

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI DE TIZIOUZOU



FACULTE DU GENIE DE LA CONSTRUCTION

DEPARTEMENT DE GENIE-MECANIQUE

Mémoire

En vue de l'obtention du diplôme de master académique en

Génie mécanique

Option : Science des matériaux

Présenté par:

BOUDAOU D Laziz

Sur le thème:

Variation des propriétés mécaniques, des alliages d'aluminium laminés suivant la direction de sollicitation

Dirigé par :

M^r N.ZAZI

Devant le jury composé de :

M ^r A.BILEK	Professeur	Président
M ^r N.ZAZI	Maître de conférences Classe "A"	Rapporteur
M ^r A.HAKEM	Maître de conférences Classe "B"	Examineur
M ^r A.MENOUER	Maître-assistant Classe "A"	Examineur

Promotion : 2014/2015

Remerciements

En préambule à ce mémoire, j'adresse ces quelques mots pour remercier notre bon Dieu le tout puissant et exprimer ma reconnaissance envers sa grande générosité. Il m'a donné la volonté, la patience, la santé et la confiance durant toutes mes années d'études.

Je remercie mes parents d'être si patients, si généreux et tellement merveilleux, ils ont toujours été une source de motivation, d'encouragement et de beaucoup de bonheur.

Je souhaite aussi adresser mes remerciements les plus sincères aux personnes qui m'ont apporté leur aide et qui ont contribué à l'élaboration de ce mémoire.

En effet, je voudrai remercier mon université, ma famille, mon encadreur et tous ceux qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de mon mémoire.

Je tiens à remercier sincèrement Monsieur ZAZI, qui, en tant que mon encadreur, s'est toujours montré à l'écoute tout au long de la réalisation de ce mémoire, ainsi que pour son aide et le temps qu'il m'a bien consacré.

Merci à mes professeurs et enseignants d'avoir été là, de nous avoir énormément appris par la qualité des enseignements qu'ils nous ont prodigués.

J'adresse mes remerciements aussi à M^r A.BILEK d'avoir bien voulu présider mon jury.

Et c'est encore un plaisir de remercier M^r A.MENOUER et M^r A.HAKEM d'avoir accepté de faire partie de ce jury, aussi pour leur lecture, attention et remarques.

Je remercie également mes camarades et mes amis pour leurs conseils et leurs idées.

Enfin, merci à tous et à toutes.

Dédicaces

Je dédie ce mémoire :

A mes très chers parents.

A mon Frère : Boukhalifa.

A mes sœurs : Dahbia, Aldjia et Salima.

A la mémoire de mon grand père.

A toute ma famille et spécialement à mes cousins.

A tous mes enseignants.

A Hynda, Faroudja et tous mes amis et collègues particulièrement :

*Sissa, Salem, Belkacem, Youcef, Nassim, Nordine, Brahim, Tarik, Hillel,
Nabil, Makhlouf*

Jugurtha, Moussa, Faroudja, Daya, Boussad, Saadi, Fahem

Et les autres collègues du département.

A tous qui m'ont apporté du soutien toute ma vie.

A tous ceux qui œuvrent pour la paix et le savoir.

A tous mes enseignants.

INTRODUCTION	1
CHAPITRE I : L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES.....	2
I.1.introduction.....	2
I.2.Fabrication d'aluminium.....	2
I.2.1.production d'alumine.....	3
I.2.2.production de l'aluminium.....	3
I.3.Principales caractéristiques physico-chimique d'aluminium.....	3
I.3.1.masse volumique.....	3
I.3.2.résistance a la fatigue.....	3
I.3.3.resistance a al corrosion.....	4
I.3.4.mise en forme.....	4
I.3.5.soudage.....	4
I.3.6.conductibilitéélectrique.....	5
I.3.7.propriétésmécaniques.....	5
I.3.7.1.module d'élasticité.....	5
I.3.7.2.ténacité.....	6
I.3.7.3.résistance a la fatigue.....	6
I.3.7.4.propriétés a chaud.....	6
I.3.8.propriétés optiques.....	6
I.3.9.propriétés physique de l'aluminium.....	7
I.4.l'aluminium et ses alliages.....	7
I.4.1.les familles d'alliages d'aluminium.....	8
I.4.1.1.alliages corroyés.....	8
I.4.1.2.alliages de fonderie.....	9
I.5.Influence des éléments d'additions.....	10

I.6. effet de la température sur les propriétés mécaniques de l'aluminium et ses alliages.....12

CHAPITRE II : TRAITEMENTS MECANIQUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM :
LE LAMINAGE.....13

II.1. introduction.....13

II.2. produits du laminage.....13

II.3. produits de départ.....14

II.4. procede de laminage.....15

II.5. les alliages laminés.....18

II.6. principe du durcissement par écrouissage.....18

II.7. evolution de la microstructure.....19

II.8. influence des éléments d'additions.....24

CHAPITRE III : DEFORMATION, TRACTION ET ANISOTROPIE.....25

III.1. introduction.....25

III.2. déformation élastique.....25

III.3. déformation plastique.....26

III.3.1. mécanisme de déformation plastique.....27

III.4. déformation dans une seule direction.....28

III.4.1. essais uni-axiaux (traction-compression).....28

III.5. essai de traction.....29

III.5.1. description de l'essai de traction.....29

III.5.2. diagramme de traction.....30

III.5.3. limite élastique conventionnelle.....31

III.5.4. la limite apparente d'élasticité supérieure /inférieure.....32

III.5.5. la résistance à la traction R_m	32
III.5.6. l'allongement à la rupture.....	32
III.6. anisotropie.....	32
III.6.1. introduction.....	32
III.6.2. définition d'un milieu linéaire homogène et isotrope.....	33
III.6.3. définition d'un milieu non linéaire et anisotrope.....	33
III.6.3.1. anisotropie des caractéristiques mécaniques.....	34
III.6.3.2. anisotropie normale.....	35
CHAPITRE IV : TECHNIQUES EXPERIMENTALES	36
IV.1. introduction.....	36
IV.2. alliage étudié.....	36
IV.3. microscope optique.....	36
IV.3.1. constitution du microscope métallurgique.....	36
IV.3.2. le but de l'examen au microscope optique.....	37
IV.4. préparation micrographique de l'échantillon.....	37
IV.4.1. polissage des échantillons.....	37
IV.4.2. attaque chimique.....	38
IV.5. étude des propriétés mécaniques de l'alliage.....	38
IV.5.1. préparation des éprouvettes de traction.....	39
IV.5.2. essai de traction.....	41
IV.5.3. mesure de la micro dureté Vickers.....	43

CHAPITRE V : RESULTATS ET INTERPRETATION.....	45
V.1.l'anisotropie des propriétés mécaniques.....	45
V.2.coefficient d'anisotropie.....	48
V.3.anisotropie de la résistance maximale, l'élasticité et l'allongement après rupture.....	49
V.4.coefficient d'anisotropie, élasticité, résistance maximale, allongement après rupture % des éprouvettes qui sont pas détachées des mors.....	49
V.5.Microdurete VICKERS de la tôle étudiée en fonction de la direction.....	53
V.6.anisotropie de la structure.....	54
CONCLUSION.....	59
LISTE DES FIGURES	
LISTE DES TABLEAUX	
BIBLIOGRAPHIE	

INTRODUCTION

Introduction

Les tôles en alliages d'aluminium présentent aujourd'hui un grand intérêt dans l'industrie mécanique car elles permettent de réduire le poids des carrosseries des véhicules, ceci permettra une économie dans la consommation de l'énergie. Ces tôles sont difficiles à mettre en forme à froid et présentent de plus un comportement anisotrope marqué et des propriétés mécaniques variables d'une direction à une autre, ceci dit il faut comprendre le comportement mécanique de la tôle dans les différentes directions.

Lorsqu'une tôle est sollicitée dans une seule direction, la réponse de cette dernière dépend des propriétés mécaniques de cette direction. Dans ce cas il faut mettre en service cette tôle sous une charge inférieure à la résistance mécanique dans la direction du chargement.

Dans le cas d'un chargement dans plusieurs directions la réponse de la tôle au chargement est compliquée en raison de la variation des propriétés mécanique en fonction de la direction donc de l'anisotropie. Dans le cas des tôles d'aluminium, la cause principale de l'anisotropie est le laminage à froid et à chaud.

Dans ce travail, on s'intéresse principalement aux caractéristiques mécaniques après laminage des plaques d'aluminium de pureté industriel. Dans ce cas, les plaques sont passées entre deux rouleaux dans une direction principale qui est perpendiculaire aux deux autres; de ce fait la plaque obtenue est en réalité orthotrope.

Afin d'étudier l'anisotropie du matériau, des essais sont effectués sur des éprouvettes prélevées dans différentes directions de la tôle. L'angle définit par la direction de laminage et la direction de prélèvement des éprouvettes, dans les directions du laminage, transversale et 45°.

Le mémoire présenté se subdivise en 5 chapitres :

- L'aluminium et ses alliages ;
- Traitement mécanique des alliages d'aluminium :le laminage ;
- Déformation, traction et anisotropie ;
- Les techniques expérimentales ;
- Les résultats et leurs discussions.

CHAPITRE I :

L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

Chapitre I : L'aluminium et ses alliages

I.1 Introduction

Les matériaux en général et les métaux en particulier prennent une place importante dans tout développement industriel ou progrès technologique. Vu les exigences de l'industrie moderne, nombreux programmes de recherche sont en route pour le développement d'autres matériaux plus performants et moins coûteux tels que les composites, les céramiques, les polymères...etc. Mais les métaux et leurs alliages métalliques tels que l'aluminium occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches.

La première apparition de l'aluminium était en 1854 lors d'une présentation à l'académie des sciences par le chimiste français Sainte-Claire Deville, sous la forme d'un lingot. Cette pièce avait été obtenue par voie chimique. En 1886 il y'a eu l'invention du procédé d'électrolyse l'aluminium par Paul Héroult (France) et Charles Martin Hall (USA). Depuis, l'aluminium a connu un développement très important grâce notamment à son utilisation dans les industries.

La faible masse volumique de l'aluminium et ses alliages d'aluminium associée à leurs bonnes caractéristiques mécaniques intéresse l'industrie du transport (ferroviaire, navale, routière, aéronautique). Il est aussi employée dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique etc....

Il existe plusieurs familles d'alliages d'aluminium qui diffèrent par leurs éléments d'addition principaux; (série 2000), (série 3000), (série 4000), (série 5000), (série 6000) et les alliages (série 7000).

I.2 Fabrication d'aluminium

L'aluminium est un métal très répandu sur la terre, c'est le troisième élément après l'oxygène et le silicium. Extrait et obtenu à partir des bauxites qui sont des roches riches en celui-ci.

I.2.1 Production d'alumine

La bauxite est le minerai le plus utilisé pour obtenir de l'alumine qui représente une matière intermédiaire nécessaire à la fabrication de l'aluminium. La bauxite contient de 40 à 60% d'oxyde d'aluminium hydraté mélangé à de la silice et à de l'oxyde de fer.[1]

I.2.2 Production de l'aluminium

L'aluminium est produit par électrolyse de l'alumine dans de la cryolithe (Na_3AlF_6) fondue, à environ 1000°C dans une cuve comportant un garnissage intérieur en carbone. L'aluminium se dépose au fond de la cuve avec un titre de 99,7% (les principales impuretés étant le fer et le silicium). Plusieurs procédés de raffinage permettent d'obtenir un titre plus élevé sachant que pour fabriquer une tonne d'aluminium, il faut deux tonnes d'alumine et quatre tonnes de bauxite. [1]

I.3 Principales caractéristiques physico-chimique d'aluminium

En tonnage, la production d'aluminium ne représente que 2% environ de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position dans l'utilisation des matériaux métalliques. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable. L'aluminium et ses alliages prennent encore aujourd'hui une place importante dans les différents domaines de l'industrie. Son utilisation s'accroît de jour en jour grâce à ses propriétés particulières.

I.3.1 Masse volumique

La masse volumique de l'aluminium est de 2700 kg/m^3 . L'utilisation de l'aluminium s'impose donc dans les domaines de la construction aéronautique et du transport.

I.3.2 Résistance à la fatigue

La courbe de WÖHLER ne présente pas de coude marqué et l'asymptote horizontale n'est atteinte que vers 108 cycles. En général, le coefficient d'endurance est de l'ordre de 0.5 pour les alliages non trempant, 0.25-0.3 pour les alliages trempant.

I.3.3 Résistance à la corrosion

La très bonne tenue à la corrosion de l'aluminium explique le développement de ses nombreuses applications dans le bâtiment, les transports, l'équipement du territoire, la construction navale... milieux dans lesquels les conditions d'emploi peuvent être sévères.

La tenue à la corrosion dépend des paramètres suivants :

- le métal lui-même : sa composition, son état métallurgique, l'état de surface.
- les caractéristiques du milieu dans lequel il est exposé : humidité, température, présence d'agents agressifs.
- les conditions de services prévues.
- Le mode d'assemblage éventuel des structures, les dispositions constructives.
- La durée de vie espérée, la fréquence d'entretien.

Il n'y a pas de métal ou d'alliage universel du point de vue tenu à la corrosion. Pour un même matériau, toutes les nuances n'ont pas la même résistance aux différentes formes de corrosion.

I.3.4. Mise en forme

L'aluminium a une température de fusion relativement basse ce qui résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie. Les alliages d'aluminium sont faciles à laminier (coefficient d'écroutissage $n = 0.2$ à 0.3), facile à emboutir.

I.3.5 Soudage

Le soudage est facile si l'on tient compte de la présence de la couche protectrice d'alumine. Les procédés sont donc des procédés sous gaz protecteur (TIG, MIG) ou sous vide (faisceaux d'électrons). Mais s'il n'y a pas de difficulté pour les alliages non trempant, par contre des problèmes peuvent exister pour les alliages trempant ayant une vitesse de trempe élevée (série 2000 ou Al-Cu).

I.3.6 Conductibilité électrique

La conductibilité électrique de l'aluminium commercialement pur atteint 62 % de celle du cuivre. Par ailleurs, la masse volumique du cuivre est plus élevée que celle de l'aluminium. Un conducteur en aluminium, dont la masse est inférieure à celle d'un conducteur en cuivre, s'échauffe moins.

I.3.7 Propriétés mécaniques

L'aluminium commercialement pur possède, à l'état recuit, des propriétés mécaniques faibles. On peut toutefois améliorer considérablement ces propriétés par écrouissage, addition d'éléments d'alliage ou traitements thermiques, selon les cas. L'aluminium et ses alliages ont une structure cristalline cubique à faces centrées. Ils font donc preuve, à l'état recuit, d'une excellente ductilité à toute température.

Tableau (I.1): Propriétés mécaniques d'aluminium pur [1]

Etat du métal	Charge à la traction	Allongement de rupture à la traction
coulé	5 à 9 kg/mm ²	0 à 5%
Laminé et recuit	8 à 10 kg/mm ²	30 à 40%
Laminé et écroui	20 à 25 kg/mm ²	2 à 5%

I.3.7.1 Module d'élasticité

Le module d'élasticité de l'aluminium pur est égal à 66,6 GPa et augmente en présence d'impuretés et d'éléments d'addition.

D'un point de vue commercial, il est admis pour 69 GPa. Dans le cas d'alliages, ce module est compris entre 69 et 72 GPa.

Il augmente sensiblement de 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium augmente de 2 à 18%. Le module de torsion est de 25 GPa pour l'aluminium pur; il est de 26 GPa pour l'aluminium commercial. Les caractéristiques mécaniques de traction varient en fonction de:

- Conditions de transformation et de moulage
- Sensibilité à la trempe

- Conditions de moulage
- maintient à chaud.

I.3.7.2 Ténacité

La ténacité ou résistance statique résiduelle à la propagation d'une fissure est une notion très importante en particulier dans le cas des alliages à haute résistance car elle conditionne la fiabilité et la sécurité des structures. Celle –ci est bonne pour l'aluminium et ses alliages.

I.3.7.3 Résistance à la fatigue

La résistance à la fatigue à 10⁸ cycles est donnée pour chaque alliage en déterminant le rapport d'endurance comme étant le rapport entre la limite à la fatigue à 10⁸, en contraintes alternées et la charge de rupture en traction:

De 0,35 à 0,45 dans le cas des alliages sans durcissement structural et de 0,25 à 0,35 dans le cas des alliages avec durcissement structural.[7]

I.3.7.4 Propriétés à chaud

Les propriétés mécaniques à chaud des alliages d'aluminium diminuent lorsque la température augmente. La nature de l'alliage, la durée du maintien à chaud et la température de maintien sont des paramètres qui contrôlent les propriétés mécaniques à chaud.

I.3.8 Propriétés optiques

Le pouvoir réflecteur de l'aluminium poli est excellent et varie avec la longueur d'onde. Dans le spectre du visible, il est de l'ordre de 85% à 90%, seul l'argent peut faire mieux. Cette propriété peut être améliorée par des traitements de surface comme le polissage et le brillantage. Le pouvoir émissif de l'aluminium revêtu de sa couche naturelle d'oxyde est très faible, de l'ordre de 5% du corps noir à l'état poli. Cette propriété est utilisée en isolation.

I.3.9 Propriétés physique de l'aluminium

Les principales propriétés physiques de l'aluminium non allié sont résumées dans le Tableau(I.2)

Tableau(I.2): Propriétés physiques de l'aluminium.[2].

<i>Propriété</i>	<i>Unité</i>	<i>Valeur</i>	<i>Remarque</i>
Numéro atomique		13	
Masse volumique ρ	Kg . m ⁻³	2 698	
Point de fusion	°C	660.45	sous 1013 10 ⁻³ bar
Point d'ébullition	°C	2 056	sous 1013 10 ⁻³ bar
Pression de vapeur	Pa	3.7 10 ⁻³	à 927 °C
Energie interne massique u	J . kg ⁻¹	3.98 . 10 ³	
Capacité thermique massique C_p	J . kg ⁻¹ . K ⁻¹	897	à 25°C
Conductivité thermique λ	W . m ⁻¹ . K ⁻¹	237	à 27 °C
Coefficient de dilatation linéique α_l	10 ⁻⁶ K ⁻¹	23.1	à 25°C
Résistivité électrique ρ	10 ⁻⁹ Ω . m	26.548	à 25°C
Susceptibilité magnétique K		0.6 . 10 ⁻³	à 25°C
Module d'élasticité longitudinal E	MPa	69 000	
Coefficient de poisson ν		0.33	

I.4 L'aluminium et ses alliages

Seuls neuf éléments sont capables de s'allier à l'aluminium parce qu'ils ont une solubilité dans l'aluminium à l'état solide supérieure à 0,5 %. Ce sont : l'argent, le cuivre, le gallium, le germanium, le lithium, le manganèse, le magnésium, le silicium et le zinc. Pour diverses raisons de coût (l'argent), de disponibilité (le gallium, le germanium) et de difficultés de mise en œuvre (le lithium), la métallurgie de l'aluminium est fondée, depuis son début, sur uniquement cinq éléments d'alliage qui sont:

le cuivre, le manganèse, le magnésium, le silicium, et le zinc.

