

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université MOULOUD MAMMARI - Tizi-Ouzou
Faculté du Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique



MEMOIRE DE FIN D'ETUDES

*En vue de l'obtention du Diplôme de Master en Génie Mécanique
Option Construction Mécanique*

THEME :

***Etude de l'Evolution des Propriétés Mécaniques d'un Alliage
D'Aluminium en Fonction de la Température***

Réalisé par :

Mr.KASMI Fateh

Mr.IGHEROUSSENE Boualem

Proposé et dirigé par :

Mr. HAMOUR Mohammed

2015/2016

Remerciements

Nous exprimons en premier lieu nos gratitudees à la compassion du DIEU, qui nous donne la volonté, la patience et le courage pour réaliser ce travail.

Nous remercions infiniment l'ensemble des personnes citées ci-dessous

- Notre promoteur M. HAMOUR pour avoir bien voulu accepter de nous encadrer et pour ses orientations.

- l'ingénieur du laboratoire de mécanique Monsieur Amar Ahmed Zaid pour le temps qu'il a su nous consacré

-les gens du laboratoire de la SDM pour leurs conseils.

-l'ingénieur du laboratoire de l'unité de froid de l'ENIEM pour le travail qu'elle nous a offert.

Nos remerciements vont également aux membres du jury qui nous ont fait l'honneur de juger notre travail.

- nos collègues de la promotion.

A tous qui ont contribués de prés ou de loin à la réalisation de ce travail.

DEDICACE

Pour que ma réussite soit complète, je la partage avec toutes les
Personnes que j'aime.

Je dédie ce modeste travail à:

A ma très chère grande mère;

A mes très chers parents;

A la mémoire de mon oncle: khial Said;

A mes frère et mes sœur ;

A mes oncles et mes tentes;

A mes cousin (es) ;

A tous mes amis (es);

Et à tous ceux qui m'ont donnés de l'aide et de soutien durant
mon travail ;

A tous ceux qui m'aiment; et tous ceux que J'aime.

DEDICACES

Au nom de DIEU le clément et le miséricordieux et en termes d'amour et de fidélité, je dédie ce présent mémoire :

Aux deux les plus chers au monde, Ma MERE et mon PERE, pour leur soutien et compréhension qu'ils m'ont prodigué durant toutes ces années de labeur, (que DIEU les protège).

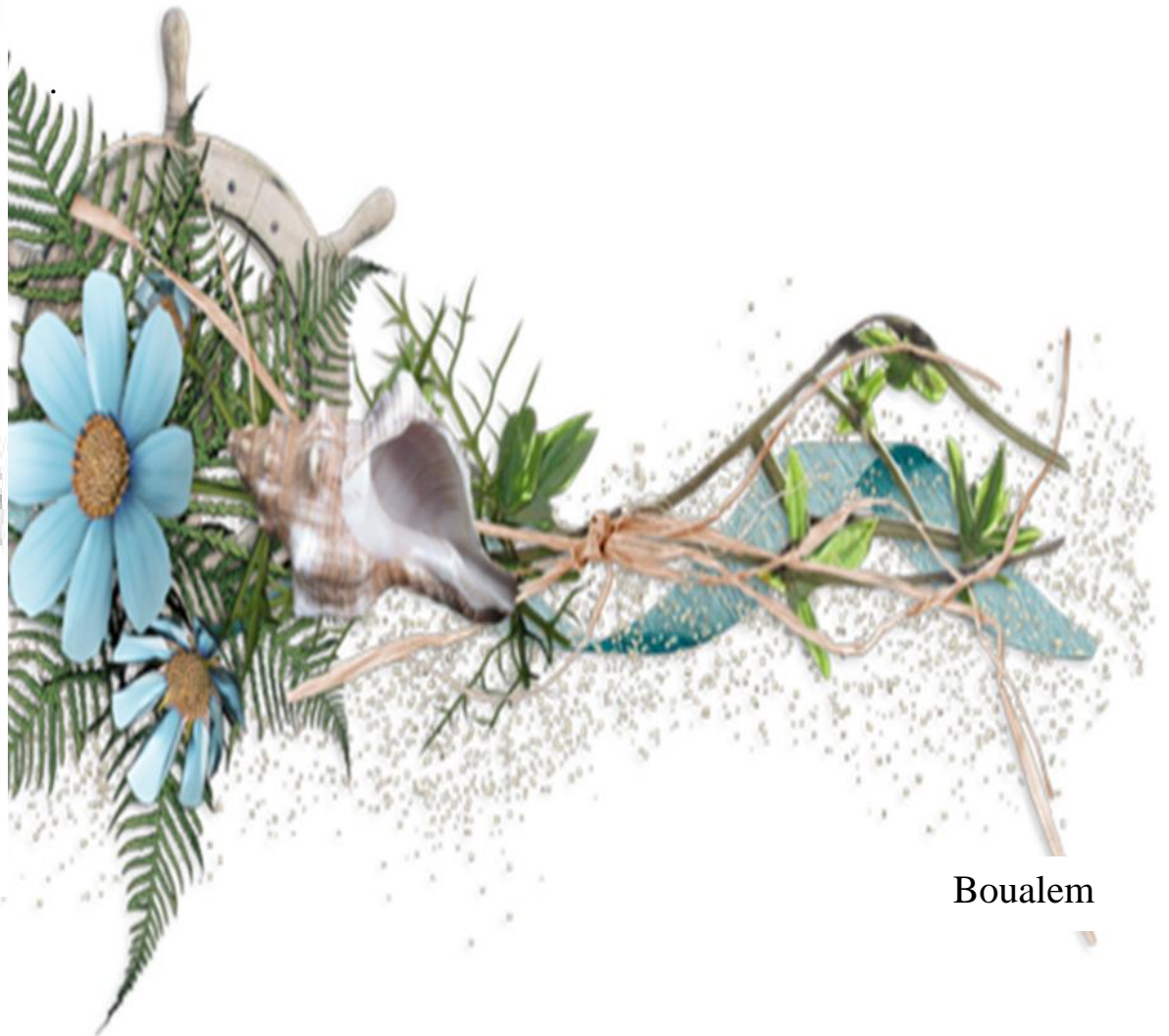
A mes frères et mes sœurs ;

A la mémoire de mon oncle ;

A ma grande famille ;

A tous mes amis (es) et à tous ceux qui ont collaboré de près ou de loin au bon déroulement de ce modeste travail ;

Et à tous ceux qui j'aime...



Introduction générale	1
Chapitre I : MATERIAUX ET PROPRIETES	
I.1.- Introduction	2
I.2-Différents types de matériaux	2
I.3- Propriétés des matériaux.....	3
I.4- Essai mécanique	3
I.4.1- Historique des Essais mécaniques.....	3
I.4.2- Essai de traction simple.....	6
I.4.3- Essai de compression	6
I.4.3.1- Calculs et expression des résultats	7
I.4.2. Essais de flexion	7
I.4.3-Essais de dureté	8
I.4.3.1. Essais BRINELL	9
I.4.3.2- Essais de Vickers	10
I.4.3.3- Essais de Rockwell	11
a. Rockwell C	11
b. Rockwell B	12
I.4.4. Essais de résilience.....	12
I.4.4.1. Eprouvette	12
I.4.4.2. Machine de résilience	13
I.5- DEFAUTS CRISTALINS	14
I.5.1- Défauts cristallins	14
I.5.1.1. Défauts ponctuels	15
a. Lacune	15
b. Atome auto interstitiel	15
c. Atome étranger en substitution.....	15
d. Atome étranger en insertion	15
I.5.1.2. Défauts linéaires (dislocation)	16
I.5.1.2.1. Dislocation coin.....	16
I.5.1.2.2. Dislocation vis.....	17
I.5.1.2.3.Dislocation mixte	17
I.5.1.2.4. Vecteur de burgers	17

I.5.2- Défauts à deux dimensions (défauts surfaciques)	18
I.5.2.1- Joint de grains	18
I.5.2.1.2. Macle	19
I.5.3- Défauts à trois dimensions (défauts volumiques)	19
I.5.3.1. Les pores.....	19
I.5.3.2. Les inclusions	20
I.5.3.3. Les précipités	20
a. Les précipités cohérents.....	20
b. Les précipités semi-cohérents	20
c. Les précipités incohérents	20
I.6- Conclusion	21

Chapitre II : ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

II.1- Introduction.....	22
II.2- Propriétés de l'aluminium.....	22
II.2.1- Propriétés physique.....	22
II.2.2- Propriétés mécanique	23
II.2.3- Propriétés chimique	23
II.2.4-Propriétés de mise en forme	23
II.3- Eléments d'addition dans les alliages d'aluminium	24
II.4- Alliages à base d'aluminium	25
II.4.1-Alliages corroyés	25
II.4.2-Alliages de moulage	26
II.4.3- Alliages de frittage.....	26
II.5- Classification des alliages d'aluminium	26
I.5.1- Alliages de moulage.....	26
I.5.1.1- Désignation des alliages de moulage.....	26
a-Désignation de la composition	26
b-Désignation numérique.....	26
c-Désignation symbolique	27
I.5.1.2- Etat de livraison – Etat métallurgique	27
a- Etat de livraison	27

b-Etat métallurgiques	27
II.5.1.3- Alliages Al-Si	29
II.5.2-Quelques alliages d'aluminium-silicium	30
II.5.2.1- AlSiMg et ses variantes (Al7Si0, 3Mg et Al7Si0, 6Mg)	30
II.5.2.2- Al Si 10 Mg	30
II.5.2.3- Al Si 13 (ALPAX)	30
II.6- Transformation de phase	31
II.6.1- Transformation allotropique	31
II.6.2-Transformation avec réaction	31
II.6.4- Précipitation.....	32
II.3- Diagramme de solidification	33
II.7.1- Interprétation du diagramme	33
II.7.1-1- Alliage où $0 < X < X(S1)$	33
II.7.1-2- Alliage où $X(S1) < X < X(E)$	34
II.7.1-3- Alliages où $X(S1)=X(E)$	35
II.7.1-4- Alliages où $X(E) < X < X(S2)$	35
II.8- Diagramme d'équilibre aluminium-silicium (Al-Si)	36
II.8.1-Influence de silicium	37
II.9 - Traitements thermiques des alliages d'aluminium :	37
II.9.1- Durcissement structural	37
II.9.1.1- La mise en solution	38
II.9.1.2- La trempe	38
II.9.1.2.1- Influence du temps de transition entre mise en solution et trempe.....	39
II.9.1.2.2- L'effet de la vitesse de trempe sur les propriétés mécaniques	39
II.9.1.3- Vieillissement thermique	39
II.9.1.3.1- Vieillissement naturel	40
II.9.1.3.2-Vieillissement artificiel.....	40
II.9.2- Durcissement par écrouissage	40
II.9.3- Durcissement par addition	41

Chapitre III ESSAI DE TRACTION

III.1 Introduction	42
III.2-Eprouvettes	42
III.3- Machines d'essais de traction	43
III.4- Diagramme de traction	45
III.4.1- Courbe rationnelle de traction	46
III.4.1.1- Équation de la courbe rationnelle	47
III.4.1.2- Le coefficient d'écroissage n	47
III.4.2- Caractéristiques mécanique obtenues de l'essai de traction	48
III.3.2.1- Module d'élasticité	48
III.4.2.2. Limite élastique conventionnelle $R_{p0.2}$	48
III.4.2.3- La limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure R_{es} / R_{el}	48
III.4.2.4- La résistance à la traction R_m	49
II.4.2.5- L'allongement à la rupture A	49
III.4.3- Influence de la température sur la courbe de traction.....	49
III.5- Exploitations de l'essai	50
III.5.1- Interprétation qualitative	50
III.5.2- Quelques Définitions	51
III.6- Constante d'élasticité	53
IV.7- Limite d'élasticité.....	55
III.8. Limites conventionnelles	55
II.9. Conclusion.....	56

Chapitre IV : PARTIE EXPERIMENTALE

IV.1- Introduction	57
IV.2- Composition chimique.....	57
IV.2.1- Technique de la SDL	57
IV.2.2- Montage et mode de fonctionnement	57

IV.2.3- Applications	58
IV.3- Usinage des éprouvettes	59
IV.3.1- Géométrie des éprouvettes	59
IV.3.2- Réalisation des essais de traction	60
IV.3.2.1-Objectif de l'essai de traction	60
IV.3.2.2-Principe de l'essai de traction.....	62
IV.3.2.3- Exécution de l'essai	62
IV.3.2.4-Caractéristique de la machine.....	63
IV.4- Résultats expérimentaux.....	66
IV.4.1- Interprétation des graphes	72
IV.5- Etudes des faciès de rupture.....	72
IV.6.1- Introduction.....	72
IV.6- Microscope électronique à balayage (MEB)	73
IV.6.1- Définition	73
IV.6.2- Fonctionnement	74
IV.6.3 : Interprétation des images	78
IV.6.4 : Conclusion	78
Conclusion générale	79

INTRODUCTION GENERALE

Depuis sa naissance en 1854, l'aluminium a connu un développement spectaculaire, qui a fait qu'aujourd'hui, il représente l'un des matériaux le plus utilisé dans différents secteurs tels que l'industrie automobile et spatiale.

Un tel développement repose bien évidemment sur ses remarquables propriétés de ductilité, de légèreté et de résistance mécanique ; cela a fait consolider sa position de second après l'acier dans tous les domaines d'application.

L'élaboration et la caractérisation d'un matériau est d'un grand intérêt technologique et pratique. Avant de l'utiliser dans une application donnée, il est nécessaire d'entreprendre une étude préalable de ses propriétés qui devront répondre à son bon fonctionnement dans diverses réalisations afin de l'exploiter rationnellement et éviter, dans certains cas, des catastrophes conduisant à des graves conséquences.

Parmi ces matériaux, on retrouve au premier plan les alliages d'aluminium de fonderie de classe Al-Si. En raison de nombreux avantages qu'ils présentent, leurs utilisations ont connu ces dernières années une expansion très importante en particulier dans les secteurs de haute technologie comme l'aéronautique ou l'industrie spatiale.

Leur légèreté couplée à des caractéristiques mécaniques élevées en a fait des matériaux de choix pour les applications mécaniques très variées et sont très utilisés comme accessoires dans plusieurs réalisations (culasses, bâtis, couvercles, corps de pompe, pistons de moteurs,... etc.).

L'objet principal de ce travail porte sur l'étude de l'influence de la température sur les caractéristiques mécaniques de l'Aluminium à l'aide de plusieurs essais de traction qui sont appliqués sur des éprouvettes normalisées à différentes températures et à une vitesse constante.

Ainsi, notre travail est divisé comme suit :

Le premier chapitre de ce manuscrit abordera la définition des différents types des matériaux et ainsi que leurs propriétés mécaniques tels que les matériaux polymères, les matériaux composites, les alliages ferreux et non ferreux comme l'aluminium qui fera l'objet de notre travail.

Le second chapitre est consacré à une étude bibliographique sur l'aluminium et ses alliages, en spécifiant leurs propriétés physiques, chimiques, mécaniques et leur mise en forme.

Une présentation diagramme de solidification avec l'interprétation de transformation phases et les différents traitements thermiques ont fait également l'objet de ce chapitre.

Le troisième chapitre traite la description de l'essai de traction avec une présentation de la machine de traction et la normalisation des éprouvettes utilisées, ainsi qu'une représentation de courbe de traction et les lois qui nous permettent de calculer les différentes caractéristiques mécanique de matériau.

Quant au quatrième chapitre, il expose les différents résultats expérimentaux obtenus au cours du travail en traction et les résultats des différents tests observés au Microscope Electronique à Balayage (MEB) dans le but de caractériser les faciès de rupture sur des pièces et ainsi que les profils de rupture.

Enfin, on termine notre travail par une conclusion générale.

Chapitre I

MATERIAUX ET PROPRIETES

Chapitre I

MATERIAUX ET PROPRIETES

I.1- Introduction [1]

La science des matériaux a pour objet d'étudier les relations entre les structures et leurs propriétés. Le génie des matériaux est quand à lui axé sur la conception et la mise au point.

L'obtention de ces matériaux s'obtient soit par élaboration au cours de sa synthèse (polymère) ou par fabrication (métaux, alliages, céramiques, etc.). Sa transformation a comme objectif de mettre en forme le matériau élaboré et d'en préparer un objet fini caractérisé par son comportement. Par exemple, la préparation d'une pièce de carrosserie fait intervenir successivement le laminage de la tôle à partir du lingot d'acier, l'emboutissage de la tôle pour former la pièce et une série d'opération annexes de finissage (peinture, etc.).

Pour atteindre des propriétés optimales, il est indispensable de maîtriser la structure et la composition du matériau et il faut par conséquent posséder une série de techniques d'analyse très sophistiquées.

Composition structure, propriétés et performance sont les quatre pôles de la science des matériaux.

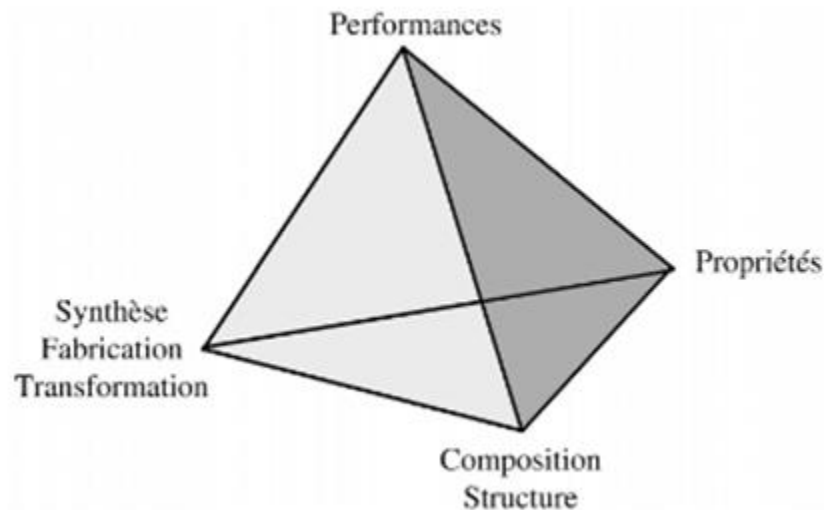


Figure I.1 : les quatre pôles de base de la science et du génie des matériaux [1]

I.2- Différents types de matériaux [2]

La science des matériaux étudie la matière qui constitue les objets : métaux, polymères, composite, céramiques, ...

