterminer une fois l'éprouvette rompue. Elle représente une des caractéristiques de la ductilité [1, 3].

## **I.3. Tenseurs des contraintes et des déformations**

### **I.3.1. Contraintes**

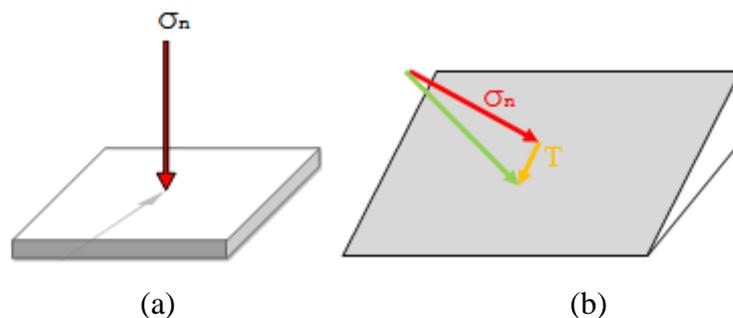
Dans le cas d'un essai de traction simple, la figure I.3 montre l'action de la force appliquée  $F$  sur la section transversale  $S$ . Si on décompose cette force en forces élémentaires  $df$  agissant sur des éléments de surfaces  $ds$ , la contrainte  $\sigma$  est défini par le rapport  $\frac{dF}{ds}$ . La contrainte appliquée est donc normale à la section de l'éprouvette [2].



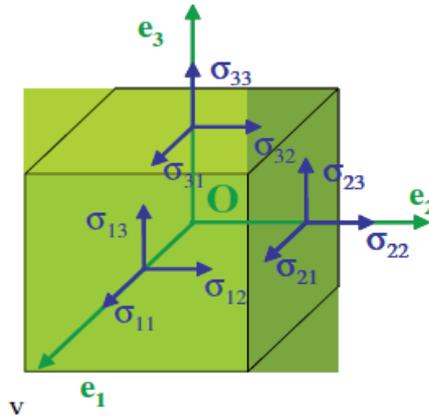
**Figure I.3.** Illustration de l'action d'une contrainte uni-axiale [21].

Considérant maintenant le cas général où la contrainte appliquée  $\sigma$  est oblique par rapport à la surface sur laquelle elle s'exerce (Figure I.4.b). Dans ce cas, on peut toujours décomposer  $\sigma$  en une contrainte normale, notée  $\sigma_n$ , et une composante tangentielle ou de cisaillement, notée  $T$  sur la (Figure I.4.b). Si on considère un repère orthonormé, de base  $(\vec{e}_1, \vec{e}_2, \vec{e}_3)$ , la contrainte  $\sigma$  agissant sur une surface donnée se décompose en 3 composantes selon ces vecteurs de base. Pour décrire l'état général de contrainte en un point  $O$  d'un corps solide soumis à une force extérieure, considérons un élément cubique infinitésimal centré en ce point. Définir un état de contrainte général en un point nécessite de connaître les composantes de la force appliquée sur chacune des trois faces perpendiculaires du cube. Les 3 composantes de  $\sigma$  agissant sur la face  $i$  (perpendiculaire au vecteur de base  $\vec{e}_i$ ) sont notées par  $\sigma_{ij}$ . L'indice  $i$  indique la direction de la normale à la face et l'indice  $j$  représente la direction de la contrainte [2]. Ainsi, on représente l'état de contrainte au point  $O$  par neuf composantes qui définissent un tenseur de rang deux (figure I.5). On exprime ce tenseur, noté  $\underline{\underline{\sigma}}$ , on donnant l'ensemble de ses composantes [2]:

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



**Figure I.4.** Représentation des contraintes normale (a) et de cisaillement (b) [4].



**Figure I.5.** Définition des composantes du tenseur des contraintes autour d'un point O [11].

### I.3.2. Déformations

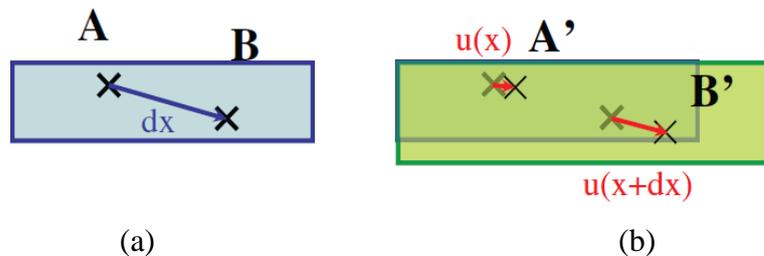
Lorsqu'un solide est soumis à des forces extérieures, pour des faibles contraintes, il commence à se déformer élastiquement jusqu'à ce qu'il atteigne sa limite d'élasticité. La contrainte et la déformation sont proportionnelles. Au-delà de la limite élastique et pour des forces un peu élevées, le matériau se déforme plastiquement d'une manière irréversible et il n'a pas la possibilité de revenir à l'état initial. La contrainte n'est plus proportionnelle la déformation. Cette dernière est définie comme étant la déformation par unité de longueur ou bien par le rapport de l'allongement  $\Delta L$  à la longueur initiale  $L_0$ , donnée par [5, 28]:

$$\varepsilon = \frac{\delta}{L_0} = \frac{L-L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{I.7})$$

$L_0$  est la longueur initiale et  $L$  la longueur après déformation.

Pour établir la forme du tenseur des déformations, on considère dans un matériau deux points voisins A et B, distants de  $dx$  (figure I.6.a). Après déformation, leurs nouvelles positions deviennent A' et B' et les déplacements subis sont  $u(x)$  et  $u(x+dx)$ , respectivement (figure I.6.b). La déformation relative correspond aux déplacements relatifs des points du solide les uns par rapport aux autres, elle est donnée par la relation suivante [5]:

$$e = \frac{A'B' - AB}{AB} = \frac{u(x+dx) - u(x)}{dx} \quad (\text{I.8})$$



**Figure I.6.** Schéma permettant de définir le tenseur des déformations. (a) solide non déformé, (b) solide déformé. Les points A' et B' sont les nouvelles positions des points A et B après déformation [11].

On définit donc les composantes  $\varepsilon_{ij}$  du tenseur des déformations, noté  $\underline{\underline{\varepsilon}}$ , par l'expression suivante [5]:

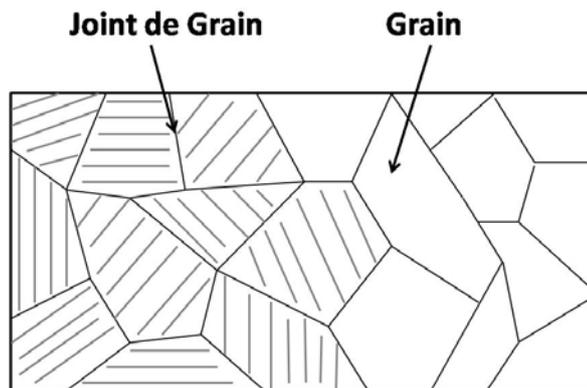
$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}} = \varepsilon = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{I.9})$$

#### I.4. Microstructure des matériaux métalliques

Les propriétés mécaniques, physiques et chimiques des matériaux dépendent de leurs microstructures (composition chimique, forme et taille des grains,...). Les matériaux métalliques ont une structure poly-cristalline, formée de grains cristallins, de phases, de précipités, .... Ainsi, la microstructure d'un matériau contrôle ses propriétés. L'observation et la caractérisation de la microstructure d'un matériau nécessitent l'utilisation de moyens microscopiques: microscopie optique, microscopie électronique, ....

Les matériaux poly-cristallins sont composés de grains (cristallite), ayant chacun sa propre orientation cristallographique, maintenus par des zones d'interface appelées joints de grains (figure I.7). La morphologie et la taille des grains affectent les propriétés des matériaux. Par exemple, lorsque la taille de grain diminue la limite d'élasticité augmente [2].

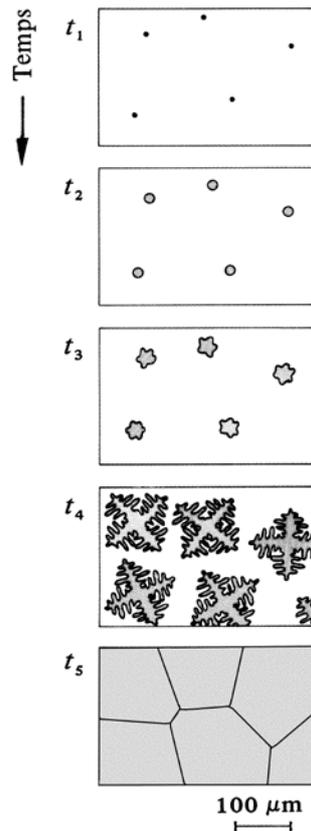
La texture cristalline d'un matériau est dictée par la distribution statistique des orientations des grains qui le composent. Lorsque toutes les orientations cristallines sont équiprobables, la texture est dite isotrope. La forme des grains peut également être anisotrope (grains allongés dans une direction particulière), on parlera alors de texture morphologique [1, 2, 8].



**Figure I.7.** Représentation schématique de la microstructure d'un matériau poly-cristallin [2].

##### I.4.1. Microstructure des métaux purs

La solidification des métaux purs poly-cristallins se fait en général à partir de l'état liquide par la formation de dendrites. La figure I.8 montre ce procédé de germination, formation de dendrites, croissance et formation des grains cristallographiques [1].

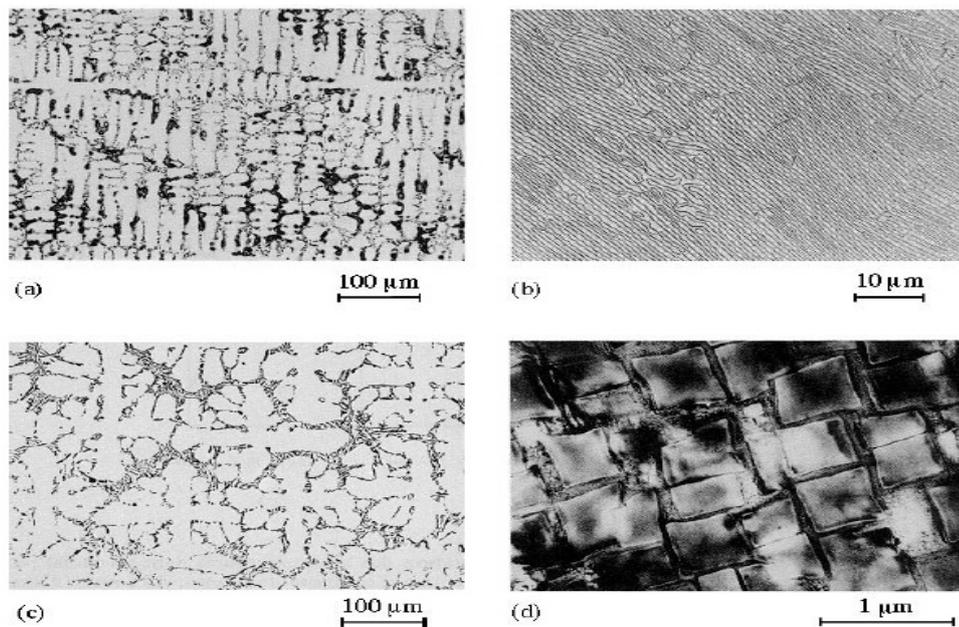


**Figure I.8.** Cristallisation d'un métal pur [1].

#### I.4.2. Microstructure des alliages métalliques

Les microstructures observées dans les alliages métalliques sont principalement de quatre types principaux [1]:

- Les cristaux dendritiques : Ils se forment durant la solidification et deviennent visibles après attaque chimique dans le cas des alliages en raison de variations locales de composition chimique (ségrégation) (figure I.9-a).
- Les microstructures eutectiques: Formées à partir du liquide (transformation eutectique) ou du solide (transformation eutectoïde). Les microstructures eutectiques ont une morphologie lamellaire ou fibreuse constituée de deux ou de plusieurs phases différentes (figure I. 9-b).
- Les microstructures mixtes dendritiques et eutectiques (figure I. 9-c).
- Les particules de petite taille qui apparaissent à l'état solide au départ d'une phase sursaturée par précipitation (figure I. 9-d).



**Figure I.9.** Microstructures des alliages métalliques: (a) dendrites, (b) eutectique lamellaire, (c) dendrites et eutectique inter-dendritique, (d) précipités formés à l'état solide à l'intérieur des grains [1].

## I.5. Dislocations et déformation plastique

L'une des raisons principales de l'utilisation des métaux est leur comportement plastique, en particulier leur malléabilité (déformation sans rupture sous l'effet d'une sollicitation mécanique plus au moins élevées). L'aptitude des métaux à se déformer plastiquement dépend de beaucoup de facteurs qu'il est nécessaire de connaître, d'une part, des opérations de mise en forme (travail à chaud ou à froid du métal) et, d'autre part, du calcul des pièces et des constructions, dans lesquelles on cherche au contraire à éviter toute déformation plastique durant le service.

### I.5.1. Mécanismes de la déformation plastique

La déformation plastique des métaux et des alliages métalliques entraîne dans le réseau cristallin la formation de défauts supplémentaires: dislocations, lacunes, macles,.... Le matériau déformé est caractérisé par une densité très élevée de dislocations. Le mouvement des dislocations sous l'effet des contraintes se fait principalement par glissement ou par maclage selon le matériau et les conditions expérimentales de déformation.

### I.5.2. Durcissement par déformation plastique

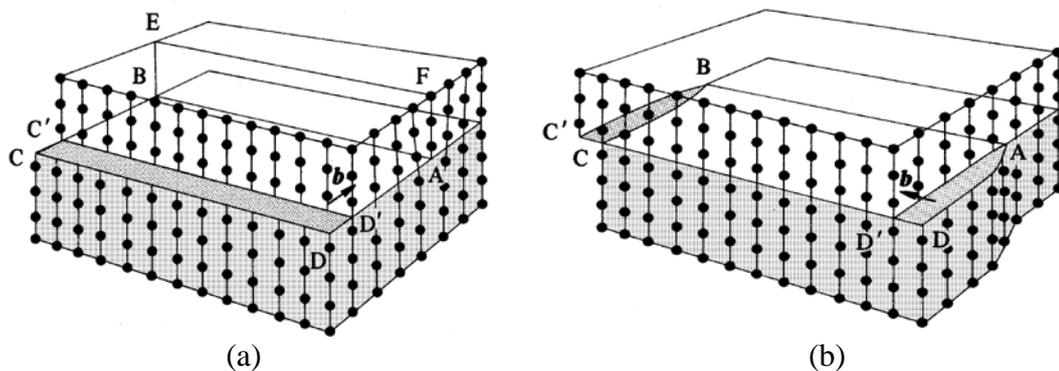
La déformation plastique permet de transformer la microstructure du matériau et de le rendre plus résistant. C'est le durcissement par écrouissage. En effet, la déformation plastique conduit à l'augmentation de la densité des dislocations rendant leurs mouvements de plus en plus difficiles à cause de leurs interactions et enchevêtrements [26].

### I.5.3. Dislocations

La déformation plastique des matériaux métalliques est principalement régie par le déplacement des dislocations. Ceci conduit à la formation de marches et au changement de la forme du cristal de manière permanente. La dislocation est un défaut du cristal qui résulte de la perturbation de la structure atomique le long d'une ligne.