Ces cinq éléments sont à la base des huit familles d'alliages d'aluminium. L'action d'un élément sur les propriétés de l'aluminium dépend bien évidemment de sa nature et de la quantité ajoutée.

I.4.1 Les familles d'alliages d'aluminium

Les huit familles d'alliages d'aluminium se divisent en deux groupes bien distincts en relation avec leur mode de durcissement (Tableau I.3).

I.4.1.1. Alliages corroyés

En métallurgie, les familles d'alliages d'aluminium de corroyage se divisent en deux groupes très distincts par la gamme de fabrication que par certaines propriétés. On cite: les alliages à durcissement structural et les alliages sans durcissement structural.

➤ **Alliage durcissement par écrouissage:**

L'écrouissage se traduit par une augmentation de la résistance mécanique de la dureté et par perte de ductilité.

➤ **Alliage durcissement structural:**

Les caractéristiques mécaniques maximales de ces alliages sont obtenues par un traitement en trois étapes : chauffage, refroidissement et maintien.

Tableau (I.3): Familles d'alliage d'aluminium [3].

Durcissement par écrouissage

Famille	Elément d'alliage	%en Masse	Additions possibles
1000	Aucun		Cuivre
3000	Manganèse	0.5-1.5	Manganèse -Cuivre
5000	Magnésium	0.5-5	Magnésium-Chrome
8000	Fer et Silicium	Si : 0.3- 1 Fe : 0.6-2	Nickel

Durcissement structural

Famille	Eléments d'alliage	% en Masse	Additions possibles
6000	Magnésium et Silicium	Mg : 0,5-1,5 Si : 0,5-1,5	Silicium-magnésium-manganèse
2000	Cuivre	2-6	
7000	Zinc-Magnésium	Zn : 5-7 Mg : 1-2	Cuivre

I.4.1.2 Alliages de fonderie

On distingue les alliages de première fusion, élaborés à partir de l'aluminium primaire issu de l'électrolyse et de seconde fusion (appelé aussi alliages d'affinage). Ils sont élaborés par refusions des déchets récupérés. Ils sont surtout utilisés pour la fabrication des pièces d'automobile.

➤ **Qualités recherchées**

Les qualités qu'on recherche pour un alliage de fonderie sont différentes de celles d'un alliage corroyé. Les zones à usiner exceptées, les pièces de fonderie ont leur forme définitive après démoulage. Les propriétés de ces alliages découlent des opérations de fonderie (Tableau. I.4).

Tableau (I.4): Qualité des alliages de fonderie [3].

Observations	Qualités
Aptitude du métal liquide à remplir l'empreinte	Coulabilité
Fissuration à chaud causée par le retrait du Métal	Absence de formation de criques
Due du retrait qui accompagne la solidification	Bonne répartition de porosité
Permettent d'employer des moules métalliques réutilisables (des coquilles) dans lesquels on coule le métal soit par gravité ; soit sous pression	Températures de fusions relativement basses

I.5 Influence des éléments d'additions [4-7]

Les investigations entrepris sur les alliages d'aluminium montrent l'effet des éléments d'additions sur les propriétés microstructurales et mécaniques. Cependant ces effets ne peuvent agir que suite à un ou à des traitements thermiques et/ou thermomécaniques. La mise en solution permet de dissoudre les composés intermétalliques ou chimiques dans la solution solide, un traitement thermique de revenu peut favoriser la formation d'un composé intermétallique ou chimique d'où ces derniers peuvent améliorer ou dégrader les propriétés microstructurales et mécaniques.

Ceci-dit, l'aluminium pur ne peut pas être utilisé pour certaines applications spécifiques nécessitant des propriétés mécaniques élevées, une bonne aptitude à la mise en forme et à la soudabilité. C'est pour cette raison que des éléments d'addition sont donc incorporés à l'aluminium. Les alliages d'aluminium se répartissent en huit familles dont la désignation, à quatre chiffres, dépend de l'élément d'alliage principal.

Les éléments d'additions peuvent aussi être classés selon la contribution de chacun dans l'amélioration de la performance du matériau. Un élément d'addition est ajouté au matériau de base pour :

- Avoir un potentiel plus électronégatif que celui du métal de base.
- Eviter la passivation de l'anode dans le milieu où elle est utilisée.
- Augmenter la capacité de l'anode.
- Améliorer la morphologie de la dissolution.
- Annuler les effets nuisibles des impuretés.
- Améliorer les propriétés mécaniques.

➤ **Effet du cuivre :**

Le cuivre contribue à l'amélioration de la dureté et de la résistance mécanique par le durcissement structural se produisant par l'addition de ce dernier à l'aluminium. qui entrave le mouvement des dislocations.

➤ **Effet du magnésium :**

Le magnésium contribue fortement à l'augmentation des propriétés mécaniques de résistance et fait chuté la ductilité par le durcissement structural opérant en sa présence.

➤ **Effet du fer :**

La présence du fer a un effet nuisible sur l'allongement à la rupture par la formation de composés intermétalliques avec l'aluminium et d'autres éléments présents dans l'aluminium.

➤ **Effet du Nickel :**

Etant donnée que le nickel se combine facilement avec le cuivre, d'où le nickel peut réduire la quantité de cuivre pouvant former le composé Al_2Cu responsable de l'augmentation de la dureté, de ce fait la dureté chute avec l'ajout de petites quantités de nickel.

➤ **Effet du zinc :**

L'ajout de zinc fait augmenter la dureté de l'aluminium.

➤ **Effet du manganèse :**

L'ajout du manganèse réduit l'effet nocif du fer.

I.6- Effet de la température sur les propriétés mécaniques de l'aluminium et ses alliages : [8].

Les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion des alliages d'aluminium évoluent avec la température dès que celle-ci s'écarte dans un sens et dans l'autre de la température ambiante. Les tableaux I.5 et I.6 illustrent l'évolution des caractéristiques mécaniques en fonction de la température pour le 5086 O et le 6082 T6 après 10 000 heures de maintien en température.

Tableau I.5 : Évolution des caractéristiques mécaniques du 5086 O après un maintien de 10 000 h en température

°C	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A%
-196	390	140	34
+20	270	120	22
+200	155	105	45

Tableau I.6 : Évolution des caractéristiques mécaniques du 6082 t6 après un maintien de 10 000 h en température

°C	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A%
-196	380	330	16
+20	320	285	12
+200	130	105	28

CHAPITRE II :

**TRAITEMENTS MECANIKUES DES
ALLIAGES D'ALUMINIUM :
LE LAMINAGE**

Chapitre II : Traitements mécaniques des alliages D'aluminium : le laminage

II.1 Introduction

Le laminage de l'aluminium est un procédé de transformation par passage du métal entre deux cylindres lisses ou cannelés, tournant l'un dans sens inverse de l'autre. En raison de ce mouvement de rotation et de la compression générée par les cylindres, il se produit une réduction en continu de l'épaisseur initiale par déformation plastique du métal (Figure. II.1).

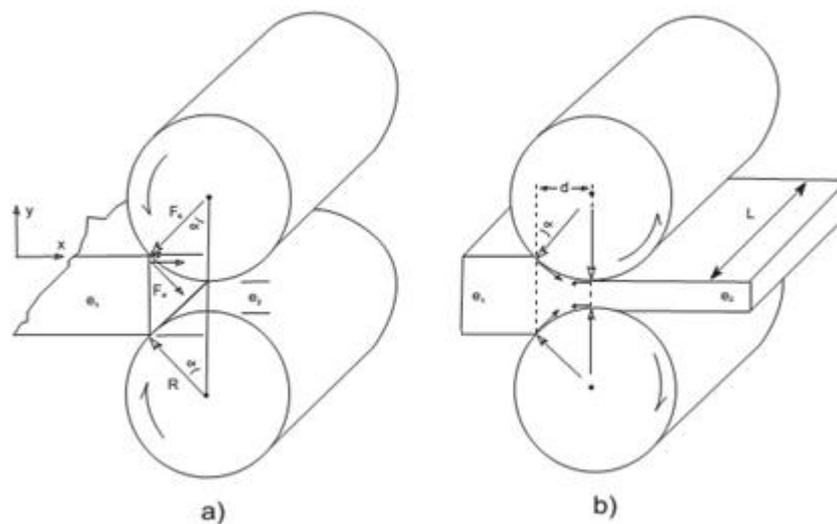


Figure II.1 : Engagement d'une tôle entre deux cylindres d'un laminoir duo

II.2 Produits du laminage :

Les produits du laminage de l'aluminium peuvent être des produits finis ou des produits semi-finis. Parmi les produits du laminage de l'aluminium on cite :

- Les plaques (tôle forte) sont des produits d'épaisseur supérieure à 6.3 mm. Elles sont normalement fournies en forme plane dont la largeur est imposée par celle des plaques de départ qui sont coulées, la longueur étant elle-même limitée par les contraintes de transport.
- Les tôles sont définies comme un produit d'épaisseur supérieure à 0.20 mm et jusqu'à 6.3 mm [9]
- Les feuilles sont définies comme un produit d'épaisseur inférieure ou égale à 0.20 mm [9]

- Les tôles relief sont produites dans des épaisseurs comprises entre 0.100 et 0.625 pouces (Figure. II.2).



Figure. II.2 : Tôles relief

- On produit aussi les fils, les barres (rondes, carrées, rectangulaires et hexagonales) en diverses sections par laminage entre cylindres cannelés où la compression produit une réduction et une modification de la section comme le montre la (Figure.II.3) [10].



Figure. II.3 : Les différentes formes des produits du laminage de l'aluminium autres que les tôles.

II.3 Produits de départ :

a) Lingot de laminage par coulée semi-continue verticale (coulée DC).

Ces lingots sont généralement produits en différents alliages dans les centres de coulée des producteurs d'aluminium. Leurs dimensions varient mais Les

plus gros lingots de laminage font 75 pouces (1905 mm) en largeur, 48 pouces (1219 mm) en épaisseur et ont une longueur de 144 pouces (3658 mm).



Figure. II.4 : Lingot d'aluminium et ses alliages destinés pour le laminage

b) Tôles produites par coulée continue en bande.

Cette technique permet d'obtenir un produit moulé initial de plus faible épaisseur et qui se rapproche du produit de laminage (économie importante dans les opérations de réduction d'épaisseur à chaud pour la production des tôles et des feuilles) [11].

II.4. Procède de laminage :

La (Figure II.1) illustre le procédé de laminage où une tôle est engagée entre les deux cylindres tournant en sens inverse. La tôle d'épaisseur e_1 doit pouvoir s'engager entre les cylindres où elle sera déformée en compression pour ressortir à une épaisseur e_2 correspondant à l'ajustement du jeu entre les cylindres.

Pour que la tôle puisse être avalée, il faut que la composante selon l'axe des x de la force de friction F_u (tangentielle au cylindre) soit supérieure à la composante x de la force de contact F_c perpendiculaire à la surface du cylindre (Figure. II.1.a). Nous savons que $F_u = \mu \cdot F_c$ où μ est le coefficient de frottement entre le cylindre et la tôle. La force F_{cx} qui est égale à $F_c \cdot \sin(\alpha)$

tend à repousser la tôle et la force F_{ux} qui égale à $\mu \cdot F_c \cdot \cos(\alpha)$ tend à l'entraîner entre les cylindres. Puisque $\mu \cdot F_c \cdot \cos(\alpha) \geq F_c \cdot \sin(\alpha)$

On obtient ainsi $\mu \geq \tan(\alpha)$. L'angle α est fonction du rayon R des cylindres et de la différence entre l'épaisseur e_1 et l'épaisseur e_2 égale à l'écart entre les cylindres. À partir de ces considérations géométriques, on trouve les conditions d'engagement de la tôle, soit $e_1 - e_2 \leq \mu^2 \cdot R$. Cette condition d'engagement de la tôle entre les cylindres va donc limiter la capacité de réduction d'épaisseur à chaque passe. On ne peut augmenter de façon significative le coefficient de frottement, mais, par ailleurs, on va privilégier l'utilisation d'un gros cylindre (100mm à 500mm) pour favoriser une plus forte réduction à chaque passe. La réduction d'épaisseur en pourcentage est donné par $[(e_1 - e_2)/e_1] \cdot 100$, alors que la longueur va augmenter dans la même proportion que le rapport e_1/e_2 . Pour réduire le métal à l'épaisseur souhaitée, il faudra généralement procéder en plusieurs passes successives.

Une fois la tôle engagée, la force de compression que le cylindre exerce sur la tôle sera égale à la somme des composantes selon l'axe y de la force de contact F_c et de la force de frottement F_u ; en fait, les forces de contact et de frottement sont réparties sur la distance d entre les plans d'entrée et de sortie de la tôle (**Figure II.1b**). La force de compression F_n doit être suffisante pour vaincre la limite élastique R_e en compression sur une surface correspondant à la distance d multipliée par la largeur L de la tôle, ce qui va générer la réduction d'épaisseur. Puisque $d \approx \sqrt{R \cdot (e_1 - e_2)}$ on a $F_n = R_e \cdot L \cdot \sqrt{R \cdot (e_1 - e_2)}$

Pour diminuer F_n , on peut utiliser des cylindres de plus faible rayon, mais ce sera au détriment de la capacité de réduction à chaque passe. En laminage à chaud (480°C-580°C), la recristallisation en continu empêche le durcissement produit par la déformation et produit un effet bénéfique aux propriétés mécaniques (affinage de la taille de grain et soudage des micro-porosités). À température élevée, la limite élastique R_e de l'alliage est beaucoup plus faible (quelques MPa pour l'alliage AA

5052), ce qui réduit d'autant F_n . Par exemple, avec une limite élastique de 3 MPa à 500°C et pour un coefficient de friction de 0.3, si on veut procéder à une réduction d'épaisseur maximale $\mu^2 \cdot R = 45$ mm pour une tôle de 2000 mm de largeur, la force de compression sur la tôle sera d'environ 100 tonnes cette valeur est déterminée de la relation $(Re \cdot L \cdot d)$ si on utilise des cylindres de 1000 mm de diamètre. En laminage à froid (température ambiante), la limite élastique est beaucoup plus élevée (>90 MPa) et augmente à chaque passe de réduction d'épaisseur. Le couple moteur pour entrainer chaque cylindre est $R \cdot F_u$. Dans l'exemple qui précède, ce couple serait de l'ordre de 140 000 newtons-mètres. Les puissances nominales des moteurs d'entraînement en laminage à chaud sont de l'ordre de 6000 kW. Pour des raisons techniques, économiques et métallurgiques, on peut comprendre que le dégrossissage (objectif d'amincissement) se fera à chaud.

Les forces de frottement au contact des cylindres s'opposent à l'écoulement du métal vers l'extérieur de la zone en déformation par compression (**Figure II.1b**). Lorsque la longueur de contact devient grande devant l'épaisseur comprimée, l'écoulement va être bloqué par le frottement (état de contrainte comparable à celle d'un métal sous contrainte hydrostatique). Le frottement favorise l'allongement dans la direction où la longueur de contact est faible (longueur de contact d faible par rapport à la longueur L où l'écoulement est bloqué). Ainsi, la tôle s'allonge avec très peu d'élargissement. Par ailleurs, le frottement entraîne une augmentation de la force de compression pour produire la déformation et limite l'épaisseur que l'on peut réduire avec des cylindres d'un diamètre donné. Pour pallier à l'effet du frottement sur l'écoulement du métal et pour protéger les cylindres contre l'usure, on utilise des lubrifiants (émulsions 1 à 10% d'huile dans l'eau), quitte à réduire quelque peu la capacité de réduction par passe (conditions d'engagement de la tôle). Ainsi, dans le laminage à froid de feuilles minces, on va utiliser des laminoirs SENDZIMIR avec de petits cylindres de travail et même laminer 2 couches superposées pour augmenter l'épaisseur initiale du métal entre les cylindres (cas du papier d'aluminium, le côté brillant est celui au contact des cylindres).

II.5. Les alliages laminés :

Les propriétés mécaniques des alliages à durcissement par écrouissage (séries 1000, 3000 et 5000) sont obtenues par le contrôle du taux de réduction de l'épaisseur par laminage à froid d'une tôle recuite. Dans ce cas, l'épaisseur initiale du métal recuit doit être choisie en fonction de l'épaisseur finale et des propriétés désirées. On peut aussi ajuster les propriétés grâce à un adoucissement partiel par un recuit contrôlé sur une tôle durcie par laminage à froid.

Pour les alliages traitables thermiquement (séries 2000, 6000, 7000 et 8000), les tôles d'épaisseur calibrée par laminage à froid sont traitées thermiquement. On corrige les distorsions à la planéité qui sont causées par la trempe à l'eau, soit par étirage ou par passage dans une planeuse à rouleaux. La planéité pourra aussi être obtenue par laminage à froid, ce qui apporte un durcissement qui s'ajoute à celui du traitement thermique.

II.6. Principe du durcissement par écrouissage :

La résistance de l'aluminium et de ses alliages peut être améliorée par le travail à froid ou à chaud. Il s'agit d'un durcissement par déformation, le matériau ductile initialement devient plus dur quand il est déformé plastiquement. Il ne faut pas confondre le corroyage avec l'écrouissage.

Le corroyage est une opération consistant à déformer un métal avec allongement, généralement, mais non obligatoirement dans un sens privilégié : il est effectué à chaud, à tiède, à température ordinaire et permet par déformation appropriée (laminage, forgeage, matriçage, filage...) d'obtenir des produits à la forme désirée.

L'écrouissage est la modification de l'état structural d'un métal ou d'un alliage. Il résulte d'un corroyage ou d'une déformation plastique localisée à température ordinaire, parfois tiède. Les traitements à chaud engendrent une restauration voire une recristallisation qui adoucit la structure.

Quand le matériau subit la déformation, des dislocations sont introduites et leur nombre augmente proportionnellement à la quantité de déformation. Les dislocations interagissent entre elles. Ceci gêne le mouvement des dislocations et par ce moyen rend le matériau plus dur. Le travail à froid augmente non seulement la résistance du

matériau, mais aussi, la dureté et la conductibilité électrique. Il réduit la ductilité en même temps. La loi générale relative à la contrainte et à la déformation est l'équation d' Hollomon.

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n$$

Dans cette équation, σ est la contrainte vraie ou rationnelle, ε la déformation vraie, k est une constante.

Le paramètre n est le coefficient d'écrouissage. Il est souvent utilisé pour mesurer l'efficacité du durcissement par déformation d'un matériau spécifique. La valeur de n peut être déduite de la courbe contrainte - déformation exprimée en logarithmes où n est la pente de la droite. Le coefficient d'écrouissage peut être utilisé pour comparer l'effet d'un travail de durcissement sur différents métaux et leurs alliages. Pour les alliages d'aluminium, les coefficients d'écrouissage ont une étendue de 0,2 à 0,3.

II.7. Evolution de la microstructure

a) Déformation à froid

L'écrouissage est défini entre autres par le taux d'écrouissage θ , qui est la pente de la courbe $\sigma=f(\varepsilon)$ dans le domaine plastique pour un matériau donné.[12-15]

$$\theta = d\sigma/d\varepsilon$$

On a coutume de le rapporter au module de cisaillement. On observe dans les monocristaux CFC des valeurs de $\theta/\mu = 10^{-4}$ à 10^{-3} .