La science des matériaux est par essence pluridisciplinaire : physique, chimie, physico-chimie mécanique, ...

Elle est au cœur de beaucoup des grandes révolutions techniques : en génie mécanique, électronique, nanosciences, nanotechnologies,...

Les matériaux sont classés suivant différentes critères comme la composition chimique, leur structure ou leurs propriétés.

Il existe trois grands groupes de matériaux :

a- Les métaux et leurs alliages : ils sont généralement classés en deux groupes :

- Les métaux ferreux
- Les métaux non ferreux

b- les polymères organiques

c- les céramiques inorganiques

I.3- Propriétés des matériaux [1]

Un matériau possède un ensemble de propriétés qui détermine son comportement. On caractérise une propriété d'un matériau en analysant la réaction du matériau à une sollicitation extérieure.

On détermine en général une propriété à l'aide d'un essai normalisé. Selon le type de sollicitation extérieure.

On distingue trois catégories de propriétés :

- Les propriétés mécaniques : qui reflètent le comportement des matériaux déformé par un ensemble de force
- Les propriétés physiques : qui mesurent le comportement des matériaux soumis à l'action de la température, des champs électrique ou magnétique ou de la lumière
- Les propriétés chimiques : qui caractérisent le comportement des matériaux dans un environnement réactif

I.4- ESSAIS MECANIQUES

L'ingénieur mécanicien a besoin de connaître le comportement mécanique des matériaux utilisés pour fabriquer diverses structures. Les essais mécaniques sont l'étape indispensable pour accéder aux grandeurs caractéristiques des matériaux, du module

d'Young à la limite d'élasticité, en passant par la ténacité ou la résistance à la fatigue, et ce dans des conditions variables, par exemple de température ou de vitesse de sollicitation.

Ce sont les essais mécaniques qui peuvent lui fournir ces données nécessaires. Ils sont tout d'abord indispensables pour la mise au point des procédés de mise en forme. En effet, si, pendant longtemps, l'augmentation de la dimension des structures était la solution apportée à des problèmes mécaniques. Aujourd'hui les exigences accrues de qualité et de précision, les économies d'énergie à réaliser concourent à rendre nécessaires les calculs détaillés de ces diverses opérations. Il est évident qu'elles ne peuvent être menées à bien sans une connaissance précise des lois de comportement mécanique des matériaux faisant intervenir la vitesse de sollicitation et la température, ainsi que les interactions entre les propriétés mécaniques et les évolutions de la structure microscopique.

Les techniques expérimentales les plus couramment utilisées, aussi bien dans les laboratoires universitaires qu'industriels, pour caractériser le comportement mécanique des matériaux sont : les essais uniaxiaux (quasistatiques et dynamiques), les essais multiaxiaux, les mesures d'indentation, les essais de fatigue et les techniques gravitant autour du phénomène de rupture et d'autres méthodes de mesure de la déformation et de la contrainte.

I.4.1- Historique des Essais mécaniques [3]

Les premiers travaux écrits peuvent être attribués à Léonard de Vinci (1452-1519) pour une machine décrite et dessinée et qui servait pour une expérience de la force capable d'agir sur la longueur d'un fil de fer, mais il semble que c'est en 1638, sur la fin de sa vie, que Galilée (1564-1642) publia son « *Dialoghi delle due nuove scienze* ». Le premier ouvrage publié qui traitait sérieusement de résistance mécanique. Il étudia l'influence de la section sur la résistance statique des tiges, montrant que la charge de rupture était bien proportionnelle à l'aire de la section droite. Il s'intéressa aussi, avec plus ou moins de bonheur (il ne pouvait bénéficier des travaux d'Isaac Newton (1642-1727) sur le principe de l'action et de la réaction), à la résistance en flexion de divers types de poutres.

Alors qu'il partageait avec les Grecs leur mépris pour les Sciences appliquées, Isaac

Newton y apporta deux outils d'importance primordiale : le calcul différentiel et sa troisième loi, plus connue sous le nom de « Principe de l'action et de la réaction ». Cette loi stipule que si un corps pesant exerce sur un corps support une force due à l'action de la pesanteur (contact statique) ou à celle de l'accélération (contact dynamique), ce support exerce en sens inverse une force de réaction égale et opposée sur le corps pesant. Si les lois de Newton nous donnent les forces auxquelles une structure peut être soumise, elle ne nous donne aucune information sur les forces de réaction au sein des matériaux qui la compose.

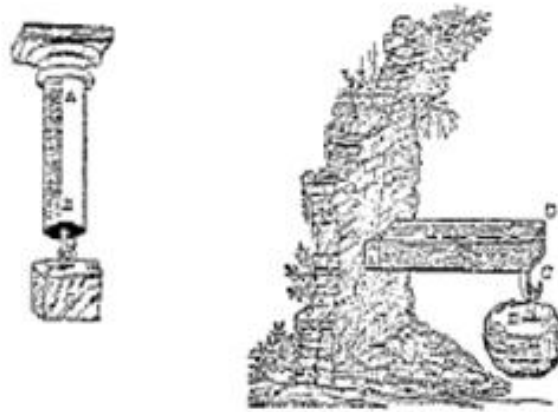


Figure 1.2 : Dessins de Galilée pour illustrer l'essai de traction et l'essai de flexion [3]

En Angleterre et en France, à la fin du 17^{ème} siècle, Hooke et Mariotte découvraient presque simultanément la relation entre déformations et contraintes en élasticité. Vers 1660, Hooke découvrit la loi entre l'allongement d'un ressort et la force qui lui est appliquée.

En fait, Hooke n'appliqua pas ses idées au problème de la flexion des poutres entrevu par Galilée.

C'est Mariotte qui, en 1680, publia la même loi et expliqua la différence entre fibres tendues et fibres comprimées dans une poutre en flexion. Ce n'est qu'en 1807 que Young (1773-1829) introduisit la notion de module d'élasticité.

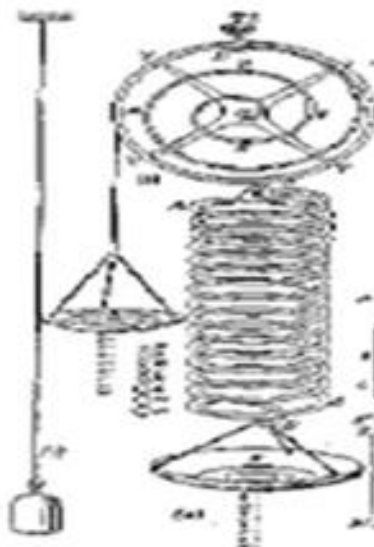


Figure 1.3 : Schémas dû à HOOK décrivant ces expériences [3]

Comment et pourquoi la structure résiste-t-elle ? La réponse fut donnée par Robert Hooke

(1635-1703). Étudiant l'allongement produit par l'action de charges croissantes appliquées sur divers matériaux, il établit une relation de proportionnalité, dans la limite de précision des mesures de l'époque, et il formula la loi de l'élasticité qui porte son nom en 1679 dans son traité « De potentia restituta » sous la forme « Ut tensio, sic vis ». Telle tension, telle force, car en latin tension signifie généralement étirement et non tension - au sens de force - bien que les romains aient souvent confondu les deux acceptations (notions).

Nous savons aujourd'hui que cette loi s'applique bien à presque tous les solides usuels (cristallins ou amorphes) aux faibles contraintes mais que les matériaux constitutifs des structures biologiques la suivent rarement. Cependant, pour les structures et les matériaux usuels, elle joue un rôle essentiel.

Malgré leur richesse, les idées de Hooke ne débouchèrent que cent ans plus tard sous la forme des concepts de contrainte et de déformation introduits par Augustin Cauchy (1789-1857).

Bien que recouvrant des notions très simples, ces deux termes restent souvent mystérieux et rebutants. Jusqu'alors les études avaient porté sur des structures plus ou moins élaborées pour lesquelles les analyses en termes d'allongement et de force ne distinguaient pas ce qui était la contribution de la géométrie de la structure de celle intrinsèque au matériau. La définition de l'état mécanique local en termes de contrainte et de déformation a véritablement sorti la Science des Matériaux de l'impasse. L'idée qu'un matériau puisse être caractérisé par une rigidité intrinsèque est due à Thomas Young (1773-1829) qui démontrait ainsi que la déformation globale d'une structure résulte en fait de la combinaison de la raideur du matériau et de la taille et de la forme de cette structure. Cependant on doit à Henri Navier (1785-1836) d'avoir formulé mathématiquement le concept développé par Thomas Young, en s'appuyant sur les notions de déformation et de contrainte formulées par Augustin Cauchy.

Les bases étaient posées pour entreprendre la résolution analytique des problèmes de calcul des structures. Fort de ces progrès, le début du XIXe siècle fut la période privilégiée des tentatives de prédiction des résistances pratiques des matériaux à partir des connaissances acquises sur les forces des liaisons interatomiques et des catastrophes, les résultats obtenus s'écartant de plusieurs ordres de grandeur des valeurs expérimentales. Il fallut attendre plus d'un siècle pour voir se dessiner une approche satisfaisante des mécanismes comportementaux au delà de la zone élastique ductilité et plasticité, fragilité et rupture. En effet, ce n'est qu'en 1920 que A. Griffith publia son article révolutionnaire sur la résistance à la rupture des solides et ce n'est qu'en 1934 que Geoffrey Taylor suggéra l'existence de dislocations dans les cristaux pour interpréter les propriétés de ductilité des métaux purs.

La Science des Matériaux disposait enfin des outils conceptuels nécessaires à son développement.

Les travaux de Griffith et de Taylor sont à la base des méthodes d'élaboration de nos matériaux modernes. Le développement conjoint des nouveaux matériaux et des moyens de calcul par éléments finis permet aujourd'hui aux ingénieurs de concevoir des structures mécaniquement fiables de plus en plus complexes.

I.4.2- Essai de traction simple [4]

Il consiste à placer une éprouvette du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur le matériau jusqu'à sa rupture. On enregistre la force et l'allongement, que l'on peut convertir en contrainte déformation.

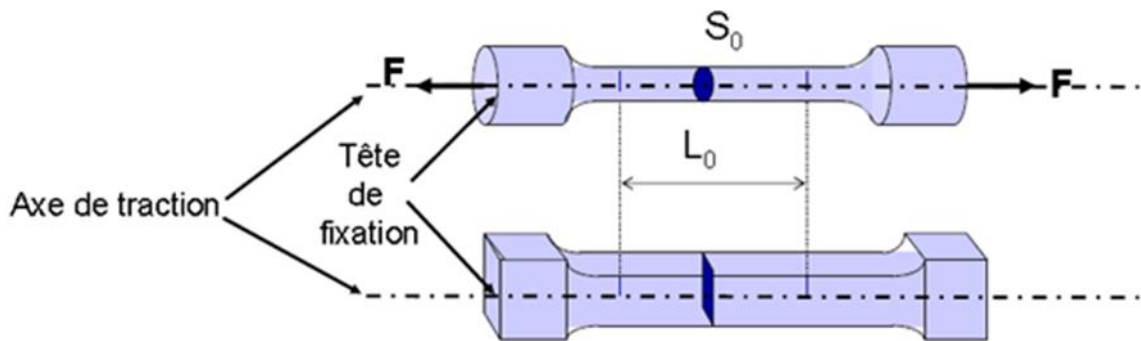


Figure I.4. : Éprouvettes de traction [4]

I.4.3- Essai de compression [4]

Cet essai consiste à appliquer un effort de compression à un échantillon reposant sur une surface indéformable. Cette sollicitation provoque un écrasement de l'éprouvette.

On mesure simultanément les contraintes et déformations au cours de l'essai.

La norme définit entre autre :

- La contrainte de rupture
- La contrainte au seuil d'écoulement
- La déformation à la rupture
- La déformation au seuil d'écoulement

Pour obtenir des résultats comparatifs en compression, il est nécessaire d'employer des éprouvettes de forme, de dimensions et de mode d'obtention identiques et de les soumettre à des essais dans des conditions bien définies de traitement préalable, de température, d'humidité et de vitesse de mise en charge.

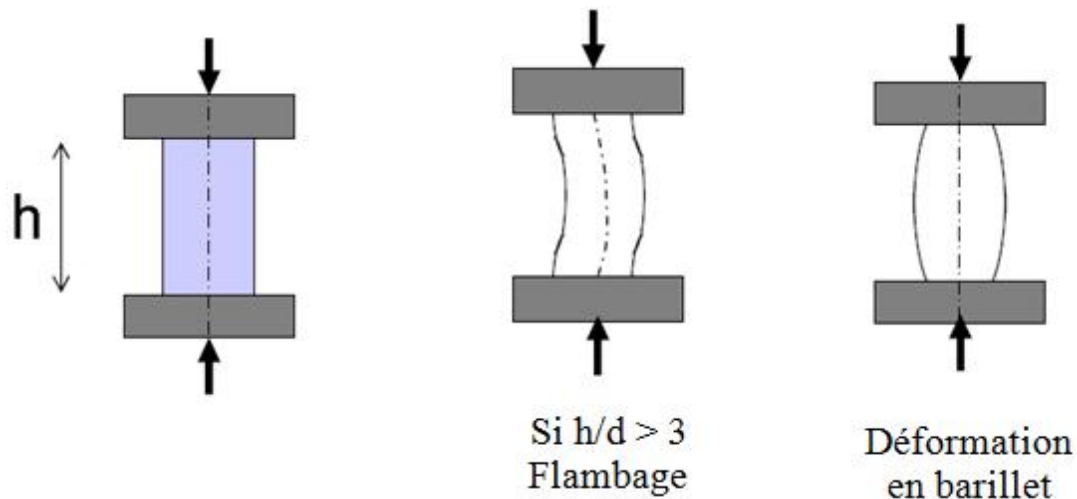


Figure I.5 : Éprouvette cylindrique soumise à deux forces axiales opposées [4]

I.4.3.1- Calculs et expression des résultats [4]

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

avec : F s'exprime en Newtons (N), la section en mm^2 , la contrainte en MPa.

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

avec L_0 : longueur initiale, et L : déformation relative

Le comportement des matières plastiques en compression est, du point de vue moléculaire, assez complexe et l'on ne peut énoncer de lois générales de comportement. On pratiquera donc les essais de compression pour simuler des cas concrets et on exploitera avec une grande prudence les résultats obtenus.

I.4.2. Essais de flexion [4]

Déformation d'un barreau rectangulaire, reposant sur deux appuis par l'intermédiaire d'une panne appliquée à égale distance des appuis et se déplaçant à vitesse constante.

On mesure simultanément la force appliquée et la déformation de l'éprouvette.

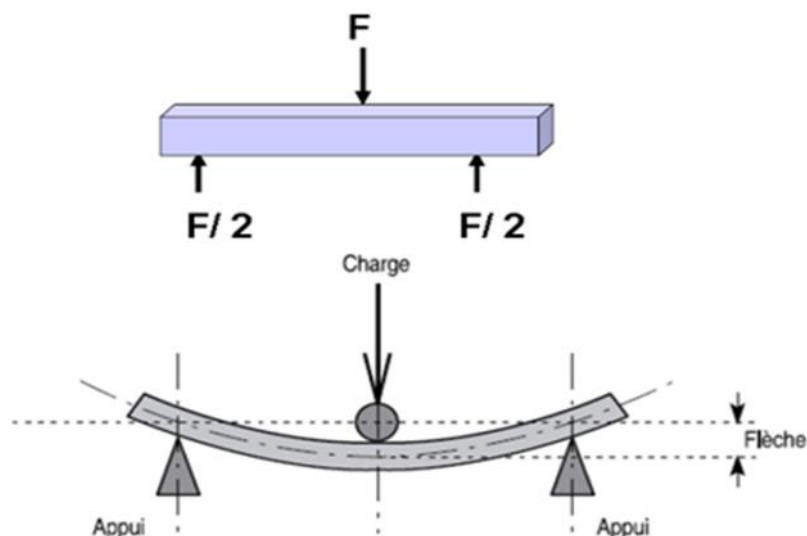


Figure I.6. : Essai de flexion [4]

I.4.3-Essais de dureté [4]

Les essais dits de dureté mesurent la pression moyenne de contact des matériaux, lors de l'enfoncement d'un indenteur (conique, pyramidal ou sphérique) sur une surface plane. La dureté est évaluée après retrait de l'indenteur, à partir de la mesure des dimensions de l'empreinte laissée par celui-ci, ou pendant l'essai à partir de la courbe d'indentation qui lie la profondeur d'indentation à la charge appliquée.

L'intérêt principal de cet essai est qu'on peut le réaliser sur des échantillons de dimensions très réduites, sans préparation particulière, excepté un polissage de surface. Cet essai permet de tester la réussite d'un traitement de surface qui porte sur quelques centaines de micromètres de profondeur.

Elle est fonction :

- Des déformations élastiques et plastiques,
- Des forces de frottements sur la surface du matériau,
- De la géométrie du pénétrateur,
- De la force appliquée.

I.4.3.1. Essais BRINELL [4]

Le pénétrateur est une bille en acier trempé (dureté HBS) ou en carbure de tungstène (dureté HBW) de diamètre D (mm). L'empreinte est une calotte sphérique moyen d (en mm) ; moyenne de deux diamètres orthogonaux mesurés à l'aide d'un appareil optique approprié).

La charge d'essai $F(N)$ est choisie dans une gamme normalisée adaptée à D et au matériau testé. La dureté est donnée par le rapport de la charge (en Kg force à l'origine) à la surface de l'empreinte exprimée sans dimension :

$$\text{HBS ou HBW} = 0,102.2F / D (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \quad (\text{I.3})$$

Avec :

F : Charge d'essai en Newtons.

D : Diamètre de la bille en millimètres.

d : Diamètre de l'empreinte en millimètre.