Principalement, on distingue deux types de dislocations [1]:

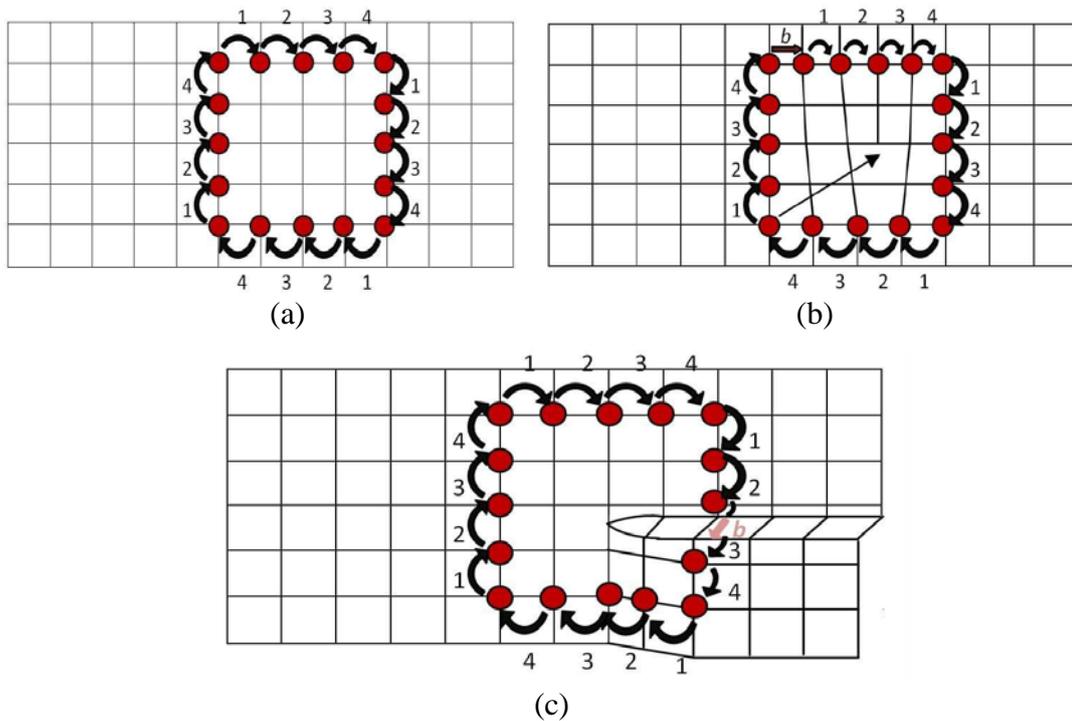
- **Dislocation coin:** Défaut centré autour d'une ligne le long de laquelle se termine un demi-plan atomique supplémentaire à l'intérieur du cristal (figure I.10-a).
- **Dislocation vis:** Défaut résultant d'un cisaillement du réseau parallèlement à la ligne de dislocation (figure I.10-b).
- **Dislocation mixte :** On peut la décrire comme une combinaison des deux types de dislocations (coin et vis).



**Figure I.10.** Géométrie des dislocations dans un cristal à réseau cubique: (a) dislocation-coin. (b) dislocation vis. Pour les deux types de dislocations on a indiqué le vecteur de Burgers  $\vec{b}$  qui caractérise le déplacement des atomes du réseau cristallin [1].

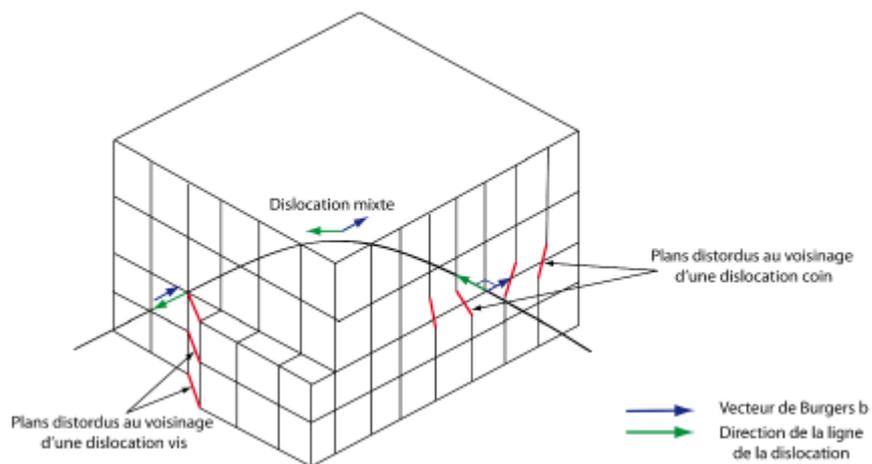
La dislocation est caractérisée par son vecteur de Burgers  $\vec{b}$  qui caractérise l'amplitude et la direction de son glissement. Il correspond au défaut de fermeture du circuit de Burgers dans le cristal contenant une dislocation, comme illustré sur la figure I.11 [1].

L'orientation locale du vecteur de Burgers par rapport à la ligne de dislocation dépend du type de dislocation. Dans le cas d'une dislocation coin, le vecteur de Burgers  $\vec{b}$  est perpendiculaire à la dislocation. Dans le cas d'une dislocation vis, le vecteur de Burgers  $\vec{b}$  est parallèle à la ligne de dislocation. Dans le cas d'une dislocation mixte (cas général), le vecteur de Burgers  $\vec{b}$  n'est ni parallèle ni perpendiculaire à la ligne de dislocation.



**Figure I.11.** Circuit de Burgers dans un cristal parfait (circuit fermé :  $\vec{b} = \vec{0}$ ) (a). Circuits de Burgers autour d'une dislocation coin (b) et vis (c) permettant la détermination du vecteur de Burgers  $\vec{b}$ , [1].

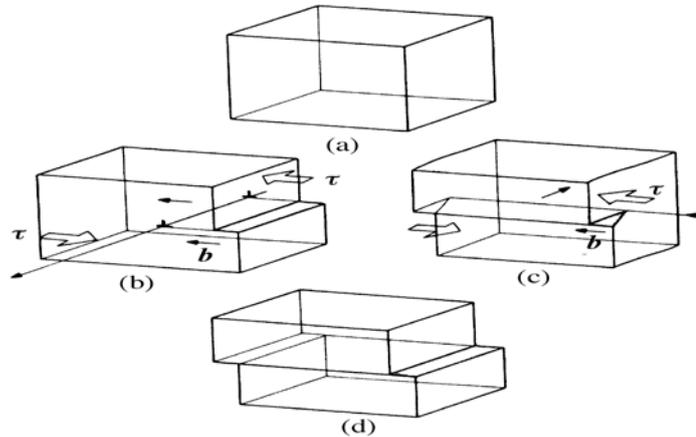
Dans le cas général, les dislocations ont un caractère "mixte". L'orientation du vecteur de Burgers est quelconque par rapport à la ligne de dislocation. La figure I.12 montre un exemple de dislocation formée de portions coins, vis et mixtes [1].



**Figure I.12.** Représentation schématique de la dislocation mixte [20].

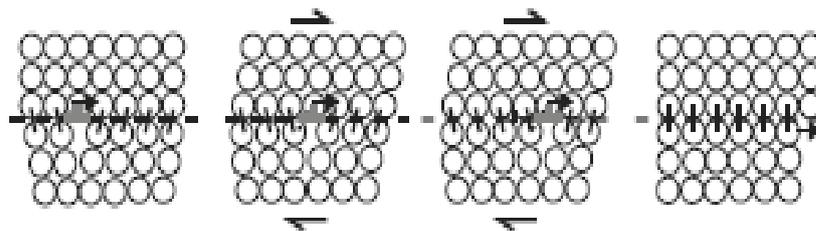
### I.5.4. Mouvement des dislocations

Le mouvement des dislocations se fait toujours dans une direction perpendiculaire à la ligne de dislocation. La figure I.13 montre le déplacement d'une dislocation, coin ou vis, sous l'effet d'une contrainte  $\tau$  et la formation d'une marche (déformation plastique) après que la dislocation ait traversé le matériau.



**Figure I.13.** Formation d'une marche de glissement (déformation plastique) par mouvement d'une dislocation coin ou d'une dislocation vis dans un prisme: (a) prisme non déformé, (b) passage d'une dislocation-coin, (c) passage d'une dislocation-vis, (d) prisme déformé plastiquement par le passage de la dislocation coin ou vis [1].

La figure I.14 montre de manière schématique comment la présence des dislocations facilite la déformation plastique à l'échelle atomique. Lors du passage d'une dislocation coin à travers un cristal, il y a eu 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 [1].



**Figure I.14.** Mouvement d'une dislocation coin (glissement) [9].

La déformation plastique des matériaux est assurée par les dislocations. Ces dernières se multiplient lors de leur déplacement. Le mouvement d'une dislocation conduit à la formation d'une marche microscopique. Si le nombre de dislocations en mouvement est élevé, il conduit à la formation de multiples marches microscopiques qui donnent lieu à un changement de la forme macroscopique [18].

Les dislocations se déplacent principalement suivant deux mécanismes:

- Le glissement (dislocations coin, vis et mixtes).  
Glissement dévié pour les dislocations vis uniquement.
- La montée (pour les dislocations coin uniquement).

Le glissement est un mouvement conservatif (sans déplacement de matière) alors que la Montée est non-conservatif (avec déplacement de matière).

#### I.5.4.1. Le glissement

On dit qu'un comportement est plastique lorsqu'un matériau est capable de présenter des déformations irréversibles sous l'effet d'une contrainte extérieure. La déformation plastique englobe toutes les déformations à caractère permanent. Dans la majorité des cas, elle est associée au mouvement des dislocations qui se caractérise par la localisation de la déformation entre plans cristallins qui est révélée par la présence de traces de glissement à la surface des matériaux déformés [11, 8].

L'origine de la déformation plastique des métaux est le glissement irréversible de certains plans cristallographiques par rapport aux autres. Le mécanisme qui permet ce glissement est le mouvement des dislocations suivant certains plans et selon certaines directions cristallographiques. Les plans de glissement actifs dans les métaux (Tableau I.1), dans les structures cristallographiques les plus courantes (CC, CFC et HC), sont les plans de plus forte densité atomique. Par ailleurs, dans chacun de ces plans, la direction de glissement correspond à la direction cristallographique de plus grande densité atomique [14]. Le plan de glissement et la direction de glissement définissent le système de glissement de la dislocation.

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

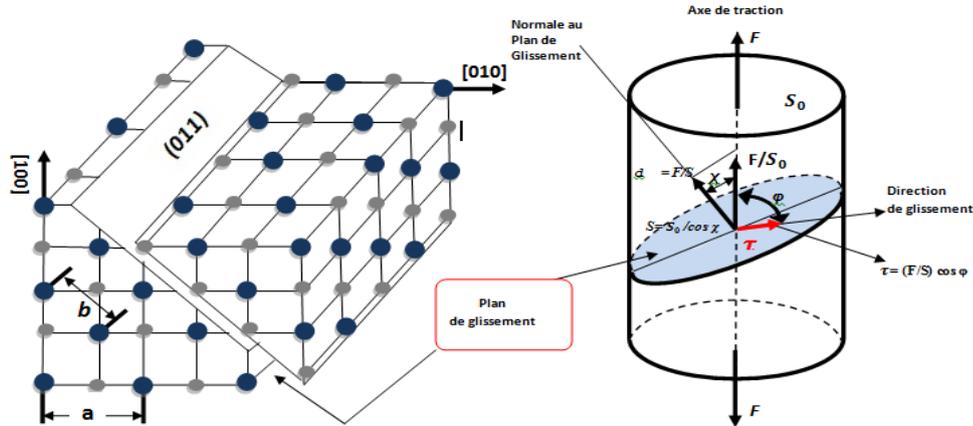
**Tableau I.1.** Systèmes de glissement pour les trois principales structures métalliques (les systèmes indiqués en italique ne sont pas activés à basse température) [11].

Dans les matériaux cristallins, la seule composante qui est capable d'activer les mécanismes de déformations permanentes est la contrainte tangentielle [9].

#### Facteur de Schmid

Considérant un cylindre monocristal sollicité en traction. Les glissements se produisent dans les plans denses qui subissent une contrainte de traction. Cette dernière va créer des

contraintes de cisaillements  $\tau$  dites de cission dans des plans inclinés par rapport à l'axe de traction (figure I.15) [9].



**Figure I.15.** Glissement des plans atomiques dans un monocristal en traction [27].

On écrit donc l'équation qui traduit ces contraintes [27]:

$$\tau = \frac{F}{S} \cos \varphi \quad (\text{I.11})$$

Et

$$S = \frac{S_0}{\cos \chi} \quad (\text{I.12})$$

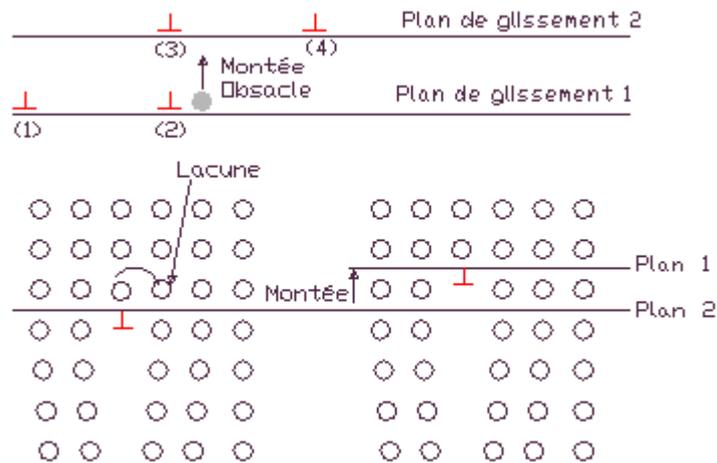
Ce qui nous donne la formule de la contrainte de cission suivante:

$$\tau = \sigma \cos \varphi \cos \chi \quad (\text{I.13})$$

L'équation (I.12) est connue sous le nom de loi de Schmid et le terme  $(\cos \chi \cos \varphi)$  est appelé facteur de Schmid. Cette loi permet de relier  $\sigma$  en  $\tau$  pour un système de glissement déterminé.

#### I.5.4.2. La montée

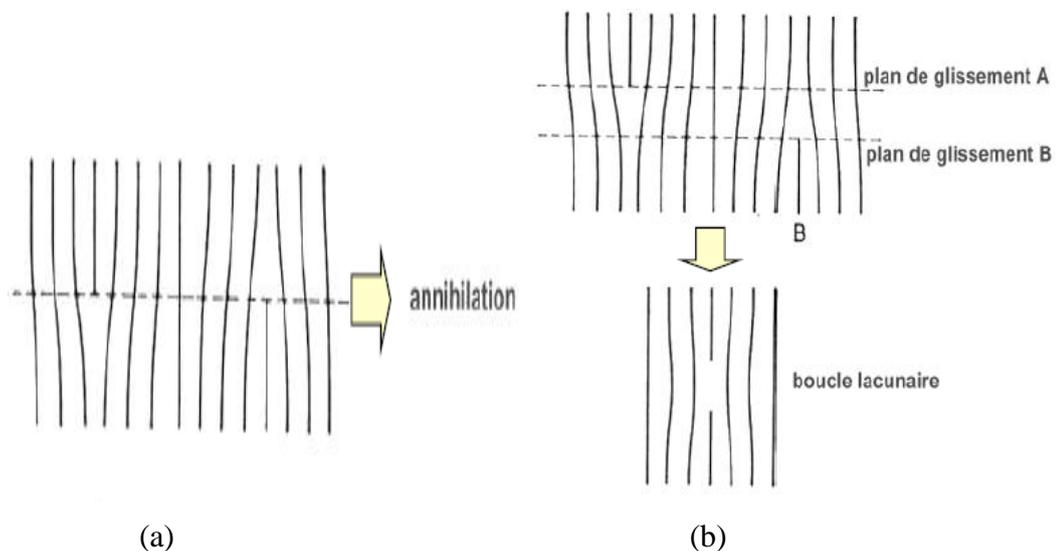
On dit montée lors du mouvement des dislocations coins d'un plan de glissement vers un plan adjacent parallèle (figure I.16). Ce processus est thermiquement activé. Il est basé essentiellement sur les lacunes qui assurent la montée des dislocations coins, et ce processus est non-conservatif. Il se produit grâce à la diffusion des lacunes ou atomes interstitielles vers le cœur de la dislocation [18].



**Figure I.16.** Montée d'une dislocation coin [18].

### I.5.5. Interaction et multiplication des dislocations

Le mouvement des dislocations dans un cristal produit des interactions entre elles. Lorsque deux dislocations, de signes opposés et ayant un même plan de glissement, se rencontrent elles peuvent s'annihiler (figure I.17-a). Lorsqu'il s'agit de deux dislocations de signe opposé mais n'ayant pas le même plan de glissement, celles-ci peuvent s'annihiler mais en laissant soit une boucle lacunaire, soit une boucle interstitielle (figure I.17-b) [10].