Les premiers stades de la déformation donnent lieu à une multiplication rapide des dislocations de chaque système de glissement. Ceci correspond au stade 1 de l'écrouissage pour une déformation $\varepsilon < 0,05$. Pour ce stade, la déformation est très faible et n'est pas représentée (**Figure.II.5**).

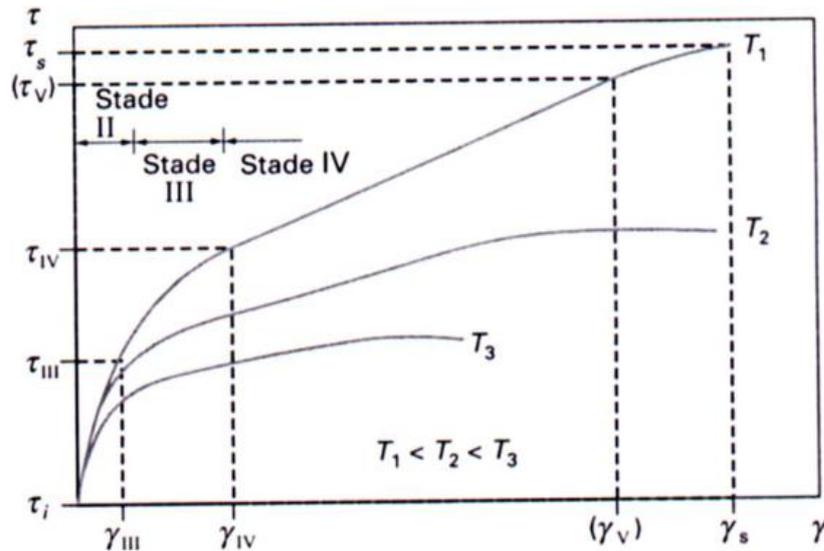


Figure.II.5 : Les différents stades de l'écroutissage [14]

Sur cette figure, γ est le taux de glissement et τ , la cission résolue selon le plan et la direction de glissement.

Au stade 2, il se produit des interactions des dislocations de systèmes différents, il s'agit des interactions de la forêt.

De même, les dislocations vont interagir avec les obstacles que sont les joints de grains. Ceci donne lieu à un durcissement, fonction de la taille de grains d , selon la loi de Hall-Petch :

$$\sigma(d) = \sigma_0 + K/\sqrt{d}$$

σ_0 est la contrainte d'écoulement du matériau à très gros grains. La contrainte d'écoulement est la contrainte nécessaire pour atteindre une déformation prescrite.

k est une constante du matériau.

Simultanément, la microstructure de dislocations (*dislocation structure*) change rapidement. Elle passe d'une configuration dispersée vers une structure de cellules constituée de parois de dislocations, plus ou moins épaisses. Ces parois délimitent des cellules de faible densité de dislocations.



Figure.II.6 : microstructure de dislocations observée au MET après laminage, la direction de laminage est DL [13]

Le stade 2 s'étend sur des déformations de l'ordre de 0,05 à 0,2. Il est associé à un taux d'écroutissage relativement élevé d'environ $30 \text{ à } 50 \cdot 10^{-4} \mu$. μ est le module de cisaillement.

Au cours d'une déformation ultérieure jusqu'à 1 environ, le taux d'écroutissage décroît pendant le stade 3. Il atteint des valeurs de l'ordre de $10^{-4} \mu$. Ceci est associé à un raffinement de la taille des cellules. Elles passent en général de quelques μm à quelques dixièmes de μm . Une augmentation progressive de leur désorientation (1° à environ 5 ou 10 degrés) a lieu. Les parois des cellules se transforment en sous-joint (cell blocks, sub-grains).

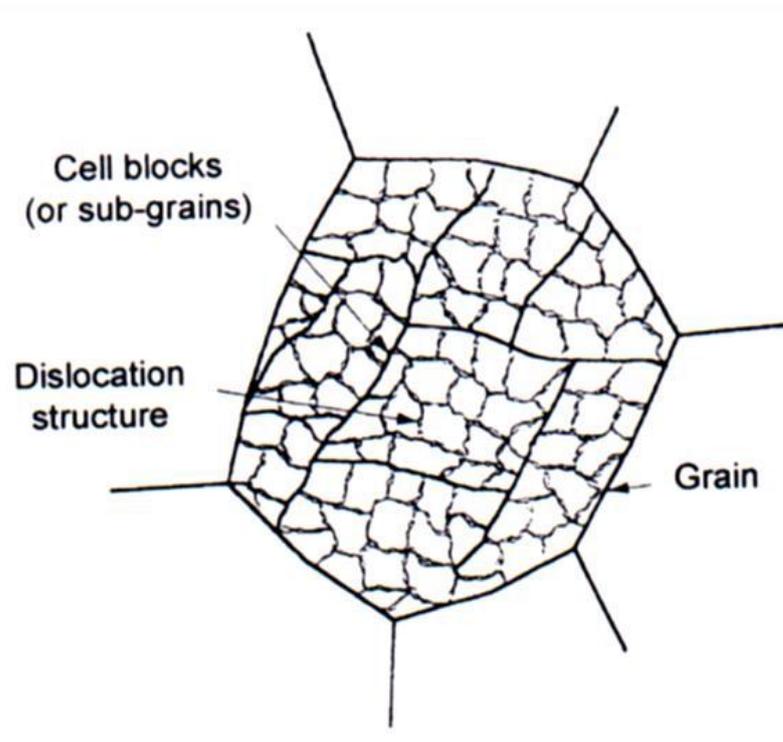


Figure. II.7 : Diagramme schématisé de la sous-division d'un grain pendant la déformation, en cellules de dislocations et blocs de cellules [16].

La densité totale des dislocations est initialement de 10^8 à 10^{12} m^{-2} à l'état recuit. Elle peut atteindre 10^{14} à 10^{16} m^{-2} , après de grandes déformations plastiques. L'ensemble de ces évolutions de taille et de nature des microstructures, s'accompagne d'un durcissement progressif. En règle générale, la contrainte d'écoulement varie inversement avec la taille des cellules de dislocations. La déformation plastique à l'intérieur des grains est rarement homogène. Par exemple, les régions près des joints de grains développent des densités de dislocations plus élevées qu'à cœur.

Bandes de cisaillement

A 30 ou 40° de la direction de sollicitation, elles sont sous forme de longues bandes d'épaisseur 0,1 à 2 μm . Ces bandes peuvent atteindre des longueurs de 10 à 100 μm ,



Figure. II.8 : Bandes de cisaillement, observées au MET, dans un monocristal d'aluminium [13]

b) Déformation à chaud

En déformation à chaud, les propriétés plastiques ainsi que les évolutions microstructurales sont fortement influencées par la diffusion d'atomes pendant la déformation. Les phénomènes physiques concernés sont essentiellement la restauration, la précipitation ou la dissolution, et la recristallisation. Cette dernière commence typiquement à des températures d'environ $0,4 T_f$ et est extrêmement rapide vers $0,7 T_f$. A ces températures, les coefficients de diffusion de la plupart des métaux de structure compacte permettent l'auto diffusion. Les temps sont de 1 à 100 s, sur des distances allant de celle de l'atome jusqu'à quelques μm .

L'augmentation de la température de déformation permet d'activer de nouveaux mouvements des dislocations qui ne sont plus limitées au glissement ; elles peuvent monter par diffusion modifiant ainsi leur taux d'accumulation et les microstructures de déformation.

La restauration dynamique est représentée par des processus de réarrangement et d'annihilation des défauts cristallins par diffusion locale. Pendant la déformation à

chaud, la restauration dynamique limite l'accumulation de fortes densités de dislocations et donc l'écroutissage.

Les microstructures caractéristiques des grandes déformations à chaud sont constituées de sous-grains.

La restauration dynamique (glissement dévié facile, montée des dislocations et annihilation rapides de défauts cristallins) empêche également le développement d'hétérogénéités de déformation.

II.8 Influence des éléments d'alliages :

L'influence considérable des éléments d'alliage sur l'écroutissage est liée à l'état métallurgique du matériau : éléments en solution solide (de substitution ou d'insertion) ou élément sous forme d'une dispersion de 2ème phase.

En solution solide de substitution :

A des températures de déformation intermédiaires, les atomes de soluté sont suffisamment mobiles pour ségréger rapidement aux dislocations et l'écroutissage augmente très sensiblement. Ceci est le cas du Mg et du Cu dans les alliages d'aluminium. Dans ces conditions, la mobilité réduite des dislocations décorées d'atomes de soluté retarde la formation de cellules propres. De ce fait, il faut augmenter la densité des dislocations pour une déformation donnée.

Eléments d'alliage sous forme de précipités de seconde phase :

Ils peuvent durcir le matériau de manière importante.

La limite élastique est maximale pour une dispersion fine de précipités de taille 10 à 20 nm. Le taux d'écroutissage dans cet état est relativement faible. Le taux d'écroutissage maximal est atteint pour des tailles de particules proches des cellules de dislocations, soit environ 1 μm .

CHAPITRE III :

DEFORMATION, TRACTION ET ANISOTROPIE

Chapitre III : Déformation, traction et anisotropie

III.1 Introduction :

Tout solide auquel est appliqué un effort mécanique se déforme. Différents essais de laboratoire (traction, compression, torsion...) permettent d'étudier les modes de déformation des matériaux d'un point de vue macroscopique et phénoménologique, et de déterminer leurs lois de comportement. Lors de tels essais, tant que le matériau est soumis à une contrainte inférieure à une valeur spécifique (appelée limite d'élasticité), il va se comporter de manière réversible : si l'on effectue une décharge (annulation de la contrainte appliquée), le matériau retrouve état initial. A l'inverse, si l'on contraint le matériau au-delà de sa limite d'élasticité, une déformation persiste après la décharge : c'est la déformation plastique (**Figure III.1**). La déformation plastique est donc (essentiellement) irréversible. En général, elle est isochore : le volume de l'objet qui se déforme reste inchangé tout au long du processus de déformation plastique [17].

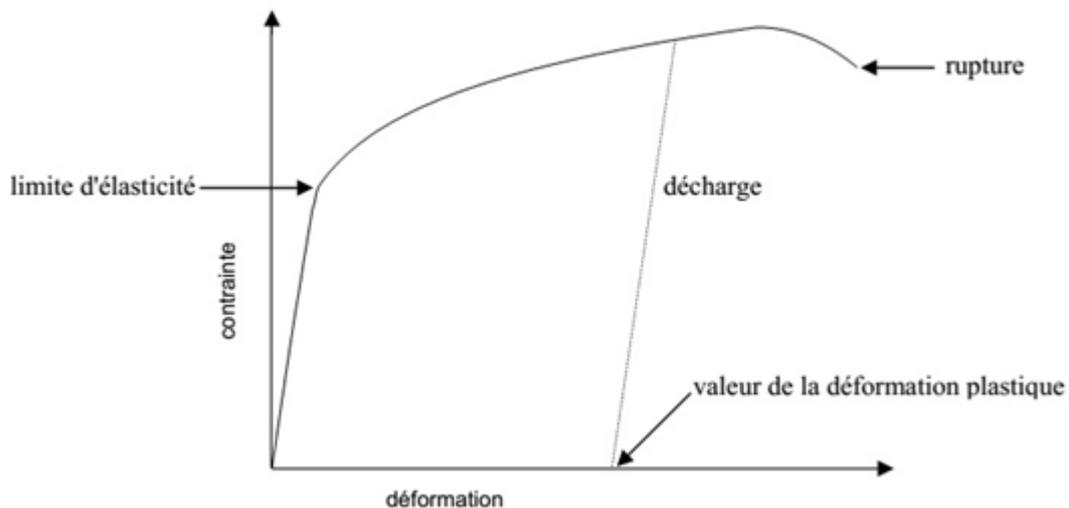


Figure.III.1 : Courbe de traction conventionnelle [18].

III.2 Déformation élastique :

Lorsqu'un corps solide est soumis à des forces extérieures, il peut se déplacer et /ou se déformer. Une déformation est dite élastique si, conformément à l'intuition, le solide reprend spontanément sa forme de départ lorsque les contraintes extérieures sont

supprimées (Il peut éventuellement avoir subi un déplacement d'ensemble). Ainsi, les déformations des solides élastiques sont par définition réversibles. Nous admettrons en outre que l'état naturel d'un solide élastique, c'est-à-dire son état en l'absence de toute force extérieure, est caractérisé par une forme bien déterminée ainsi que par l'annulation de toutes les contraintes internes. Pratiquement, ce n'est pas toujours aisé à réaliser. Les matériaux présentent souvent ce que l'on appelle des contraintes résiduelles qui trouvent leur origine dans les procédés de fabrication ou de mise en forme par exemple. Quand le matériau se déforme élastiquement le déplacement des atomes est inférieur à la distance interatomique [19].

De ce fait la théorie de l'élasticité classique dont l'origine remonte aux années 1800-1850. Les grands noms des débuts de cette théorie sont Cauchy, Kirchhoff, Green, Navier, Poisson. Les observations préliminaires de Hooke sont bien antérieures (1660), s'intéresse à l'étude des déformations de ces solides élastiques sous l'effet de forces extérieures.

On peut dire que l'élastique linéaire est caractérisé par le fait que les configurations du système déformé restent toujours voisines d'une configuration de référence qui est un état naturel du système, c'est-à-dire un état d'équilibre dans lequel toutes les contraintes s'annulent. Dans ce contexte, on pourra donc faire l'hypothèse des petites perturbations (HPP) et confondre les descriptions eulérienne et lagrangienne. [20].

III.3 Déformation plastique :

La déformation plastique se caractérise par une modification de la position des atomes du matériau auquel on applique une force. Lorsque cette force cesse, les atomes ne retrouvent pas leur position d'origine : la déformation est irréversible.

La déformation plastique accompagne la déformation élastique. Elle se manifeste lorsque la contrainte atteint un seuil de plasticité. Alors la relation entre la contrainte appliquée et la déformation n'est plus linéaire. Ainsi, en assimilant le solide au modèle du ressort, celui-ci va se déformer de façon plastique si on lui applique une force qui dépasse sa capacité de déformation élastique. [21]

III.3.1 Mécanisme de déformation plastique :

Dans les corps cristallins, La déformation plastique des corps peut se produire grâce aux mouvements de défauts topologiques à 1 dimension, les dislocations. Ces perturbations unidimensionnelles de l'arrangement des atomes permettent le glissement de plans cristallins à l'image d'un tapis qu'on déplace par création puis propagation d'un pli (**Figure.III.2**), il est énergétiquement plus favorable pour un cristal de se déformer en créant puis en propageant des dislocations en son sein. Un tel déplacement n'implique en effet à chaque étape que peu de liaisons interatomiques et nécessite donc moins d'effort qu'un glissement instantané et rigide d'une moitié du cristal sur l'autre [22].

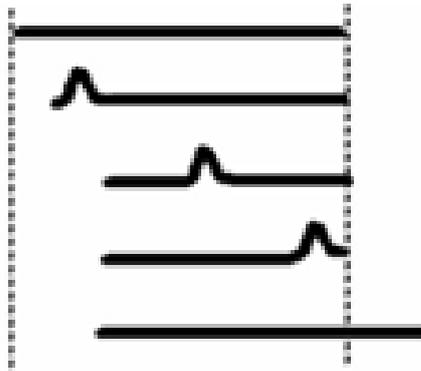


Figure.III.2 : Propagation d'un pli le long d'un tapis, analogue au mouvement d'une dislocation coin

Les dislocations constituent en quelque sorte des vecteurs de la déformation plastique : lorsqu'elles se déplacent, le cristal se déforme par cisaillement. La déformation élémentaire propagée lors du déplacement d'une dislocation peut être représentée par un vecteur b . Ce vecteur b est appelé vecteur de Burgers. On dit que la dislocation est coin si le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation, qu'elle est vis s'il est parallèle et qu'elle est mixte dans les autres cas. La (**Figure.III.3**) schématise le déplacement d'une dislocation coin dans un cristal. Lorsque la dislocation traverse le cristal de part en part, la partie inférieure de celui-ci glisse de la distance b par rapport à

la partie supérieure. Ainsi, lorsqu'une dislocation traverse le cristal jusqu'à sa surface, elle y laisse, une marche de hauteur b [23].

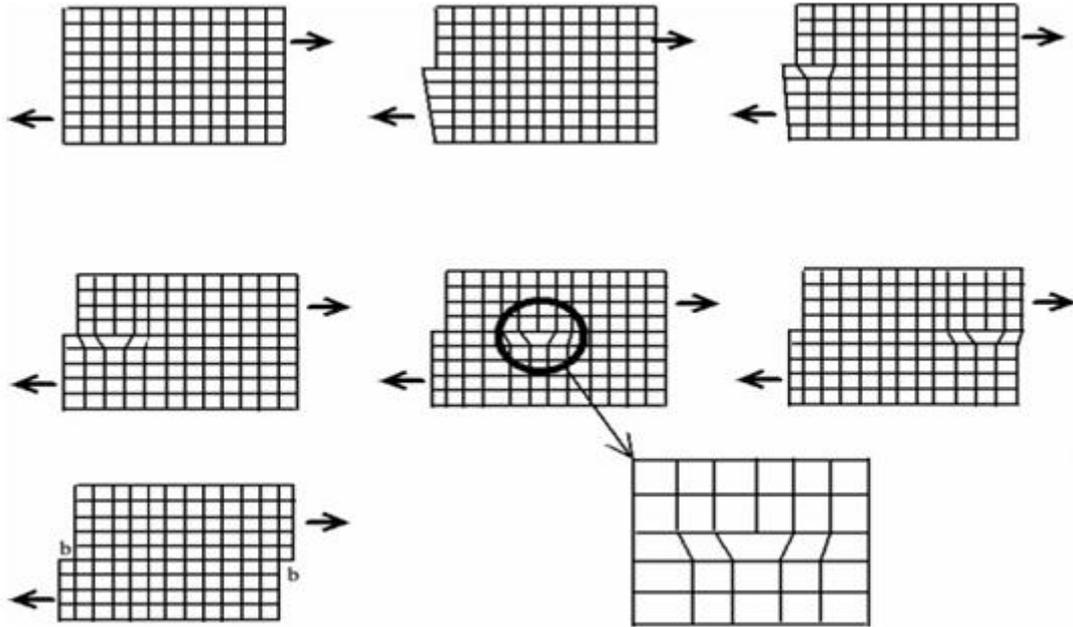


Figure.III.3 : Glissement d'une dislocation coin dans un cristal.

La contrainte macroscopique nécessaire pour amorcer le mouvement général des dislocations est la limite d'élasticité. Cependant, le déplacement d'une dislocation dépend directement de la contrainte locale (résultat de la contrainte externe appliquée et des contraintes internes dues aux autres défauts du matériau) ainsi que de l'agitation thermique.

III.4 Déformation dans une seule direction :

On dit qu'une déformation est dans une seule direction lorsque le tenseur de contrainte est porté par une direction. L'état de contrainte est caractérisée par le seul champ scalaire σ . le cas des essais uni axiaux.