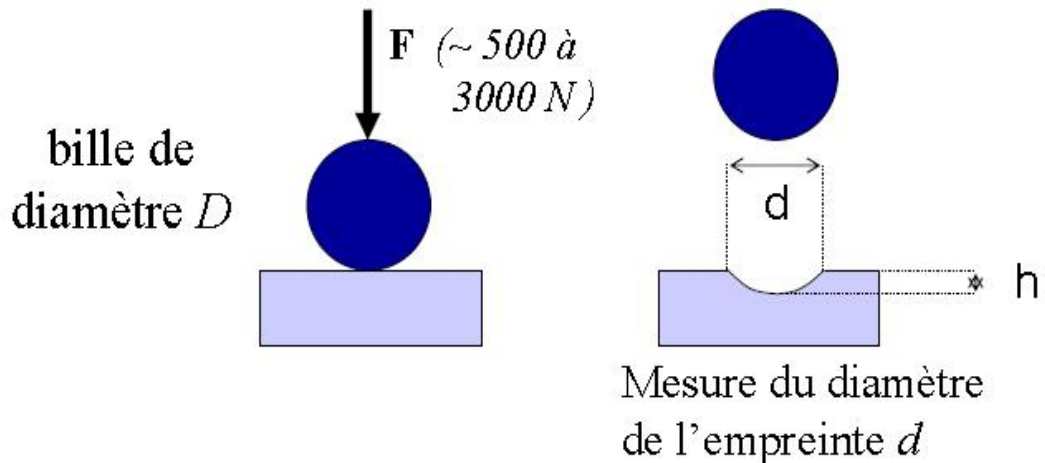


Figure I.7 : Essais de Brinell [4]

Pour éviter la déformation et la détérioration de la bille, l'usage de l'essai brinell est limité aux matériaux tels que $HBS < 350$ ou $HBW < 650$.

Les diamètres de la bille est acier la bille sont : $D = 10-5-2.5-1$ en mm et les charges P

Valent $30D^2$ pour les aciers. La bille est en acier dur, trempé, et ne doit pas être déformée par l'essai

Le diamètre D de l'empreinte est mesuré au 1 /100 de mm près (en général au microscope).

I.4.3.2- Essais de Vickers [4]

Le pénétrateur est une pyramide en diamant, à base carré et d'angle au sommet entre face oppose égal à 136° . L'empreinte est une pyramide en creux de diagonale moyenne D(en mm, moyenne de deux diagonales du carré de base, mesurées à l'aide d'un appareil optique approprié). La charge d'essai F(N) est choisie dans une gamme normalisée. La dureté est donnée par le rapport de la charge (en Kg force à l'origine) à la surface latérale de l'empreinte pyramidale, exprime son dimension :

$$HV = 0.12 \times [(2F \sin^{136^\circ}/2)/d^2] = 1.854 \times (F/d^2) \quad (\text{I.4})$$

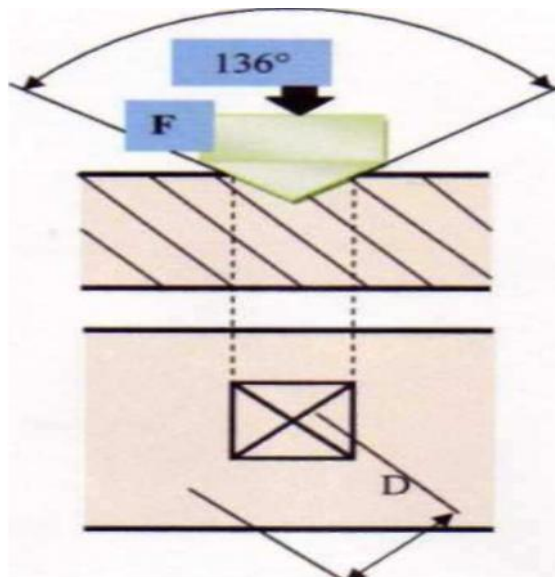


Figure 1.8 : Essais de Vickers [4]

Les duretés brinell et Vickers donnent des résultats du même ordre, variant de quelques unités pour des matériaux très mous (plomb, matières plastique...). Jusqu'à quelques milliers pour les matériaux très durs (Céramique, carbures métalliques).

I.4.3.3- Essais de Rockwell [4]

Mesure de la dureté d'un métal selon l'enfoncement d'une bille d'acier, appelé dureté Rockwell B (HRB) ou d'un cône de diamant de 120°, dureté Rockwell C (HRC).

L'essai consiste à appliquer un pré charge de 10 Kg (100N) sur le pénétrateur qui s'enfonce d'une profondeur e_0 .

On applique une force supplémentaire F, pendant 3 à 8 s, le cône s'enfonce d'une profondeur e_1 . On supprime la force F, le cône reste enfoncé d'une profondeur e_2 . La profondeur rémanente ($e_2 - e_0$) permet le calcul de la dureté selon la formule :

Les indices Rockwell peuvent se lire directement sur un cadran gradué.

a. Rockwell C

Dans ce type le pénétrateur est un cône de diamant d'angle au sommet 120° et d'extrémité sphérique (\emptyset , 2 mm).

L'accroissement (r) se mesure en unités égales à 0,002. La charge utilisée est 150Kg (1400 N) dont 10 Kg de charge initiale.

$$\text{HRC} = 100 - r \quad (\text{I.5})$$

r est mesurée en unité égales à (1.002 mm)

Exemple : si $e = 0,12\text{mm}$,

$$r = 0,12 / 0,002 = 60 \text{ alors : } \text{HRC} = 100 - 60 = 40$$

b. Rockwell B

Le pénétrateur est une bille d'acier de diamètre 1,59mm. L'accroissement se mesure en unités égales à 0,002mm. Cet essai est utilisé pour les aciers doux, non trempé et pou les alliages non ferreux.

La charge F utilisée est de 100 kg (900 N).

HRB=130 – r

(I.6)

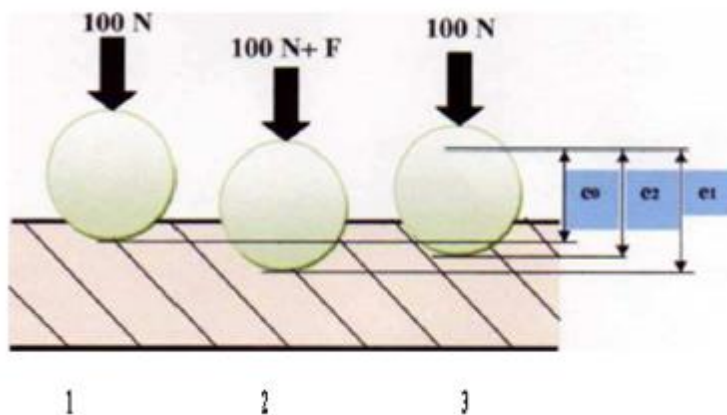


Figure I.9 : Essais de dureté Rockwell HRB [4]

I.4.4. Essais de résilience [5]

La connaissance des caractéristiques déduites de l'essai de traction peut être insuffisante, puisque des ruptures peuvent être obtenues pour des contraintes inférieures à la limite d'élasticité dans des conditions particulières qui rendent les matériaux fragiles, ces conditions ont un facteur commun qui est une concentration de contrainte liée à la présence d'un défaut et elles varient fortement en fonction de la température, de la vitesse de déformation et des dimensions des pièces sollicitées. Un des moyens les plus classiques et les plus anciens pour caractériser la fragilisation d'un matériau sous l'action d'un choc est l'essai de résilience. Il est fréquemment appelé essai de résilience **Charpy** ou même essai Charpy. Ce dernier permet d'évaluer les risques de rupture fragile d'un matériau donné. C'est un paramètre important pour la classification des matériaux, si on considère que parmi les modes de ruine d'une construction ou d'une pièce mécanique, c'est celui qui peut être considéré comme le plus dangereux.

I.4.4.1. Eprouvette

L'éprouvette est constituée d'un barreau entaillé par usinage en son milieu. La forme de l'entaille la plus fréquente est la forme en V (type A dans la norme ASTM) d'une profondeur de 2mm. Il existe également une éprouvette avec une entaille en U (type C dans la norme ASTM).

Les dimensions générales des éprouvettes sont les suivantes :

Tableau I.1 : les dimensions des éprouvettes de résiliences.

Dimensions en mm	Eprouvette en V	Eprouvette en U
Longueur	55	55
Hauteur	10	10
Largeur	10	10
Hauteur d'éprouvette à fond d'entaille	8	5
Rayon à fond d'entaille	0.25	1
Rayon à fond d'entaille	45°	Bords parallèles

I.4.4.2. Machine de résilience [5]

L'appareil d'essai utilisé est un mouton pendulaire (**Mouton de Charpy**)

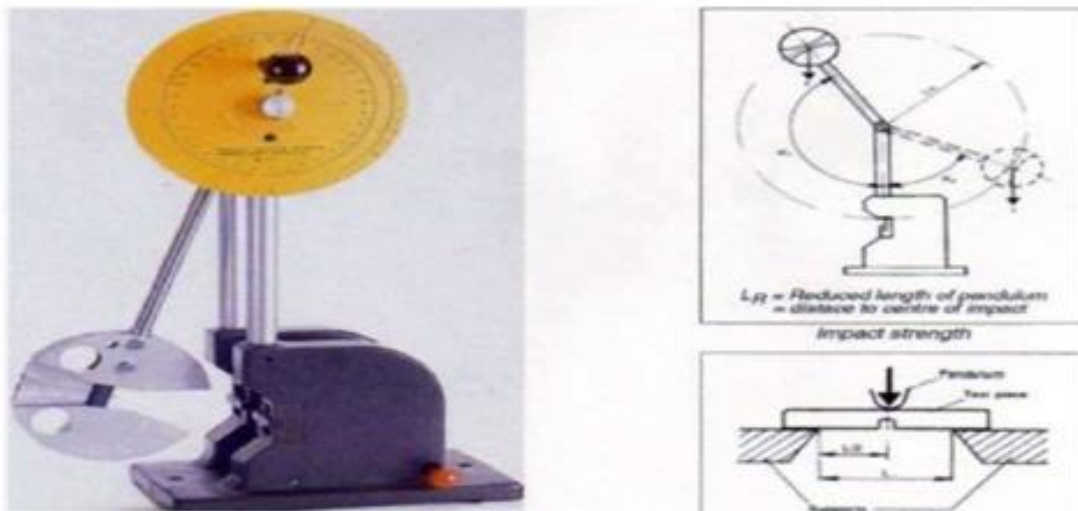


Figure 1.10 : Essai CHARPPY [5]

La mesure instantanée de l'effort étant pratiquement impossible, on lui substitue la mesure du travail dépensé pour rompre une éprouvette constituée du matériau à étudier.

La masse frappante constitue un pendule articulé en O sur le bâti. L'éprouvette est placée sur 2 appuis en partie basse de façon à ce que le plan d'oscillation du pendule coïncide avec le plan médian de l'entaille pratiquée sur l'éprouvette.

Un crochet maintient le pendule en position haute.

Le crochet relevé, le pendule de poids P lâché d'une hauteur de H_0 vient briser brutalement l'éprouvette et continuant sur sa lancée remonte jusqu'à la hauteur H_1 , en fonction de l'énergie encore disponible. Il oscille et s'immobilise en partie basse. L'aiguille entraînée pendant la descente donne l'angle maximum de déplacement.

Le travail de rupture de l'éprouvette est :

$$W = P (H_0 - H_1) \quad (\text{I.7})$$

Ou W : est en joule,
 P : Poids du mouton-pendule,
 H_o : Hauteur du mouton-pendule à sa position de départ,
 H_i : Hauteur du mouton-pendule à sa position d'arrivée.
On appelle résistance aux chocs ou résilience K :

$$K = - \frac{W}{S_{\min}} \quad [K] : \text{J/cm}^2 \quad (\text{I.8})$$

Avec S_{\min} : section minimale (cm^2)

La graduation de la machine permet généralement d'obtenir directement une valeur en joule.

I.5- DEFAUTS CRISTALINS [6]

I.5.1- Défauts cristallins

Les métaux utilisés dans l'industrie ne sont pas constitués de cristaux parfaits (dans lesquels tous les nœuds seraient bien à leurs places), ils ne sont généralement pas purs et souvent même, ils sont utilisés sous forme d'alliage c'est-à-dire qu'ils contiennent des atomes étrangers ajoutés volontairement.

Cette situation va engendrer la présence dans le métal de base d'un certains nombres d'anomalies que l'on peut répertorier sous le titre de défauts cristallins.

La recherche de la qualité passe entre autre par la reconnaissance et la description des anomalies ou défauts qui peuvent se produire au cours du processus de fonderie, indispensables pour la mise en place d'actions correctives. Les défauts que l'on observe sur les pièces moulées en alliages d'aluminium sont analogues à ceux rencontrés avec d'autres métaux et alliages, avec néanmoins des particularités qui leur sont propres, comme leur grande oxydabilité à l'état liquide et leur tendance à dissoudre l'hydrogène.

On distingue quatre types de défauts :

- Les défauts ponctuels : ils concernent un nœud unique et ne perturbe que les quelques nœuds voisins, par exemple les atomes interstitiels.
- Les défauts linéaires ou les dislocations : ils ne concernent que les nœuds situés sur une courbe et ne perturbent que quelques nœuds voisins.
- Les défauts surfaciques à 2 dimensions : surfaces, joint de grains et joints de macles.
- Les défauts volumiques à 3 dimensions : des précipités et des inclusions (les saletés) des pores.

I.5.1.1. Défauts ponctuels [6]

En cristallographie, les défauts ponctuels sont des défauts qui existent au niveau des dimensions atomiques. Ils influent sur certaines propriétés physiques tels que la conductibilité électronique, les propriétés magnétiques...

Ces défauts correspondent à quatre situations :

a. Lacune

Qui est l'absence d'un atome à un nœud du réseau. Les lacunes jouent un rôle majeur dans le phénomène de diffusion à l'état solide, car c'est grâce à leur présence et que sous l'effet de l'agitation thermique, un atome de cristal peut se déplacer de proche en proche dans le solide en occupant la lacune située à son voisinage immédiate.

b. Atome auto interstitiel

Atome excédentaire disposé en un enlacement normalement inoccupé dans le cristal.

Inévitable sauf au zéro absolu, les lacunes et les interstitielles dans un cristal sont produit par l'agitation thermique. Leur concentration d'équilibre croît avec la température. Si (n) est le nombre de défauts (lacune ou interstitiels) et (N) le nombre total de sites du cristal,

on a :

$$n/N = A \exp(-Q/RT) \quad \text{(I.8)}$$

A: constante sans dimension

Q : énergie de formation du défaut ponctuel (J/mole)

R : constante des gaze parfait = 8.32 J/K

T : température absolue du cristal donné

c. Atome étranger en substitution

Est un atome identique en insertion dans un site du réseau. Sa présence entraine toute fois de très grande distorsion du réseau dans son voisinage, c'est pour quoi son énergie de formation est très élevée de l'ordre de 4 à 5 (eV). Sa concentration est très faible voisine de 10^{67} à la température ambiante ($T=300^{\circ}\text{k}$) et à peine égale à 10^{15} au voisinage de la température de fusion.

d. Atome étranger en insertion

Lorsqu'un atome étranger de petite taille s'insère dans les espaces vides de réseau cristallin, la présence de cet atome en insertion conduit à la création d'un champ de contraintes interne car il est rare que l'atome en insertion soit suffisamment petit pour s'insérer dans le site sans déplacer les atomes voisins.

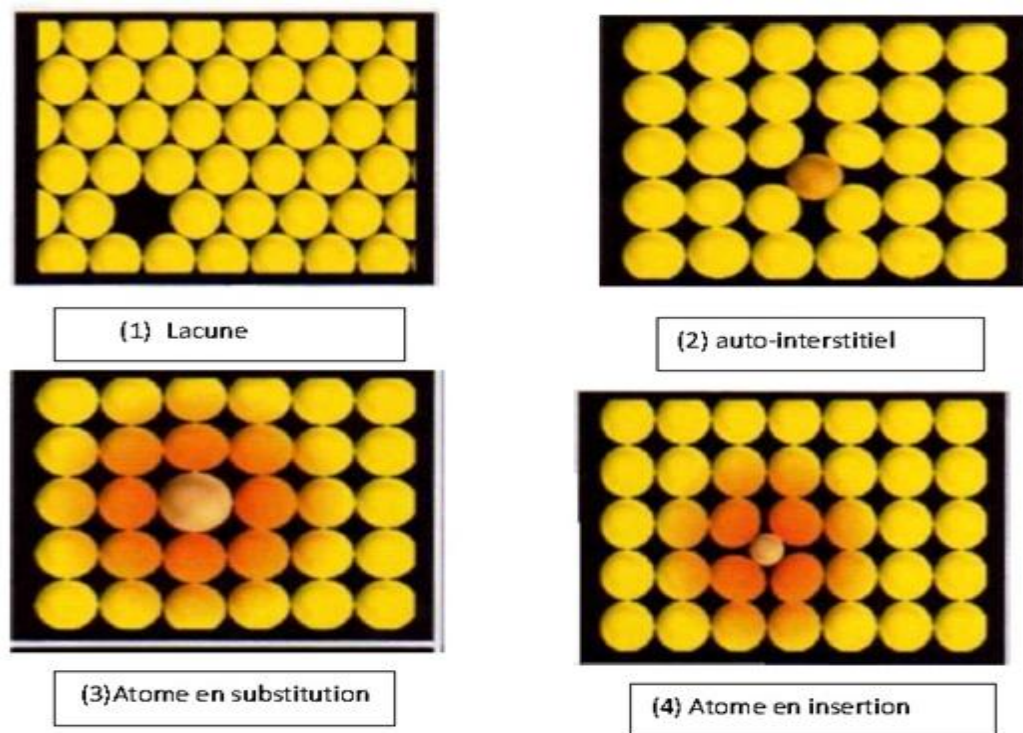


Figure I.11 : Types de défauts ponctuels dans un cristal [6]

I.5.1.2. Défauts linéaires (dislocation) [6]

Une façon d'expliquer le glissement, consiste à imaginer que les mouvements atomiques plans sur plans se font de manière rigide, c'est-à-dire que tous les atomes se déplacent en même temps. Une autre façon plus économique en énergie de produire un glissement est de faire glisser certaines parties du cristal avant d'autres, c'est le concept de glissement localisé.