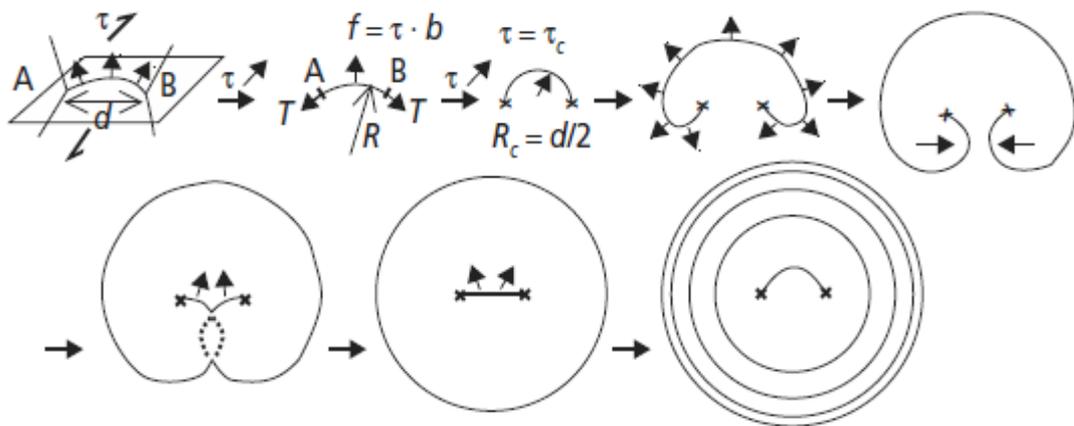
**Figure I.17.** Interaction entre dislocations [10].

Au cours de la déformation, les interactions des dislocations entre elles et avec les autres défauts cristallins conduisent à leurs multiplications. Les sources de Franck-Read constituent l'un des procédés de multiplication des dislocations dans le matériau.

### I.5.5.1. Source de Franck-Read

Considérant un segment de dislocation bloqué par les points A et B, distants de  $d$ , du réseau de Frank. Lorsqu'on applique une cission  $\tau$  sur son plan de glissement, la dislocation se courbe sous l'effet de la cission en forme d'arc de cercle de rayon d'équilibre  $R$  (figure I.18). Quand on augmente la contrainte, l'arc de dislocation devient de plus en plus incurvé jusqu'à la formation d'une boucle avec deux parties de signes opposés pouvant s'annuler. Ainsi, une nouvelle dislocation est alors créée et le processus peut se répéter plusieurs fois en libérant des boucles de dislocations. La contrainte qu'il faut appliquée pour l'activation de la dislocation est relié donc au module du vecteur de burgers  $\vec{b}$  et le module de cisaillement  $T$  par la relation suivante [9]:

$$\tau = \frac{\mu b}{d} \quad (\text{I.14})$$



**Figure I.18.** Activation d'une dislocation par glissement d'un arc de dislocation ancré en deux nœuds du réseau de Frank (Source de Franck-Read) [9].

### I.5.5.2. Interactions topologiques entre dislocations

L'interaction entre deux dislocations peut aussi former des jonctions (figure I.19). Deux dislocations qui se croisent lors de leurs déplacements créent sur chacune un cran d'amplitude égale au vecteur de Burgers de l'autre. Très souvent, ces crans ne peuvent pas suivre les dislocations dans leurs plans de glissement et donnent lieu à la formation de **jonctions** fixes [10].

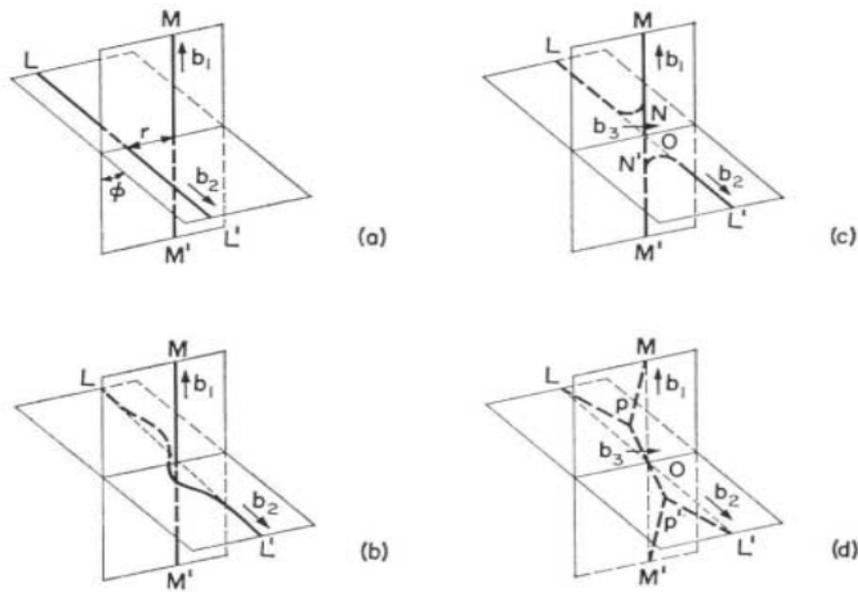


Figure I.19. Interactions topologiques entre dislocations (Formation de jonctions) [10].

On rencontre aussi la formation de Nœuds et de boucles de dislocations (figure I.20) [18].

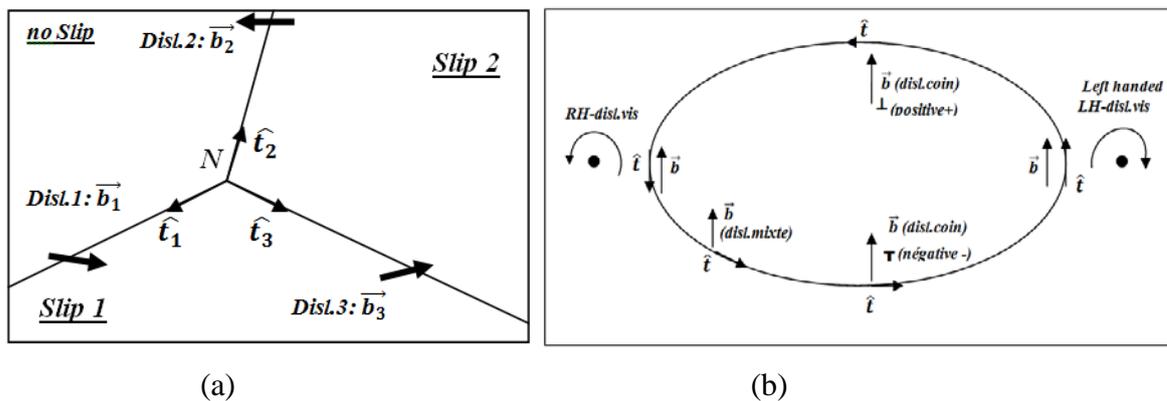


Figure I.20. Nœuds (a) et boucles (b) de dislocations. Au nœud  $\sum \vec{b}_i = \vec{0}$  (Règle de Frank). Si  $\vec{b}$  est perpendiculaire à la boucle, elle est de type coin et est dite prismatique [18].

### I.5.6. Méthodes d'observation des dislocations

Pour observer les dislocations, plusieurs méthodes ont été développées. On peut citer :

- Méthode d'attaque surfacique : Elle consiste à plonger le cristal dans une solution chimique et à observer les traces laissées. Ce qui conduit à la mise en évidence des points d'émergence des dislocations.
- Méthode de la décoration : Il s'agit d'introduire des atomes marqueurs dans le matériau lors d'un traitement thermique. La diffusion préférentielle des éléments

d'addition le long des dislocations, au cours d'un court traitement, permet l'observation des dislocations.

- Topographie aux rayons x : Dans cette méthode l'échantillon doit être orienté de manière à ce qu'une famille de plans soit en condition de Bragg par rapport au faisceau de rayons X.
- Microscopie électronique en transmission (MET) : Elle nécessite la préparation d'une lame transparente d'une centaine de nanomètres d'épaisseur. A l'aide d'une attaque chimique adéquate, on perfore la lame et on observe les bords de l'orifice à l'aide d'un MET [20].

### I.5.7. Densité des dislocations

Pour quantifier la présence des dislocations dans un cristal, on définit leur densité  $\rho$  par le rapport de la longueur totale des lignes de dislocations par unité de volume [1]:

$$\rho = \frac{\text{longueur des dislocations}}{\text{volume du cristal}} \quad (\text{I.15})$$

Unité de mesure de  $\rho$  :  $\text{m}^{-2}$ .

Pendant la déformation plastique des métaux, les dislocations se multiplient et  $\rho$  augmente considérablement.

### I.5.8. Energie d'une dislocation

La création d'une dislocation nécessite une énergie, qui est la somme de deux énergies : l'énergie élastique et l'énergie du cœur (qui n'est pas facile à déterminer à cause de la déformation importante du cœur) [18].

$$E_{\text{dislocation}} = E_{\text{élastique}} + E_{\text{cœur}} \approx E_{\text{élastique}} \quad (\text{I.16})$$

# **Chapitre II**

## **Méthodes d'analyse des déformations**

## Chapitre II

### Méthodes d'analyse des déformations

#### II.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est de d'écrire les différentes méthodes qui permettent l'analyse des déformations à différentes échelles. Nous nous intéresserons en particulier à la méthode de corrélation d'images numériques qui sera utilisée dans le chapitre suivant pour analyser un essai de traction.

Il existe plusieurs méthodes d'analyse des déformations. On distingue trois catégories principales:

- Les méthodes mécaniques avec contact.
- Les méthodes optiques directes.
- Les méthodes optiques indirectes.

#### II.2. Méthodes mécaniques avec contact

Ce sont les techniques classiques de caractérisation mécanique les plus connues qui imposent un contact direct entre le matériau déformé et l'outil de mesure. Ces techniques sont la traction, la compression, la torsion,...etc. Comme on peut aussi associer à ces outils des jauges de déformations ou des extensomètres [12].

##### II.2.1. Machine de traction

L'essai de caractérisation le plus couramment utilisé est l'essai de traction simple. La machine de traction simple est constituée d'un bâti portant une traverse mobile et une traverse fixe (figure I.1), dont le principe consiste à appliquer une tension uni-axiale à une éprouvette de traction placée entre les deux mors de la machine. Une machine de traction comporte une cellule de charge qui nous permet de mesurer l'effort appliqué à l'éprouvette et le déplacement de cette dernière peut être suivi de déverse façon.

Ainsi, le rapport entre l'effort appliqué  $F$  et la section initiale  $S_0$  de l'éprouvette, et le rapport entre l'allongement absolu  $\Delta l$  et la longueur initiale  $L_0$  de l'éprouvette nous permet d'avoir la courbe conventionnelle "contrainte-déformation" de traction [12,14].

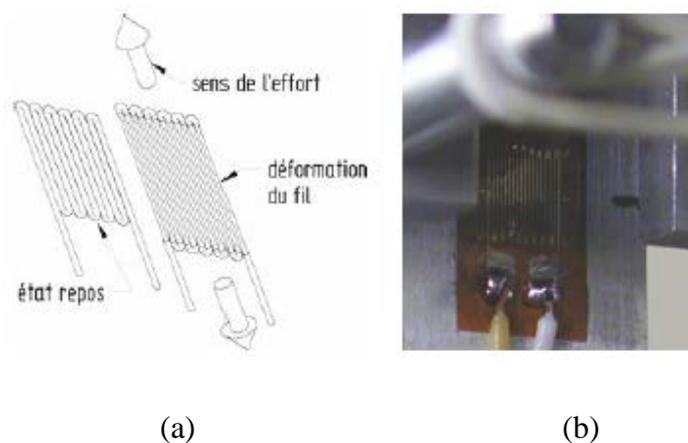
### II.2.2. Extensomètres

Un extensomètre est un appareil électrique qui nous permet de mesurer la variation des dimensions d'une région d'un solide (éprouvette). Il existe deux grandes catégories de cet appareil: des dispositifs avec contact (jauges de déformation et extensomètre à pinces) et des extensomètres sans contact. Ceux utilisant les jauges de déformation qui peuvent enregistrer des déformations allant de  $10^{-4}\%$  à 50%. Comme il est aussi possible de coupler plusieurs extensomètres pour étudier à la fois plusieurs régions du solide. Cependant, les résultats obtenus restent toujours des données moyennes de la région considérée [13,14].

#### II.2.2.1. Jauges de déformation

Une jauge de déformation, dite aussi extensomètre à fils résistants, est constituée d'un fil conducteur très fin distribué parallèlement à une direction donnée. Le fil est collé sur l'éprouvette de sorte qu'il puisse subir le même allongement ou raccourcissement lors d'un essai de traction ou de compression, respectivement. La déformation du matériau conduit à une variation de la résistance électrique du fil.

Les jauges ont le but de traduire la déformation d'une pièce en une variation d'une résistance électrique, elles permettent de détecter des déformations allant de  $10^{-4}\%$  à 25%. Les mesures effectuées par les jauges de déformation restent toujours des valeurs non locales mais sont des données moyennes d'une région considérée. Comme il est possible aussi d'augmenter le nombre de points de mesures par l'utilisation de plusieurs jauges collées les unes aux autres, et leurs précisions est meilleure que celle des machines de traction [12, 13].



**Figure II.1.** Principe de fonctionnement d'une jauge de déformation. L'image (a) représente une jauge collée à une éprouvette [14].

### ***II.2.2.2. Extensomètres à pinces***

Il existe deux types d'extensomètres à pinces :

- L'extensomètre à LVDT (Linear variable différentiel transformer) est constitué d'un noyau central autour duquel s'enroulent trois bobines. Il y a une bobine primaire 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. La mesure de la position d'un noyau qui est relié lui-même à une éprouvette par des pinces, est faite lors de l'augmentation d'un courant dans l'une des bobines et diminue dans l'autre au moment où le noyau coulisse. Le déplacement autour de sa position d'équilibre du pont génère deux tensions représentatives de l'amplitude du déplacement et de son sens. La comparaison des valeurs crêtes de chaque signal nous donne la valeur de ce déplacement. La résolution est d'ordre de 0,1% de la plage de mesure qui peut varier de 1 à 100 mm. L'estimation des déplacements est donc possible, dans des conditions optimales, de l'ordre de  $1\mu m$ . La résolution en déformation est d'environ 0,5%.
- Le deuxième type d'extensomètre à pince repose sur la mesure de la déflexion (déviation) d'une barre par des jauges de déformation. Cette barre, située dans le corps de l'extensomètre, fléchit sous le déplacement des couteaux suite à la déformation de l'échantillon [14].

### ***II.2.2.3. Extensomètres sans contact***

Il est possible aussi de mesurer sans contact les déplacements subis par un échantillon. Par exemple, à travers des dispositifs permettant la mesure de la température d'une région donnée du matériau [14].

## **II.3. Méthodes optiques directes**

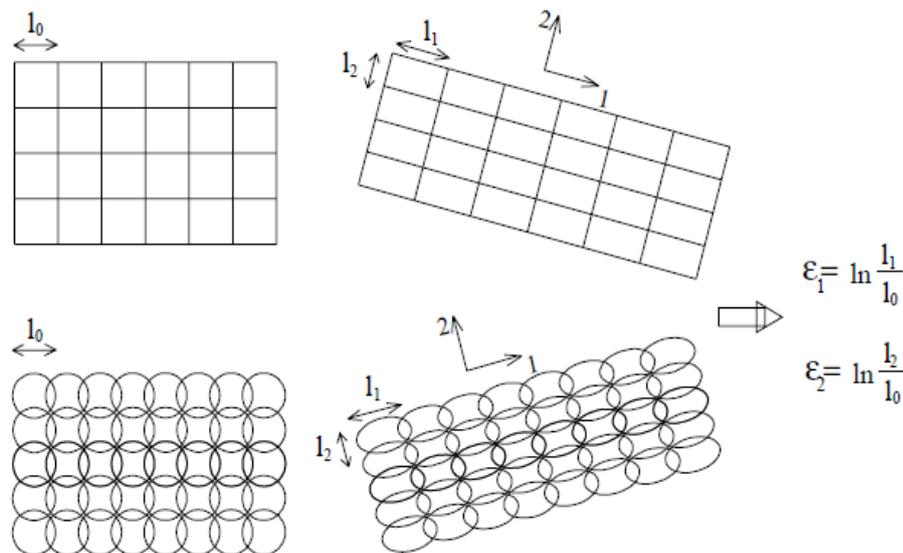
Ces méthodes de caractérisations consistent à mesurer les déplacements des points ou les variations des paramètres géométriques (diamètre d'un cercle, coté d'un carré) en utilisant un moyen optique (caméra, binoculaire), qui n'impose pas du contact entre le matériau déformé et l'outil de mesure.