III.4.1 Essais uni axiaux (traction-compression) :

Les essais mécaniques sont indispensables à l'étude des matériaux. Pourtant, tous sont des essais de structure, dont les résultats ne sont pas une image simple du comportement intrinsèque des matériaux. En fait, l'expérimentateur n'a accès qu'aux grandeurs

mesurables (force, déplacement, couple), alors que l'analyse mécanique doit s'appuyer sur des grandeurs intrinsèques (contraintes, déformations). Une modélisation de l'essai est donc toujours nécessaire pour relier sans ambiguïté les contraintes aux forces et les déformations aux déplacements. Parmi ces essais mécaniques, l'essai de traction est certainement l'essai le plus fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, l'allongement après rupture et le coefficient de striction. Son exécution est facile et les résultats obtenus servent à dimensionner toutes sortes des pièces allant d'un pignon microscopique jusqu'à la structure métallique d'un grand hall. Dans la recherche on l'applique pour la caractérisation de nouveaux matériaux et dans l'industrie pour les contrôles périodiques servant à surveiller la qualité des alliages, des polymères et des céramiques [24].

III.5 Essai de traction :

Il est préférable que l'essai soit homogène (au moins dans une certaine région de l'échantillon testé), ce qui signifie que l'état de contrainte est uniforme dans cette région (il ne dépend pas de la position x). En vertu de l'homogénéité du matériau, le champ de déformation est également uniforme dans cette région, au moins tant qu'il n'y a pas apparition d'instabilité (il peut y avoir alors plusieurs valeurs de la déformation associé à une même valeur de la contrainte ce qui conduit à un champ de déformation non uniforme et se traduit sur le plan physique par une striction de l'éprouvette).

III.5.1 Description de l'essai de traction :

L'essai uni axial le plus classique est l'essai de traction simple. On soumet une éprouvette de traction à une force dans une direction fixe. L'éprouvette, le plus souvent plane ou cylindrique de section circulaire, est typiquement constituée de deux zones : les têtes d'éprouvette servent à accrocher l'éprouvette et à lui transmettre l'effort extérieur, tandis que la partie centrale, dite partie utile, est la zone où l'on peut raisonnablement considérer que l'état de déformation est homogène et sert aux mesures de déformations. On mesure cette déformation par différents moyens (jauges

de déformation, extensomètre, corrélations d'image...). La contrainte $\sigma = F/S$ se déduit de la mesure de la force appliquée et de la mesure de la section S de la partie utile de l'éprouvette. Nous nous limiterons aux (relativement) petites déformations et nous placerons dans le cadre de l'hypothèse des petites perturbations (H.P.P.). En conséquence, la section S est la section initiale de l'éprouvette et les différentes mesures de la contrainte (contrainte nominale, contrainte de Cauchy) et de la déformation (Green-Lagrange, déformations logarithmiques) coïncident.

L'essai peut être piloté en contrainte (on impose une valeur à la force F donc la contrainte σ) ou en déformation (on applique un déplacement aux têtes d'éprouvette de façon à atteindre une déformation prescrite ε dans la zone utile de l'éprouvette). Une histoire de chargement (en contrainte ou en déformation) est appliquée à l'éprouvette et les résultats des mesures sont portés dans un diagramme (σ, ε) . Différents types de chargement permettent de mettre en évidence différents aspects du comportement des matériaux testés.

En simplifiant, les trois grands types de comportement qu'un matériau est susceptible d'exhiber (en fonction de la température, de la vitesse de déformation et du niveau des contraintes) sont le comportement élastique, le comportement plastique et le comportement visqueux.

III.5.2 Diagramme de traction :

Les valeurs mesurées directement lors d'un essai de traction sont la force F et l'allongement L , plutôt que les contraintes et la déformation. La contrainte, rapportée dans un diagramme de traction est la force divisée par la section initiale S_0 de l'éprouvette (contrainte nominale) $=F/S_0$ de même la déformation se réfère à la longueur initiale L_0 de la partie délimitée par l'extensomètre (déformation nominale). $=L/L_0$.

On parle de diagrammes rationnels quand on détermine les contraintes et les déformations vraies. Ils sont obtenus en divisant la force ou l'allongement par la section, respectivement la longueur instantanée. Ici nous nous contentons du premier type de diagramme qui est d'ailleurs le diagramme d'usage commun. (**Figure.III.4**) illustre l'allure que peuvent avoir les courbes de traction de différents matériaux.

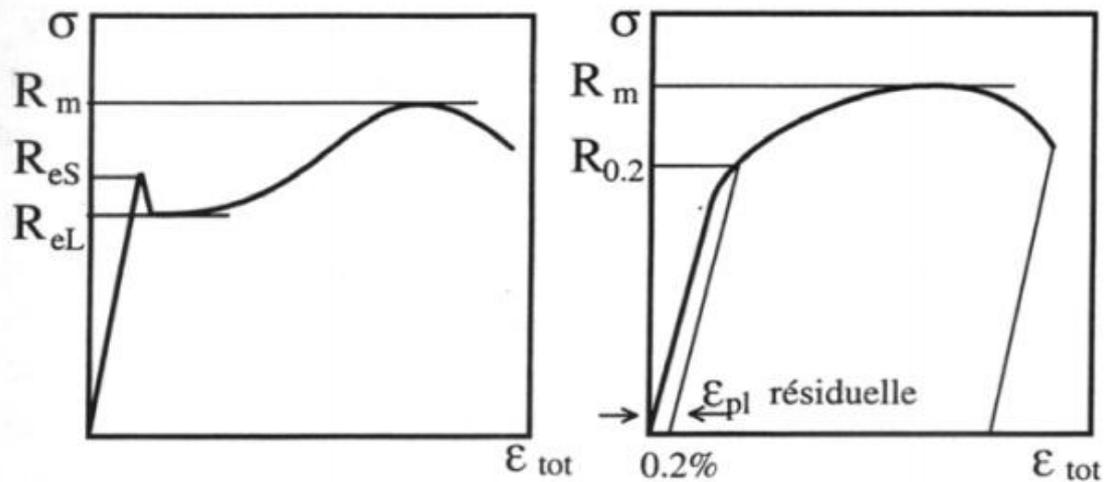


Figure. III.4: Schéma représentant 2 types différents de courbes de traction.

Tableau.III.1: Valeur typique du module d'élasticité pour différent métaux [25]

Matériaux	Module d'élasticité (GPa)
Acier au carbone	210
Fer	211
Alliage de cuivre	124
Cuivre	130
Alliages d'aluminium	72
Aluminium	70

III.5.3 Limite élastique conventionnelle $R_{e0.2}$

La fixation d'un seuil d'écoulement plastique n'est pas possible sans convention car, même à des contraintes largement en dessous de $R_{e0.2}$, on observe à l'aide des instruments hautement précis des déformations irréversibles. Pour la plupart des constructions mécaniques des déformations aussi faibles sont insignifiantes. On préfère donc une limite plus élevée et aussi plus facilement déterminable. Ainsi on fixe la limite conventionnelle d'élasticité à la contrainte maximum applicable qui laisse, après décharge, une déformation permanente (plastique) de 0,2 %. Pour la mécanique de précision les exigences sont plus poussées, et on détermine parfois de manière analogue $R_{e0.02}$. La valeur s'obtient en augmentant graduellement la force de traction

jusqu'à ce qu'après déchargement, l'allongement résiduel atteigne la valeur cherchée ou on peut aussi tracer une ligne parallèle à la droite élastique passant par 0.2%.

III.5.4 La limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure R_{es}/R_{ei}

L'apparition d'une chute de la contrainte, après dépassement de la limite d'élasticité supérieure, est un phénomène que présente le fer, les aciers doux, la plupart des métaux ayant une structure cubique centrée et contenant des impuretés interstitielles, ainsi que plusieurs autres alliages, notamment l'Al-Mg. On y trouve une limite d'élasticité supérieure suivie d'une chute de la contrainte. A partir de là, la déformation augmente à une valeur de contrainte constante, appelée limite d'élasticité inférieure (palier de la courbe). A la fin du palier, la déformation se poursuit suivant le mode habituel.

III.5.5 La résistance à la traction R_m

C'est la charge appliquée au maximum de la courbe $F = f(L)$ divisée par la section initiale (maximum de la contrainte nominale).

III.5.6 L'allongement à la rupture

C'est la déformation nominale (allongement divisé par la longueur initiale) après rupture exprimée en %. En raison de la localisation de la déformation, la majeure partie de l'allongement ne provient que d'une fraction de la longueur L_0 . La valeur de A est donc d'autant plus petite que l'éprouvette est longue.

III.6 Anisotropie

III.6.1 Introduction

Au sens général du terme, une grandeur physique (macroscopique ou microscopique) est anisotrope, ou isotrope, selon qu'elle dépend ou non de la direction suivant laquelle on la mesure. Ainsi, la densité d'un corps homogène ou la fonction de distribution des vitesses à l'équilibre thermodynamique sont des grandeurs isotropes, tandis que cette même fonction de distribution en régime de transport est anisotrope. Dans cette

acceptation générale, le temps et l'espace étant des grandeurs physiques (puisque mesurables), on parle souvent de leur isotropie ou de leur anisotropie.

Au sens primitif, plus restreint, du terme, l'isotropie et l'anisotropie sont des propriétés des corps macroscopiques. On dit qu'un système est isotrope si aucune de ses propriétés (macroscopiques) ne possède de dépendance directionnelle, c'est-à-dire que, ces propriétés étant toujours représentées par des tenseurs spécifiques (conductivité, constante diélectrique, module d'élasticité), leurs composantes sont invariantes par rapport à une rotation du trièdre de référence (réflexion et inversion incluses). Il suffit qu'une seule propriété soit directionnelle pour que le corps cesse d'être isotrope. Dans tout corps anisotrope, il existe au moins une invariance partielle, par rapport à un groupe discontinu de rotations, qui caractérise de la manière la plus générale la symétrie du corps [26].

L'espace est en général considéré comme isotrope. En physique quantique, cette isotropie se manifeste par l'invariance du carré du module de la fonction d'onde d'un système isolé par rapport à l'inversion spatiale, ce qui permet d'attribuer à chaque particule élémentaire une parité bien définie et en assure la conservation. La seule exception connue concerne les particules en interaction faible (interaction intervenant, par exemple, dans la radioactivité β) : non-conservation de la parité ou asymétrie de l'espace par rapport à la réflexion dans un miroir (Lee-Yang, 1956).

Il se peut d'ailleurs que cette asymétrie ne soit qu'apparente et due aux propriétés intrinsèques des particules [27].

III.6.2 Définition d'un milieu linéaire homogène et isotrope :

Un milieu isotrope est un milieu dont les propriétés sont identiques quelle que soit la direction d'observation, homogène si à une certaine échelle ses propriétés sont identiques d'un point à un autre [28]

III.6.3 Définition d'un milieu non linéaire et anisotrope :

Un milieu anisotrope est un milieu dont les propriétés varient suivant la direction [29].

III.6.3.1 Anisotropie des caractéristiques mécaniques

L'anisotropie des propriétés mécaniques d'un alliage 7010 (Al-Zn-Mg-Cu) est étudiée dans cet exemple [30]. Les échantillons utilisés pour ces observations, ces mesures de texture et ces tests mécaniques ont été réalisés à mi- épaisseur de la plaque après laminage, mise en solution, trempe à l'eau et vieillissement. Les caractérisations de la microstructure ont montré que les grains sont allongés dans la direction de laminage. Il montre une texture morphologique associée à une texture cristallographique. L'influence de ces deux paramètres est donnée à la (**Figure .III.5**). Ces courbes ont été développées sur la base d'une simulation élastoplastique.

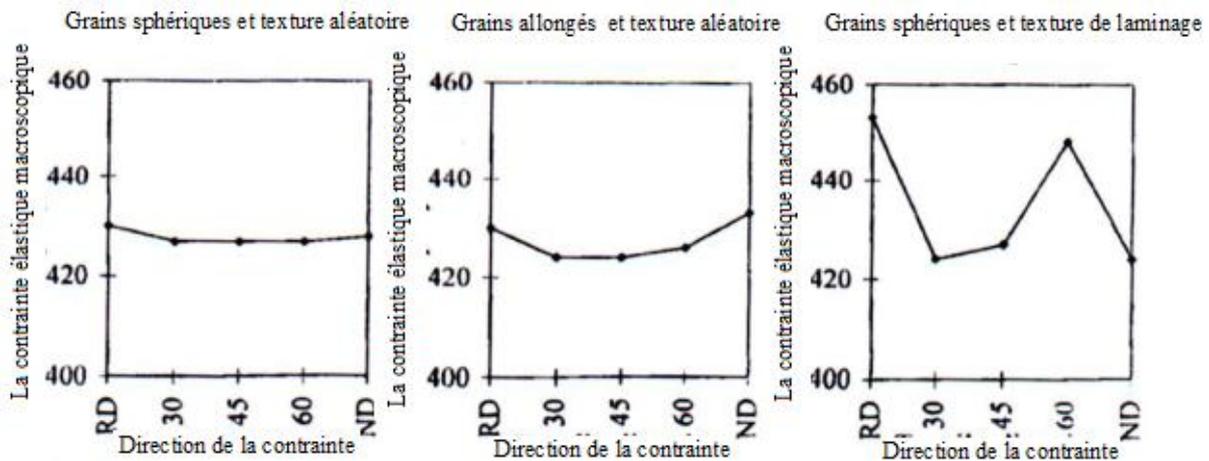


Figure.III.5 : profils simulés de contrainte élastique pour différentes morphologies de grains et différentes textures [30].

La contrainte élastique macroscopique a été mesurée pour une déformation plastique de 0,2 %. Pour déterminer l'influence des textures morphologiques et cristallographiques, il a été calculé les contraintes élastiques pour 5 directions de sollicitation: direction de laminage (RD), 30°, 45°, 60° et la direction normale au laminage (ND). Nous obtenons 3 cas de figure : une texture aléatoire et des grains sphériques, une texture aléatoire et des grains allongés, une texture de laminage et des grains sphériques.

Il est montré que l'anisotropie des grains contribue seulement faiblement à l'anisotropie de la contrainte élastique macroscopique. C'est l'évolution de la texture qui est responsable des variations observées.

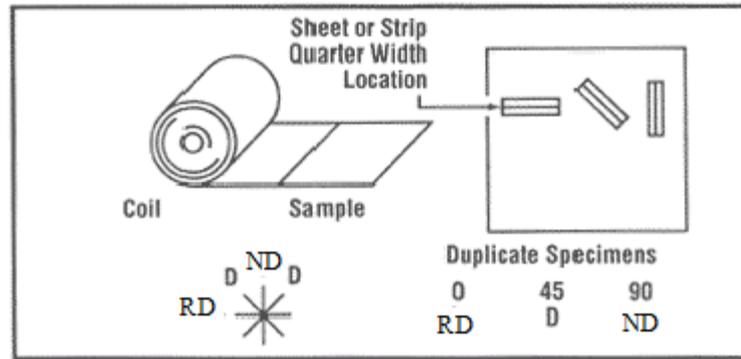


Figure.III.6 : Direction de prélèvement des éprouvettes

III.6.3.2 Anisotropie normale :

L'anisotropie d'une tôle peut être déterminée par un essai de traction. Elle est définie par le paramètre r [31].

Coefficient d'anisotropie :

$r = \frac{\text{Déformation sur la largeur de l'échantillon}}{\text{déformation sur l'épaisseur de l'échantillon}}$

- $r < 1$: la tôle se déforme plus suivant son épaisseur que dans son plan.
- $r = 1$: La déformation de la tôle suivant dans son plan et suivant son épaisseur est identique.
- $r > 1$: La tôle se déforme plus facilement dans son plan que suivant son épaisseur.

Coefficient d'anisotropie moyen

$$r = \frac{r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4}$$

CHAPITRE IV :

TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Chapitre IV : Techniques expérimentales

IV.1 Introduction :

Dans notre étude, nous avons utilisé l'alliage Al99.5

Dans ce chapitre nous allons d'abord présenter l'alliage que nous avons étudié et sa composition chimique, puis les techniques de préparation des échantillons pour les différents essais.

On a également décrit les techniques d'analyse pour la caractérisation des échantillons telles que la machine de traction utilisée, le microscope optique et le micro-duromètre.

IV.2. Alliage étudié :

Dans ce travail nous avons utilisé un alliage sous forme de tôle industrielle rugueuse. Cette tôle est un alliage d'aluminium utilisé pour les parois d'évaporateur des réfrigérateurs électriques. La tôle nous a été procurée par l'entreprise ENIEM

La composition chimique est donnée dans le tableau suivant :

Conforme à la nuance Al99.5 selon DIN 1712

Al	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Autres
99.5	Maximum 0.30	Maximum 0.40	0.05	0.07	0.05	0.03

Le Métal contient essentiellement des impuretés de fer et de silicium qui peuvent former des particules intermétalliques avec l'aluminium sachant que la solubilité du fer dans l'aluminium est très faible.

IV.3. Microscopie optique :

IV.3.1 constitution du microscope métallurgique

Le microscope utilisé en métallurgie fonctionne par réflexion. Les parties essentielles de ce microscope sont :

- une platine orientable destinée à recevoir l'échantillon ;
- un dispositif d'observation constitué d'un objectif et d'un oculaire (observation avec l'œil) ou d'un projectif ;

- un dispositif d'éclairage.

IV.3. 2 Le But de l'examen au microscope optique :

L'examen au microscope optique a pour but principale la mise en évidence de la structure de l'échantillon des inclusions non métalliques, lors de cette observation, le pouvoir de résolution du microscope optique est de l'ordre de $0.2\mu\text{m}$, le grossissement de cet instrument ne peut pas dépasser 1500X.

IV.4 Préparation micrographique de l'échantillon

Pour être observable au microscope optique, les échantillons doivent être spécialement préparés ; après avoir prélevé l'échantillon de la pièce à étudier, on doit d'abord polir la surface à examiner. La surface ainsi obtenue doit être libre de rayures le polissage terminé, la microstructure de l'échantillon est mise en évidence par attaque chimique ou électrochimique. Après attaque les différents constituants de la microstructure n'ont plus le pouvoir réfléchissant, ce qui permet leur observation.

Pour effectuer l'analyse de la microstructure nous avons découpé deux échantillons de la tôle.

IV.4.1 Polissage des échantillons :

Les échantillons ont subi un polissage mécanique en utilisant des papiers émeri de granulométrie décroissante 600,800,1000,1200 et 2000, et la finition a été effectuée en utilisant le papier émeri 4000 et de l'alumine placés sur un disque rotatif de polisseuses. Afin d'éviter les rayures produites par le papier abrasif on a effectué une rotation de 90° à chaque fois qu'on change de papier abrasif (**Figure IV.1**).



Figure IV.1 : Polisseuse de types « STRUERS ».

IV.4.2 attaque chimique :

Pour révéler sa structure nous avons utilisé le réactif de KELLER dont la composition volumétrique est comme suit : Pour 100ml : 47% acide nitrique (HNO_3), 50% acide chlorhydrique (HCl), 3% d'acide fluorhydrique (HF).

Pour procéder à l'observation des différents échantillons avant et après le polissage et l'attaque chimique, On a utilisé un microscope optique de type Hund (**Figure IV.2**), qui est muni d'une camera permettant la transmission de l'image sur l'écran ordinateur et un logiciel d'acquisition et de traitement d'image PICED CORA.