A un instant donné, on peut définir une frontière entre la partie du plan qui a déjà glissé et la partie du plan qui est encore intacte, cette frontière correspond à un défaut linéaire appelé dislocation. Il faut essentiellement distinguer trois types de dislocation : dislocation coins dislocation vis et dislocation mixte.

Pour caractériser une dislocation on utilise le concept de vecteur et de circuit Burgers.

I.5.1.2.1. Dislocation coin

Elle est le défaut linéaire résultant de l'absence d'un demi-plan atomique, la dislocation coin peut être représentée par un plan cristallographique qui se termine à l'intérieur du réseau cristallin. Au voisinage de la dislocation, le cristal est déformé entraînant des contraintes de compression situées au dessus et des contraintes de traction de l'autre côté.

1.5.1.2.2. Dislocation vis

Les dislocations vis peuvent être comprises comme la ligne de séparation entre le réseau cristallin non perturbé et une zone de décalage partiel du réseau cristallin par rapport à la région avoisinante du réseau, ce genre de dislocation peut changer facilement de plan de glissement, car le champ de contrainte a une symétrie radiale. Comme la dislocation coin, la dislocation vis entrainera à ces alentours l'apparition de déformations plastiques du cristal, mais cette fois en cisaillement.

1.5.1.2.3. Dislocation mixte

Elle est le résultat de l'existence des deux dislocations linéaire ; vis et coin. Et on désigne par une dislocation mixte la combinaison des deux types suscités, la dislocation mixte est illustrée par un quart de boucle de dislocation dans un cristal et le vecteur burger.

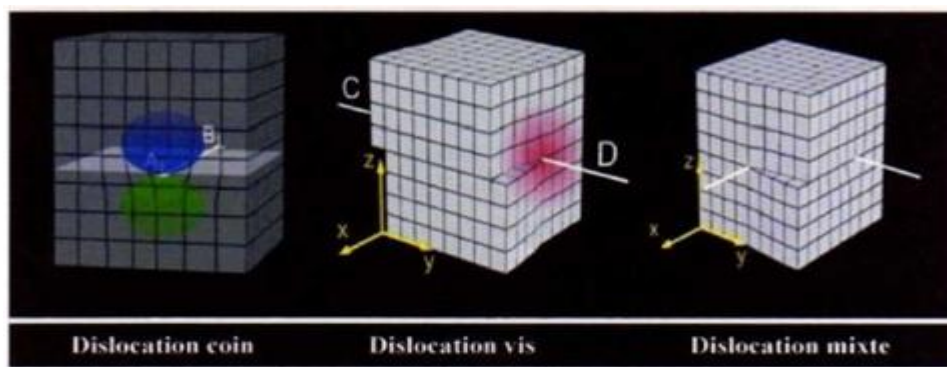


Figure 1.12 : Défauts linéaires (dislocation) [6]

1.5.1.2.4. Vecteur de burgers

Le vecteur de burgers se définit comme étant le vecteur nécessaire à boucler un circuit initialement fermé dans le cristal parfait et qui se trouve ouvert lorsqu'il enlace la ligne de dislocation. Ce vecteur n'est pas quelconque dans un cristal mais représente une translation de réseau. Par exemple l'aluminium cubique face centré, le vecteur de Berger traditionnellement rencontré est $b=a/2$, de norme $(b)=0.29\text{nm}$. En termes plus mathématique, il s'agit de l'intégrale de déplacement sur un circuit fermé enlaçant la ligne de dislocation, comme la dislocation c'est des objets flexibles, deux dislocation peuvent interagir pour former une troisième dislocation si et seulement si la quantité de déformation est conservée, on parle de jonction attractive. Il s'ensuit qu'à un nœud entre plusieurs, la somme des vecteurs de Burgers est nulle (analogue de la loi de Kirchhoff).

Dans la dislocation coin, le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation et dans la dislocation vis, ce vecteur est parallèle à la ligne de dislocation, tandis que dans la dislocation mixte, le vecteur reste le même le long de la dislocation.

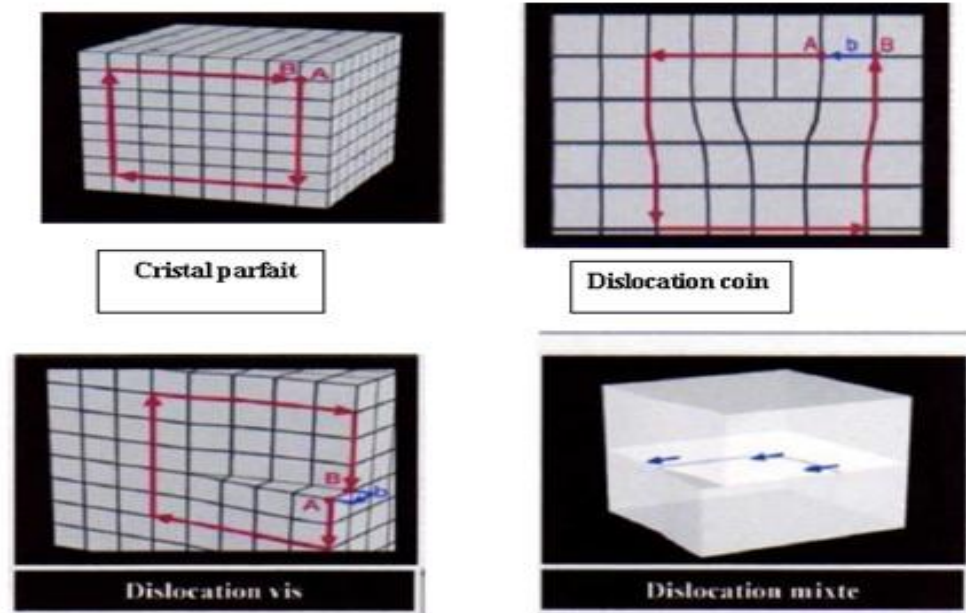


Figure I.13 : Représentation du vecteur de Burgers [6]

I.5.2- Défauts à deux dimensions (défauts surfaciques) [6]

I.5.2.1- Joint de grains

Les matériaux cristallins utilisés couramment sont rarement constitués d'un seul cristal (à l'exception de certains cas : les semi-conducteurs, diodes et transistors). Ils sont formés d'un ensemble de petits cristaux ; des grains qui forment un milieu continu. Les surfaces d'accolement des grains adjacents sont des joints de grains. Ils assurent la cohésion entre des cristaux d'orientation différente. L'épaisseur d'un tel joint est de deux ou trois distances inter atomiques

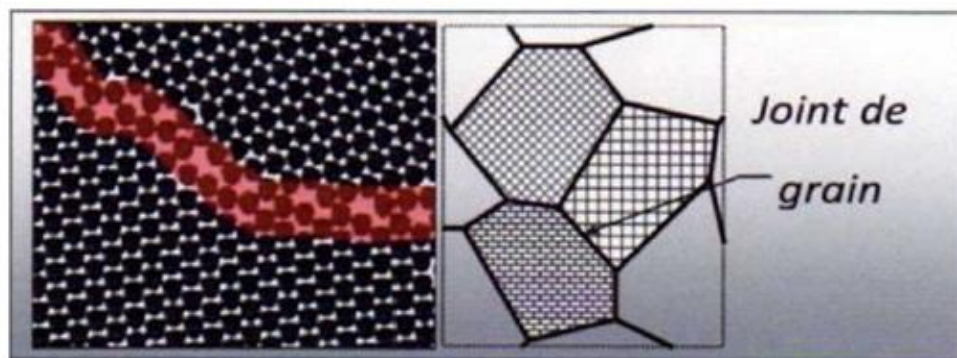


Figure I.14 : Défauts surfaciques (joints de grain) [6]

I.5.2.1.2. Macle

La macle est un défaut d'empilement, c'est un plan dans lequel les nœuds restent correctement ordonnés selon le système cristallin du métal et duquel les réseaux des deux cristaux sont symétriques et ne sont pas alignés comme ce serait le cas dans un cristal parfait.

Les macles apparaissent fréquemment au cours de la déformation plastique des métaux CFC, le plan A est appelé plan de macle.

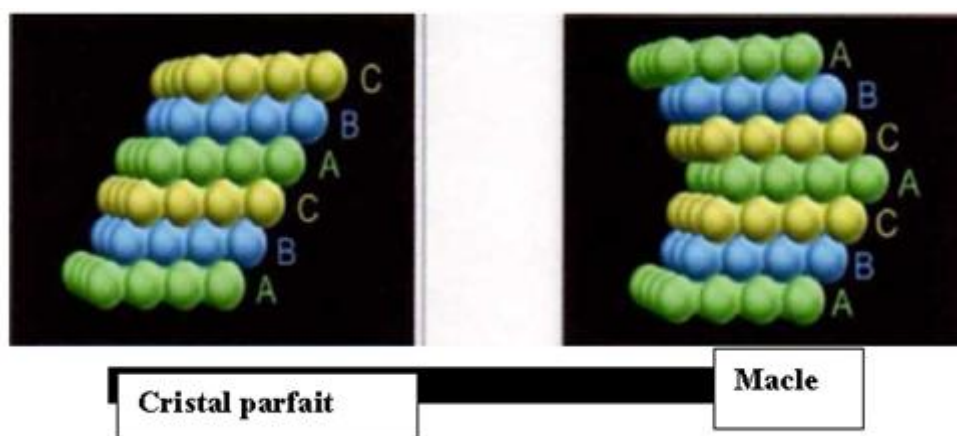


Figure I.15 : Défauts surfaciques (macle) [6]

I.5.3- Défauts à trois dimensions (défauts volumiques) [6]

Les défauts volumiques sont essentiellement des cavités, des phases non désirées, des inclusions (morceau de matière étrangère provenant de l'élaboration, par exemple particules venant d'un creuset) et les précipités. Ils proviennent notamment de l'élaboration matériaux (frittage des céramiques, métallurgie des poudres ou capillaires de fluides pour les cavités) ou de l'endommagement de celui-ci lors de son utilisation.

I.5.3.1. Les pores

Ce sont des cavités à l'intérieur du cristal remplit de gaze.

On a deux types de pores :

Les pores inter granulaire ou intra granulaire, qui se déposent respectivement le long des joints de grains ou à l'intérieure des grains, possèdent deux caractéristiques importantes qui sont la taille et la morphologie.

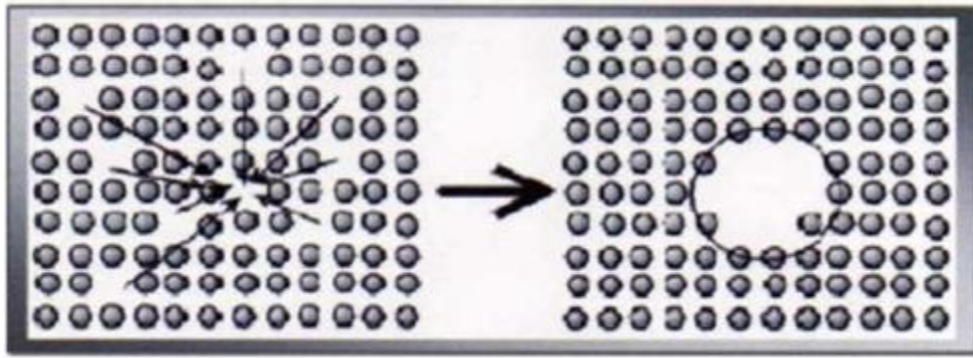


Figure I.16 : Représentation schématique d'un pore [6]

I.5.3.2. Les inclusions

Ce sont des particules indésirables qui proviennent de l'élaboration du métal à l'état liquide. Elles sont le plus souvent des oxydes, des sulfures ou des silicates. Ces inclusions peuvent être des particules étrangères solides, liquides ou gazeux.

I.5.3.3. Les précipités

Sont des particules de seconds phases, de composition chimique différente de la matrice et se forment par réaction entre métal de base et un ou plusieurs de ses éléments d'alliages ou entre ses éléments d'alliages eux même. Les précipités peuvent être classés en trois type selon le degré de cohérence cristallographique qu'ils présentent avec la matrice dont laquelle ils sont inclus.

a. Les précipités cohérents

Présentent une continuité cristallographique avec la matrice, les réseaux cristallins de la matrice et du précipité sont semblables, seul diffère légèrement les paramètres des deux réseaux. C'est générer des distorsions élastiques à l'interface précipité-matrice.

b. Les précipités semi-cohérents

Présentent une continuité cristallographique avec la matrice seulement selon certains plans et il n'y a aucune continuité selon les autres plans, la semi-cohérence est parfois obtenue grâce à la présence de dislocation coin le long de l'interface.

c. Les précipités incohérents

On a un réseau cristallin trop différent de celui de la matrice. Pour qu'il existe une continuité entre les deux réseaux, l'interface matrice-précipité est semblable à un joint de grain quelconque.

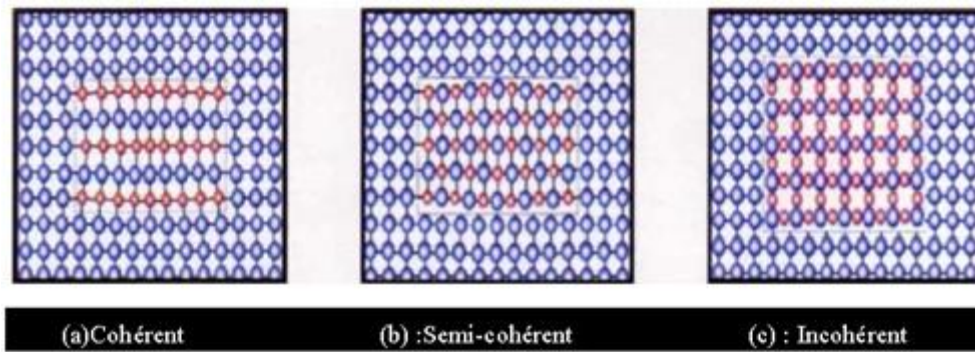


Figure I.17 : Différents précipités [6]

I.6- Conclusion

La lecture de ce chapitre sur les matériaux aura une vue plus large et enrichissante sur cette science, science frontière et d'interface entre la physique, la chimie et le génie des procédés.

La science des matériaux se renouvelle sans cesse et que la diversité des études et des recherches la rend constamment vivante et multiple. Les matériaux de structure ne sont plus seulement métalliques. L'hyper choix des matériaux a entraîné des progrès étonnants, bien sûr dans les céramiques et les polymères. Leur formulation et leurs fonctionnalités les font assimiler de plus en plus aux matériaux de haute technologie, bien que de grande diffusion. La course à la légèreté, à la durabilité, à la réduction des coûts, notamment dans les transports automobile ou aéronautique, est passionnante par suite de la concurrence entre les alliages acier ou aluminium et les polymères structuraux.

Chapitre II

ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

Chapitre II

ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

II.1- Introduction [7]

L'aluminium est l'un des éléments les plus abondants sur notre planète. Il présente 8% environ de la masse de l'écorce terrestre et se place ainsi au 3^{ème} rang après l'oxygène 47% et le silicium 28%.

On le trouve sous forme de silicate de faible teneur en aluminium ou sous forme de roche riche en alumine (45 à 60%). Actuellement, ce sont les bauxites qui constituent le quasi exclusif d'aluminium. Ce matériau a connu un développement spectaculaire depuis sa découverte en 1954 ainsi que ses alliages. Il a une excellente conductivité électrique (65% de celle du Cu), ce qui le favorise pour le transport d'énergie en détrônant Cu. Sa conductivité thermique est très élevée, une excellente conductivité thermique avec sa place dans les échangeurs thermique et ce qui permet la diffusion facile dans les traitements thermique, un pouvoir réflecteur élevé à la lumière ce qui le favorise pour la construction des appareils optique et des télescopes, une bonne résistance à l'oxydation ce qui garantit un aspect inaltérable, une capacité à résister à la corrosion qui privilégie la durabilité, par ailleurs, son usinage est économique et donne aux pièces un aspect extérieur agréable voire esthétique qui peut être complété par divers traitements de surface (peinture, anodisation,...)

L'aluminium et ses alliages sont des matériaux transformables et recyclables et intègrent les préoccupations environnementales.

Tous ces points forts brassent aujourd'hui un très grand domaine de leur utilisation qu'ils soient dans la plupart des grands marchés industriels : transport terrestre, routier et ferroviaire, maritimes, aérospatiaux, emballage, bâtiment, électricité, mécanique, menuiserie aluminium....

Néanmoins l'aluminium à l'état pur présente de faible caractéristique mécanique rendant impossible son utilisation dans la construction de structure mécanique, Cependant, l'ajout d'éléments d'addition et l'application de traitements thermiques améliorent considérablement les propriétés mécaniques de résistance de ces alliages.

II.2- Propriétés de l'aluminium

II.2.1- Propriétés physiques[3]

L'aluminium est un élément du m^{ème} groupe de la classification de Mendeleïev, dont le nombre atomique est 13 et la masse atomique $M=26.98$, Sa température de fusion est

660C° et celle de d'ébullition 2467C° environ, il possède un réseau cubique à face centré (CFC) à équidistance $a=4.0412\text{Å}$.

Sa caractéristique la plus importante est sa faible densité 2.7g/m^3 à température ambiante. Cette densité ne varie pas de façon sensible dans les alliages légers, elle reste toujours inférieure à 3 g/m^3 . Sa conductibilité thermique est de 0.57 cal/cm.s.C et sa conductibilité électrique est élevée ($2.6548\text{ ohm.mm}^2/\text{m}$)

II.2.2- Propriétés mécaniques [3.8]

Compte tenu de sa structure cristalline (CFC), l'aluminium pur est très déformable à froid ou à chaud, de ce fait il est très ductile, ce qui facilite son usinage et sa mise en forme, il est aussi très malléable (allongement de rupture 30 à 40%, il est peu tenace. Résistance à la réputer par traction $R_R=70$ à 100N/mm^2 et il est de faible dureté.