### **II.3.1. Mesure des variations des caractéristiques géométriques d'un réseau**

Cette méthode consiste à graver un motif géométrique (cercle ou bien un carré de diamètre ou de coté suffisamment petits) sur la surface du matériau à déformer (figure II.2). Au cours de la déformation, les motifs sur la surface du matériau se transforment d'un réseau de cercles

à un réseau d'ellipses dont les directions principales sont équivalentes au grand et au petit axe. Par contre, dans le cas d'un réseau de carrés, il nécessite d'abord la connaissance des directions principales de la déformation pour lesquelles il faudra faire correspondre les côtés du carré [13].

On peut calculer les nouveaux paramètres géométriques du réseau obtenu après déformation à l'aide d'une binoculaire et d'une table micrométrique à mouvements croisés. Dans de bonnes conditions, les déformations détectées peuvent aller de 1 à 100% avec une précision de  $\pm 5\%$ . Il existe aussi de nouvelles méthodes qui ont été développées pour le calcul de déformations sur des surfaces à 3 dimensions. Mais elles sont difficiles à mettre en œuvre [12,13].

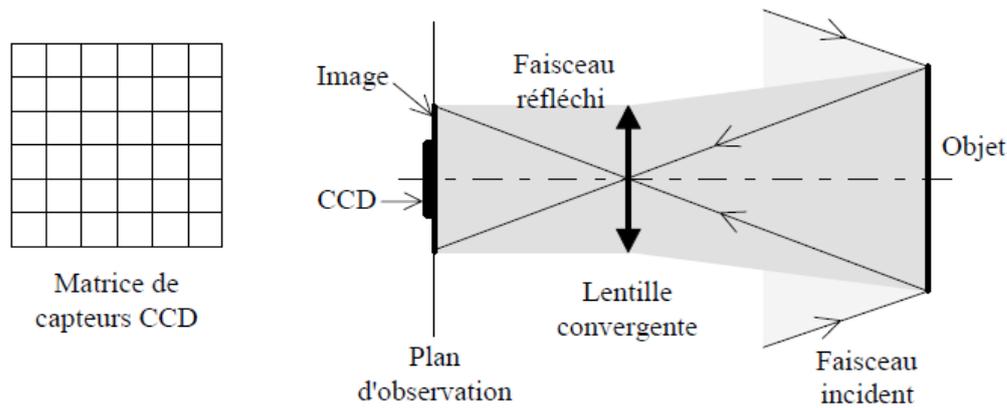


**Figure II.2.** Déformation calculées par la mesure de variations de longueurs de réseau carré ou circulaire [13].

### II.3.2. Méthodes de corrélation sur des surfaces à motifs aléatoires

Cette méthode nous permet d'accéder à des champs de valeurs, contrairement à la méthode mécanique qui sert à nous donner des valeurs moyennes en une zone donnée du matériau. Toutes les méthodes qui utilisent un motif aléatoire permettent de mesurer les déplacements principaux par corrélation d'images numériques. On peut également se ramener à un système de franges d'interférence à partir d'un motif lumineux aléatoire, en utilisant la propriété de la lumière cohérente.

Si on illumine un objet est à l'aide d'une source lumineuse quelconque (soleil, laser,...etc.), le faisceau incident sera réfléchi dans toutes les directions. Si on place une lentille convergente devant l'objet et à la même distance que la focale puis un écran derrière cette lentille, on observe une image de l'objet. Ce principe optique est schématisé dans la figure II.3. La taille de l'image obtenue dépend de la distance entre l'écran et la lentille [13].



**Figure II.3.** Représentation schématique d'une matrice de capteurs CCD et de la formation d'une image sur un plan d'observation [13].

Si on remplace l'écran par une matrice de capteurs CCD, on obtient une image présentée par une fonction discrète de valeurs entières de l'intensité lumineuse reçue par chacun des capteurs. L'image numérique établie est stockée sous forme de matrice 2D, constituée d'un ensemble de pixels. Un pixel est défini comme étant une valeur entière dite "niveau de gris". Chaque pixel apporte une information codée sur un nombre de bits définis par le codage utilisé. Par exemple, l'information sur un pixel d'un capteur 8 bits prendra une valeur de 256 et pour un capteur 10 bits est égal à une valeur de 1024. Ainsi que la position de centre d'un pixel nous permet d'avoir ses coordonnées.

Le principe de la méthode de corrélation d'images est basé sur la comparaison de deux images d'un matériau, l'une avant déformation est prise comme témoin (image de référence) et l'autre après déformation (image déformée) [12].

### II.3.3. Thermographie infrarouge

Le développement des appareils thermiques nous permet de classer cette méthode parmi les méthodes optiques directe qui nous aide à estimer le champ de déformation, comme elle est devenue aussi un moyen très important pour la description des aspects du comportement thermiques des matériaux.

La thermographie infrarouge sert à analyser les déformations d'un matériau à partir de la visualisation de la distribution de la chaleur de sa surface. L'analyse du rayonnement électromagnétique émis par le matériau permet de déterminer le champ de températures de surface et de suivre son évolution au cours de la déformation [12].

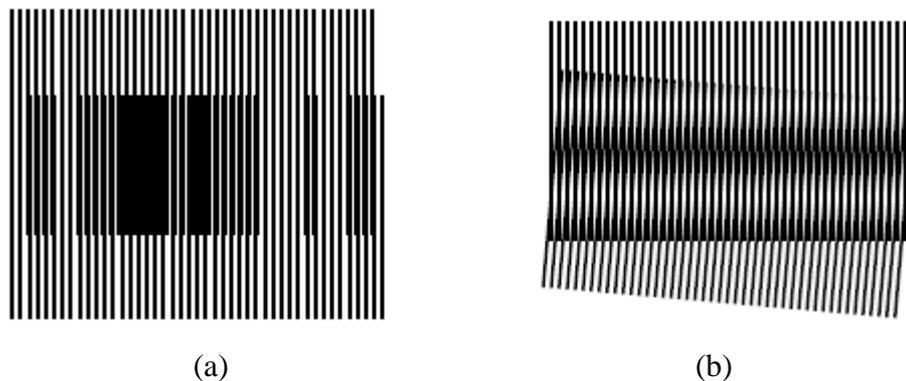
## II.4. Méthodes optiques indirectes

Les méthodes optiques indirectes reposent sur l'apparition de franges d'interférences engendrées par la superposition d'ondes lumineuses cohérentes monochromatiques.

### II.4.1. Méthode du Moiré

Ce phénomène est basé sur la superposition de deux réseaux de lignes (grille) alternativement sombres et claires, dont les pas sont voisins et différents. Il résulte l'apparition de franges. Il s'agit donc d'un phénomène d'interférences spatiales entre deux réseaux. Celui-ci peut être utilisé pour l'analyse des déformations des objets.

Dans cette technique, on considère deux réseaux identiques voisins: l'un est parfaitement connu comme réseau de référence (réseau témoin) et l'autre est collé ou imprimé sur la surface du matériau à déformer, dit « réseau objet ». Après déformation et superposition du réseau témoin non déformé dit aussi (analyseur) sur la pièce (réseau déformé), il apparaît un moiré. La diffraction optique induit une distribution de franges claires et sombres. Afin de mesurer les déplacements et de déterminer les déformations dans le plan de l'échantillon à partir d'une comparaison entre les deux réseaux [13].



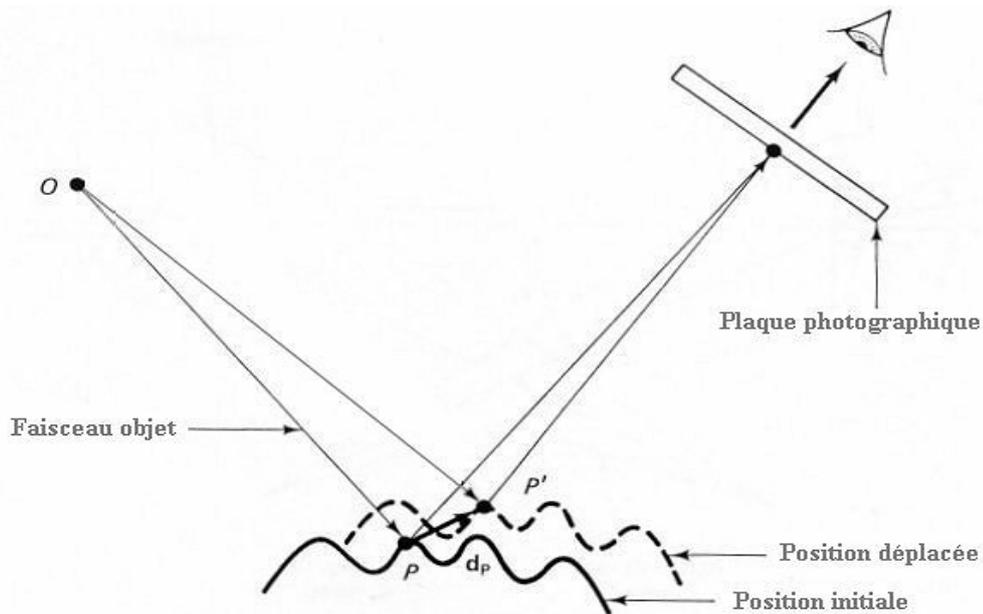
**Figure II.4.** Principe de phénomène du moiré.(a) Moiré de réseaux de pas voisins  
(b) Moiré de réseaux de même pas inclinés entre eux [16].

### II.4.2. Interférométrie holographique

La méthode d'interférométrie holographique résulte d'une superposition entre deux ondes lumineuses, l'une de référence et l'autre de mesure. Il s'agit de reconstruire l'image en 3D d'un objet à partir d'un enregistrement effectué sur une plaque photographique. Le principe consiste à enregistrer sur une plaque les interférences entre la source lumineuse monochromatique (laser) et les faisceaux diffusés par l'objet éclairé par la même source. On peut observer une image virtuelle en trois dimensions de l'objet à partir d'une illumination

d'un hologramme par le même faisceau laser. Et pour aller aux déplacements il suffit juste d'enregistrer sur la même plaque photographique des interférences produites par deux sources lumineuses acquises du même objet avant et après déformation, en développant ça on obtient des franges d'interférences. Cette méthode est caractérisée par une très bonne précision, de l'ordre de  $0.05 \mu m$  en déplacement. Cependant, sa mise en œuvre est difficile à cause de sa sensibilité aux vibrations pendant les poses, sa limitation à la mesure de faibles déplacements, ainsi que la difficulté pour avoir des franges visibles.

Le principe de cette méthode est illustré sur la figure II.5 [12,15].

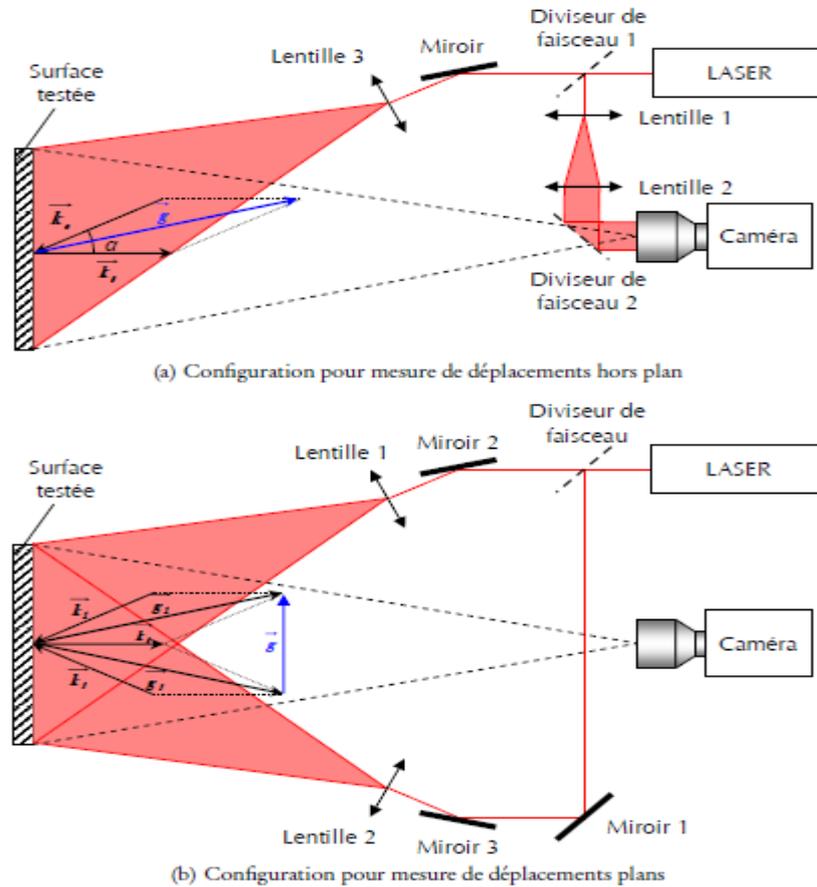


**Figure II.5.** Principe d'enregistrement d'un hologramme [13].

### II.4.3. Interférométrie speckle (ou granularité laser)

On peut assimiler le principe de cette méthode à celui de l'interférométrie holographique, il suffit juste de remplacer la plaque photographique par une caméra CCD. Donc on n'a pas la possibilité de reconstruire l'image en trois dimensions. Une image de l'objet est formée sur les capteurs CCD à l'aide de l'utilisation de lentilles. Le principe consiste à éclairer une surface rugueuse ou micro-rugueuse par un faisceau de lumière cohérente (faisceau laser), cette surface va réfléchir la lumière dans toutes les directions selon le principe de Huygens-Fresnel et on aura un champ de granularité (effet speckel). L'interférence des faisceaux réfléchis forme une figure formée de grains lumineux très contrastés et de formes quelconques. Lorsque la rugosité de l'objet est supérieure à la demi-longueur d'onde de source utilisée on obtient un très bon résultat. Ainsi, la superposition de champs de granularités nous donne des franges d'interférences afin d'obtenir un champ de déplacement.

Cette technique est simple à réaliser comme elle nous permet d'avoir une série d'images. Cependant, cette technique possède un inconvénient principal de son caractère interférométrique qui la rend très sensible aux vibrations extérieures. Le principe est schématisé dans la figure II.6 [12,16].

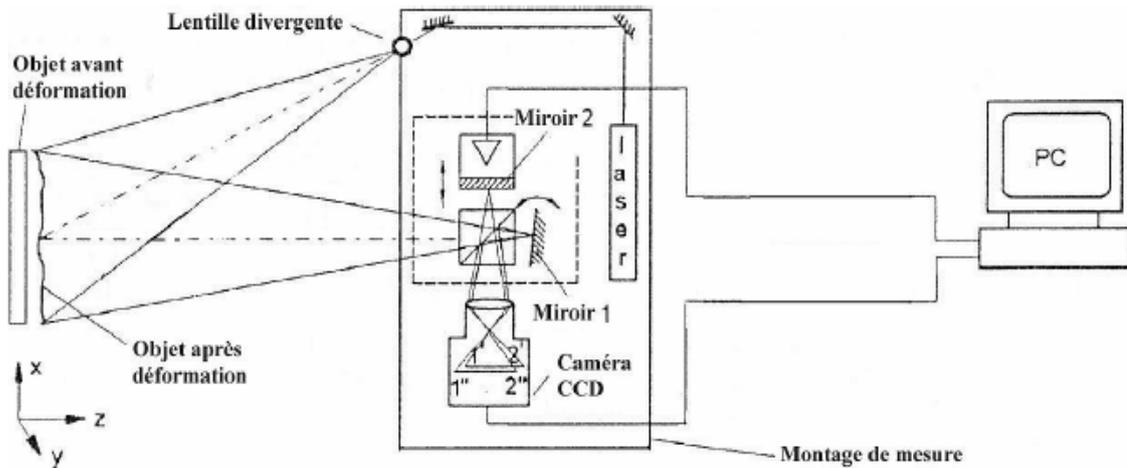


**Figure II.6.** Schéma de principe de l'interférométrie de speckle pour la mesure de déplacements hors-plan et plans [16].