Figure IV.2: Microscope optique

IV.5 étude de propriétés mécaniques de l'alliage :

Par le terme de propriétés mécaniques, on entend les caractéristiques qui déterminent le comportement d'un métal ou d'un autre matériau sous l'action des efforts mécaniques extérieurs. On range ordinairement dans cette catégorie la résistance qui définit la tenue du métal ou de l'alliage à la déformation et à la rupture, et la plasticité, c'est l'aptitude du métal à recevoir une déformation permanente sans se rompre.

Pour obtenir les valeurs numériques des propriétés mécaniques, c'est-à-dire les valeurs des contraintes ou de déformations qui entraînent la modification de l'état physique et mécanique du matériau, on procède aux essais mécaniques.

On rapporte aux essais statiques les essais de traction, de compression, de torsion, de flexion et de dureté.

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction, et cela généralement jusqu'à rupture en vue de déterminer une ou plusieurs caractéristiques mécaniques.

On impose en général une déformation croissante à une éprouvette sur laquelle on a tracé deux repères initialement distants de l_0 , et on mesure simultanément l'effort F et l'allongement.

IV.5.1 préparation des éprouvettes de traction :

L'éprouvette est généralement obtenue par usinage d'un prélèvement d'un produit ou d'une ébauche moulée.

La section des éprouvettes peut être circulaire, carrée, rectangulaire, annulaire, ou dans des cas particuliers d'une autre forme, deux types d'éprouvettes de l'essai traction sont représentés par la **Figure IV.3** Elles comportent une partie calibrée de longueur l_c qui est raccordée par un congé de raccordement aux têtes d'amarrage dans le cas d'éprouvette usinées. Des repères définissent la longueur initiale l_0 .

Nous avons prélevé les éprouvettes de traction plates de section rectangulaires, à partir de la tôle procurée par l'ENIEM, selon la norme ASTM(E8) (**Figure IV.4**).

Afin d'étudier l'anisotropie du matériau, des essais sont effectués sur des éprouvettes prélevées dans différentes directions de la tôle. Les éprouvettes 1 et 2 ont été prélevées suivant la direction transversale au laminage, les éprouvettes 3 et 4 ont été prélevés dans la direction du laminage et enfin les éprouvettes 5 et 6 dans la direction 45° par rapport au laminage (**Figure IV.5**)

Sachant que l'épaisseur des éprouvettes est de l'ordre de 0.5mm Le découpage a été effectuée avec une cisaille, après le traçage de la forme des éprouvettes sur la tôle en aluminium.

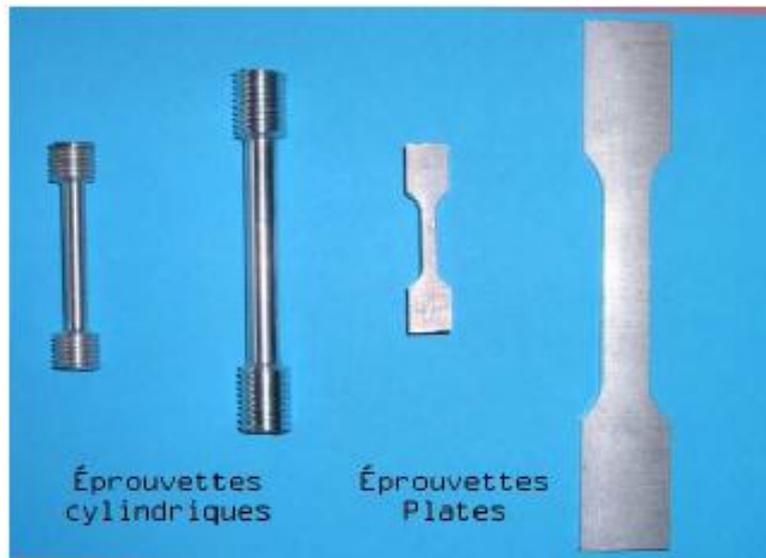
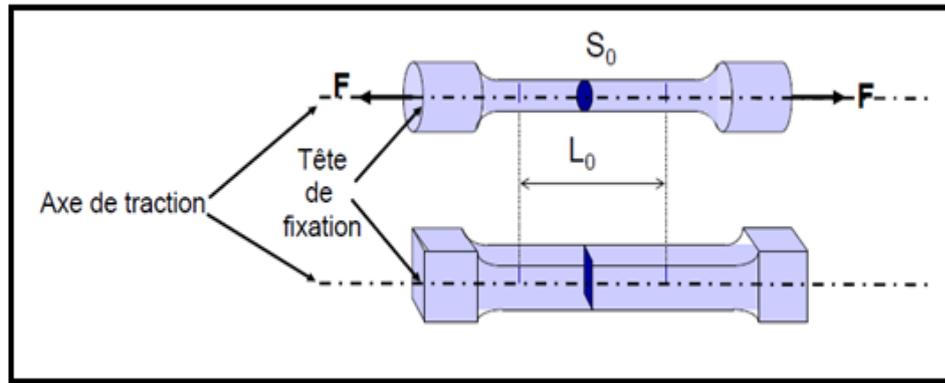
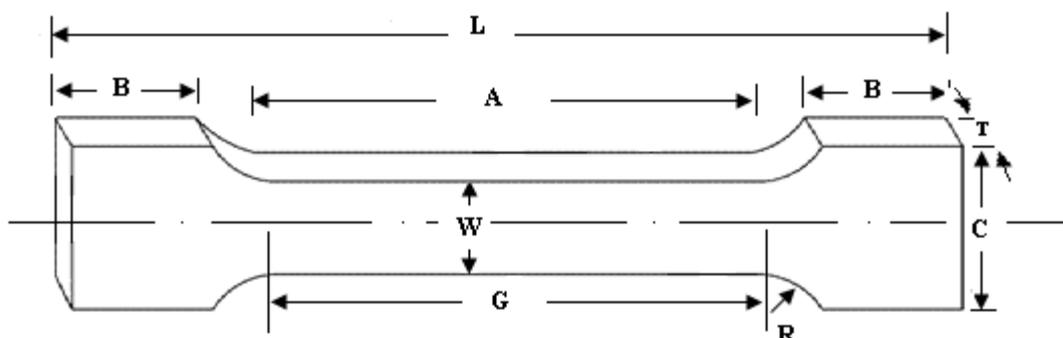


Figure IV.3 : Présentation de quelques types d'éprouvettes de traction (plates, rectangulaire et cylindriques)



B= 20 mm, A= 32 mm, G= 25 mm, L= 76 mm, C= 21 mm, T= 1 mm, W= 14,14 mm

Figure IV.4 : Epreuve de traction selon la norme ASTM E8

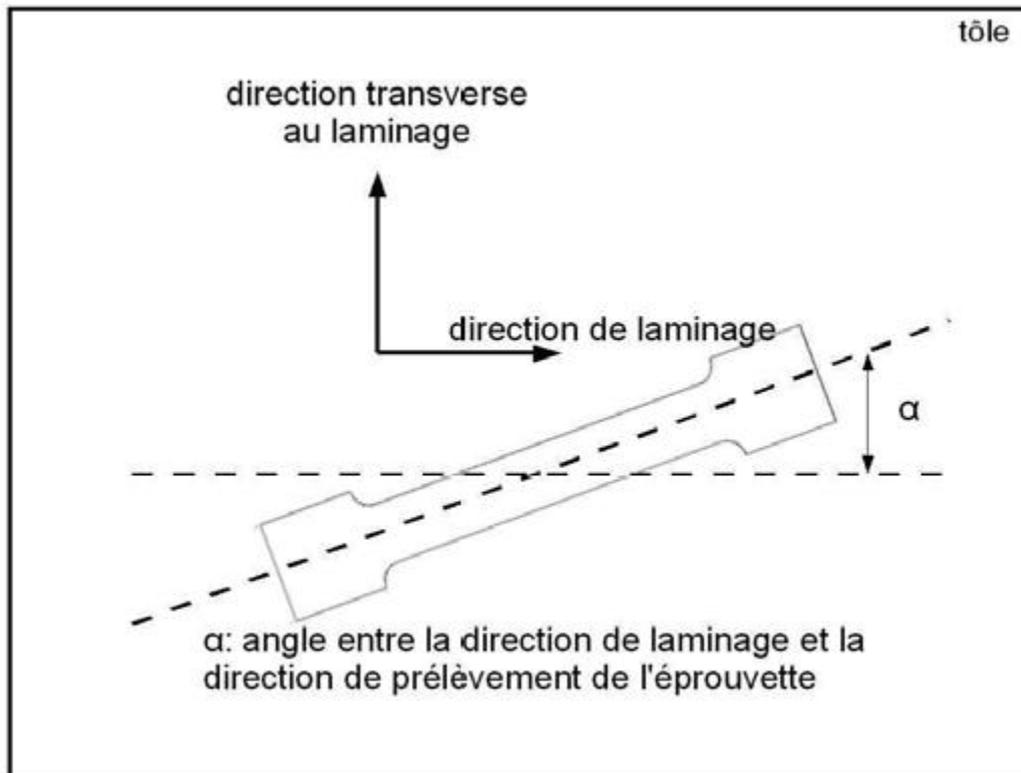


Figure IV.5 : Représentation de l'angle défini par la direction de laminage et la direction de prélèvement des éprouvettes

IV.5.2 Essai de traction :

Les essais de tractions uni axiale normalisés ont été réalisés sur la machine de traction de marque représentée sur la (**Figure IV.6**) La traction est appliquée à froid sous une vitesse de déformation moyenne de 0.5mm /min. Tous les essais de traction sont réalisés avec le même appareil.

Au cours de l'essai de traction l'éprouvette subit plusieurs phénomènes, ces derniers sont représentés sur la (**Figure IV.7**)



Figure IV.6 : Machine de traction

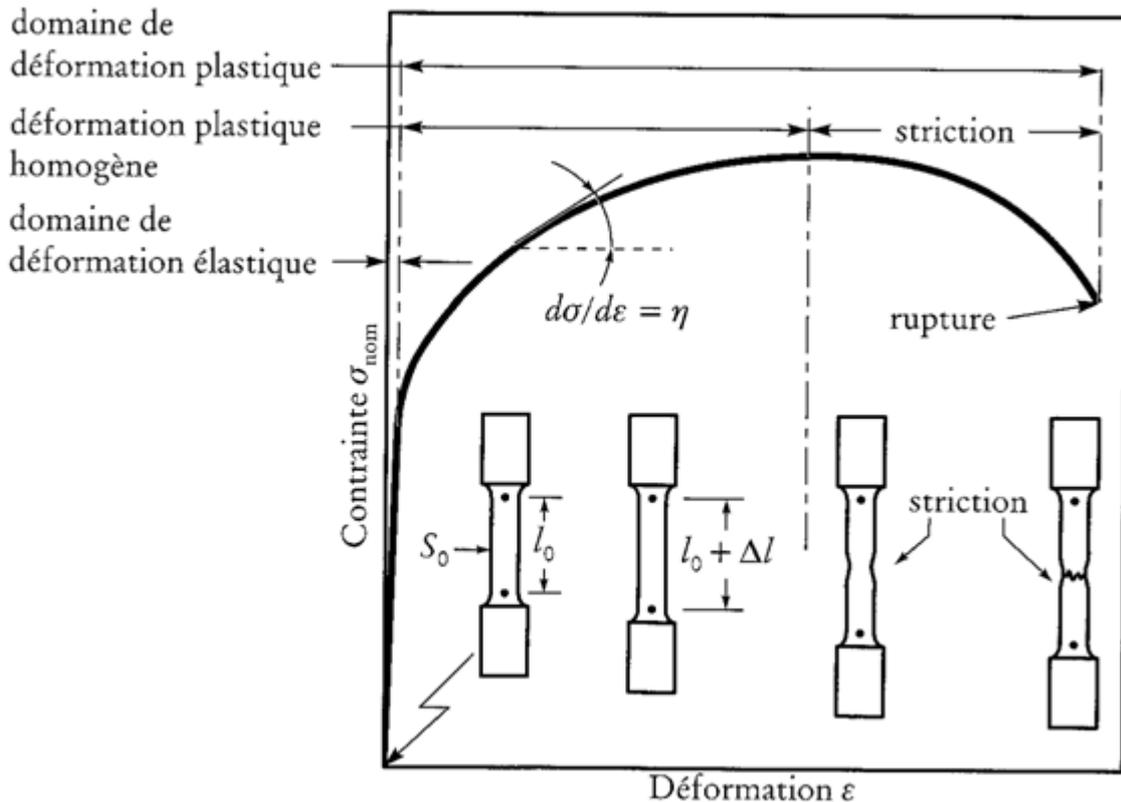


Figure IV.7 ; phénomènes observés au cours de l'essai de traction

IV.5.3 Mesure de MICRODURETE VICKERS

L'essai de la MICRODURETE VICKERS consiste à imprimer dans la pièce à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite, à base carrée, d'angle au sommet 136° , sous une charge F , et à mesurer la diagonale d de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge (Figure IV.8). Nous avons utilisé le MICRODUROMETRE DE MARQUE ZWICK (Figure IV.9) nous avons effectué plusieurs essais pour chaque échantillon. Nous avons appliqué une charge de 100g. Donc la dureté d'un matériau caractérise sa résistance à la pénétration, un pénétrateur est appliqué sur la surface du matériau à tester avec une force pendant un temps donné.

Nous avons choisi la dureté Vickers pour la précision des résultats et en raison de la faible épaisseur de nos échantillons.

On a effectué 05 essais suivant pour deux échantillons découpé de la tôle étudié.

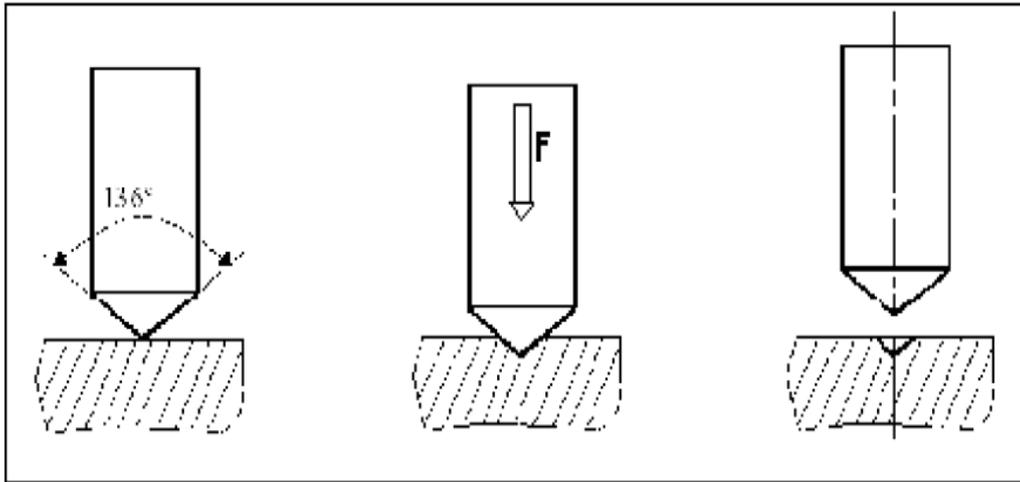


Figure IV.8 : Principe de l'essai Vickers.

La dureté Vickers est calculée à partir de la relation (1) :

$$HV = F / S \quad (1,3)$$

La surface de l'empreinte est donnée par la relation (2)

$$S = d^2 / (2 \cdot \sin A/2) \quad (2)$$

$$HV = 0,189 F / d^2 \quad (3)$$

d : diagonale de l'empreinte en millimètres.

A : angle au sommet du pénétrateur : 136°.

F : charge d'essai en newtons, celle qu'on a appliquée est de 100 g.



Figure IV.9 : Schéma d'un MICRODUROMETRE de marque ZWICK

CHAPITRE V :

RESULTATS ET INTERPRETATIONS

Chapitre V : Résultats et interprétations

V.1.L'anisotropie des propriétés mécaniques :

L'observation des courbes de traction montre que les propriétés mécaniques du métal sont anisotropes (**Figures V (1-6)**). Cette même observation montre que les courbes de traction des éprouvettes 1,3 et 6 ont glissés des mords fixations au cours du domaine élastique (**Figures V (1, 3,6)**), le glissement de ces éprouvettes est due à la faible épaisseur des éprouvettes. Ceci dit le domaine plastique a été dissimulé, et l'allongement et l'allongement à la rupture obtenu ne reflète pas la réalité. L'allure des courbes des (**Figures V (2, 4,5)**) prouvent que le métal est anisotrope.