Module d'élasticité : il est à 66.6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et d'addition. Pour les alliages, le module est compris entre 69 et 72 GPa et particulièrement sensible à la teneur en silicium 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium varie de 2 à 18% .

Module de torsion (cisaillement) : il est égale à 25 GPa pour l'aluminium pur titré à 99.9% et 26 GPa pour l'aluminium commercial.

II.2.3- Propriétés chimiques [8]

L'aluminium se distingue par sa résistance élevée à la corrosion du fait de la forme à la surface d'une couche protectrice (Al_2O_3).

La pureté du métal améliore sa résistance à la corrosion par les solutions salines et l'eau de mer ainsi que le brouillard aussi pour l'industrie chimique et agroalimentaire qui emploie un aluminium titrant au moins 99.5%

La plus parts des acides minéraux (chlorhydriques, sulfurique) qu'organiques (trichloracétique) ainsi que la soude et la potasse attaquent l'aluminium.

II.2.4-Propriétés de mise en forme [9]

L'aluminium a une température de fusion très basse (660°). Il en résulte une fusion très facile ce qui présente un très grand avantage pour les opérations de fonderie.

Ce matériau est de forme CFC avec ces 24 systèmes de glissement qui lui donnent une très grande ductile, peut aisément être mis en forme par déformation à froid (laminage, emboutissage, pliage, filage, tréfilage...).

L'aluminium et ses alliages peuvent être mis en forme selon trois techniques :

-Mise en forme par fonderie : obtention directe par fonderie des pièces à un prix compétitif dont 25% sont moulées en alliages en alliage d'aluminium.

-Mise en forme par corroyage : elle concerne les demi-produits et les produits finis.

On travaille par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid des lingots, des billettes ou des brames de coulée continue telle-que le filage, le laminage.

-Mise en forme par frittage suivant la méthode de la métallurgie des poudres.

II.3- Eléments d'addition dans les alliages d'aluminium [4]

Les éléments d'addition est en particulier, les éléments de transition, jouent un rôle très important dans la métallurgie de l'aluminium.

La teneur des éléments d'addition est limitée par le facteur de solubilité. Les éléments d'adition les plus répandus dans les alliages d'aluminium sont le cuivre, le magnésium, le manganèse, le zinc, le fer, et le silicium. Ces dernières ont plus ou moins une influence sur les caractéristiques de l'AlMgSi. Ils peuvent en même temps améliorée ou détériorée les propriétés physiques, chimiques, et technologiques de l'aluminium pur.

Un certain nombre d'éléments d'addition sont rajouté dans certains alliages pour donner une propriété particulière.

Les alliages à base d'aluminium incontinent habituellement une certaine qualité de cuivre, de manganèse. Ces éléments peuvent être aussi ajoutés délibérément pour fournir les propriétés matérielles spéciales. La présence de magnésium améliore la trempabilité du matériel. Le manganèse est habituellement ajouté pour réduire les effets néfastes des impuretés comme le fer. Les éléments d'alliages peuvent entrer partiellement dans la solution solide α et former en partie les particules intermétalliques. La composition des composés intermétalliques dépend du procédé dz solidification lors de l'élaboration de l'alliage.

Parmi tous les éléments présents, le fer est probablement le plus important parce qu'il a une affinité avec plusieurs éléments d'addition tel que Mn, Cr, et Si. Il peut former ainsi une large gamme de composés intermétalliques lors du procédé de fabrication tels que α -Al₁₅(Mn,Fe)₃Si₂ et -Al₅FeSi. Ces alliages composés intermétalliques son nuisibles aux propriétés mécaniques des alliages lorsque leur taille excède 3 μ m. En revanche, ils présentent l'avantage de la résistance au fluage à hautes températures.

Les éléments Mn et Cr se caractérisent par une faible solubilité dans les alliages d'aluminium. L'introduction de Mn et Cr modifie de façon générale la forme, éventuellement la taille des grains, améliore la ductilité et la ténacité. Mn et Cr sont souvent

utilisés dans les alliages d'aluminium pour éviter la recristallisation au cours de la mise en solution.

L'addition de Mn dans les alliages d'aluminium facilite la précipitation dans les joints de grains. L'introduction de Mn réduit la proportion de Si en solution dans les alliages Al-Mg-Si par la formation des précipités de type AlMnSi et réduit ainsi la précipitation de Si et de Mg₂Si dans les joints de grains.

Tableau II.1 : influence des éléments d'adition sur les différentes propriétés

Propriétés	Cu	Si	Mg	Zn	Ni	Co	Ti	Mn	Fe	Cr
Charge de rupture	++	+	+	++	+	+	+			--
Limite élastique	++	+	--	+	--					
Dureté	++		--	--	+			+	+	
Résistance à la chaleur	++		++		+				+	
Soudabilité	--	++	+	--	--		+	+		+
Usinage	++	--	+	+	+		++	+	++	+
Module d'élasticité	+	++	--	+	+	++		+	--	--
Moulage	+	++	--	+			+	--	--	
Ductilité	--	--	+				+		--	
Corrosion	--	+	++	+				-	--	++
Aptitude à l'andosation	--	+	++	+				--		

++ Recommandé

+bon

-médiocre

-- à éviter

II.4- Alliages à base d'aluminium [4]

Afin d'améliorer les propriétés mécaniques de l'aluminium non allié à caractéristiques très réduite, on procède souvent à l'addition d'autres éléments de nature différente. Ces éléments entrent en solution solide et peuvent également être présent sous forme de phases intermétalliques.

La composition de ces phases, leur finesse, répartition et cohérence avec la matrice d'aluminium, fragilité intrinsèque et stabilité thermique et mécanique sont également déterminantes pour les propriétés d'alliages d'aluminium.

On distingue trois grandes catégories d'alliages d'aluminium, sont :

II.4.1-Alliages corroyés

Produits obtenus par des procédés de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le filage, le laminage et le forgeage.

II.4.2-Alliages de moulage

Produits obtenus par fonderie par coulée en sable (moule en sable) ou en coquille (moule en fonte ou en acier) ou encore par coulée sous pression.

II.4.3- Alliages de frittage

Produits obtenus par la méthode de la métallurgie des poudres qui est une méthode révolutionnaire d'élaboration de pièces mécaniques.

II.5- Classification des alliages d'aluminium [3]

La classification des alliages d'aluminium se fait suivant leur mode de transformation. On trouve les alliages de moulages, les alliages de corroyage, et les alliages élaborés par frittage. On s'intéressera aux alliages de moulage dont on explique la désignation par la suite.

I.5.1-Alliages de moulage

Les alliages de fonderie, sont obtenus en fondant les lingots et en les coulant dans des moules en sable (c'est la coulée en sable), ou dans des moules en acier ou en fonte (c'est la coulée en coquille), on obtient ainsi des pièces aux formes plus au moins complexes. Dans ces alliages, les éléments d'addition sont généralement présents en quantités plus importantes, pour faciliter le procédé de fonderie.

I.5.1.1-Désignation des alliages de moulage

On désigne les alliages de moulages comme suit :

a-Désignation de la composition [9]

La désignation est composée successivement des éléments suivants :

- Le préfixe EN suivi d'un espace ;
- La lettre A, qui représente l'aluminium ;
- La lettre C, qui représente les produits moulés.
- Un tiret

b-Désignation numérique [9]

La première partie de la désignation (EN AC-) est suivie de cinq chiffres représentant la composition chimique. Les deux premiers chiffres indiquent le groupe d'alliage et les trois derniers sa composition chimique.

Tableau II.2 : Groupe d'alliage d'aluminium

Série	Désignation	Aluminium ou alliage
1000	1XXX	Aluminium-(teneur 99.00)
2000	2XXX	Aluminium-cuivre
3000	3XXX	Aluminium-manganèse
4000	4XXX	Aluminium-silicium
5000	5XXX	Aluminium-magnésium
6000	6XXX	Aluminium-magnésium-silicium
7000	7XXX	Aluminium-zinc
8000	8XXX	Autre alliage d'aluminium

c-Désignation symbolique [9]

La première partie de la désignation (EN AC-) est suivie des symboles chimiques de l'alliage, successivement suivis de leurs teneurs massiques prises dans l'ordre décroissant.

Exemple : EN *AC-AISi 13Mg*

I.5.1.2- Etat de livraison – Etat métallurgique [4]**a- Etat de livraison**

Selon la norme NF EN 1706, les états de livraison sont désignés de la façon indiquée dans le tableau ci-dessous.

Tableau II.3 : Désignation des états de livraison

Procédé de moulage	Désignation nouvelle norme 1706	Désignation ancienne norme A02-002
Sable	S	Y2
coquille	K	Y3
Sous pression	D	Y4

b-Etat métallurgiques

Selon la norme NF EN 1706, les états métallurgiques sont désignés de la façon indiquée dans le tableau suivant :

Tableau II.4 : désignations des états métallurgiques

Etat métallurgique	Désignation
Brute de fonderie	F
Recuit	O
Refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement naturel (maturation)	T1
Traitement thermique de mise en solution et vieillissement naturel (maturation)	T4
Refroidissement contrôlé après solidification et vieillissement artificiel ou sur-revenu (starisation)	T5
Traitement thermique de mise en solution et vieillissement artificiel (revenu) maximum	T6
Traitement thermique de mise en solution et sous vieillissement artificiel (sous-revenu)	T64

Tableau II.5 : Composition normalisée sur pièces selon la norme NF UN 1706 (En %pondéral).

NF EN 1706	NF A57-702	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Chaque	total
44100	A-S13	10 à 13,5	0,05	0,15	0,55	0,10		0,10	0,15	0,10	0,05	0,20	0,05	0,15
41000	A-S2GT	1,6 à 2,4	0,00	0,10	0,30 à 0,50	0,45 à 0,65		0,05	0,10	0,05	0,05	0,05 à 0,20	0,05	0,15
42100	A-S7G03	6,5 à 7,5	0,19	0,05	0,10	0,25 à 0,45			0,07			0,06 à 0,25	0,03	0,10
42200	A-S7G06	6,5 à 7,5	0,19	0,05	0,10	0,45 à 0,70			0,07			0,08 à 0,25	0,03	0,10
43300	A-S10G	9,0 à 10,0	0,19	0,05	0,10	0,25 à 0,45			0,07			0,15	0,03	0,10
45000	A-S5U3	5,0 à 7,0	1,0	3,0 à 5,0	0,20 à 0,65	0,55	0,15	0,45	2,0	0,30	0,15	0,25	0,05	0,35
45100	A-S5U3G	4,5 à 6,0	0,00	2,6 à 3,6	0,55	0,15 à 0,45		0,10	0,20	0,10		0,25	0,05	0,15
46300	A-S7U3G	6,5 à 8,0	0,8	3,0 à 4,0	0,20 à 0,65	0,30 à 0,60		0,30	0,65	0,15	0,05	0,25	0,05	0,25
46000	A-S9U3	8,0 à 11,0	1,3	2,0 à 4,0	0,55	0,05 à 0,55	0,15	0,55	1,2	0,35	0,10	0,25	0,05	0,25
47000	A-S12U	10,5 à 13,5	0,8	1,0	0,05 à 0,55	0,35	0,10	0,30	0,55	0,20	0,25	0,20	0,05	0,25
48000	A-S12UNG	10,5 à 13,5	0,7	0,8 à 1,5	0,35	0,8 à 1,5		0,7 à 1,3	0,35		0,10	0,25	0,05	0,25
21000	A-U5GT	0,20	0,35	4,2 à 5,0	0,10	0,15 à 0,35		0,05	0,10	0,05		0,15 à 0,30	0,03	0,10
71000	A-Z5G	0,30	0,80	0,15 à 0,35	0,40	0,40 à 0,70	0,15 à 0,60	0,05	4,50 à 6,0	0,05	0,05	0,10 à 0,25	0,05	0,15
51100	A-G3T	0,55	0,55	0,05	0,45	2,5 à 3,5			0,10			0,20	0,05	0,10
51300	A-G6	0,55	0,55	0,10	0,45	4,5 à 6,5			0,10			0,20	0,05	0,15
51200	A-G10S	2,5	1,0	0,10	0,55	8,0 à 10,5		0,10	0,25	0,10	0,10	0,20	0,05	0,15

Tableau II.6 : Aptitudes technologiques et d’usage des alliages d’aluminium moulés.
Code A=excellent, B=bon, C=moyen, D=médiocre, E=impropre.

Alliage		Aptitude au moulage en général	Stabilité dimensionnelle	Comportement a l’atmosphère		Aptitude a l’anodisation		Aptitude au soudage à l’arc	Usinabilité
				Général	Marine	Production	Décoration		
10000	A5	C	A	A	A	A	A	B	D
21000	A-U5GT	B-C	C	D	E	C	B	D	A
41000	A-S2GT	C	B	B	B	A	A	B	B
42100	A-S7G0,3	B	B	B	B	A	E	B	B
42200	A-S7G0,6	B	B	B	B	A	E	B	B
43300	A-S10G	B	B	B	B	A	E	B	B
44100	A-S13	A	A	B	B	A	E	A	D
45000	A-S5U3	B	B	D	E	C	E	A	B
45100	A-S5U3G	B	B	D	E	C	E	B	B
46000	A-S9U3	B	B	D	E	C	E	D	B
46300	A-S7U3G	B	B	D	E	C	E	B	B
47000	A-S12U	A	A	D	E	C	E	A	C
48000	A-S12UNG	B	A	D	E	C	E	B	C
51100	A-G3T	C	B	A	A	A	A	A	A
51200	A-G10S	C	B	A	A	A		D	A
51300	A-G6	C	B	A	A	A	B	A	A
71000	A-Z5G	C	B	B	B	B	B	A	A

II.5.1.3- Alliages Al-Si [10]

Les alliages au silicium sont les plus nombreux parmi ceux du moulage, il en existe plusieurs variantes environ 70% du tonnage des pièces moulées.

Ils peuvent être coulés soit en sable, soit en coquille, soit sous pression. Leurs caractéristiques mécaniques dépendent de leurs compositions et du mode de coulée.

Leurs domaines d’application sont très nombreux : appareils ménage : brûleurs en A-M4, bras de suspensions automobile en A-S7G, blocs moteurs et culasses en a A-S9U3, radiateurs de chauffage central en A-S12U.

Les alliages de fonderie au silicium, au magnésium, au zinc, ont une excellente résistance à la corrosion à l’opposé des alliages contenant de fortes additions de cuivre(au moins 2 à 3%) qui ont une mauvaise résistance à la corrosion.

Les caractéristiques mécaniques des alliages dépendent de leur composition chimique, ainsi que du mode d'élaboration et des traitements thermiques effectués. La figure ci-dessous nous montre la microstructure de l'eutectique Al-Si avant et après modification.



Figure II.1 : Microstructures de l'eutectique Al-Si
a)-Avant modification, b)-Après modification

II.5.2-Quelques alliages d'aluminium-silicium [6]

II.5.2.1- AlSiMg et ses variantes (Al7Si0,3Mg et Al7Si0,6Mg)

Qui peuvent être traitées thermiquement, présentent de bonnes propriétés pour la coulée en sable et en coquille, une bonne aptitude à donner des pièces étanches au soudage, une bonne stabilité dimensionnelle et résistance à la corrosion. Ces alliages occupent, dans la plupart des pays industrialisés une position prédominante parmi les alliages moulés dans les secteurs suivants : l'automobile (roues, bras de suspension, traverses, pivote, étriers, corps de vérins...etc.), l'aéronautique (cartes, boîte d'engrenage, prises d'air mobile...etc.) et l'armement.

II.5.2.2- Al Si 10 Mg

Pouvant également être coulé sous pression, est utilisé pour des pièces mécaniques variées. Il tend cependant à être supplanté par les alliages AlSi7Mg.

II.5.2.3- Al Si 13 (ALPAX)

Il est le plus ancien, du fait de son excellente aptitude au moulage et de sa bonne résistance à la corrosion, il est encore très utilisé pour la fabrication des appareils ménagers, bâtiments et mécanique.

II.6- Transformation de phase [5]

Les propriétés d'un matériau métallique, que ce soit un métal pur ou un alliage, dépendent dans une large mesure des transformations de tout ordre que celui-ci a subit antérieurement, la plupart des transformations, qui se produisent dans les matériaux métalliques, s'accompagnent d'une modification de la nature et du nombre de phase en présence.

Parmi ces différentes transformations on distingue :

II.6.1- Transformation allotropique

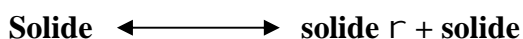
Le passage d'un système cristallin à l'autre au chauffage ou au refroidissement, est appelé transformation allotropique. Cette transformation est due à un déplacement des atomes à l'état solide à la suite de mécanisme de diffusion. Ces transformations allotropiques entraînent dans tous les cas des changements de volume, car le passage d'un système cristallin à un autre modifie la répartition des atomes et surtout le nombre d'atomes par unité de volume.

II.6.2-Transformation avec réaction [4]

Parmi ces réactions on distingue :

a) Réaction eutectoïde

C'est une réaction entre trois phases pour laquelle, au refroidissement, un solide se transforme simultanément en deux autres phases solides :

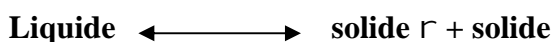


Si la partie basse d'un domaine solide monophasé se reforme et si les domaines biphasés adjacents sont solides également, ceci entraîne l'existence d'un point eutectoïde.

b) Réaction eutectique

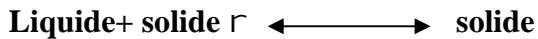
Réaction entre trois phases pour laquelle, au refroidissement, un liquide se transforme en deux phases solides simultanément, si la partie basse d'un domaine d'une phase liquide se termine par un V, la pointe V est un point eutectique.

L'eutectique est caractérisé par la réaction suivante à la température eutectique :



c) Réaction péritectique

Réaction dans laquelle deux phases (dont l'une est liquide, l'autre solide) réagissent pour former une nouvelle phase solide unique lors de refroidissement.

**d) Réaction péritectoïde**

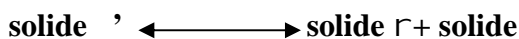
Réaction dans laquelle deux phases solides réagissent pour donner une phase solide unique.