#### II.4.4. Shearographie

La shearographie, dite aussi "interférométrie différentielle de speckle", est l'une des techniques optiques indirectes de mesure de champs de déformations. Celle-ci consiste à mesurer directement les gradients de déplacements sur une figure d'interférences. Le principe est d'éclairer un objet par une lumière cohérente, dont la lumière réfléchissante doit orienter vers un montage optique qui crée une paire d'images décalées. La distribution de la phase correspondante est déduite à partir d'un interférogramme speckle créée par la paire d'images interférées. En effectuant la différence des deux distributions de phases après reproduction de la même procédure mais pour un objet déformé, on obtient une figure de frange digitale. On peut déduire le champ de déplacement à partir de la figure du changement de phase relatif. Cette méthode est utilisée pour des mesures de déplacement de quelques nanomètres entre

deux états d'un objet et sa mise en œuvre est difficile pour obtenir des franges d'interférences de bonne précision [12].



**Figure II.7.** Montage utilisé en shearographie [13].

## II.5. Analyse des déformations à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques

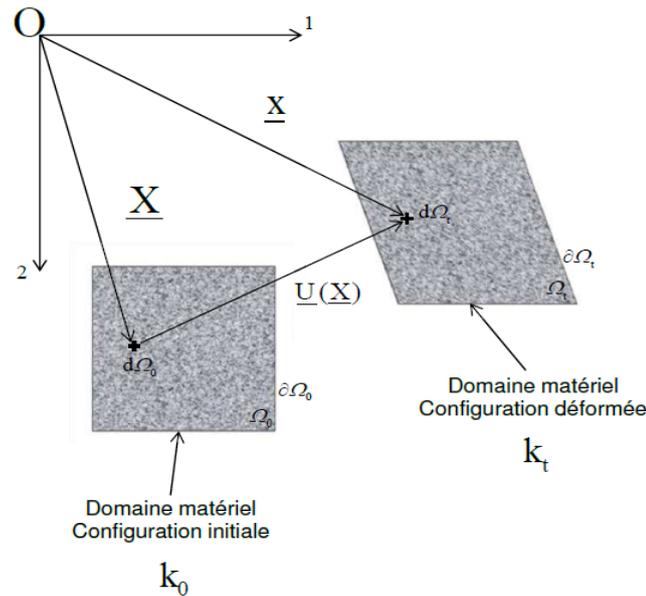
Le développement de techniques de mesure des champs de déplacement est primordial si l'on veut caractériser les effets mécaniques à des échelles très petites. Chacune d'elles possède des avantages et des inconvénients de précision plus ou moins grande, en fonction du domaine et de la mesure effectuée. Parmi ces différentes techniques, on fait appel à la corrélation d'images numériques. C'est une méthode optique directe séduisante, d'usage simple et répondue, pour explorer l'évolution de la déformation plastique à l'échelle locale par exemple.

La corrélation d'images est née au début des années 80. A 2 dimensions, cette approche consiste à comparer deux images d'un même objet dans deux états différents (avant et après déformation) dont la surface présente un motif aléatoire. En comparant les niveaux de gris des images, on détermine le correspondant de chaque point dans l'image à corréler (principe d'appariement). Cela nous permet la détermination le champ de déplacements et, par conséquent, le champ de déformations [14, 24].

### II.5.1. Généralités sur la cinématique d'un milieu continu

Géométriquement, la modélisation d'un milieu continu classique repose sur l'idée de représenter un système mécanique par un domaine  $\Omega$  dont les éléments « $d\Omega$ » représentent les

particules élémentaires constitutantes et les « $\partial\Omega$ » représentent les frontières. La figure II.8 représente l'état initial (instant  $t_0$ ) et l'état déformé (instant  $t$ ) d'un corps matériel [25].



**Figure II.8.** Configurations d'un système mécanique [25].

Toute transformation du milieu doit pouvoir être considérée comme continue à l'échelle de l'élément considéré, si la modélisation de milieu continu est relativement réussie à l'échelle considérée.

Dans ce qui suit, on présentera une formulation mathématique précise du concept de continuité exposé précédemment. En se référant au marquage des éléments matériels constitutifs décrit précédemment (figure II.8), la transformation matérielle consiste à :

- L'assimilation des éléments constituant le système par leur position géométrique dans une configuration de référence et notée  $K_0$  (par la variable vectorielle  $\underline{X}$ ).
- On exprime la valeur des grandeurs physiques actuelle en fonction des variables  $\underline{X}$  et  $t$ .
- Le vecteur position  $\underline{OM} = \underline{x}$  de l'élément constitutif est initialement située en  $M_0$  dans la configuration  $K_0$  est donné par la fonction suivante :

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

$\underline{\varphi}$  est une fonction vectorielle définie sur le domaine initial  $\Omega_0$ , donnée par la fonction suivante :

$$\underline{\varphi}(\underline{X}, 0) = \underline{X} \quad (\text{II.2})$$

La fonction  $\underline{\varphi}$  décrit l'analogie géométrique entre les deux configurations (spatiales) initiales  $K_0$  et déformée  $K_t$ . Cette fonction décrit la transformation matérielle du domaine en fonction de la variable  $t$ , c'est l'évolution géométrique d'un domaine donnée.

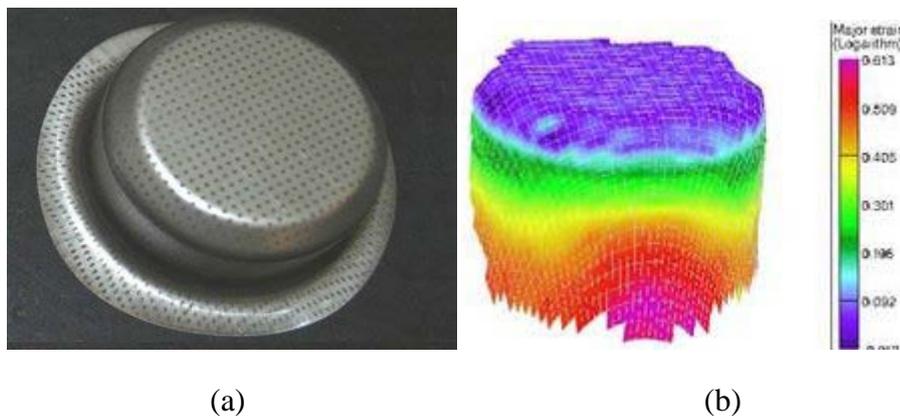
Il existe quelques hypothèses d'égalité spatiale et temporelle qui doivent être satisfaites par la fonction pour qu'une description lagrangienne du mouvement du système mécanique précédent (figure II.8) puisse avoir un sens [25].

## II.5.2. Présentation et principe de fonctionnement de la méthode de corrélation d'images

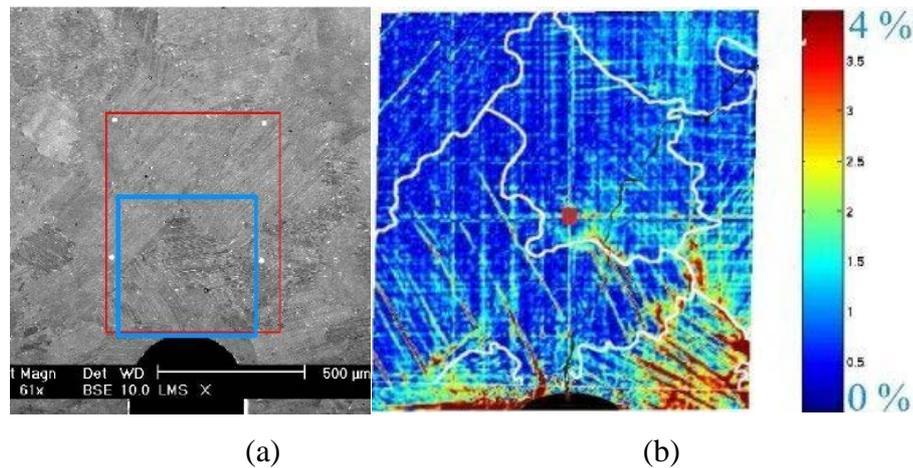
### II.5.2.1. Principe de la méthode

Cette méthode consiste à suivre le déplacement de marqueurs à la surface de l'éprouvette et, pour ce faire, il est nécessaire d'avoir un contraste suffisant. Au cours de la déformation de l'éprouvette, le motif adhérent à la surface suivra la déformation de celle-ci. La technique de Corrélation d'Images Numériques consiste à mettre en correspondance deux images de la surface étudiée à deux états mécaniques différents : un état dit « de référence » et un autre dit « déformé », dont la surface doit avoir un niveau de gris aléatoire.

Il est donc possible et, à l'aide d'une caméra CCD, d'enregistrer la position de chaque point à un instant  $t$  et, grâce à un logiciel de corrélation d'images, de remonter au vecteur déplacement de chacun d'eux, et ainsi à une mesure du champ de déplacements en un grand nombre de points de la surface. Comme on peut aussi déduire une estimation du champ de déformation sur la surface de l'échantillon. Cette technique est utilisée à différentes échelles : macroscopique, par exemple dans le cas de procédés d'emboutissage (figure II.9), ou pour des mesures très locales (échelle microscopique), comme le montre la figure II.10 [14,23].



**Figure II.9.** (a) Echantillon embouti couvert de la grille de points (ici, régulière) permettant la mesure par corrélation d'images. (b) Champ de déformation reconstruit par corrélation d'images [14].

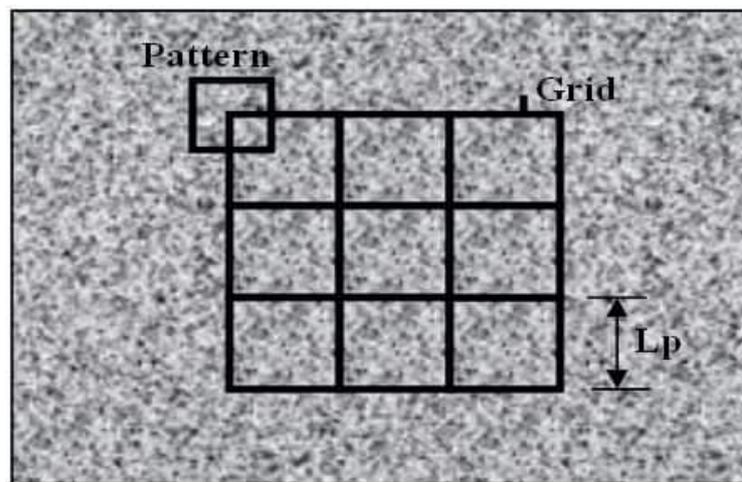


**Figure II.10.** (a) Cliché de microscopie électronique à balayage lors d'essais in-situ et (b) champ de déformation déduit par corrélation d'images, révélant la localisation de la déformation [14].

### II.5.2.2. Définitions, outils de calcul et processus itératif

#### a. Éléments de grille et modèle de corrélation

La première étape de la corrélation d'images consiste à diviser le domaine d'analyse choisit sur l'image initiale en un certain nombre d'éléments de grille carrés de cotés  $L_P$  (figure II.11). On définit aussi des éléments carrés, à dimensions variables, centrée sur chacun des sommets des éléments de la grille. Ces zones appelées « modèle de corrélation » ou bien « motifs ». Le champ de déplacement peut se calculer alors pour chacun de ces éléments de la grille [23].



**Figure II.11.** Représentation du motif de corrélation et de l'élément de grille [23].

#### b. Niveau de gris

Le niveau de gris initial de l'image (avant déformation) est représenté par la fonction discrète  $f(x,y)$  qui devient  $f^*(x^*,y^*)$  pour l'image déformée [23]:

$$f^*(x^*,y^*) = f^*[x + u(x,y), y + v(x,y)] \quad (\text{II. 3})$$

$u(x, y)$  et  $v(x, y)$  étant le champ de déplacement pour un élément de grille donné.

Ces champs seront obtenus en utilisant la corrélation entre un élément de grille de l'image initiale et ses homologues dans l'image déformée. Un point de l'image initiale se déplace, après déformations, en position subpixel. Les niveaux de gris sur l'image déformée seront obtenus avec interpolation bilinéaire (ou bi-cubique). Quatre points sont nécessaires pour obtenir la fonction suivante (figure II.12) [23]:

$$f^*(x^*, y^*) = \alpha x^* + \beta y^* + \gamma x^* y^* + \lambda \quad (\text{II. 4})$$

Avec :

$$\begin{cases} x^* = x + u(x, y) \\ y^* = y + v(x, y) \end{cases} \quad (\text{II. 5})$$

Avec :

$$\begin{cases} \alpha = f^*(1,0) - f^*(0,0) \\ \beta = f^*(0,1) - f^*(0,0) \\ \gamma = f^*(1,1) + f^*(0,0) - f^*(0,1) - f^*(1,0) \\ \lambda = f^*(0,0) \end{cases} \quad (\text{II. 6})$$

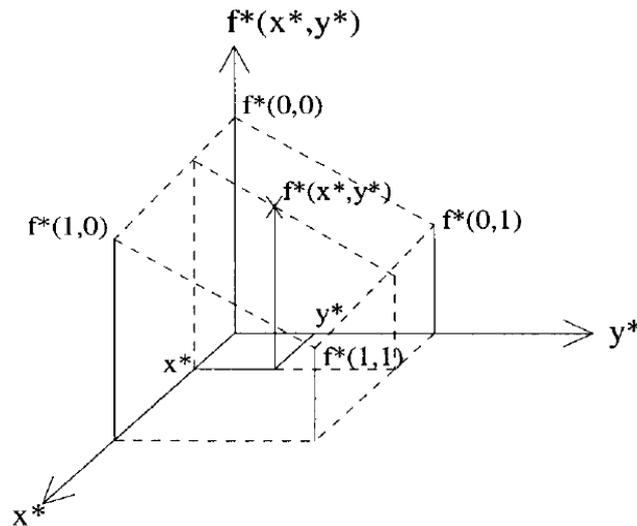


Figure II.12. Interpolation bilinéaire du niveau de gris [23].

### c. Coefficient de corrélation

Le coefficient de corrélation est utilisé pour la comparaison entre deux zones, et il est défini par l'équation suivante :

$$Cor = 1 - \frac{\int_{\Delta S} f(x,y)f^*(x^*,y^*) dx dy}{\sqrt{\int_{\Delta S} f(x,y)^2 dx dy \int_{\Delta S} f^*(x^*,y^*)^2 dx dy}} \quad (\text{II. 7})$$

Où  $\Delta S$  est le domaine du motif de corrélation concerné sur l'image initiale.

On parle d'une corrélation parfaite si :

$$f(x, y) = f^*(x^*, y^*), \Rightarrow Cor = 0 \quad (\text{II. 8})$$

Et pour une corrélation imparfaite, elle doit vérifier la condition suivante :

$$0 > Cor > 1$$

Le paramètre de corrélation choisi ici est indépendant des modifications globales des 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 qui est toujours carré, le second est dans une position sous-pixel dans l'image déformée et est quadrilatéral [23].

#### d. Champs de déplacements

L'analyse des déplacements des quatre sommets du carré de la grille (figure II.12) nous permet d'avoir le champ de déplacement associé à ce carré selon les axes, en utilisant les relations suivantes :

$$\begin{cases} u_x(x, y) = a_u x + b_u y + c_u xy + d_u \\ u_y(x, y) = a_v x + b_v y + c_v xy + d_v \end{cases} \quad (\text{II. 9})$$

Où les termes  $d_u, d_v$  représentent la translation de corps solide, les coefficients  $a_u, b_u, c_u, a_v, b_v$  et  $c_v$  représentent l'élongation et le cisaillement.  $(x, y)$  représente les coordonnées dans l'image non déformée.