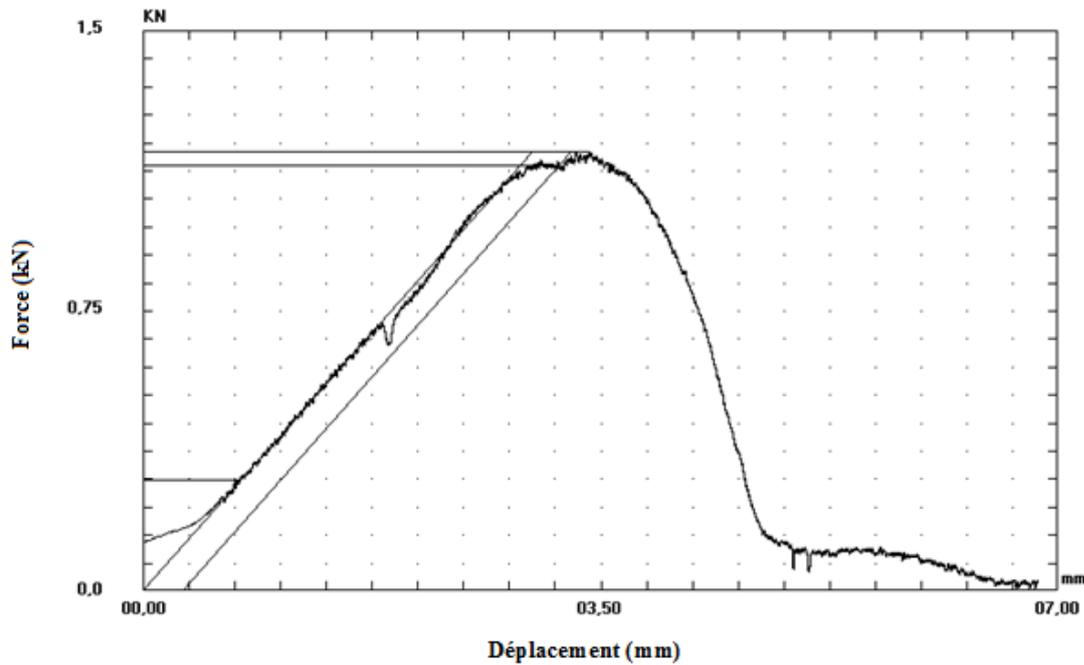


Figure V.1 : Courbe force de traction/déplacement de l'échantillon 1

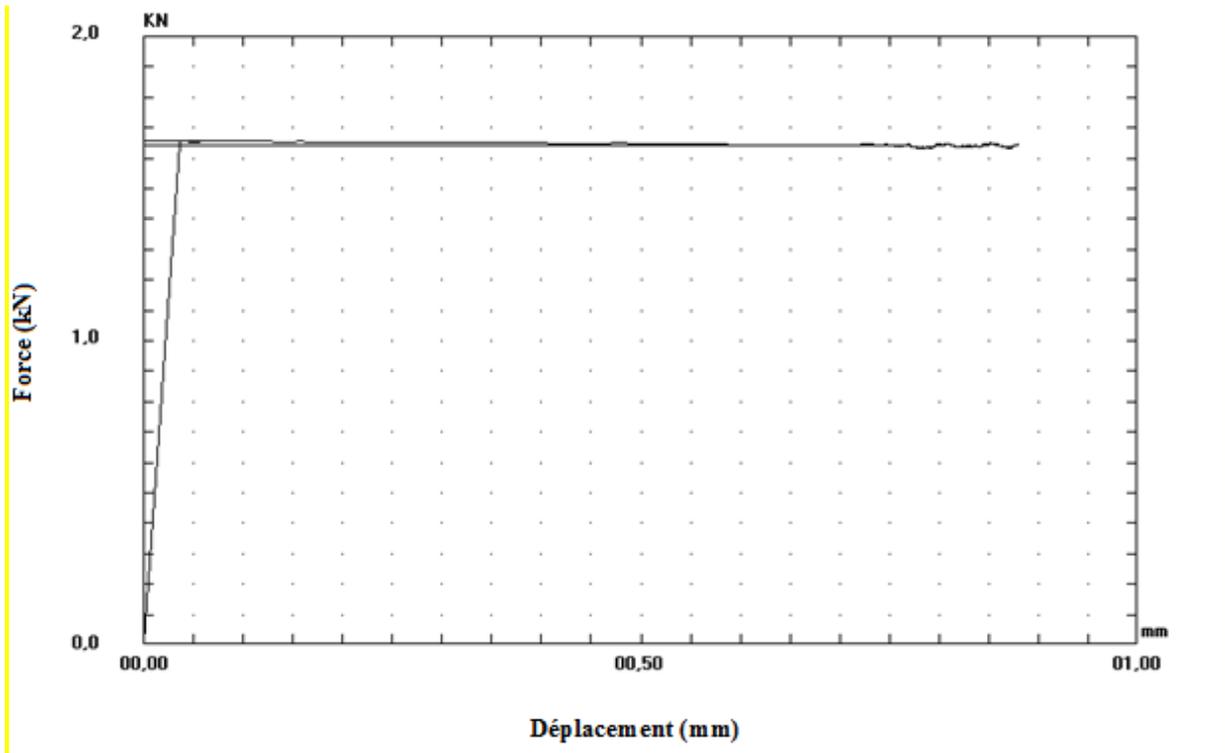


Figure V.2 : Courbe force de traction/déplacement de l'échantillon 2

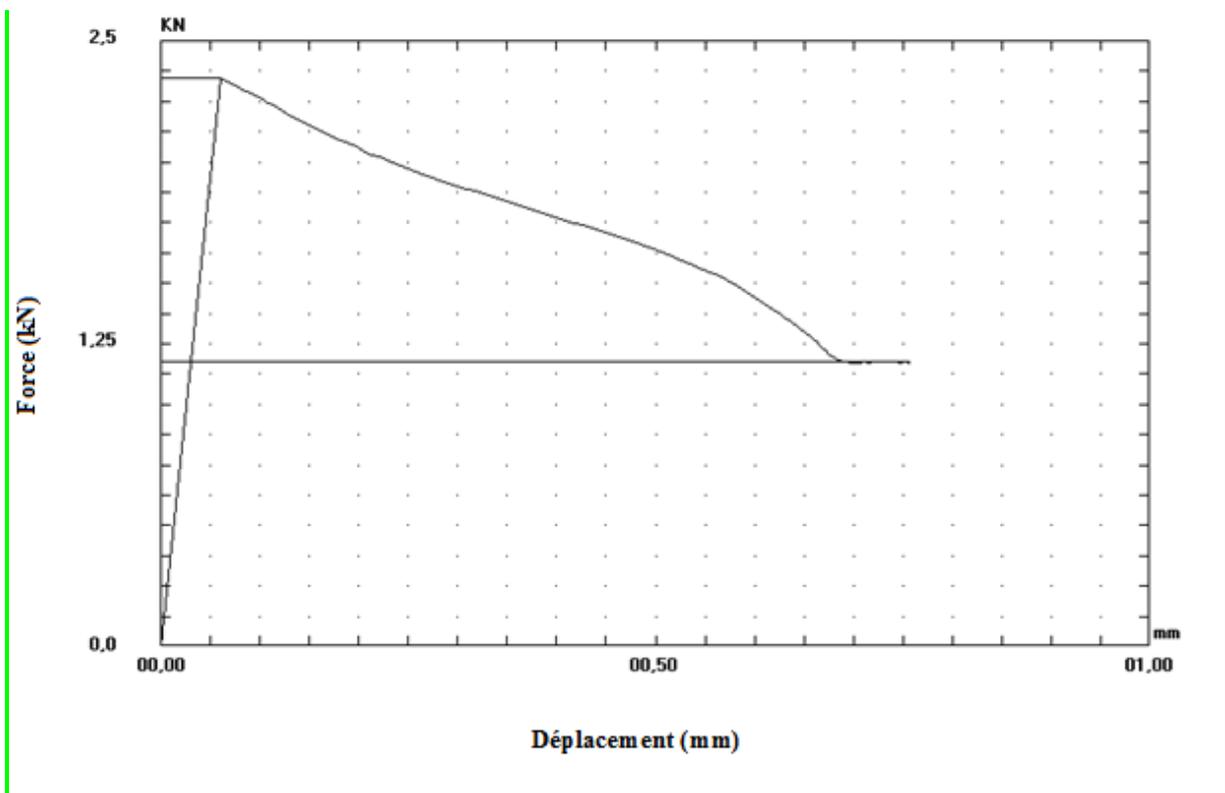


Figure V.3 : Courbe force de traction/déplacement de l'échantillon 3

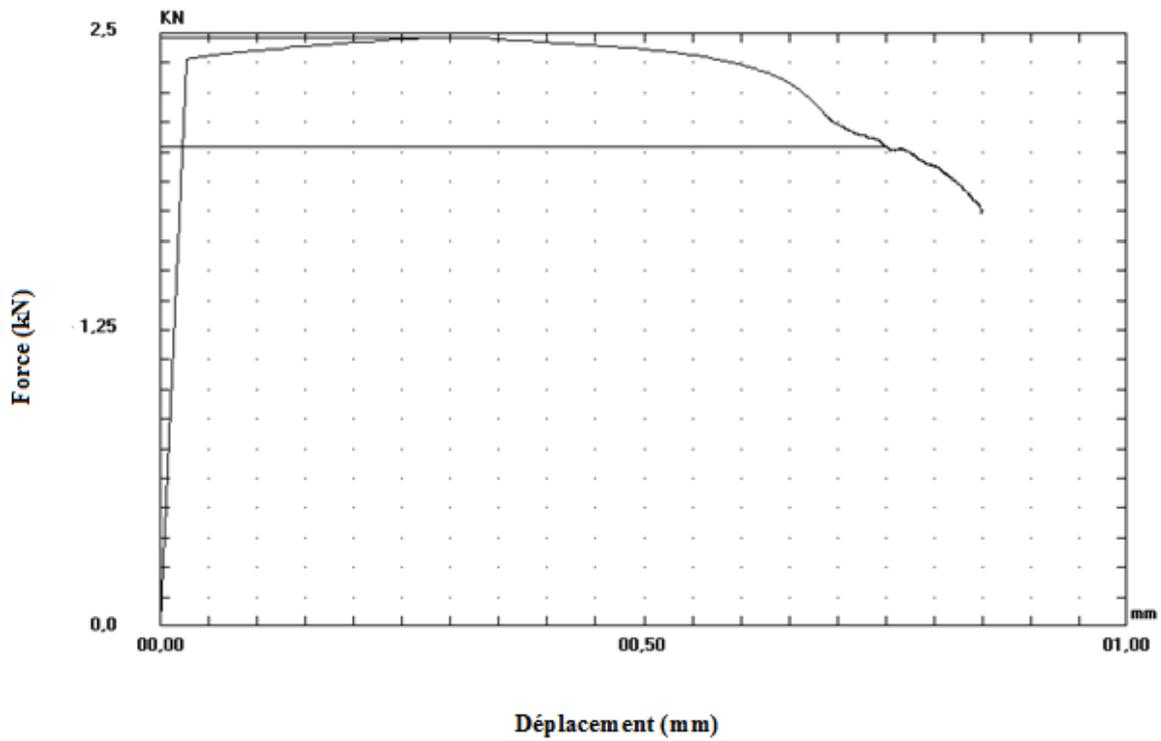


Figure V.4 : Courbe force de traction/déplacement de l'échantillon 4

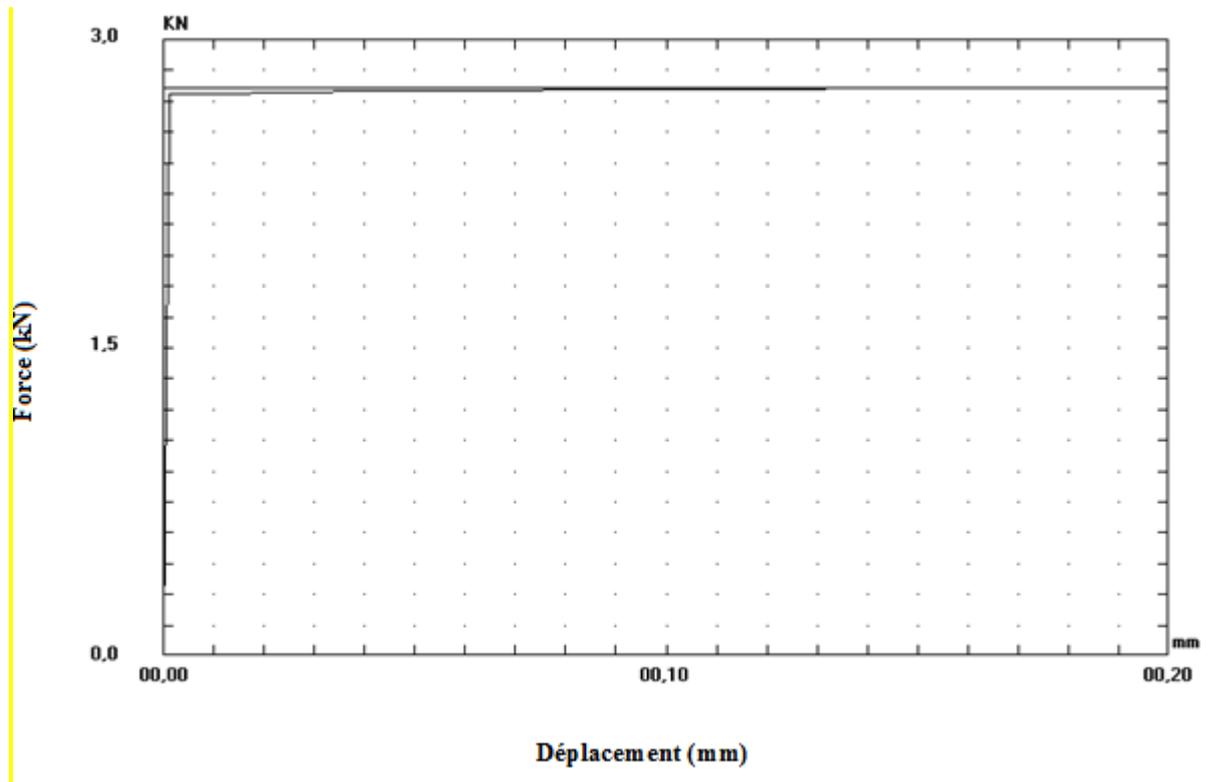


Figure V.5 : Courbe force de traction/déplacement de l'échantillon 5

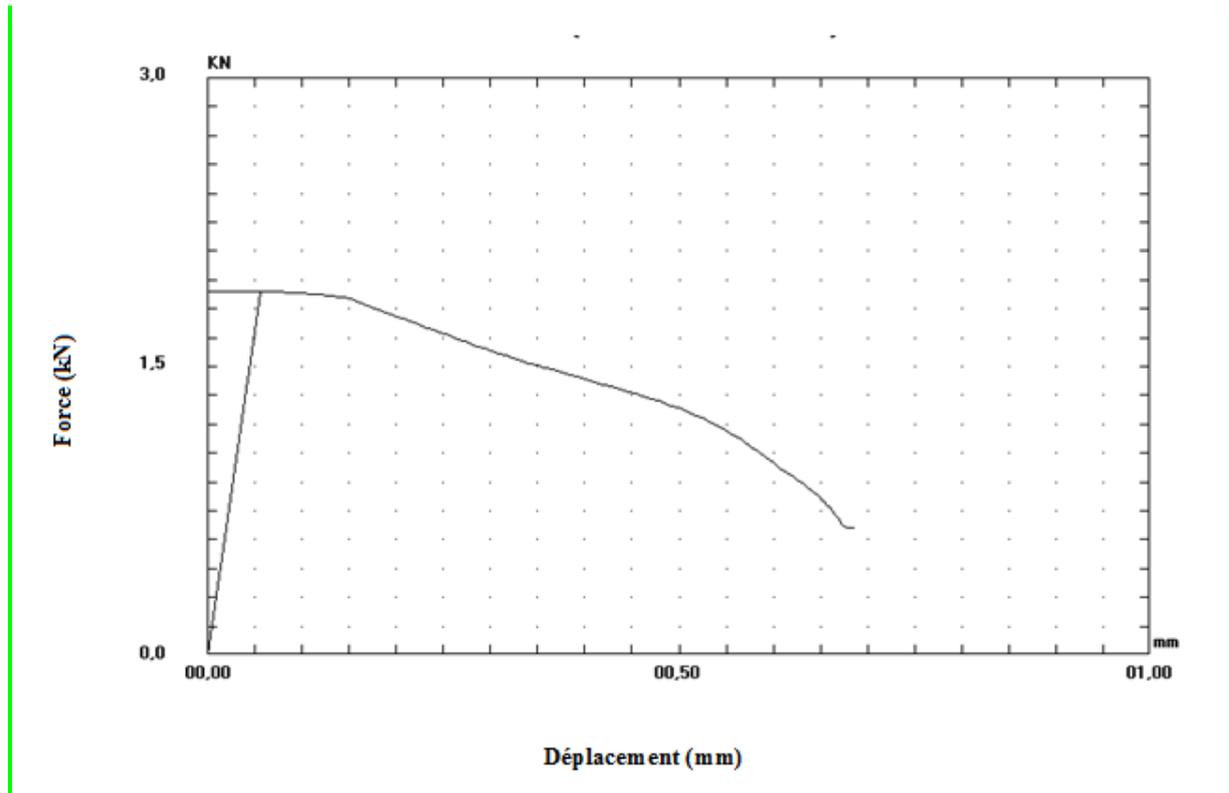


Figure V.6 : Courbe force de traction/déplacement de l'échantillon 6

V.2- coefficient d'anisotropie :

(Le **Tableau V.1**) montre que le coefficient d'anisotropie des différentes éprouvettes n'est pas le même et varie d'une direction à une autre. Sa valeur est plus grande dans la direction du laminage (éprouvettes 3 et 4). La déformation de la largeur et de l'épaisseur des éprouvettes varie aussi avec la direction de traction.

Tableau V.1 : Coefficient d'anisotropie pour toutes les éprouvettes

Eprouvette	Déformation dans la direction de l'épaisseur	Déformation dans la direction de largeur	$r=DL/DE$
1	0.177	0.0124	0.0700
2	0.195	0.0130	0.0666
3	0.165	0.0210	0.127
4	0.170	0.0194	0.114
5	0.161	0.0151	0.093
6	0.136	0.0164	0.455

V.3 Anisotropie de la résistance maximale, l'élasticité et l'allongement après rupture :

(Le tableau V.2) montre que la résistance maximale à la traction, la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture diffèrent considérablement d'une direction à une autre. La grande valeur de l'allongement de l'éprouvette 1 montre très bien qu'il y a eu glissement de cette éprouvette des mords de fixation de la machine de traction. Cette anisotropie représente une anisotropie des propriétés mécaniques.

Tableau V.2 : Anisotropie de la résistance maximale à la traction, limite d'élasticité et allongement

Eprouvette	Résistance maximale R_m N/mm ²	Limite d'élasticité R_e R_m N/mm ²	Allongement après rupture %
1	166,5	161,24	26
2	236.30	233.38	3,52
3	330.66	330.66	3,04
4	346.53	335.92	3.4
5	390.381	386.13	0.52
6	265.20	265.20	2,76

V.4 Coefficient d'anisotropie, élasticité, résistance maximale, Allongement après rupture % des éprouvettes qui sont pas détachées des mords :

Le coefficient d'anisotropie r est défini comme le rapport entre la vitesse de déformation plastique dans la direction transversale et la vitesse de déformation plastique dans direction de l'épaisseur lors d'un essai de traction réalisé sur une éprouvette prélevée dans une direction faisant un angle (α) avec la direction de laminage.

Le coefficient de LANKFORD se calcule à partir des coefficients d'anisotropie : $(r_0+2r_{45}+r_{90})/4$, avec r_α défini par l'équation. On rappelle ici que plus le coefficient de LANKFORD est grand, plus l'amincissement moyen de la tôle sera faible pour un allongement donné et plus le matériau sera anisotrope. Un coefficient de LANKFORD de 1 correspond à un matériau isotrope plastique.

(La Figure V.7) représente l'évolution du coefficient d'anisotropie en fonction de la direction sur la tôle. Celui-ci est plus grand dans la direction du laminage et plus petit dans la direction transversale à la direction du laminage. Nous tenons aussi à mentionner que ce coefficient est inférieur à 1. L'existence de l'anisotropie est due à l'hétérogénéité de distribution des composants de la microstructure et induit une hétérogénéité de la réponse aux sollicitations mécaniques, thermique et thermomécaniques externes.

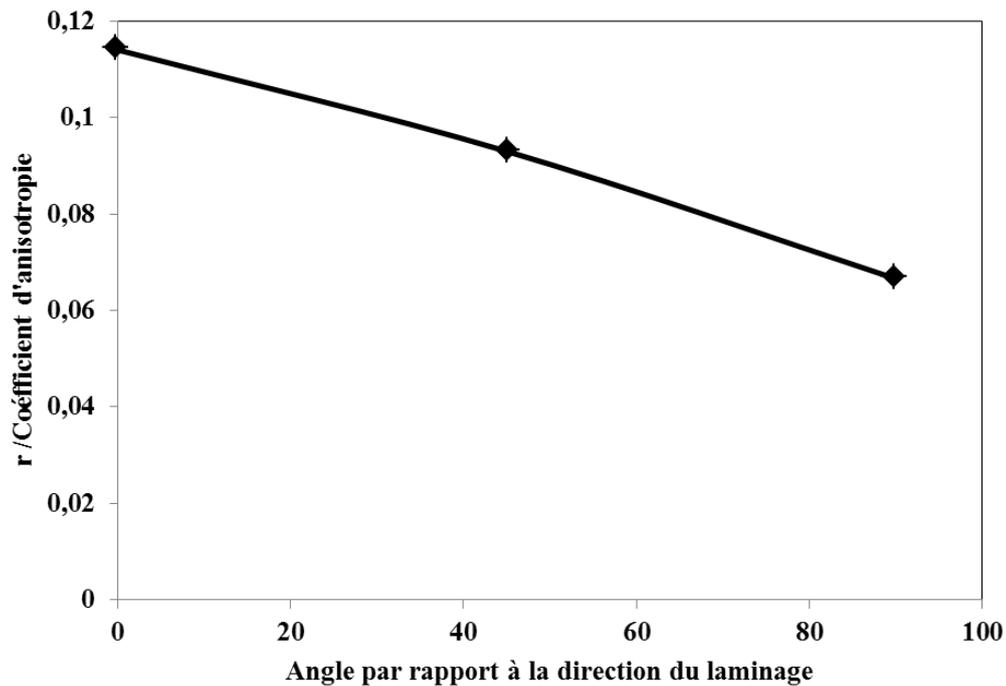


Figure V.7 : Coefficient d'anisotropie en fonction de la direction de traction.