**e) Réaction monoectectique**

Dans ce cas un liquide se transforme en une phase liquide une autre solide :

**f) Réaction monotectoïde**

Dans laquelle une phase solide se transforme en deux différentes phases solide :

**II.6. 3- Précipitation**

Il est connu que la solubilité limite diminue avec la température, il résulte qu'un alliage dont l'état d'équilibre correspond à un système monophasé (phase a) à une température donnée, peut devenir biphasé à des températures plus basses. Ce processus qui correspond à une transformation dans l'état solide avec augmentation du nombre des phases est appelé précipitation.

Autrement dit : la précipitation est la formation d'une nouvelle phase à partir d'une solution solide sursaturée en soluté (a sursaturée), après une diminution de température.

II.7- Diagramme de solidification [7]

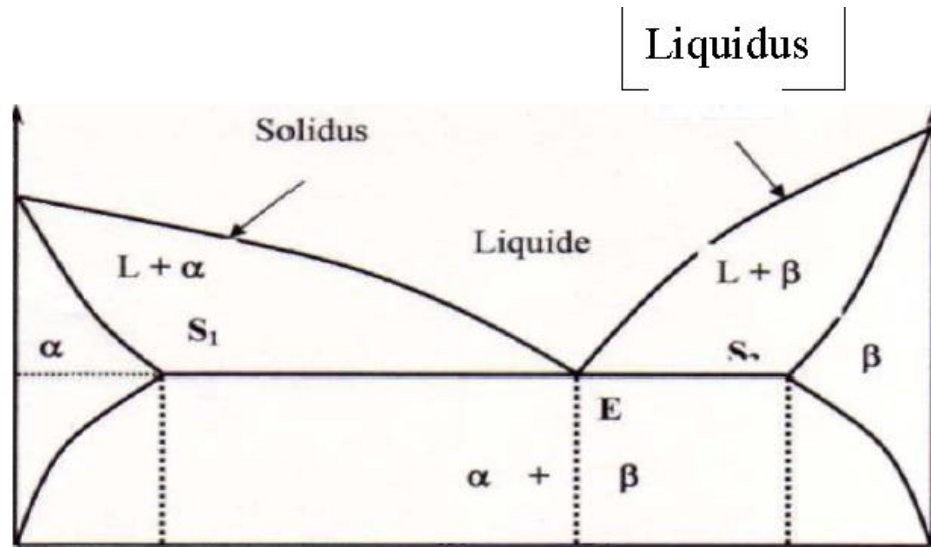


Figure II.2 : Diagramme de phase d'une transformation eutectique [7]

II.7.1- Interprétation du diagramme [5]

II.7.1.1- Alliage où $0 < X < X(S_1)$

Il y a apparition du premier germe solide de phase α et ayant une composition X_α très faible. La fraction de la phase α étant aussi très faible. Ce premier solide α est appelé le constituant primaire, ou le constituant pro eutectique. Quand la température diminue, ce germe solide croît selon certaines directions cristallographiques préférentielles, formant ainsi des dendrites de phases α .

La figure suivante montre ce processus d'évolution d'une solidification d'alliage pro-eutectique.

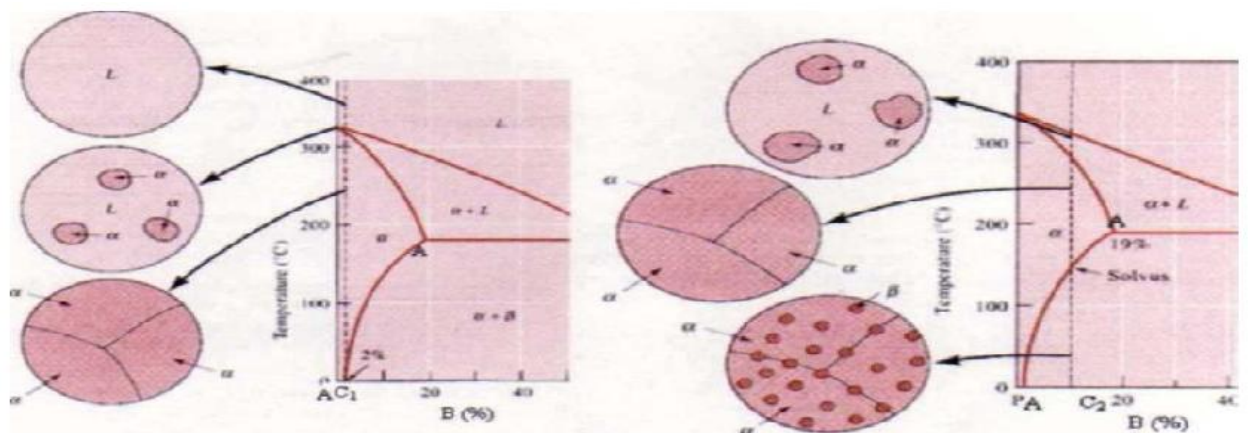


Figure II.3 : solidification des alliages pro-eutectique (hors eutectique) [5]

II.7.1-2- Alliage où $X(S1) < X < X(E)$

Ils sont appelés alliages hypo-eutectique. A une température très légèrement supérieure à la température T_E caractérisant la réaction eutectique, l'alliage est constitué d'une phase α solide et d'une phase liquide dont sa composition est égale à celle du point eutectique E. A la température T_E de la réaction eutectique, le liquide subit cette réaction et donne naissance aux constituants eutectiques formés des deux phases α et β .

A une température très légèrement inférieure à la température T_E , l'alliage est entièrement solide et contient une phase α qui forme le constituant primaire ou pro eutectique et de grains β de constituant eutectique de la phase α . Pour calculer les fractions du constituant pro eutectique et eutectique, on applique la règle des segments inverses (des bras de levier). (Figure II.4)

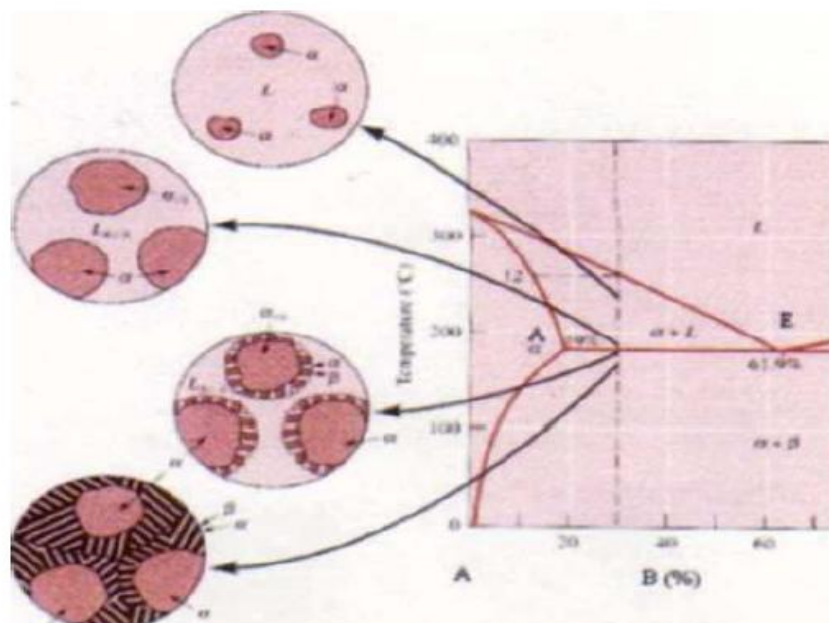


Figure II.4 : Processus de solidification d'un alliage hepoeutectique [5]

II.7.1-3- Alliages où $X(S1)=X(E)$

L'alliage le plus usité, contient 10 à 13% de Si, il a une très bonne tenue à la corrosion. Sa structure comporte l'eutectique E ($\alpha + \beta$) et souvent des cristaux de silicium.

Pour toute température supérieure à T_E où la structure se différencie selon la forme que prend le silicium

a- Eutectique aciculaire

Le silicium se présente en plaquettes épaisses, orientées au hasard, qui apparaissent sous forme d'aiguille au microscope. Cette structure est favorisée par la présence de traces de phosphore (10 à 15 ppm), et c'est la structure généralement obtenue avec les alliages

industriels. Dans les alliages hypereutectiques, le phosphore étant utilisé comme affinant, la structure eutectique sera donc aciculaire.

b- Eutectique aciculaire

Le silicium est sous forme de lamelles. C'est la forme naturelle de l'eutectique lorsque l'alliage est exempt d'impuretés, dans l'alliage industriels cette structure est obtenue par affinage de l'eutectique par l'antimoine.

c- Eutectique fibreux ou modifié

Le silicium est sous forme de fibres allongées. La structure eutectique est alors modifiée par addition d'éléments modificateurs, comme le sodium ou le strontium. L'action de ces éléments est contrariée par la présence de phosphore, d'où la nécessité d'utiliser des alliages à base phosphore, pour obtenir une structure bien modifiée.

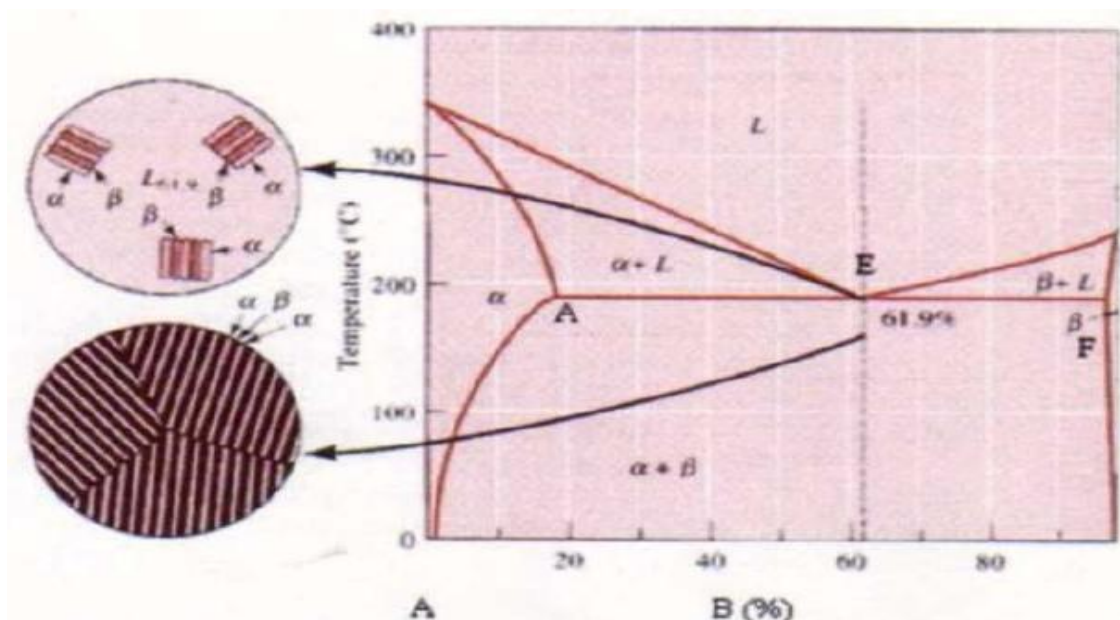


Figure II.5 : Solidification d'un alliage eutectique [5]

II.7.1-4- Alliages où $X(E) < X < X(S_2)$

Appelés aussi alliages hyper eutectique. Leur étude est similaire à celle menée pour les alliages hypoeutectique, la phase proeutectique étant cette fois-ci p à la température T_E .

II.8- Diagramme d'équilibre aluminium-silicium (Al-Si) [7]

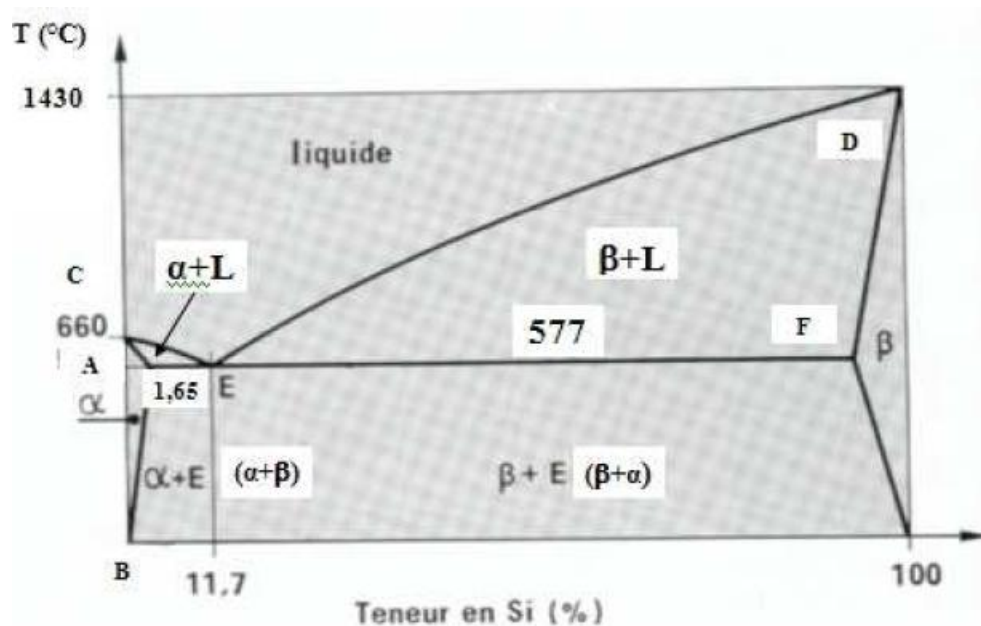


Figure II.6 : Diagramme d'équilibre Al-Si [7]

Le diagramme d'équilibre des alliages de fonderie Al-Si représenté par la figure suivante nous montre :

-Le pourcentage maximum de silicium soluble dans l'aluminium à l'état solide est de 1,65% à la température $T_E=577^\circ\text{C}$, donné par le point A.

-Le pourcentage maximum d'aluminium soluble dans le silicium à l'état solide est de 97% à la température $T_E=577^\circ\text{C}$, représenté par le point F.

-Deux solutions α et β respectivement riche en Aluminium et en silicium.

-La droite AB : le solvus

-Le liquidus : constitué de deux courbe CE et ED avec un point eutectique E définie par une température de 577°C .

-Le solidus : constitué de trois droites CA, AEF, droite horizontale représentant l'eutectique est FD.

-0% < Si < 1,65% solution solide α riche en Aluminium.

-1,65% Si 10,5% alliage de composition hypoeutectique.

-11% Si 13,5% alliage de composition eutectique.

-14% Si 97% alliage de composition hypereutectique.

-97% Si 100% solution solide riche en silicium.

II.8.1-Influence du silicium [7]

- Avantages :

Améliore la coulabilité

Diminue la criquabilité et les retassures.

Abaisse le coefficient de dilatation.

-Inconvénients :

La faible solubilité de silicium dans l'aluminium rend l'alliage difficilement usinable et fragile.

II.9 - Traitements thermiques des alliages d'aluminium [7]

Les traitements thermiques n'ont pas comme seul but d'agir sur le niveau de résistance mécanique, ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés parfois très importantes pour les utilisateurs.

Dans la métallurgie des alliages d'aluminium, la tendance est de mettre au point ou de définir des traitements thermiques vraiment spécifiques en vue d'améliorer une propriété donnée d'un alliage déterminé.

II.9.1- Durcissement structural [11]

La résistance et la dureté de certains alliages d'aluminium peuvent être améliorées par une série de traitements thermiques. Cette série de traitements constitue un processus nommé « durcissement structural ».

La série provoque de très fines particules appelées « précipités », d'une deuxième phase répartie uniformément dans la matrice initiale

.

Le durcissement structural se réalise à l'aide de trois traitements thermiques :

-La mise en solution.

-La trempe.

-Le revenu (vieillessement).

II.9.1.1- Mise en solution

La mise en solution consiste à chauffer l'alliage jusqu'à une température T_0 située dans le domaine de la phase α , et maintenir cette température jusqu'à ce que la phase β soit entièrement dissoute, on obtient ainsi un alliage constitué uniquement de la phase α et de composition C_0

Cette étape permet de dissoudre toutes les phases ayant pu précipiter antérieurement dans l'alliage, ce qui contribue aussi à diminuer la dureté.

II.9.1.2- La trempe

La trempe est, d'une façon générale, la plus importante étape dans la séquence des opérations du traitement thermique. L'objectif de la trempe est de préserver la solution solide formée à la température de traitement thermique de la solution, par refroidissement rapide à des basses températures, généralement à la proximité de la température ambiante. Cette énonciation ne s'applique pas seulement à maintenir les atomes de soluté dans la solution, mais également pour maintenir un certain nombre de sites vacants dans le réseau. Les atomes de soluté précipités sur les joints de grains, les dispersoïdes, ou d'autres particules, ainsi que les sites vacants qui migrent (avec une rapidité maximale) aux régions désordonnées, sont irrécupérables et perdus et ne contribuent pas à la consolidation.

Dans la plupart des cas, pour éviter ces types de précipitation qui sont préjudiciables aux propriétés mécaniques ou la résistance à la corrosion, la solution solide formée durant le traitement thermique de la solution doit être trempée assez rapidement (et sans interruption) pour produire une solution sursaturée à température ambiante avec les conditions optimales pour les précipitations de durcissement.

Ainsi, pour éviter la précipitation préjudiciable au cours du refroidissement, deux conditions doivent être satisfaites :

-Tout d'abord, le temps requis pour le transfert de la charge à partir du four au milieu de trempe doit être assez court pour exclure le pré-refroidissement lent dans l'intervalle de température où la précipitation très rapide a lieu. Des erreurs importantes peuvent résulter de l'hypothèse que la précipitation est négligeable en dehors de ce qu'on appelle « intervalle critique ».

- La deuxième condition est que le volume, la capacité d'absorption de la chaleur, et le taux d'écoulement du milieu de la trempe doivent être tel qu'aucune précipitation ne se produise au cours du refroidissement.