Donc, les déplacements selon l'axe x des points A, B, C et D sont définis par les relations suivantes (figure II.13):

$$\begin{cases} du_A = u_x(x_A, y_A) \\ du_B = u_x(x_A + L_p, y_A) \\ du_C = u_x(x_A + L_p, y_A + L_p) \\ du_D = u_x(x_A, y_A + L_p) \end{cases} \quad (\text{II. 10})$$

De même, selon l'axe y :

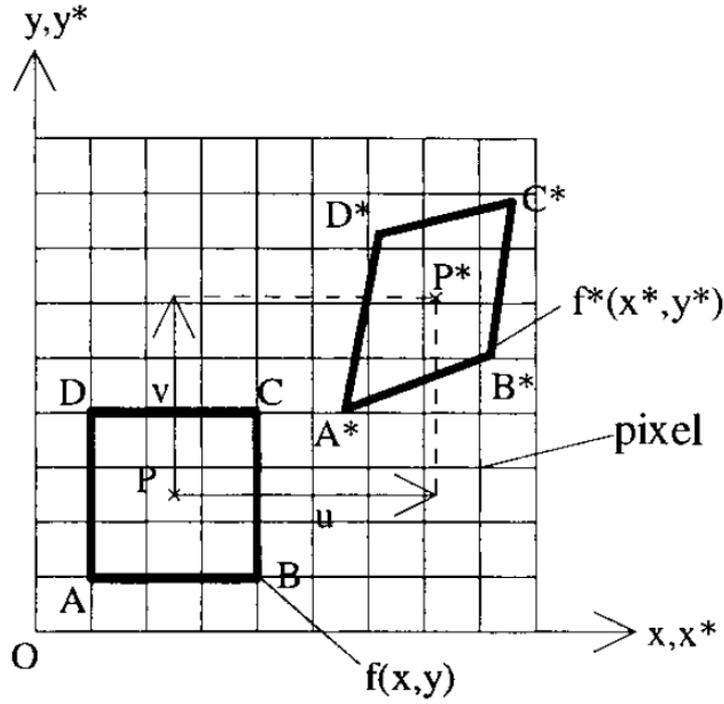
$$\begin{cases} dv_A = v_x(x_A, y_A) \\ dv_B = v_x(x_A + L_p, y_A) \\ dv_C = v_x(x_A + L_p, y_A + L_p) \\ dv_D = v_x(x_A, y_A + L_p) \end{cases} \quad (\text{II. 11})$$

La forme de champ de déplacement est défini par [23]:

$$\begin{aligned} u_x(x, y) = & (du_B - du_A) \frac{x-x_A}{L_p} + (du_D - du_A) \frac{y-y_A}{L_p} \\ & + c(du_c - du_B + du_A - du_D) \times \frac{(x-x_A)(y-y_A)}{L_p^2} + du_A \end{aligned} \quad (\text{II. 12})$$

$$\begin{aligned} u_y(x, y) = & (dv_B - dv_A) \frac{x-x_A}{L_p} + (dv_D - dv_A) \frac{y-y_A}{L_p} \\ & + (dv_c - dv_B + dv_A - dv_D) \times \frac{(x-x_A)(y-y_A)}{L_p^2} + dv_A \end{aligned} \quad (\text{II. 13})$$

Les termes du champ de déplacement ( $a_u, b_u, \dots, d_u$ ) sont exprimés juste en fonction des termes de translation sur tous les points et de  $L_p$ .



**Figure II.13.** Champ de déplacements  $u(x, y)$  et  $v(x, y)$  entre une image initiale et une image déformée [23].

### e. Champ de déformation

Le tenseur de Green-Lagrange  $E$  est calculé à partir de tenseur de transformation du gradient  $F$  en fonction de déplacement avec l'équation suivante [23] :

$$E = \frac{1}{2}\{F^T \otimes F - 1\} \Rightarrow E_{ij} = \frac{1}{2}\{u_{i,j} + u_{j,i}\} + \frac{1}{2}u_{i,k}u_{j,k} \quad (\text{II. 14})$$

Avec:  $i, j, k \in (x, y)$  and  $u_{i,j} = \delta u_i / \delta_j$

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

$$E_x = \frac{E_{xx} + E_{yy}}{2} + \frac{1}{2}\sqrt{(E_{xx} - E_{yy})^2 + 4E_{xy}^2} \quad (\text{II. 15})$$

$$E_y = \frac{E_{xx} + E_{yy}}{2} - \frac{1}{2}\sqrt{(E_{xx} - E_{yy})^2 + 4E_{xy}^2} \quad (\text{II. 16})$$

Posons  $OX$  et  $OY$  les axes principaux du support de déformation. L'angle entre  $x$  et  $y$  est donné par l'équation suivante :

$$\theta = \text{Arctg} \left( \frac{2E_{xy}}{E_{xx} - E_{yy}} \right) \quad (\text{II. 17})$$

Les déformations logarithmiques pour la mesure des déformations sont exprimées en fonctions de  $E_x$  et  $E_y$  dans un référentiel  $oxy$  par:

$$E_{LX} = \frac{1}{2} \ln(2E_x + 1) \quad (\text{II. 18})$$

$$E_{LY} = \frac{1}{2} \ln(2E_y + 1) \quad (\text{II. 19})$$

### f. Méthode utilisée pour déterminer le champ de déplacement

Dans ce qui suit, nous développerons le principe de calcul pour un élément de grille. Sa généralisation permettra d'obtenir le champ correspondant de l'image entière.

#### Première étape

Considérant un point  $P$  de l'image initial.  $P^*$  est son correspond sur l'image déformée. Pour des faibles déformations et des petites rotations, cette étape consiste à localiser un point avant déformation comme un point de référence et le repéré approximativement sur l'image déformée. Dans ce cas, le champ de déplacement approximatif se résume par ce qui suit :

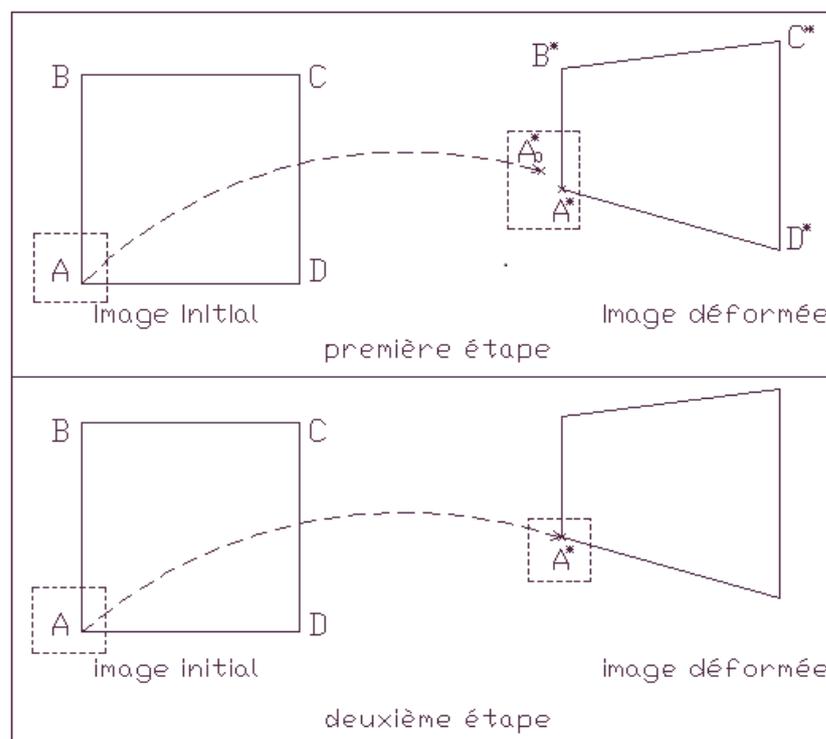
$$u_{x0}(x, y) = u_{A0}(x, y) = u_{B0}(x, y) = u_{C0}(x, y) = u_{D0}(x, y) = du_0 \quad (\text{II. 20})$$

$$u_{y0}(x, y) = v_{A0}(x, y) = v_{B0}(x, y) = v_{C0}(x, y) = v_{D0}(x, y) = dv_0 \quad (\text{II. 21})$$

Pour les grandes déformations ( $E_{ij} > 0.5$ ) et les grandes rotations ( $> 20^\circ$ ), l'ensemble des paramètres du champ de déplacement initial doivent être définis. Cela consiste à prendre quatre points sur l'image initiale comme références et les retrouver sur l'image déformée. Donc, à la fin de cette première étape on doit avoir un champ de déplacement approximatif défini [23].

#### Processus itératif

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



**Figure II.14.** Processus itératif pour avoir le champ de déplacement précis [23].

L'analyse autour du point A est la suivante :

La position du motif sélectionné autour du point A de l'image non déformée est localisé en  $A_0^*$  sur l'image déformée en utilisant le champ de déplacement. Ce point n'est pas probablement le représentant de A dans l'image déformé. Ce motif est alors déplacé dans l'image finale et le coefficient de corrélation est calculé systématiquement. La position optimale  $A^*$  du motif déformé est celle qui minimise le coefficient de corrélation.

Cette approche est appliquée aussi aux trois autres points (B, C et D), avec de nouvelles coordonnées des points  $A_1^*$ ,  $B_1^*$ ,  $C_1^*$  et  $D_1^*$  permettent le calcul du nouveau champ de déplacement qui est proche du champ réel [23].

$$\begin{aligned} u_{x1}(x, y) &= (du_{B1} - du_{A1}) \frac{(x-x_A)}{L_p} + (du_{D1} - du_{A1}) \frac{y-y_A}{L_p} \\ &+ (du_{C1} - du_{B1} + du_{A1} - du_{D1}) \times \frac{(x-x_A)(y-y_A)}{L_p^2} + du_{A1} \end{aligned} \quad (\text{II. 22})$$

$$\begin{aligned} u_{y1}(x, y) &= (dv_{B1} - dv_{A1}) \frac{(x-x_A)}{L_p} + (dv_{D1} - dv_{A1}) \frac{y-y_A}{L_p} \\ &+ (dv_{C1} - dv_{B1} + dv_{A1} - dv_{D1}) \times \frac{(x-x_A)(y-y_A)}{L_p^2} + dv_{A1} \end{aligned} \quad (\text{II. 23})$$

Pour l'itération suivante, les calculs précédents sont répétés en utilisant le champ de déplacement  $(u_1, v_1)$ , et pour la ième itération on obtient ce qui suit :

$$\begin{aligned} u_{xi}(x, y) &= (du_{Bi} - du_{Ai}) \frac{x-x_A}{L_p} + (du_{Di} - du_{Ai}) \frac{y-y_A}{L_p} \\ &+ (du_{Ci} - du_{Bi} + du_{Ai} - du_{Di}) \times \frac{(x-x_A)(y-y_A)}{L_p^2} + du_{Ai} \end{aligned} \quad (\text{II. 24})$$

$$\begin{aligned} u_{yi}(x, y) &= (dv_{Bi} - dv_{Ai}) \frac{x-x_A}{L_p} + (dv_{Di} - dv_{Ai}) \frac{y-y_A}{L_p} \\ &+ (dv_{Ci} - dv_{Bi} + dv_{Ai} - dv_{Di}) \times \frac{(x-x_A)(y-y_A)}{L_p^2} + dv_{Ai} \end{aligned} \quad (\text{II. 25})$$

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

$$du_{\alpha^n} = du_{\alpha^{(n-1)}} + \delta_u \quad (\text{II.26})$$

$$dv_{\alpha^n} = dv_{\alpha^{(n-1)}} + \delta_v \quad (\text{II.27})$$

Avec :  $\alpha = A, B, C, D$

Le calcul de la condition d'arrêt  $\delta_u$  et  $\delta_v < \delta_{\text{déplacement}}$  est étendu à chaque élément de grille dans la zone étudiée. Et les champs de déplacements calculés sont utilisés pour la définition du premier champ approximative du nouvel élément de grille.

Dans certains cas, l'élément de grille trouvé est incorrect à cause du minimum obtenu sur la surface de corrélation qui n'est pas le minimum réel. Et la plus simple manière pour le détecter c'est d'observer l'écart entre deux éléments voisins et de définir une distance au-delà

de laquelle l'un d'eux est considéré comme aberrant. L'élément de grille aberrant sera celui qui a un mauvais paramètre de corrélation, il sera donc calculé de nouveau ou considéré définitivement perdu [23].

## **II.6. Conclusion**

Dans ce chapitre, nous avons décrit brièvement les différentes méthodes d'analyse des déformations. L'utilisation de chacune de ces méthodes dépend du matériau à étudier et de l'échelle d'étude. Nous nous sommes particulièrement intéressés à la méthode de corrélation d'image numérique qui peut être utilisée à différentes échelles, du matériau massif au grain cristallographique. De plus, cette méthode est adaptée à l'utilisation de logiciels informatique permettant une analyse rapide et précise des images. Dans le chapitre suivant nous allons analyser, à l'aide de la méthode de corrélation d'images numériques, un essai de traction effectué sur un alliage Al-2.5%Mg.

## **Chapitre II**

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

## **Chapitre III**

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

### **III.1. Introduction**

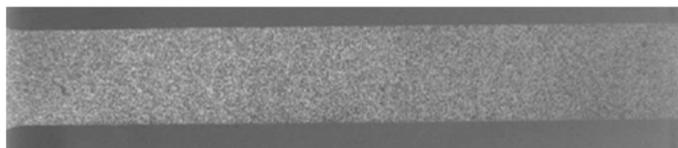
Pour montrer l'apport des nouvelles techniques de mesure de champs dans l'analyse des déformations, nous avons analysé dans ce chapitre les résultats d'un essai de traction uni-axiale effectué sur un alliage Al-2.5%Mg à température ambiante et à vitesse de traction constante. Nous avons utilisé, en complément aux données mécaniques de traction, la méthode de corrélation d'images numériques pour déterminer les champs de déformation.

### **III.2. Courbes de déformation et caractéristiques mécaniques**

#### **III.2.1. Conditions de réalisation de l'essai de traction**

L'essai de traction étudié a été réalisé sur un alliage Al-2.5%Mg avec une machine de traction dure de type Intron, à vitesse de traction constante de 5 mm/min et à température ambiante (26°C). La longueur utile de l'éprouvette de traction est de dimensions 80×10×1.4 mm<sup>3</sup>. Les résultats de l'essai (déplacement, temps et charge) sont fournis sous format numérique. L'analyse des données et la détermination des caractéristiques mécaniques en traction ont été réalisées à l'aide du logiciel MATLAB.

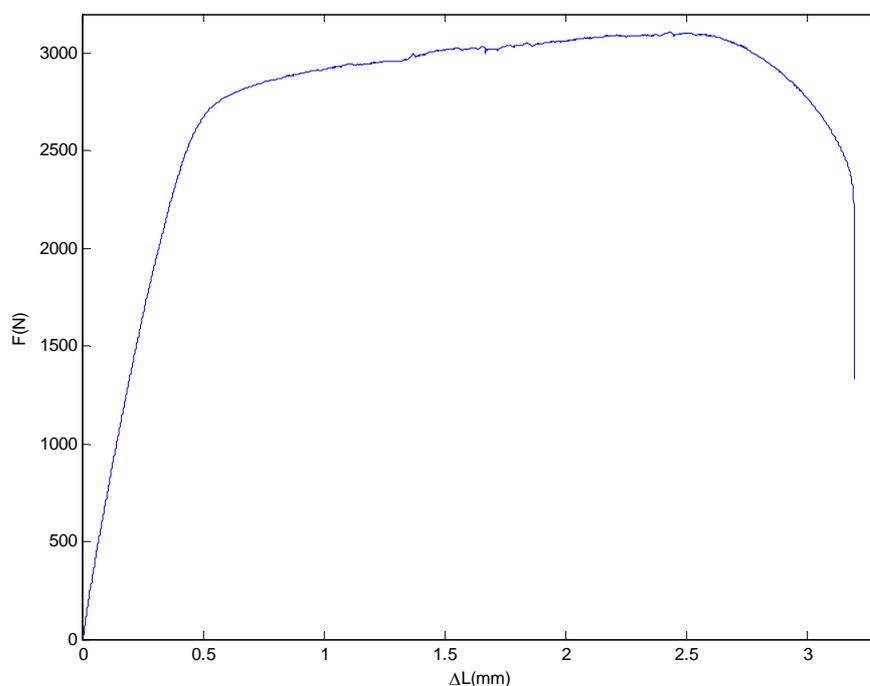
En plus du dispositif de traction, une caméra numérique (HAMAMATSU) a été utilisée pour l'enregistrement, au cours de la déformation, des images de la surface de l'éprouvette dont la surface présente un motif aléatoire à niveaux de gris. La fréquence d'enregistrement des images est de 30 images/seconde. Les champs de déplacements sont ainsi déterminés par la méthode de corrélation d'images numériques en utilisant un logiciel adapté (7D). Le motif aléatoire à niveau de gris sur la surface de l'éprouvette est obtenu par projection de peinture (figure III.1). Avec la distance focale des lentilles utilisées, la taille du pixel est de 0.07 mm.