Le coefficient LANKFORD (r_m) = $(0.0666+0.114+(2.0.093))/4=0.9165$.

(La Figure V.8) représente l'évolution de la limite l'élasticité en fonction de la direction de traction celle-ci est plus grande dans la direction 45 ° et plus petite dans la direction 90° (transversale à la direction du laminage). De ce fait nous pouvons dire qu'il y a une anisotropie d'élasticité dans la tôle d'aluminium Al99.5.

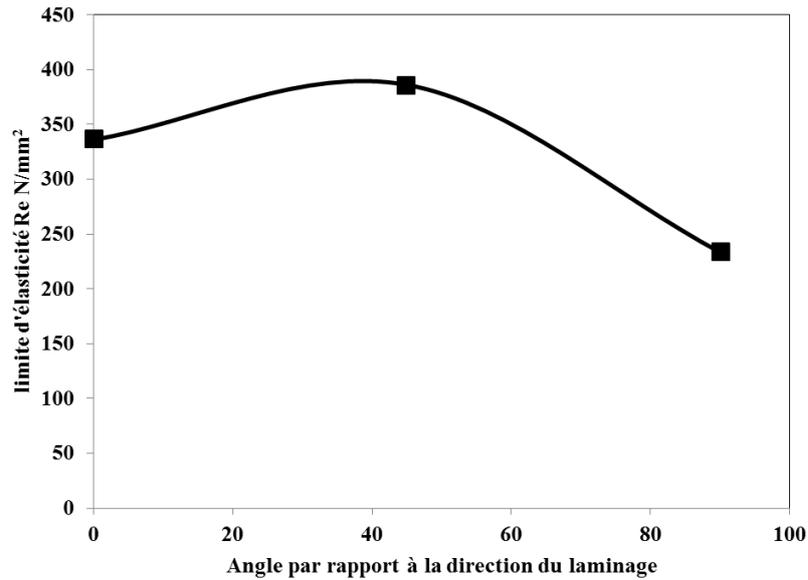


Figure V.8 : Anisotropie de l'élasticité en traction en fonction de la direction de traction.

(La Figure V.9) représente la variation de résistance maximale à la traction en fonction de la direction de traction. Avant d'analyser cette courbe nous devons signaler que sur certaines courbes il est difficile de différencier entre la limite élastique et la résistance maximale à la traction. En ce qui concerne l'anisotropie de la résistance à la traction, nous observons sur la (Figure V.9) que la résistance maximale à la traction est plus grande dans la direction 45° par rapport à la direction du laminage, et plus petite dans la direction transversale au laminage.

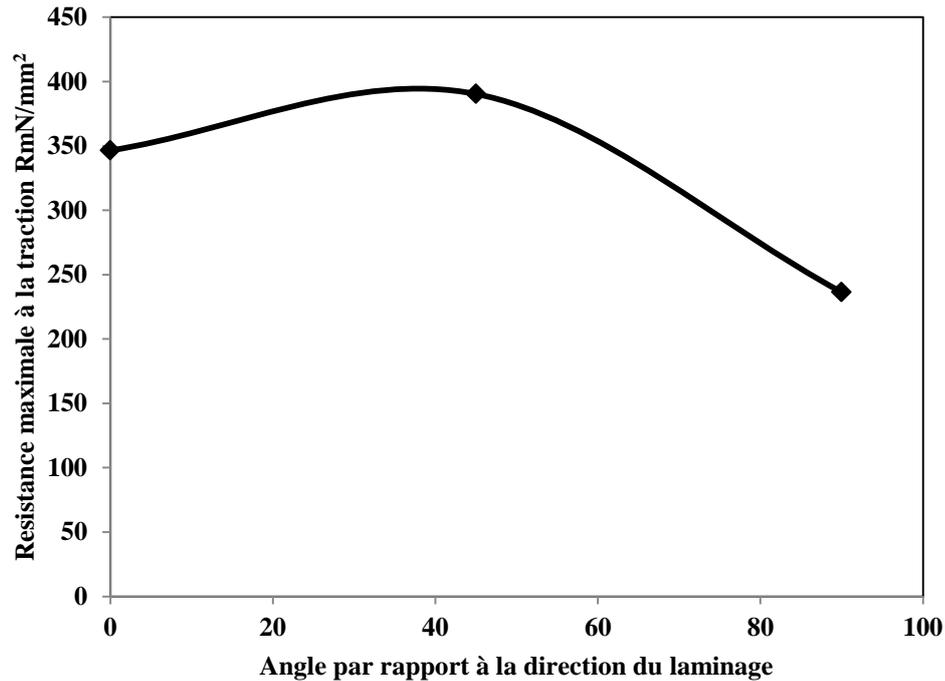


Figure V.9 : Anisotropie de la résistance maximale à la traction en fonction de la direction de l'aluminium A199.5.

(La Figure V.10) représente l'évolution de l'allongement après rupture de l'aluminium A199.5 en fonction de la direction de la traction cette figure montre que l'allongement après rupture est plus faible dans la direction 45° par rapport à la direction du laminage ceci est en bon accord avec les deux figures précédentes. Ceci dit l'anisotropie des propriétés mécaniques de la tôle de l'aluminium A199.5 est confirmée par l'essai de traction.

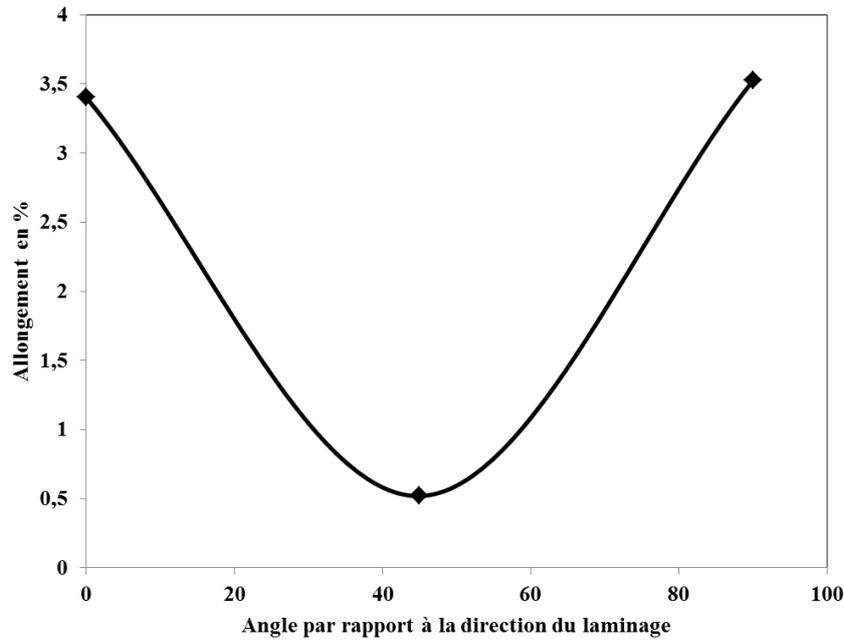


Figure V.10 : Anisotropie de l'allongement après traction en fonction de la direction de traction.

V.5 Microdureté Vickers de la tôle étudié en fonction de la direction :

(Le Tableau V.3) représente la valeur de la microdureté Vickers dans 4 directions différentes et sur 10 points de chaque direction. La dernière colonne du tableau représente la moyenne de dureté de chaque direction, ce tableau montre que la dureté dans une direction est différente de la dureté d'une autre direction ceci montre que chaque direction possède ces propriétés mécaniques différentes des autres directions. Ainsi l'anisotropie de la tôle d'aluminium est confirmée.

Tableau V.3 : Microdureté Vickers en fonction de la direction sur la tôle de l'alliage Al 99.5

Direction	1	2	3	4
Dureté Vickers	95	102	102	109
	98	117	108	112
	93	130	101	161
	102	109	111	113
	81	113	104	140
	124	92	95	152
	100	96	112	117
	97	97	122	140
	85	107	113	139
	107	105	122	116
Moyenne de la dureté Vickers	98,2	106,8	109	129,9

V.6 Anisotropie de la structure :

(La Figure V.11) montre l'existence d'une orientation des grains dans la direction (O) représenté par une flèche sur (la Figure V.11) du laminage et montre aussi l'existence d'une hétérogénéité de la taille des grains. Cette hétérogénéité est mise en évidence par la variation de la taille et de la forme des grains d'une zone à une autre. On voit bien cette hétérogénéité sur (la Figure V.12). (La figure V.13) montre que la taille des grains varient de 4 à 16 μ m. Ces grains sont très fins et ils sont difficile à déceler par attaque chimique. La faible taille des grains est due à la recristallisation dynamique qui s'est produite suite à un fort taux de réduction par le laminage, car la taille finale de la tôle est de 0.5mm.

De tout ce qui avait été dit la tôle étudiée est anisotrope et ces propriétés mécaniques et structurales sont variables avec la variation de la direction. Cette variation peut être une limite d'utilisation de cette tôle dans la mise en forme car une déformation hétérogène peut provoquer une fissuration dans une zone peu déformable.

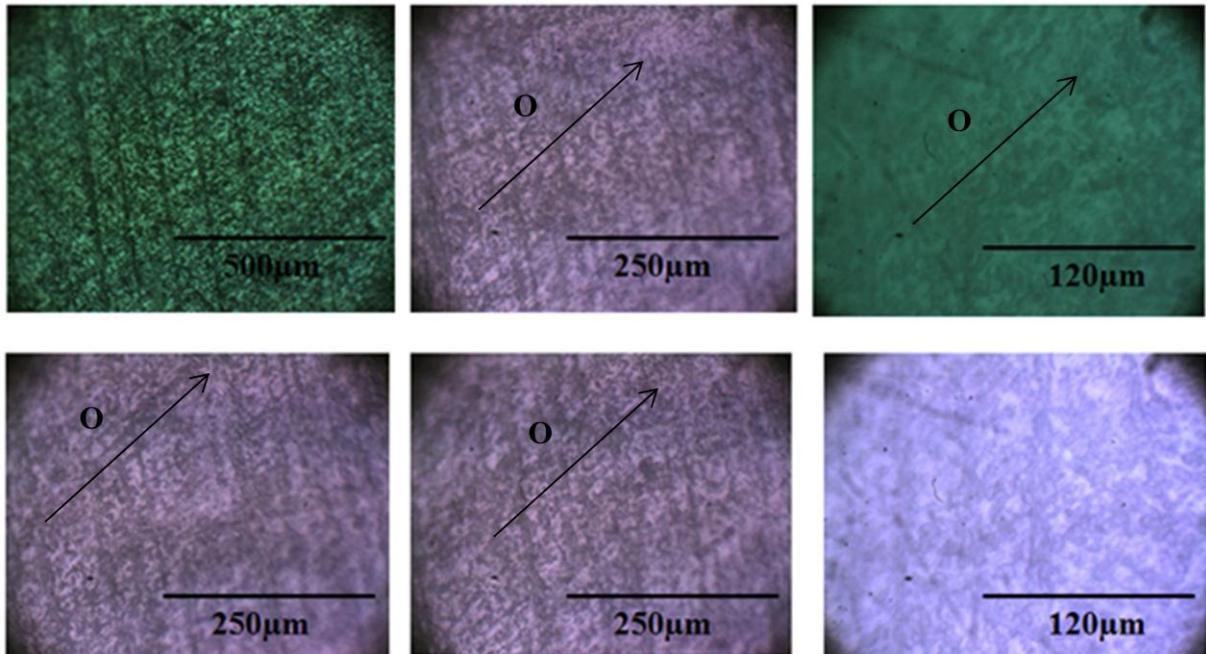
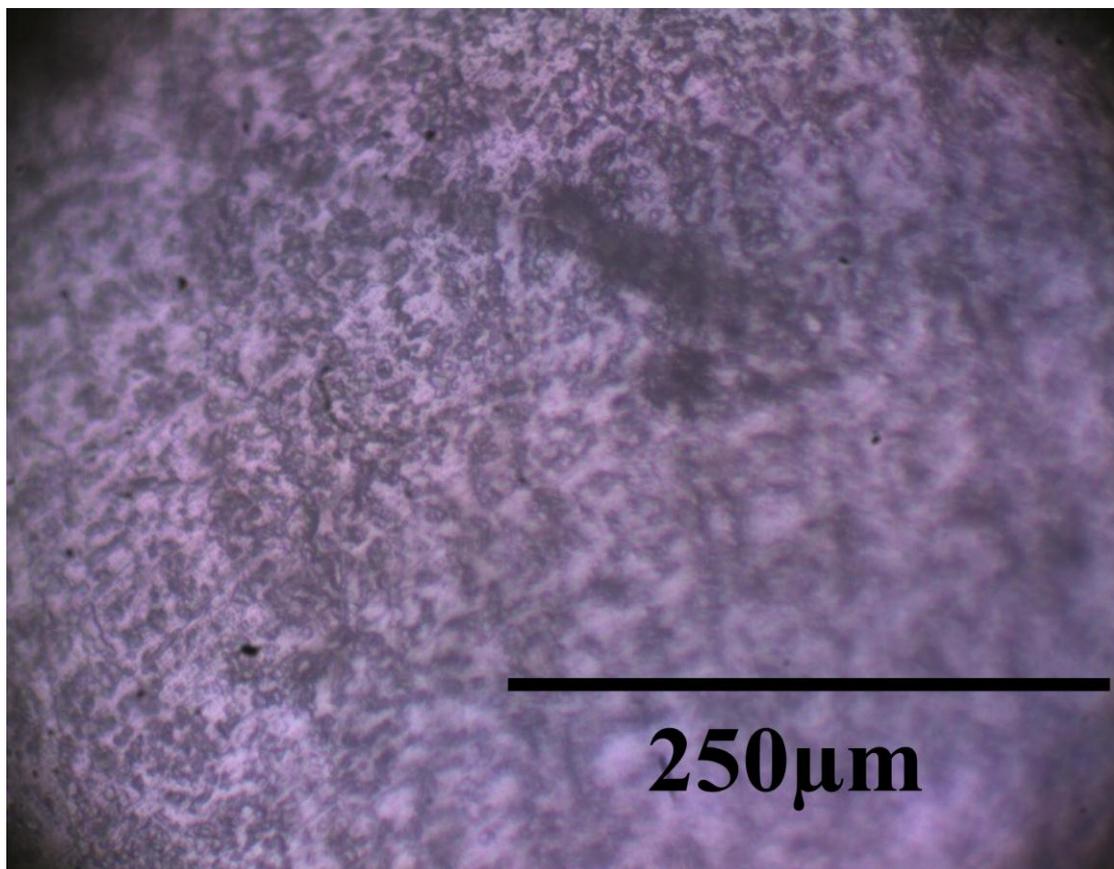
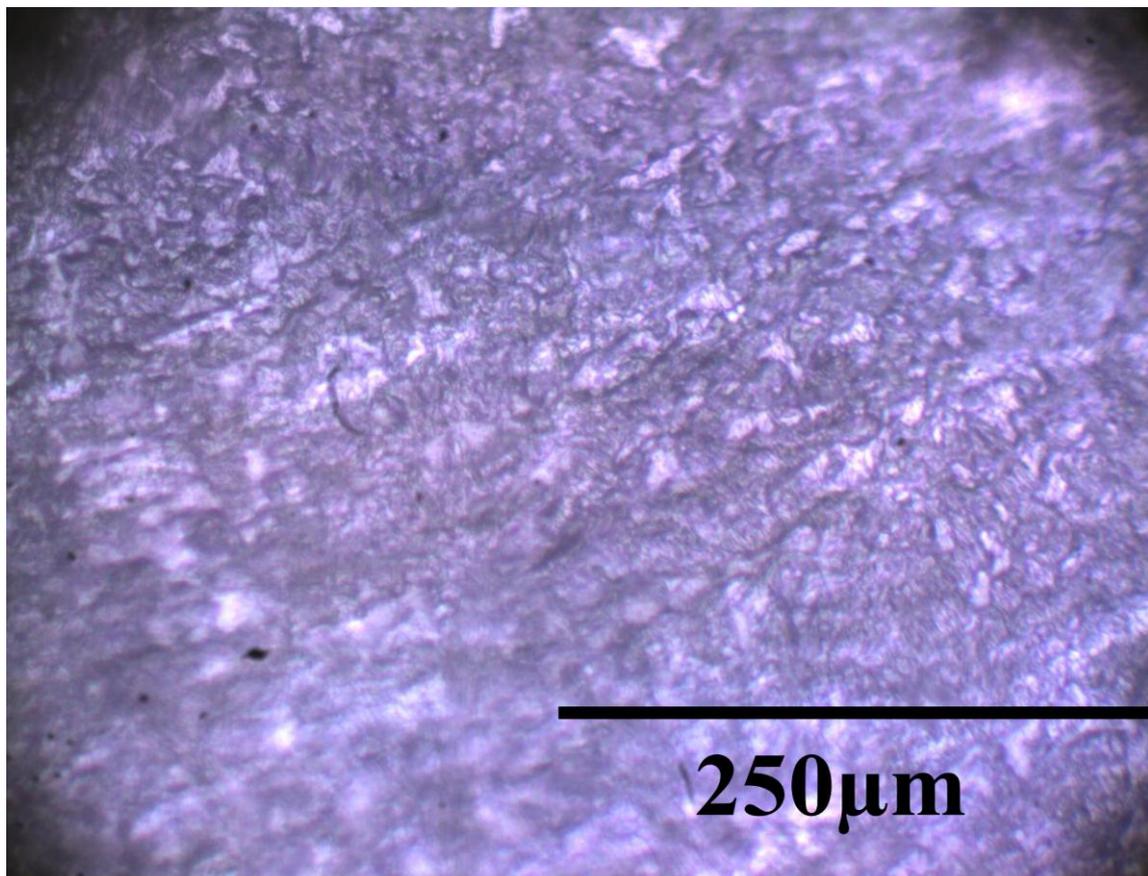
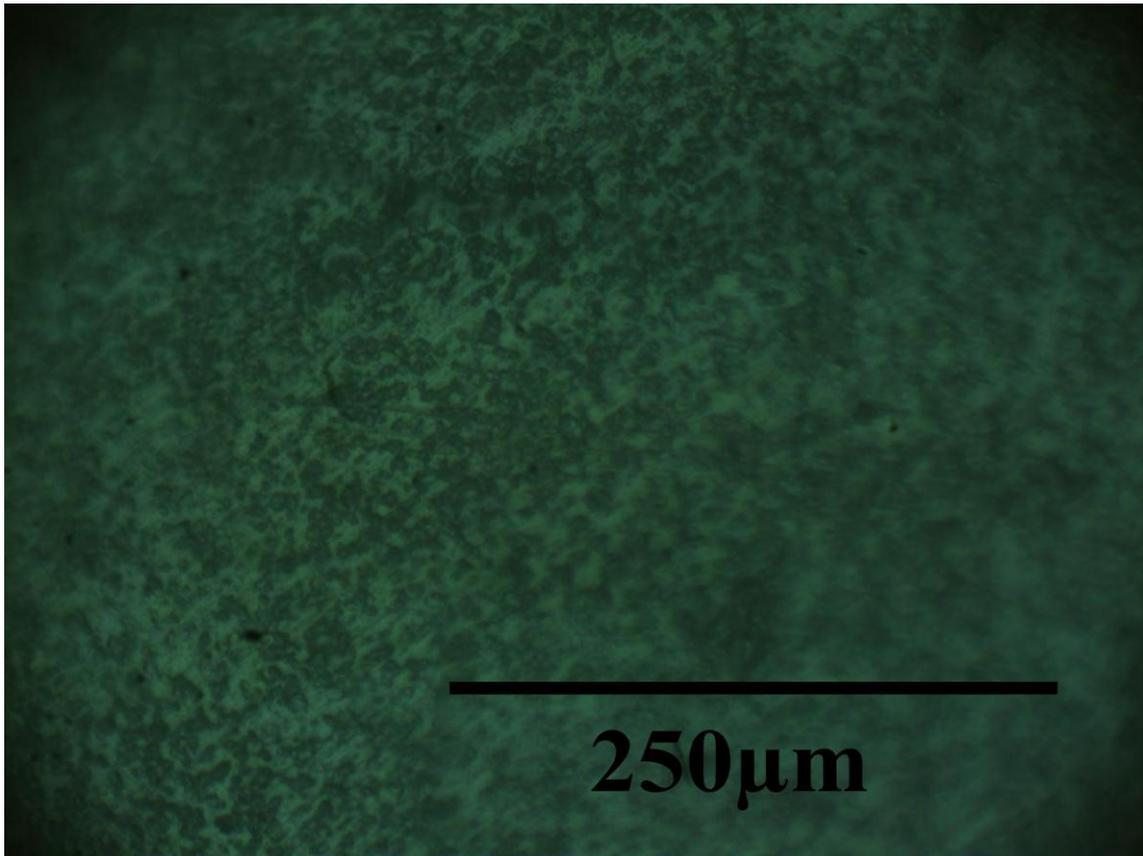