II.9.1.2.1- Influence du temps de transition entre mise en solution et trempe [11]

Lorsqu'on trempe des produits de faible épaisseur, il y a lieu de tenir compte du temps de transition qui s'écoule entre la sortie du four de mise en solution et l'immersion dans le fluide de trempe. Pendant ce temps de transition, les produits refroidissent généralement à faible vitesse. Si le temps de transition est assez long pour que la température des produits pénètre dans l'intervalle critique, une partie au moins de cet intervalle est parcouru à faible vitesse. Les effets du temps de transition sont similaires à ceux déjà indiqués concernant la diminution de la vitesse de refroidissement.

Certaines spécifications stipulent que le temps de transition doit être inférieur à une durée variant de 5 à 15 s dans le cas de tôles dont l'épaisseur varie de 0,4 à 2,3 mm.

II.9.1.2.2- L'effet de la vitesse de trempe sur les propriétés mécaniques [11]

Les effets relatifs des méthodes de trempe peuvent être comparés en termes de vitesse moyenne de trempe.

Les vitesses moyennes de trempe sont utiles pour comparer les résultats expérimentaux des différentes méthodes de trempe. Cependant, les vitesses moyennes de trempe comparent seulement les résultats dans un intervalle de température « critique ».

Cette méthode n'est pas entièrement précise, car une importante précipitation significative peut également se produire en dehors de l'intervalle de la température critique. D'ailleurs, pour les alliages à haute résistance, la dureté et la résistance à la corrosion peuvent être altérées sans perte significative de résistance à la traction.

La vitesse de trempe, suivant la mise en solution, détermine le point auquel les solutés diffusent aux joints de grains, le degré de précipitation au joint de grains. Il est donc un paramètre critique dans le choix du traitement.

II.9.1.3- Vieillessement thermique [11]

Le terme vieillissement désigne l'évolution (généralement défavorable) des propriétés d'un matériau au cours du temps par interaction en volume avec un facteur physique environnant.

L'évolution des propriétés mécaniques d'un métal écroui soumis à une température supérieure ou égale à environ $0.5 T_{\text{fusion}}$ par restauration ou recristallisation constitue un exemple typique de vieillissement thermique.

II.9.1.3.1- Vieillessement naturel

Les alliages traités thermiquement voient leurs propriétés changées une fois revenus à la température ambiante après leur traitement thermique. Ceci est appelé vieillissement naturel. Le taux de vieillissement change selon le type d'alliage. Certains alliages de la série 6000 en durcissant, peuvent atteindre une dureté maximale après un mois à la température ambiante.

II.9.1.3.2-Vieillessement artificiel

Il consiste en un chauffage à une température au-dessus de la température ambiante, et en maintien selon les objectifs désirés et la nature du matériau traité. La précipitation s'accélère et la dureté augmente encore par comparaison au vieillissement naturel. Ceci est appelé vieillissement artificiel et il est effectué à des températures allant de 100 °C jusqu'à 240 °C dans le cas de la série 6000. Pendant le vieillissement artificiel à une température donnée, la dureté augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale après un temps de maintien donné.

II.9.2- Durcissement par écrouissage [11]

L'écrouissage dépend du matériau, de la quantité de déformation appliquée et des conditions de déformation (température, vitesse et mode de déformation).

En particulier, on distingue la déformation à froid (température de déformation inférieure à environ 1/3 de la température absolue de fusion T_f) et la déformation à chaud ($T_{\text{déf}} > T_{f/3}$). Schématiquement, on peut dire que l'augmentation de la température facilite la déformation. Les relations entre la déformation appliquée et la contrainte s'appellent les lois de l'écrouissage, de l'écoulement ou du comportement.

Elles dépendent étroitement des mécanismes fondamentaux de la déformation plastique en relation avec les évolutions de la microstructure à l'intérieur des grains.

Les procédés de mise en forme sont très largement directionnels : les propriétés évoluent différemment suivant la direction de sollicitation (par exemple en filage : la direction de filage). Ainsi, la microstructure acquiert une orientation préférentielle, appelée texture, de plus importante à mesure que la déformation augmente.

L'écrouissage crée de nombreux défauts cristallins, sources d'une énergie interne stockée hors d'équilibre, et qui peuvent éventuellement être annihilés par des traitements thermiques à température élevée afin de restaurer les propriétés initiales.

On désigne habituellement deux stades dans ce processus :

- La restauration proprement dite qui permet un adoucissement du matériau par le réarrangement et l'annihilation, en général partielle, des défauts cristallins ;
- La recristallisation au cours de laquelle les défauts sont éliminés par migration des joints de grains sur des distances relativement importantes. La recristallisation donne lieu à une évolution rapide et profonde de la structure granulaire et contrôle en grande partie la taille des grains du matériau. En général, elle dépend des mêmes paramètres que l'écroutissage qui la précède car elle est gouvernée par les mêmes microstructures de déformations.

Dans le cas des alliages d'aluminium, la restauration dynamique peut commencer à la température ambiante mais la recristallisation dynamique est peu fréquente, même à des températures proches de la température de fusion.

II.9.3- Durcissement par addition [11]

Les atomes étrangers, ou éléments d'addition peuvent être en solution solide de substitution et prennent la place d'un atome d'aluminium dans le réseau. Comme cet atome étranger est plus petit ou plus gros que l'atome d'aluminium, il perturbe le réseau qui devient ainsi plus difficile à déformer.

Si l'élément étranger n'est pas en solution solide, il forme aussi des perturbations dans le réseau comme les précipités qui ont le même effet de difficulté de déformation.

Cette dernière est plus importante en cas de précipités incohérents. La résistance mécanique du métal sera d'autant plus grande que le nombre et l'importance de ces perturbations seront plus grands. Cependant il faut noter que la teneur en élément d'addition est le plus souvent limitée par d'autres considérations que la résistance mécanique : difficultés de transformations (alliage à plus de 5% de magnésium), mauvaise résistance à la corrosion (alliage à haut teneur en Zinc – Cuivre).

Chapitre III

ESSAI DE TRACTION

Chapitre III

ESSAI DE TRACTION

III.1 Introduction

Parmi tous les 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 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.

Ce chapitre a comme objectif de connaître le fonctionnement d'une machine de traction ; d'interpréter les diagrammes de traction (déterminer la limite élastique, l'allongement à la rupture, le module de Young, le coefficient de Poisson et la contrainte maximale de traction).

III.2- Eprouvettes

Les éprouvettes comportent généralement deux têtes d'amarrage et une partie calibrée soigneusement polie de section constante comportent deux repères distants d'une longueur L_0 .

La partie calibrée est raccordée aux extrémités par des congés de rayon R , et les têtes d'amarrage sont adaptées aux mâchoires de la machine de traction.

La section droite de l'éprouvette peut être circulaire, carrée, rectangulaire ou hexagonale.

La figure suivante représente le schéma de l'éprouvette de traction.

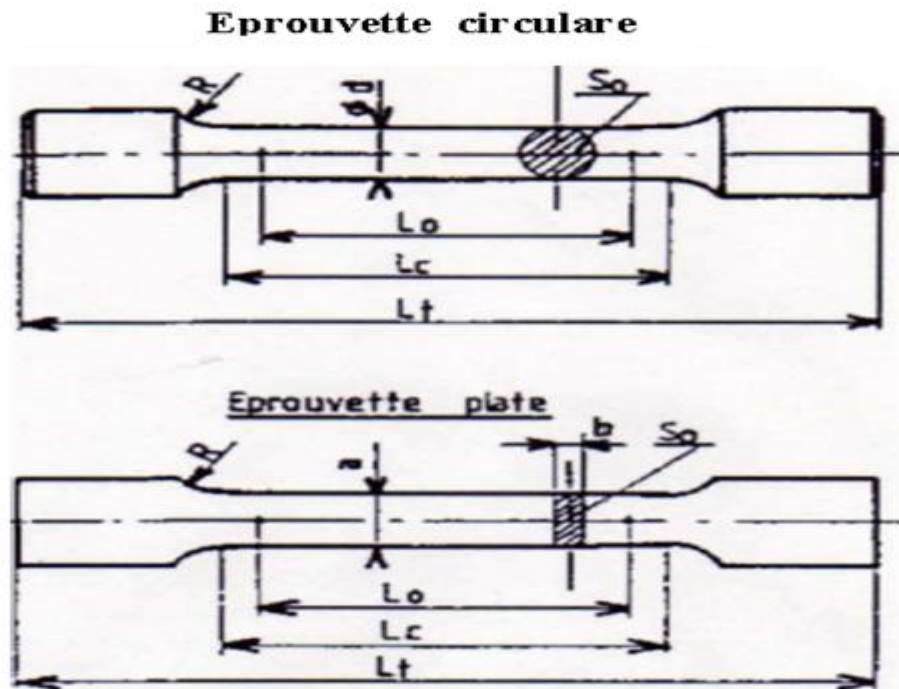


Figure III.1 : les éprouvettes de traction

Où

- a : Epaisseur de l'éprouvette plate
- b : Largeur de l'éprouvette plate
- So : Section initiale de l'éprouvette
- Lc : Longueur de la partie calibrée
- Lt : Longueur totale de l'éprouvette
- Lo : Longueur initiale entre repères : il s'agit de la longueur utilisée pour l'étude de l'allongement.

Les dimensions des éprouvettes sont fixées par des normes en fonction du type d'alliage (acier, fonte, aluminium etc...), de la forme (rond, plate, fil..) et des dimensions des sections. Pour les éprouvettes en aluminium de forme ($\varnothing \geq 4\text{mm}$ ou $e \geq 3\text{mm}$), sont fixées selon la norme (euro-norme 10002) et le dimensionnement normalisé est : $L_0 + d/2 < L_c < L_0 + 2d$

III.3- Machines d'essais de traction

Une machine de traction moderne dispose d'un entraînement électrique réglable pour effectuer des essais simples ou cycliques à vitesse contrôlée. Elle doit être équipée de capteurs de force et d'allongement, ainsi que d'un système d'amarrage. Grâce aux micro-ordinateurs, le contrôle de l'essai et l'acquisition des données sont devenus très simples. Des capteurs combinés avec des cartes d'acquisition de données, gérés par des logiciels

hautement polyvalents, permettent de contrôler des machines pouvant développer des forces de 100 kN, à l'aide de quelques touches.

Le dispositif d'amarrage est composé d'une paire de mordaches ou d'un autre système de fixation adapté à la forme de l'éprouvette (p.ex. : pour éprouvette avec tête filetée ou tête à épaulement). Afin d'éviter tout moment de flexion, il est important que les fixations soient bien orientées et alignées suivant l'axe de traction. Ceci n'est pas toujours facile à réaliser, mais est particulièrement critique lorsqu'on doit mesurer des matériaux fragiles, tels que les céramiques, qui ne peuvent pas s'adapter. De même toute composante de torsion est à éviter.

L'effort est exercé par l'entraînement soit mécanique soit hydraulique sur l'une des fixations. Un système de réglage assure une vitesse de déformation constante. Ce système permet également d'effectuer des cycles de déformation (p.ex. : vitesse d'accroissement constante, cycles sinusoidaux, etc.) ou d'imposer la contrainte au lieu de la déformation. Bien que les machines de traction soient rigides, il ne suffit normalement pas de prendre le déplacement de la traverse comme mesure pour l'allongement. Notamment pour des éprouvettes courtes, l'allongement élastique du bâti de la machine et des dispositifs d'amarrage n'est d'habitude pas négligeable par rapport à celui de l'échantillon. Il est en tout cas préférable de fixer un extensomètre aux extrémités de la longueur de mesure et d'utiliser ce signal pour tracer les courbes. Ce signal est indispensable pour régler le déplacement de la traverse lorsqu'on veut effectuer un essai de traction à vitesse de déformation constante, ce qui est le mode d'essai préféré. Comme alternative, on peut régler le déplacement de la traverse de façon à ce que la contrainte de traction ou de compression augmente selon une fonction du temps prédéfinie (fatigue oligocyclique à amplitude de contrainte constante). Un troisième mode de réglage, enfin, constitue le contrôle direct de la vitesse de la traverse. Ce mode s'applique lorsqu'on veut uniquement déterminer la résistance à la traction sans fixation d'un extensomètre.

Dans les anciennes machines, ces rampes et fonctions du temps ont été générées par des circuits électriques analogiques que l'on a dû brancher avant l'essai dans le circuit de réglage.

L'informatique moderne nous permet aujourd'hui de définir des fonctions à volonté.

Elles sont stockées sous formes numériques ou calculées au fur et à mesure par un programme numérique. Le logiciel de contrôle se charge de presque toutes les tâches survenant lors d'un essai, du début jusqu'à la fin des mesures. Le rôle de l'opérateur se réduit au choix du type d'essai à effectuer et à l'échange des éprouvettes. Après le choix du type d'essai, l'opérateur doit entrer les paramètres particuliers pour l'essai prévu. Il s'agit notamment des valeurs pour la force ou le déplacement maximal, le nombre de cycles, ainsi que des paramètres qui déclenchent un arrêt automatique de l'essai. Souvent ces paramètres se laissent charger en bloc, à partir d'un fichier de paramètres ou d'un fichier de configuration. Avec ces informations, le programme numérique passe à l'initialisation de la machine de traction, des instruments de mesure utilisés pour les signaux reçus du capteur de force et l'extensomètre (voltmètre digital, convertisseur analogue digital).

Bien que les ordinateurs modernes et leurs systèmes d'exploitation soient devenus très fiables, on ne peut jamais écarter l'éventualité d'une panne (blocage de l'ordinateur, rupture

d'un câble électrique, paramètres incompatibles). Dans ce cas, la traverse risque de se déplacer, sans aucun contrôle, avec la dernière vitesse imposée. La perte de l'éprouvette n'est généralement pas grave mais les dégâts qui peuvent se produire à l'extrémité de la course, éventuellement après écrasement de l'extensomètre, risquent d'imposer une fin prématurée à la série des mesures en cours. Pour éviter ces dégâts, les machines de traction doivent être dotées d'interrupteurs de fin de course qui agissent directement sur l'alimentation du moteur.



Figure III.2 : Machine de traction avec acquisition de donnée

III.4- Diagramme de traction [12]

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 σ , rapportée dans un diagramme de traction est la force divisée par la section initiale S_0 de l'éprouvette (contrainte nominale).

$$\sigma = F/S_0 \quad (\text{III.1})$$

De même la déformation ϵ , se réfère à la longueur initiale L_0 de la partie délimitée par l'extensomètre (déformation nominale).

$$\epsilon = L/L_0 \quad (\text{III.2})$$

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. La figure IV.4 illustre l'allure que peuvent avoir les courbes de traction de différents matériaux.

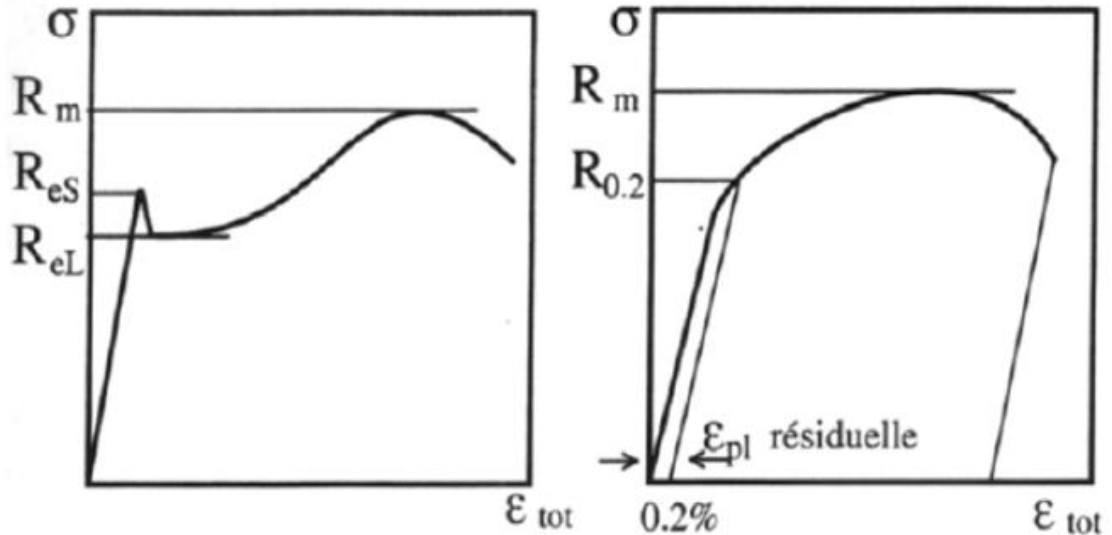


Figure III.3 : schéma représentant deux types différents de courbe de traction [12]

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 σ , rapportée dans un diagramme de traction est la force divisée par la section initiale S_0 de l'éprouvette (contrainte nominale).

III.4.1- Courbe rationnelle de traction [12]

Dans l'essai de traction, on mesure les efforts rapportés à la section initiale de l'éprouvette. Il existe une représentation de la courbe de traction, de plus en plus utilisée au laboratoire, qui consiste à reporter la contrainte vraie σ_v en fonction de la déformation rationnelle ϵ_v ; c'est la courbe rationnelle de traction.

L'allure d'une telle courbe est représentée sur la figure suivante.