**Figure III.1.** Image de la surface de l'éprouvette de traction contenant un motif aléatoire à niveau de gris.

### III.2.2. Courbes de déformation et caractéristiques mécaniques

La figure III.2 montre la courbe de traction "force-allongement",  $F(\Delta L)$ , de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante et à vitesse de traction imposée de 5 mm/min. Le matériau s'allonge d'abord élastiquement jusqu'à  $\Delta L \approx 0.5$  mm. Ensuite, il se déforme plastiquement jusqu'à ce que la striction se produit pour un allongement maximale de  $\Delta L \approx 2.5$  mm. Au-delà de cette limite, le matériau se déforme avec une force de plus en plus faible jusqu'à sa rupture.



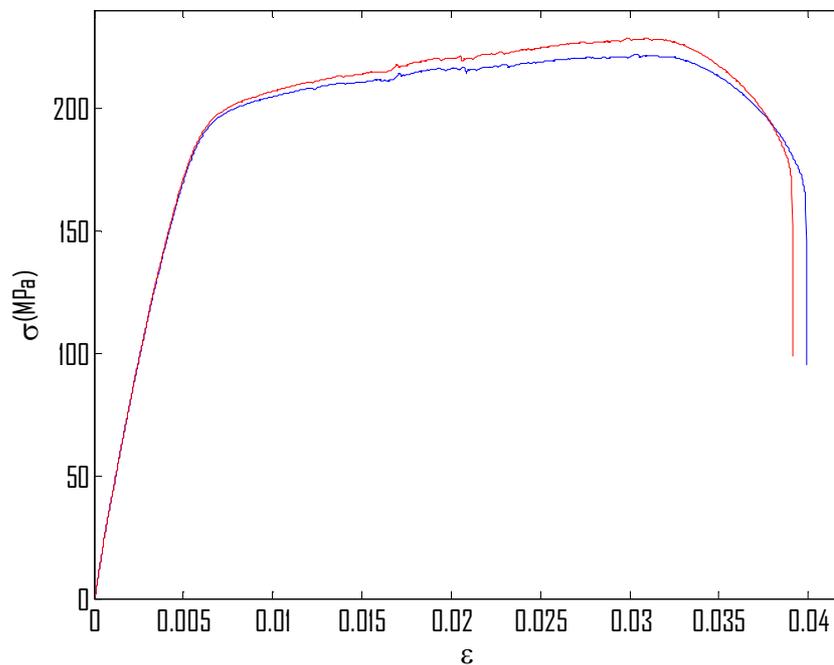
**Figure III.2.** Courbe de traction "Charge-Allongement" de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante et à vitesse de traction imposée de 5 mm/min.

Pour tenir compte des variations des dimensions de l'éprouvette au cours de la déformation, les données de traction ont été corrigées (équation I.4). La figure III.3 montre les courbes de traction conventionnelle et rationnelle (corrigée). A partir de ces courbes, nous avons déterminé les caractéristiques mécaniques dans chacun des trois domaines de déformation:

- Domaine de déformation élastique: il représente le début de la déformation, on peut le remarquer à partir de la proportionnalité entre la déformation et la contrainte. Le facteur de proportionnalité correspond au module de Young  $E \approx 34764$  MPa. Dans ce domaine, si

on cesse l'application de la force, le matériau reprend sa forme initiale sans aucune déformation résiduelle.

- Domaine de déformation plastique: c'est la partie qui vient juste après la déformation élastique, au-delà de la limite d'élasticité  $R_e \approx 88.9$  MPa (limite d'élasticité  $R_{0,2} \approx 201$  MPa). Dans cette phase, le matériau continue à se déformer avec une contrainte de plus en plus croissante jusqu'à une certaine valeur maximale dite résistance maximale à la traction  $R_m = 228.7$  MPa.
- Domaine de striction-rupture: A partir du maximum de la courbe conventionnelle la contrainte se concentre dans une zone de l'éprouvette (zone de striction) jusqu'à ce que son rétrécissement conduit à la rupture du matériau. L'allongement relatif total à la rupture est estimé à 3%.



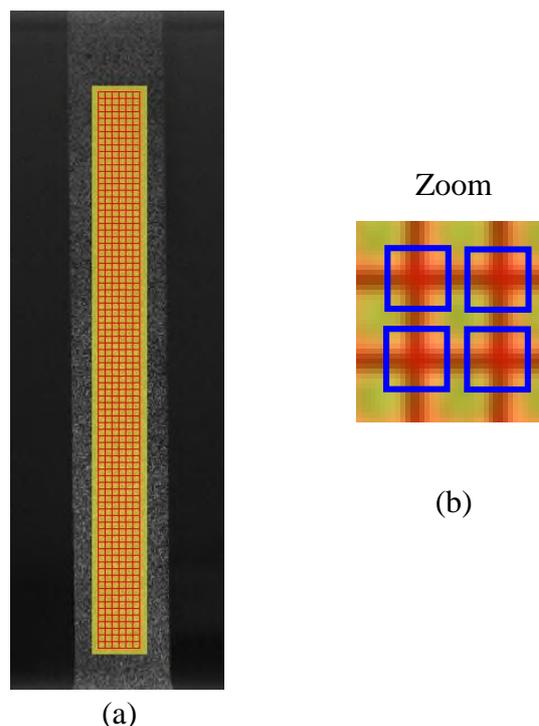
**Figure III.3.** Courbes de traction (conventionnelle et rationnelle) de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante et à vitesse de traction imposée de 5 mm/min.

Sur la courbe de déformation, on remarque qu'au début de la déformation plastique la courbe est lisse (stable). Ce qui indique le caractère homogène de la déformation. Mais, au-delà d'une certaine déformation plastique, la courbe devient instable. Ceci montre que la déformation du matériau devient non-homogène. C'est-à-dire que le matériau se déforme différemment d'une zone à une autre.

Pour analyser le caractère hétérogène de la déformation, nous allons utiliser ci-après la méthode de corrélation d'images numériques pour déterminer les champs cinématiques.

### III.3. Analyse des déformations en utilisant la corrélation d'images numériques

Avant d'effectuer l'analyse par corrélation d'images, on doit d'abord définir dans l'image initiale de la surface de l'éprouvette (non déformée) la zone à analyser sur laquelle on dépose une grille virtuelle (figure III.4-a). Autour de chacun des quatre sommets d'un élément de grille, on définit les éléments de grille, ou motifs de corrélation. Ils sont carrés, de dimensions variables et centrés sur les sommets des éléments de la grille (figure III.4-b). Ainsi, la méthode de corrélation d'images permet de déterminer le champ de déplacement de chaque élément de la grille et, donc, de la zone d'analyse définie. Dans le cadre de ce travail, l'analyse des images numériques a été effectuée à l'aide d'un logiciel dénommé "7D" (déplacement et déformation en deux et trois dimensions) [23].

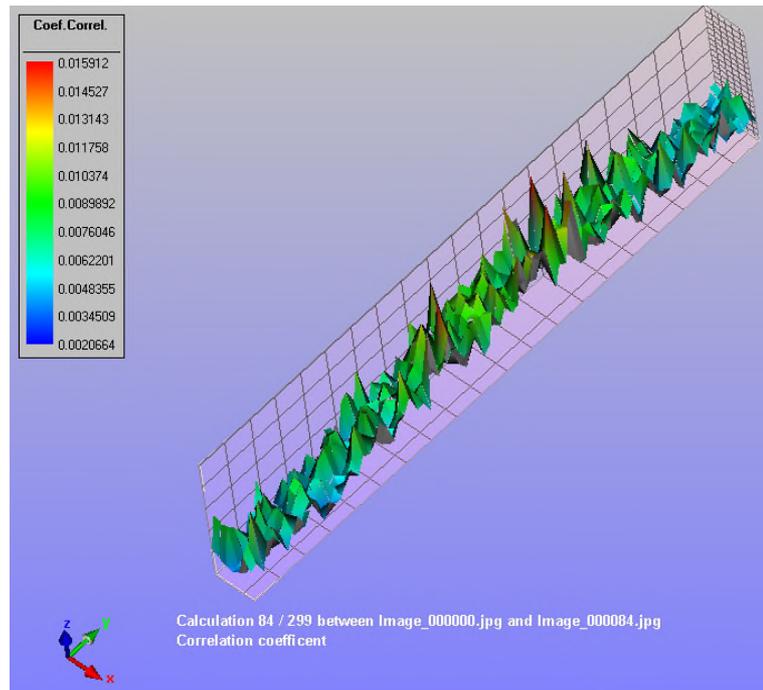


**Figure III.4.** (a) Définition de la zone d'analyse (en jaune) et de la grille (en rouge) sur la surface de l'éprouvette avant déformation. (b) Élément de grille carré et motifs de corrélation (sommets de l'élément de grille).

#### III.3.1. Coefficient de corrélation

On a déjà défini ce coefficient dans le chapitre 2 (équation II. 7). Plus sa valeur se rapproche de zéro plus la corrélation est meilleure. La figure III.5 montre un exemple de profil du

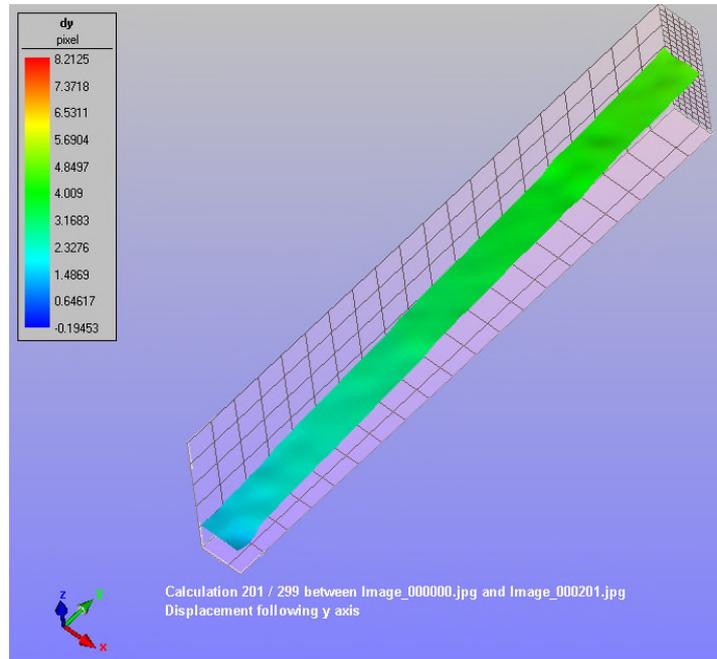
coefficient de corrélation entre l'image 84 et l'image initiale avant déformation. On voit une dégradation de couleur qui correspond au niveau de corrélation. Globalement, le coefficient de corrélation est au-dessous de 0.015. Cette valeur indique que la corrélation est bonne. Le niveau de corrélation le plus bas est la couleur bleu, donc plus la couleur tend vers le rouge plus le niveau de corrélation est mauvais.



**Figure III.5.** Evolution du coefficient de corrélation sur la zone d'analyse, entre l'image n° 84 et l'image initiale (avant déformation).

### III.3.2. Champ de déplacements

La figure III.6 montre le champ de déplacement longitudinale, suivant l'axe des y (axe de traction), associé à l'image 201. On voit bien que le déplacement maximal est enregistré dans la partie supérieure de l'éprouvette, ce qui correspond à la traverse mobile (more mobile de la machine de traction). La couleur bleu correspond aux faibles déplacements, du coté de la traverse fixe de la machine.



**Figure III.6.** Champ de déplacement longitudinal, selon l'axe de traction de traction y, correspond à l'image 201.

### III.3.3. Champ de déformations

Au cours de l'essai de traction, la déformation  $E_{yy}$ , selon l'axe de traction, est plus importante par rapport à la déformation selon  $E_{xx}$  (axe transversale) qui quasiment nulle. Donc dans notre cas on s'intéresse à la déformation  $E_{yy}$ . La figure III.7 montre bien le caractère hétérogène de la déformation plastique. Nous observons la localisation de la déformation dans certaines zones par rapport à d'autres.

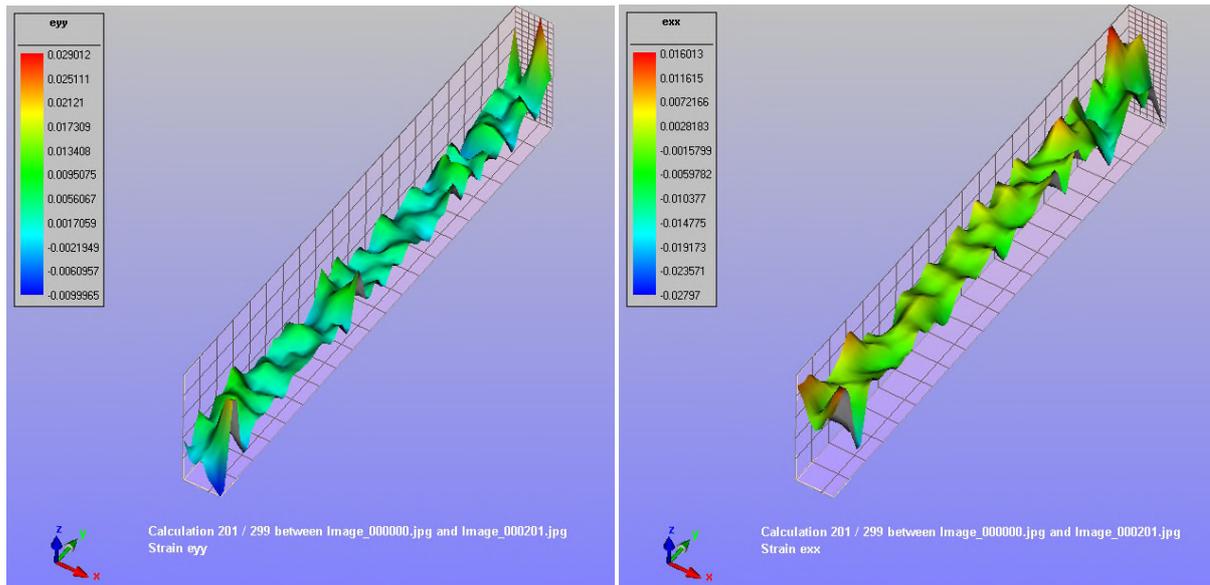


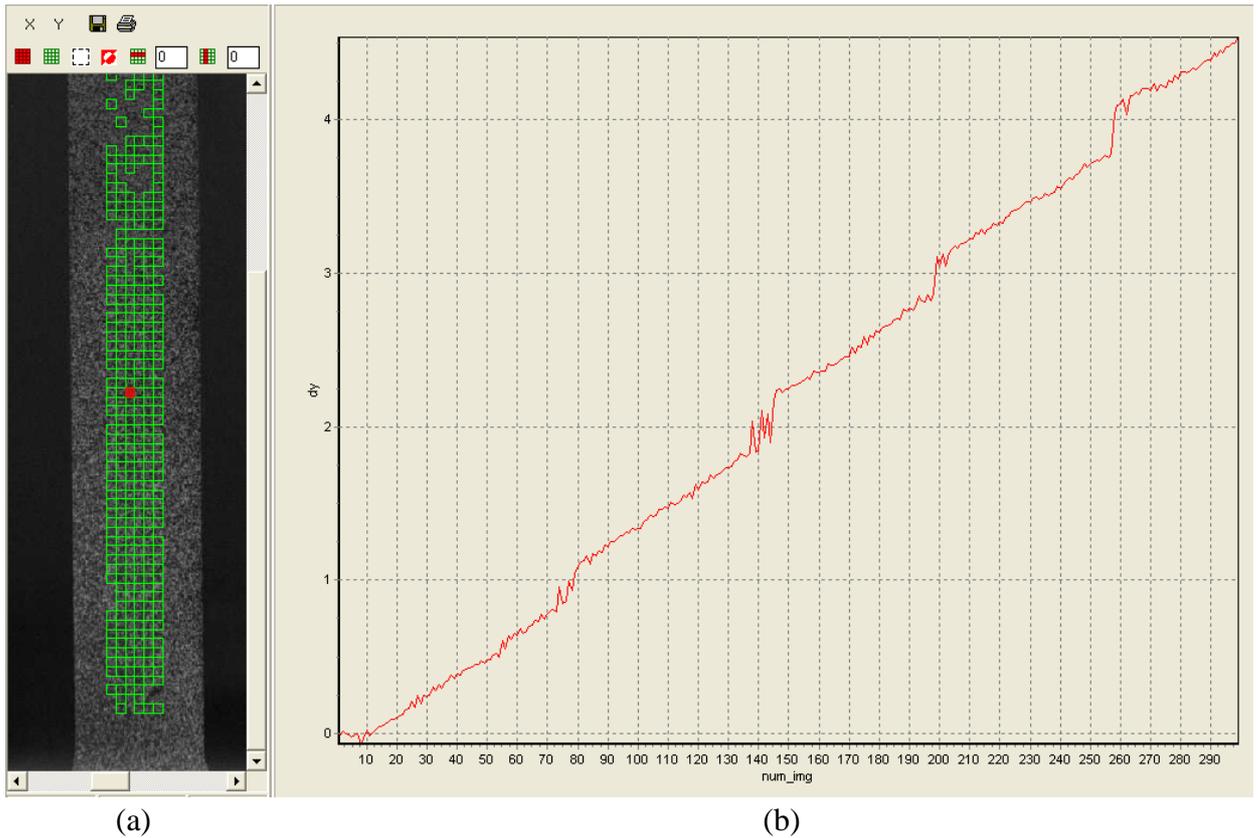
Figure III.7. Champ de déformation selon  $E_{yy}$  et  $E_{xx}$  associé à l'image 201.