Figure V.11 : Observation de l'anisotropie de la microstructure de l'alliage Al 99.5 avec différents grossissements.





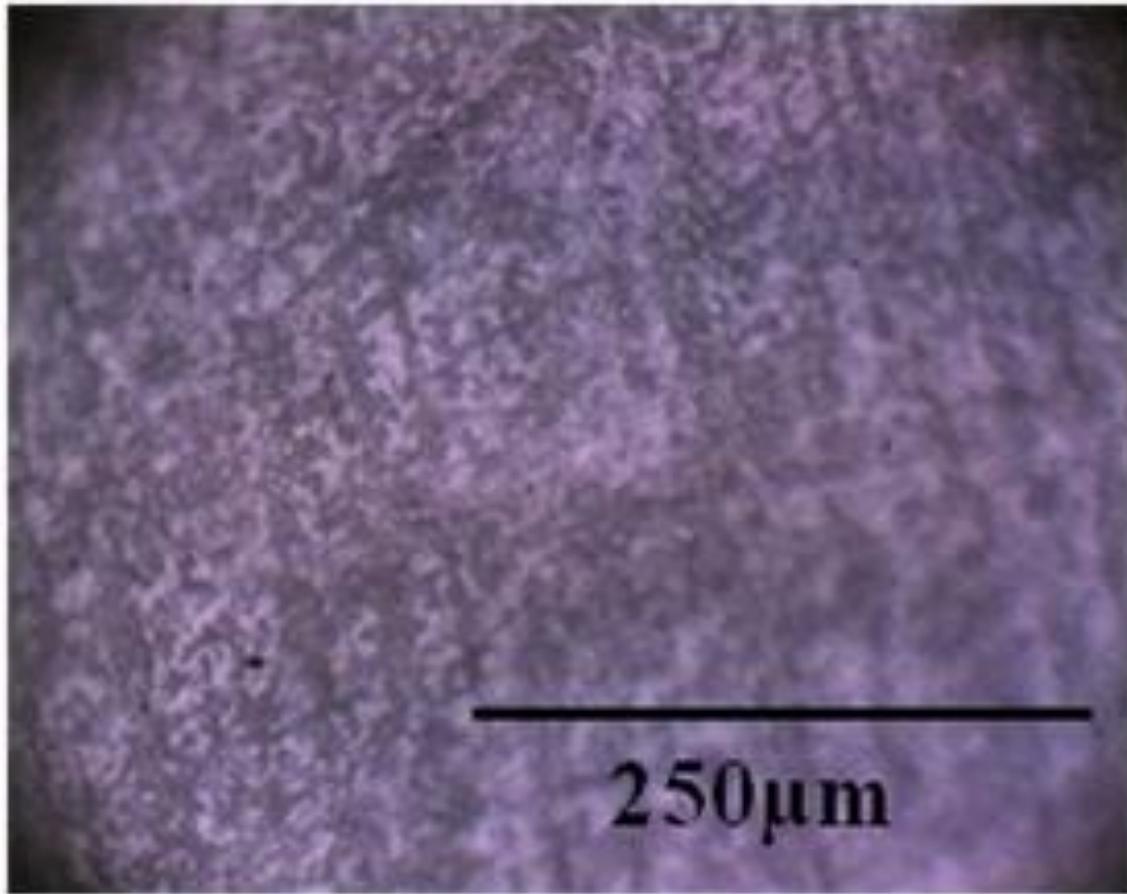
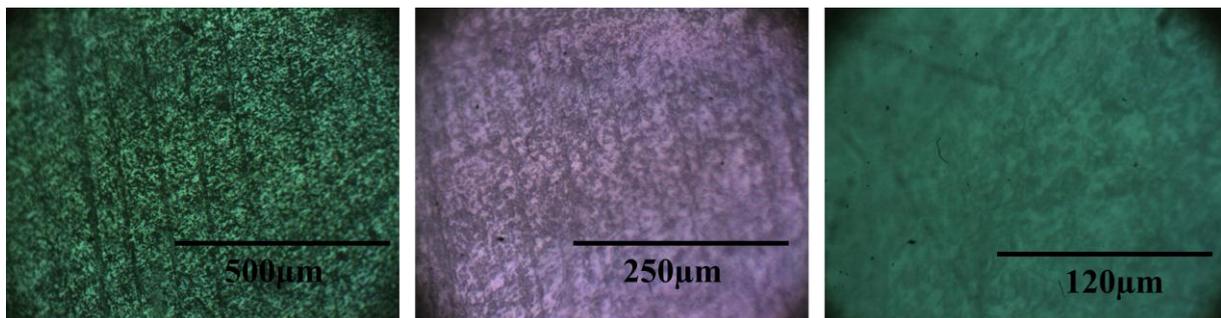


Figure V.12 : Orientation des grains de la tôle de l'aluminium Al99.5



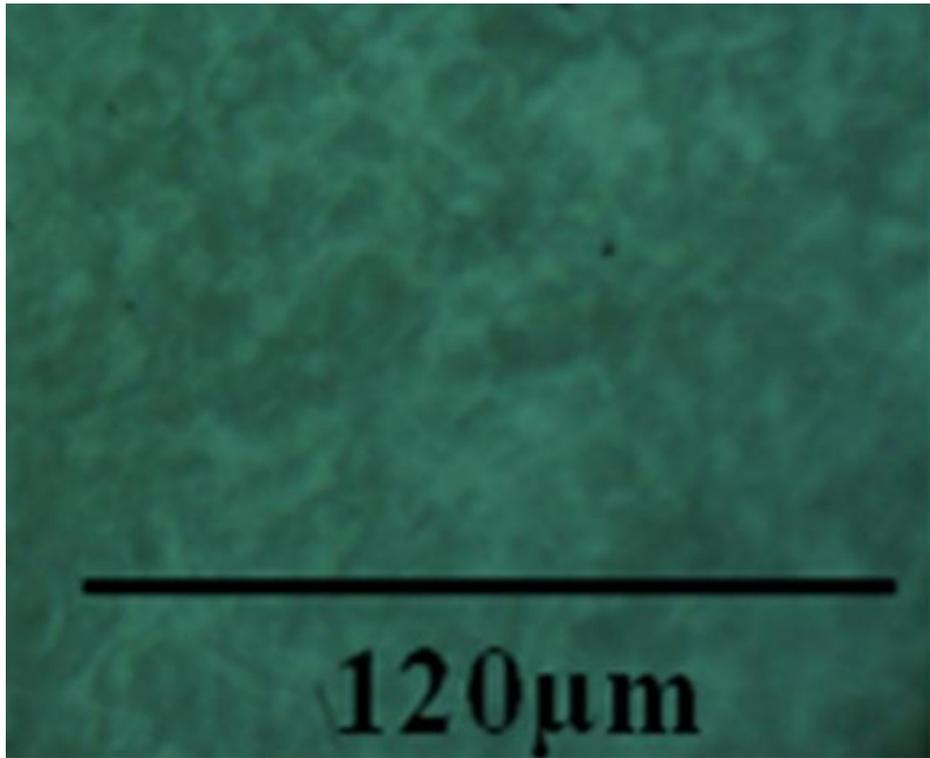


Figure V.13 : Taille et forme des grains de l'aluminium Al99.5

CONCLUSION

Conclusion

- Lors de la traction de tôles fines un glissement de l'éprouvette peut facilement se produire.
- Une anisotropie des propriétés mécaniques à été observée lors de l'essai de traction sur les différentes éprouvettes prélevées dans les différentes directions de la tôle.
- Lors de l'augmentation des propriétés, la résistance maximale à la traction, la limite d'élasticité dans une direction de sollicitation d'un matériau anisotrope il y a une diminution de l'allongement.
- Une anisotropie de microdureté Vickers à été déterminée après des tests de microdureté Vickers dans quatre directions différentes.
- Une anisotropie structurale a été aussi observée sur plusieurs échantillons.
- Le laminage avec un fort taux de réduction provoque une recristallisation dynamique et une fine granulométrie prend place.

LISTE DES TABLEAUX

Désignations	Titre	Page
Tableau I.1	Propriétés mécaniques d'aluminium pur.	5
Tableau I.2	Propriétés physiques de l'aluminium.	7
Tableau I.3	Familles d'alliage d'aluminium.	8
Tableau I.4	Qualité des alliages de fonderie.	10
Tableau I.5	Evolution des caractéristiques mécaniques du 5086 O après un maintien de 10000 h en fonction de la température.	12
Tableau I.6	Evolution des caractéristiques mécaniques du 6082T6 après un maintien de 10000h en fonction de la température.	12
Tableau III.1	Valeur typique du module d'élasticité pour différent métaux.	31
Tableau V.1	Coefficient d'anisotropie pour toutes les éprouvettes.	48
Tableau V.2	Anisotropie de la résistance maximale a la traction, limite d'élasticité et allongement.	49
Tableau V.3	Micro dureté Vickers en fonction de la direction sur la tôle de l'alliage Al 99.5.	54

Liste des figures

Désignations	Titre	Page
Figure II.1	Engagement d'une tôle entre deux cylindres d'un laminoir duo.	13
Figure II.2	Tôles relief.	14
Figure II.3	Différentes formes obtenues par laminage.	14
Figure II.4	Lingots d'aluminium et ses alliages destinés pour le laminage.	15
Figure II.5	Les différents stades de l'écrouissage.	20
Figure II.6	Microstructure de dislocation observée au MET après laminage.	21
Figure II.7	Diagramme schématique de la sous-division d'un grain pendant la déformation, en cellules de dislocations et blocks de cellules.	22
Figure II.8	Bandes de cisaillement, observées au MET dans un monocristal d'aluminium.	23
Figure III.1	Courbe de traction conventionnelle.	25
Figure III.2	Propagation d'un pli le long d'un tapis, analogue au mouvement d'une dislocation coin.	27
Figure III.3	Glissement d'une dislocation coin dans un cristal.	28
Figure III.4	Schémaprésentant deux types différents de courbe de traction.	31
Figure III.5	Profils simulés de contraintes élastiques pour différentes morphologies de grains et différentes textures.	34
Figure III.6	Direction de prélèvement des éprouvettes.	35
Figure IV.1	Polisseuse de type STRUERS.	37
Figure IV.2	Microscope optique.	38
Figure IV.3	Présentation de quelques types d'éprouvettes de traction (plates, rectangulaire et cylindrique).	40
Figure IV.4	Eprouvette de traction selon la norme E8(ASTM).	40

Désignations	Titre	Page
Figure IV.5	Représentation de l'angle défini par la direction de laminage et la direction de prélèvement des éprouvettes.	41
Figure IV.6	Machine de traction.	42
Figure IV.7	Phénomènes observés au cours de l'essai de traction.	43
Figure IV.8	Principe de l'essai Vickers.	44
Figure IV.9	Microduromètre de marque ZWICK.	44
Figure V.1	Courbe force de traction / déplacement de l'échantillon 1.	45
Figure V.2	Courbe force de traction / déplacement de l'échantillon 2.	46
Figure V.3	Courbe force de traction / déplacement de l'échantillon 3.	46
Figure V.4	Courbe force de traction / déplacement de l'échantillon 4.	47
Figure V.5	Courbe force de traction / déplacement de l'échantillon 5.	47
Figure V.6	Courbe force de traction / déplacement de l'échantillon 6.	48
Figure V.7	Coefficient d'anisotropie en fonction de la direction de traction.	50
Figure V.8	Anisotropie de l'élasticité en traction en fonction de la direction de traction.	51
Figure V.9	Anisotropie de la résistance maximale en fonction de la direction d'Al 99.5	52
Figure V.10	Anisotropie de l'allongement après traction en fonction de la direction de traction.	53
Figure V.11	Observation de l'anisotropie de la microstructure de l'alliage Al 99.5 avec différents grossissements	55
Figure V.12	Orientation des grains de la tôle de l'aluminium Al 99.5.	57
Figure V.13	Taille et forme des grains de l'aluminium Al 99.5.	58

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

- [1] Gérard. Hartmann. L'Aluminium historique. Larousse des industries, 2004.
- [2] Tho. G. Thompson. Porous anodic alumina. Fabrication characterization and application. Thin solid. Films; 29(1-2) -192-201, 1997.
- [3] M. Sara. Mémoire magister en physique. Université de Constantine 2007.
- [4] M. Ratiba. Mémoire Magister en chimie appliquée, Université de Skikda 2008.
- [5] (J.). – Nouveaux alliages d'aluminium pour carrosserie automobile. Rev. de l'Al., p. 89 à 97, fév. 1976 ; Mat. et Techn., p. 421 à 427, déc. 1976.
- [6] ALTHOFF (J.). – New aluminium alloy 3009. Light Metal Age, p. 22 à 27, juin 1979.
- [7] Brevet français no 78 26371 (numéro de publication : 2.435.535) 08.09.1978. Procédé et traitement thermique des alliages aluminium - cuivre - magnésium – silicium, brevet européen no 0-008996 , brevet US no 4.323.399.
- [8] L'aluminium dans les véhicules industriels, European Aluminium Association AISBL, PLJ édition-communication, Paris, Août 2011.
- [9] Rolling Aluminium from the Mine Throuhg the Mill. The Aluminum Association (2007). www.aluminium.org
- [10] Aliminium standards and data 2003.The Aluminium Association (2007). www.aluminium.org
- [11] Le laminage de l'aluminium : procédé et produit, TALAT, F1301.
- [12] J. BENARD A. MICHEL J. PHILIBERT J. TALBOT. Métallurgie Générale, 2è ed. Paris: MASSON, 1984.
- [13] AFNOR. Précis de métallurgie. Paris: AFNOR, 199x.
- [14] B. CHENAL J. DRIVER. "Ecrouissage d'alliages d'aluminium." Techniques de l'ingénieur (France) Traité Matériaux métalliques, M230 (2000).
- [15] JP. MERCIER G. ZAMBELLI W. KURZ. Introduction à la science des matériaux, 3è ed. Lausanne: Presses polytechniques et universitaires romandes, 1999.

- [16] SB. DAVENPORT RL. HIGGINSON. "Strain path effects under hot working: an introduction." *Journal of materials processing technology* (Elsevier Science), 98 (1998): p. 267-291.
- [17] Ananthakrishna G.,Noronha.,Fressengeas C et Kubin L.P.,Crossover from chaotic to self-organized critical dynamics in jerky flow of single crystals, *phys. Rev. E*60.5455-5462(1999).
- [18] Y . Quéré "Physique des Matériaux",Edition Paris(1988).
- [19] G. K. Batchelor, *An Introduction to Fluid Dynamics*,Cambridge University Press,1967.
- [20] G. Duvaut,*Mécanique des milieux continus*,Masson, Paris, 1990.
- [21] *Elasticité et plasticité* (D. François,A.Pineau et A.Zaoui),Hermès Science Publications.ISBN 978-2-7462-2347-9.
- [22] Cottrell A.H.,*Dislocations and plastic flow in crystals*,Oxford:Clarendon Press(1953).
- [23] M. Ashby, D.Jones,*Matériaux-Propriétés et application*, Dunod,Paris(1998).
- [24] J-M. Haudin, F.Montheilet, *Notions fondamentales sur les matériaux-Deformation plastique et essais mécaniques*.SNPMD Editeur,Paris(1989).
- [25] J.Bernard, A.Michel, J.Philibert, and J. Talbot. *Métallurgie générale*.Masson ,1984. 2^e édition.
- [26] H.R. Wenk, P. Van Houtte. *Texture and anisotropy*,*Report on Progress in Physics* 67 (2004),1367-1428.
- [27] C . Germain, P.Baylou. *Caractérisation multi-échelle de l'anisotropie d'une texture*.Seizième colloque GRETSI-15-19Septembre 1997-Grenoble.
- [28] N.Sabri (2001), *Etude du phénomène de polarisation rotatoire : Effet Faraday*.Thèse de magister Tlemcen.
- [29]A.K.Baba Ahmed (1999), *Génération du deuxième harmonique dans un milieu non linéaire* .Mémoire en Physique Electronique Tlemcen.
- [30] D. SOLAS G. CANOVA Y. BRECHET P. SAINFORT. "Anisotropy of mechanical properties in 7010 aluminium thick plates." *Proceedings of ICAA5* (Suisse, Scientific Net <http://www.scientific.net>) *Materials science forum*, 217-222 (1996): p. 1533-1538.

[31] C. Esling, H.J.Bunge. Texture et anisotropie des matériaux polycristallins- Définitions et techniques expérimentales-Détermination de textures (2012).