### III.3.4. Analyse locale

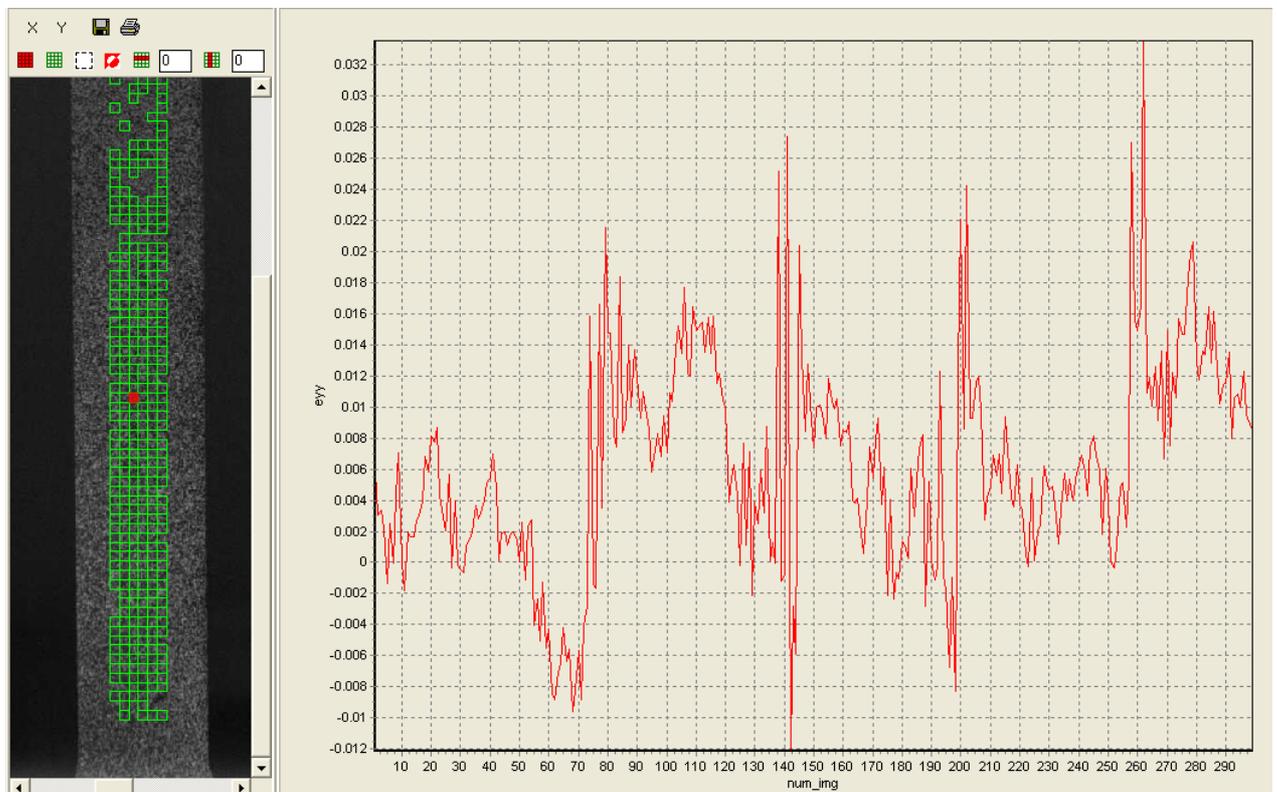
Considérant un point au centre de l'éprouvette (figure III.8.a), on veut analyser son déplacement (figure III.8-b) et la déformation locale associée (figure III.9) au cours de l'essai de traction. La figure III.8-b montre bien que le déplacement du point considéré est un signal instable (perturbé), il oscille autour d'une valeur moyenne qui correspond au déplacement imposé à la traverse mobile de la machine de traction (avec une vitesse de 5 mm/min). Ceci met en évidence le caractère instable du déplacement local.

Sur la figure III.8-b on voit aussi des sauts de déplacements, sous forme de marches, qui indiquent la localisation de la déformation au point considéré. Aux instants correspondants, la déformation est plus importante (se localise) au point considéré par rapport à d'autres points (figure III.9).

En considérant plusieurs points de la surface de l'éprouvette, on constate que la déformation longitudinale est aussi non homogène. C'est-à-dire qu'elle s'effectue différemment d'un point à l'autre avec une vitesse local variable mais une vitesse moyenne constante correspondant à la vitesse de traction imposée à la machine.

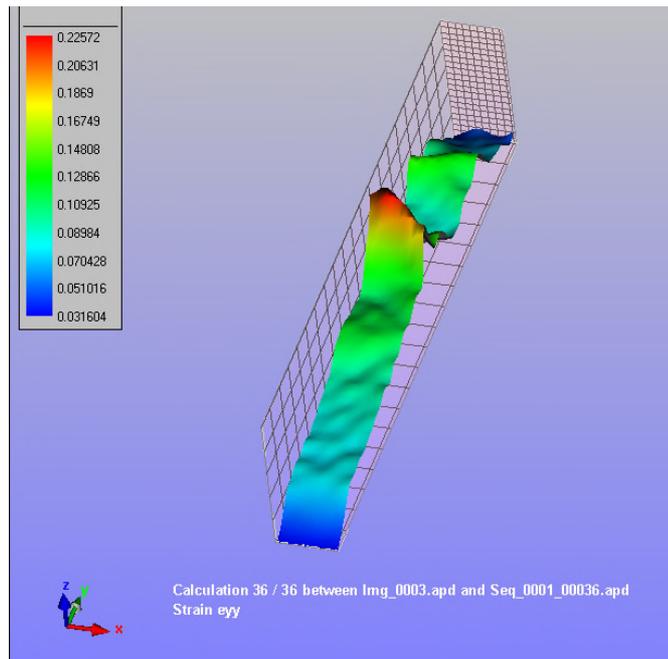


**Figure III.8.** (a) Point considéré au centre de l'éprouvette (indiqué en rouge). (b) Evolution du déplacement local (du point considéré) au cours de la déformation.



**Figure III.9.** Evolution de la déformation longitudinale du point considéré en fonction du temps (numéro d'image).

Dans l'essai de traction analysé, la fréquence d'enregistrement des images utilisée est de 30 images/s. Elle nous a pas permis l'enregistrement de tout l'essai jusqu'à la rupture de l'éprouvette (capacité de stockage limitée). Pour montrer la localisation due à la striction, nous avons analysé un autre essai effectué sur un alliage Al-4.5%Mg, avec une vitesse de déformation de 3.5 mm/s, où la réduction de la fréquence d'enregistrement des images (9 images/s) a permet l'observation de la striction. La figure III.10 montre le champ de déformation longitudinale associé à la localisation de la déformation (striction) avant la rupture de l'éprouvette à cet endroit.



**Figure III.10.** Champs de déformation longitudinaux Eyy correspondant à la striction de l'éprouvette de traction dans l'alliage Al-4.5%Mg déformé avec une vitesse de 3.5 mm/s.

### III.4. Conclusion

La corrélation d'images numériques nous a permis de déterminer les champs cinématiques au cours d'un essai de traction, réalisé sur un alliage Al-2.5%Mg à température ambiante (26°C) et à vitesse de traction constante de 5 mm/min.

Contrairement à l'essai de traction seul, l'analyse locale par corrélation d'images montre le caractère instable et hétérogène de la déformation plastique. Bien que la déformation est généralement considérée homogène à l'échelle macroscopique, l'outil utilisé rend possible l'observation et l'étude des hétérogénéités à l'échelle locale.

## **Conclusion générale**

## Conclusion générale

Le travail réalisé dans le cadre de ce mémoire est consacré à l'étude et à la caractérisation de la déformation plastique des matériaux métalliques. La recherche bibliographique effectuée nous a permis de comprendre l'organisation de la microstructure des matériaux métalliques et les mécanismes de la déformation plastique. Les différentes techniques développées pour étudier et analyser les déformations à l'échelle locale ont été décrites brièvement. Parmi ces techniques, la méthode de corrélation d'images numériques est l'une des méthodes de mesures de champs permettant une caractérisation plus précise des déformations. De plus, elle est adaptée à l'utilisation de logiciels informatiques permettant une analyse rapide et précise des images.

Dans la deuxième partie de ce travail, en utilisant un logiciel de corrélation d'images numériques (7D), nous avons étudié la déformation en traction uni-axiale de l'alliage Al-2.5%Mg à température ambiante (26°C) et à vitesse de traction constante de 5 mm/min. Les données de traction ont été d'abord analysées en utilisant le logiciel MATLAB, ce qui nous a permis de tracer les courbes de déformation et de déterminer les caractéristiques mécaniques macroscopiques (module d'Young, limite d'élasticité, résistance à la traction,...).

Par la suite, la corrélation d'images numériques a été utilisée pour calculer les champs cinématiques au cours de cet essai de traction. L'analyse locale montre le caractère instable et hétérogène de la déformation plastique. Bien que la déformation est généralement considérée homogène à l'échelle macroscopique, en complément à l'essai de traction, l'outil utilisé rend possible l'observation et l'étude des hétérogénéités à l'échelle locale.

## Références bibliographiques

## Références bibliographiques

- [1] J.P.Mercier, G.Zambelli. W.Kurz, Introduction à la science des matériaux, Presses Polytechniques et universitaire romandes, 3<sup>ème</sup> édition, 2002.
- [2] S. Pietranico, Thèse de Doctorat, Université de Cachan (France), 2010.
- [3] S. Hamza, Cours : Sciences des Matériaux, Université de Carthage (Tunisie), 2018.
- [4] R. Molart, Thèse de Doctorat, ENSAM Paris (France), 2007.
- [5] M. Ciccotti, Cours : Mécanique des Solides et des Matériaux 2. Elasticité-Viscoélasticité-Plasticité-Rupture. ESPCI Paris (France), 2020.
- [6] Y. Boughrira, Thèse de Doctorat, Université Paul Verlaine-Metz (France), 2011.
- [7] W, Benoit. Introduction à la théorie des dislocations, 1979.
- [8] S, Pommier, "Mecanique des materiaux.", Université Paris-Saclay (France), (2017).
- [9] M, Dupeux, Science des matériaux. Dunod, 2004.
- [10] F, Benboudjema, Modélisation des déformations différées du béton sous sollicitations biaxiales. Application aux enceintes de confinement de bâtiments réacteurs des centrales nucléaires. Université de Marne la Vallée, 2002.
- [11] J, Bernard, Etude de la plasticité et application aux métaux. Presses des Mines, 2008.
- [12] H. Ait-amokhtar, Thèse de Doctorat, Université de Bejaia (Algerie), 2006.
- [13] S. Dumoulin, Thèse de Doctorat, Université de Savoie (France), 2001.
- [14] M. Blétry, "Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux." École Nationale Supérieure des Mines de Paris (France) (2006-2007), 2006.
- [15] F. Olchewsky, et J.M. Desse, "Applications originales de l'holographie numérique en mécanique des fluides", 2016.
- [16] R. Moulart, Thèse de Doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Paris Tech, (France), 2007.
- [17] N. Jean-Philippe, Analyse de l'initiation de fissures en fatigue de contact : approche mésoscopique. Diss. 2015.

- [18] H. Ait Amokhtar, Cours : Structures et propriétés mécaniques des matériaux, Master 1 "Physique des Matériaux", Université de Bejaia (Algerie), année 2019-2020.
- [19] L. Bodelot, Thèse de doctorat, Université de Lille I (France), 2008.
- [20] H. Kriaa, Thèse de Doctorat, Université de Lorraine (France), 2018.
- [21] C. Bathias, and J. P. Baillon, "La fatigue des matériaux et des structures Collection UTC,(Ed.) SA Maloine." Paris, (France), 1980.
- [22] F. Hild, and S. Roux. "Techniques expérimentales: Corrélation d'images numériques" (2011).
- [23] P. Vacher, S. Dumoulin, et S.M. Touchal, Bidimensional strain measurement using digital images, Proc Instn Mech Engrs, Vol 213, Part C, p.811-817, 1999.
- [24] P. Vacher, Habilitation à Diriger des Recherches, Université de Savoie, 2003.
- [25] N. Amatouss, Cours : Mécanique des milieux continus, 3<sup>eme</sup> année licence, Université de Bejaia (Algérie), 2010-2011.
- [26] P. Lipinski, J. Krier, et M. Berveiller, Elastoplasticité des métaux en grandes déformations: comportement global et évolution de la structure interne. "Revue de physique appliquée 25.4", 1990.
- [27] J.L. Collet, Thèse de Doctorat, Institut polyclinique de Grenoble, 2009.
- [28] B, Jacquot, "Propriétés mécaniques des Biomatériaux utilisés en Odontologie" Rapport, Université Médicale Virtuelle Francophone, 2009.

# *Analyse de la déformation des matériaux métalliques à l'aide de la technique de corrélation d'images numériques*

## **Résumé**

Le présent travail est principalement consacré à l'étude et à la caractérisation de la déformation plastique des matériaux métalliques. La compréhension des mécanismes la régissant est d'une grande importance, en vue de la mise en forme des pièces mécaniques par exemple. Pour atteindre cet objectif, nous avons d'abord étudié la constitution des matériaux métalliques, le rôle des dislocations et les méthodes utilisées pour l'analyse des déformations. Parmi ces dernières, la méthode de corrélation d'images numériques est l'une des techniques de mesure de champs cinématiques les plus précises. Elle permet la détermination des champs de déplacements et de déformations à partir des images de la surface du matériau prises au cours de sa déformation.

Pour montrer l'intérêt de la technique de corrélation d'images, nous avons étudié la déformation en traction uni-axiale de l'alliage Al-2.5%Mg. Ses caractéristiques mécaniques macroscopiques ont été déterminées et l'analyse locale par corrélation d'images montre le caractère instable et hétérogène de la déformation plastique, bien que la déformation est généralement considérée homogène à l'échelle macroscopique.