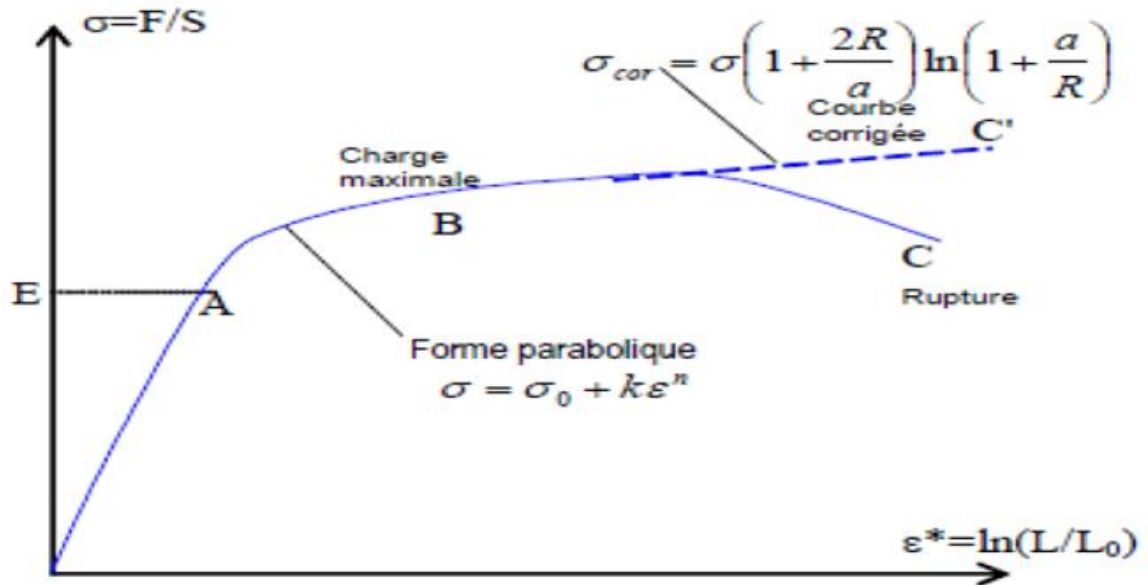


Figure III.4 : courbe rationnelle de traction [12]

Sur cette courbe il n'y a pas de différence avec le tracé ordinaire pour la partie élastique et la limite d'élasticité R_e , car les déformations élastiques sont très faibles entre la limite d'élasticité et le point correspondant à la charge maximale, la courbe a une forme parabolique.

III.4.1.1- Équation de la courbe rationnelle

La portion d'allure parabolique de la courbe rationnelle peut être mise sous forme mathématique. L'expression la plus utilisée est la parabole généralisée de la forme :

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n \quad (\text{III.3})$$

σ_0 , k et n étant des constantes.

Pour les aciers doux, on observe expérimentalement que σ_0 est nul, d'où l'emploi de la formule simplifiée :

$$\sigma = k \cdot \varepsilon \quad (\text{III.4})$$

III.4.1.2- Le coefficient d'écroutissement n

Il caractérise la propension (disposition) de matériau à se durcir au cours de la déformation dans le domaine plastique (plus n est élevé, plus le matériau se consolide vite) et à subir une déformation en expansion. Si dans le domaine élastoplastique la contrainte croît en même temps que la déformation alors on dit que le matériau est écroutissable. Si on supprime la charge avant d'atteindre σ_{Max} alors la courbe revient parallèle au domaine élastique ; l'éprouvette s'étant allongée de $\varepsilon_{\text{résiduel}}$. Si on soumet de nouveau cette

éprouvette à un essai, on s'aperçoit que σ_{Max} a augmenté. L'écrouissage est souvent un inconvénient dû à un procédé de fabrication, mais peut-être exploité comme traitement mécanique.

III.4.2- Caractéristiques mécanique [13]

III.3.2.1- Module d'élasticité

Le module d'élasticité ou module de Young est défini comme la pente de la partie droite partant de l'origine du diagramme. Sa détermination par un essai de traction nécessite impérativement un extensomètre de bonne précision car la rigidité finie, même de la machine la plus robuste, est susceptible de modifier cette pente. Lorsque l'éprouvette n'est pas proprement alignée, la première partie de la courbe est arrondie. Dans la pratique, il n'est d'ailleurs pas facile de commencer les mesures exactement à la force 0, car la fixation rigide d'une éprouvette qui résiste à plusieurs tonnes ne va pas sans efforts. Comme le module d'élasticité est principalement fonction des forces interatomiques, on constate que celui-ci est relativement peu sensible aux éléments d'alliage, au traitement thermique ou à l'écrouissage.

III.4.2.2. Limite élastique conventionnelle $R_{p0.2}$

La fixation d'un seuil d'écoulement plastique n'est pas possible sans convention car, même à des contraintes largement en dessous de $R_{p0.2}$, 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 $R_{p0.02}$. 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 $\epsilon = 0.2\%$.

III.4.2.3- La limite apparente d'élasticité supérieure/inférieure R_{es} / R_{el}

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.4.2.4- 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.4.2.5- L'allongement à la rupture A

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. C'est pour cette raison que l'on doit mentionner le rapport L_0/d_0 avec la valeur de l'allongement. On désigne par A_5 et A_{10} l'allongement obtenu sur des éprouvettes ayant un rapport L_0/d_0 de 5 et 10.

III.4.3- Influence de la température sur la courbe de traction [12]

Les limites élastiques et de rupture dépendent de la température. Cette propriété est utilisée pour la mise en forme par déformation plastique à chaud (forgeage).

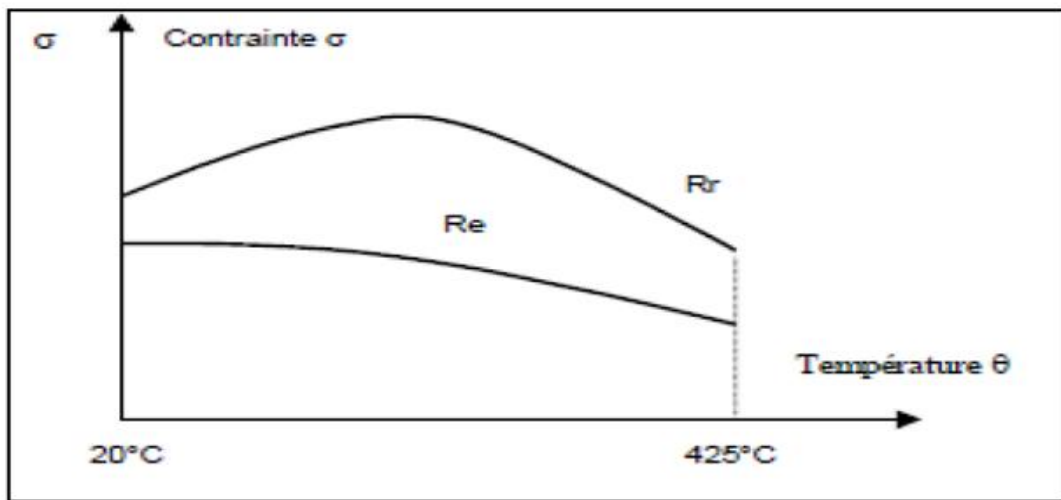


Figure III.5 : influence de la température sur la courbe de traction [12]

III.5- Exploitations de l'essai [15]

III.5.1- Interprétation qualitative

Sur un diagramme effort-déformation, on observe les phases successives suivantes :

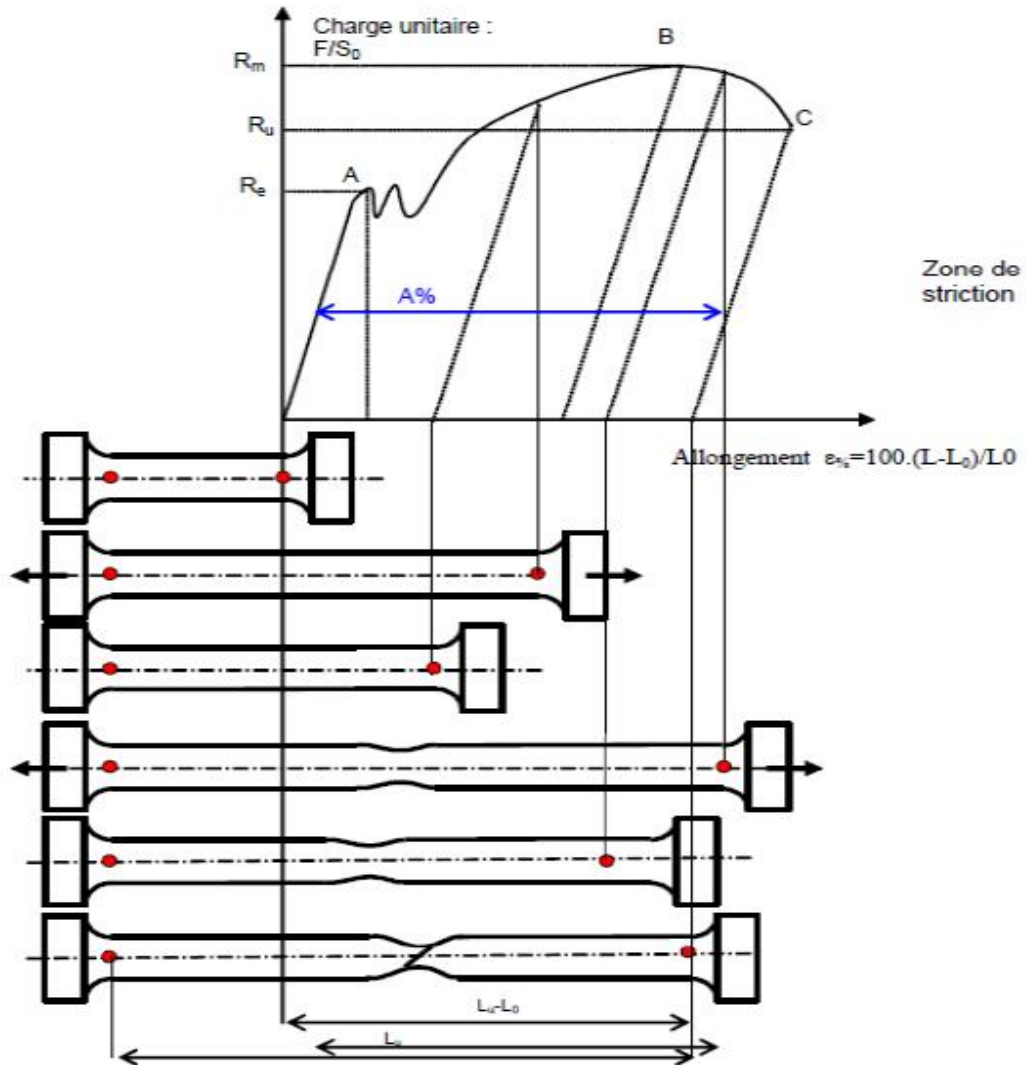


Figure III.6 : courbe de traction [15]

Sur un diagramme effort-déformation, on observe les phases successives suivantes :

a. Domaine OA

Domaine des déformations élastiques ou réversibles (zone parfois linéaire) si l'on cesse la charge, l'éprouvette retrouve ses dimensions initiales, Le point A correspond à la limite R_e . Dans le domaine OA la charge est proportionnelle à l'allongement. La loi de variation de la charge en fonction de l'allongement est connue sous le nom de la loi de Hook donnée par $R = E \cdot e_s$.

b. Domaine AB

Domaine de déformation permanente ou déformation plastique, le matériau subit une déformation homogène dite plastique qui est permanente après suspension de la charge. Avec B : point de charge maximale R_m appelée charge de rupture ou début de striction.

c. Domaine BC

La déformation plastique se localise dans une petite portion de l'éprouvette et n'est plus homogène, c'est la striction ou la section de l'éprouvette subit une réduction jusqu'à la rupture au point C. La variation de cette réduction du diamètre tout au long de l'essai, nettement visible est appelé Coefficient de Striction.

Point C : point de rupture de l'éprouvette.

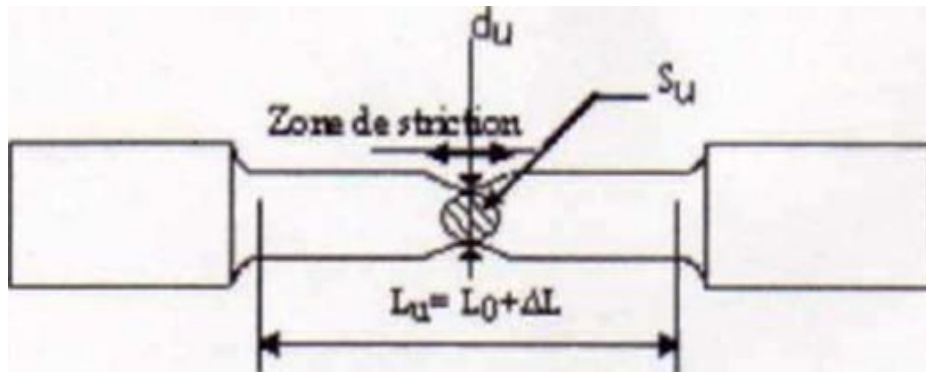


Figure III.7 : phénomène de striction [15]

L_u : Longueur finale

L : Allongement à la rupture.

S_u : Section finale,

d_u : Diamètre après striction.

III.5.2- Quelques Définitions

Sur le diagramme charge-allongement, qui peut être enregistré ou tracé par points, on utilise les coordonnées suivantes : en abscisse, **l'allongement relatif** L/L_0 de l'éprouvette ou plutôt d'une certaine base de mesure L_0 (L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette) ;

$$\varepsilon\% = 100. (L-L_0)\backslash L_0 \quad \text{(III.5)}$$

En ordonnée : la **charge unitaire**, définie à tout instant de l'essai, c'est le quotient de la charge par la section initiale de l'éprouvette S_0

$$\sigma = F/S_0 \quad (\text{III.6})$$

Le point A est la **limite d'élasticité** (ou résistance élastique à la traction) :

$$R_e = F_e/S_0 \quad (\text{III.7})$$

Le point B correspond à la charge maximale ; il est appelé **résistance à la traction** ou résistance à la rupture (bien qu'il n'y ait pas encore rupture) ;

$$R_m = F_r/S_0 \quad (\text{III.8})$$

C'est la charge maximale atteinte durant l'essai de traction. A partir de ce point, la déformation commence à se localiser sous forme de striction, ce qui explique la décroissance de l'effort nécessaire aux déformations au delà du point B.

Un processus de mise en forme qui conduirait à franchir ce point se traduirait par des risques difficiles à contrôler de rupture ou de non-conformité géométrique.

Le point C correspondant, lui, à la **charge ultime**.

Après rupture de l'éprouvette et reconstitution de celle-ci, on mesure L_u et S_u respectivement longueur entre repères et section minimale ultimes.

L'allongement relatif total ou **A pour cent** de l'éprouvette est l'allongement de rupture :

$$A\% = (L_u - L_0)/L_0$$

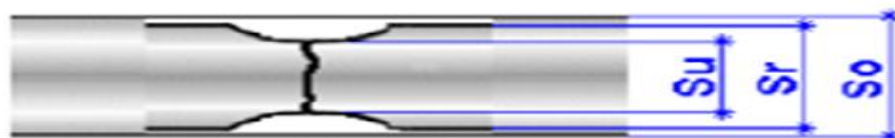
Où L_u est la longueur de l'éprouvette après rupture. Il caractérise la ductilité du matériau.

La striction est la réduction de section maximale de l'éprouvette rompue c'est-à-dire dans la section de rupture (figure II-7). Le coefficient de striction traduit l'aptitude à la déformation à froid.

$$Z\% = 100 \cdot (S_u - S_0)/S_0$$

avec S_0 : section initiale

S_u : section après rupture.



S_0 : Dimension éprouvette initiale

S_r : Dimension éprouvette après rupture

S_u : Dimension de la striction après rupture

Figure III.8 : les différentes sections de l'éprouvette avant et après rupture [15]

Cette déformation est également la somme de la déformation homogène répartie et de la déformation de striction proprement dite.

III.6- Constante d'élasticité [12]

Dans la première portion de la courbe, il y a proportionnalité entre charge unitaire et déformation, au moins en première approximation : c'est la loi de Hook. La caractéristique d'élasticité est la pente de cette droite qui est le module d'élasticité E (Coefficient d'élasticité longitudinal ou module d'Young) ; il exprime le rapport entre la charge unitaire appliquée et la déformation longitudinale de l'éprouvette.

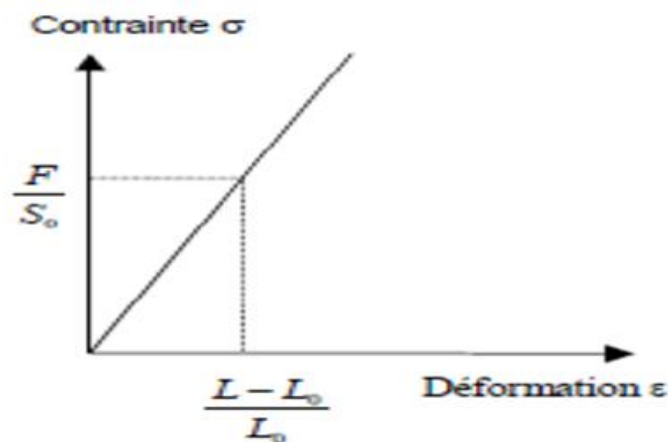


Figure III.9 : module d'Young [12]

Bien que l'essai de traction permette difficilement de les mesurer, il est intéressant de rappeler les définitions des constantes élastiques et leurs relations. Lorsqu'on trace la courbe de σ en fonction de ϵ dans la zone élastique, la pente de la courbe est donnée par la tangente :

$$E = F \cdot L_0 / S_0 \cdot \Delta L \quad (\text{III.9})$$

Remarque : L'essai de traction n'est pas assez précis en général pour la mesure du module d'élasticité, car même si l'on amplifie suffisamment, et les techniques électroniques le permettent, de petites déformations parasites diminuent la valeur de la pente en plus des écarts à la loi de proportionnalité.

Ces écarts sont attribués à des microdéformations plastiques pour les aciers doux et à des contraintes résiduelles pour certains aciers traités qui conduisent à une plastification progressive de l'éprouvette.

ν : le coefficient de Poisson,

G : le module d'élasticité transversal ou de cisaillement.

Le coefficient de Poisson exprime le rapport entre la déformation longitudinale de l'éprouvette et la déformation transversale. Pour les Aciers on a environ : $\nu = 0,3$.

Le module de cisaillement G exprime le rapport entre le couple et la déformation par cisaillement, par exemple dans un essai de torsion.

Ces trois grandeurs sont liées par la relation suivante

$$G = E / 2(1 + \nu) \quad \text{(III.10)}$$

Quelques valeurs usuelles de module d'Young E :

Tableau III.1 : quelques valeurs du module d'Young

Tungstène	420 000 MPa
Acier	200 000 à 220 000 MPa
Acier inox	198 000 MPa
Fontes graphite sphéroïdal	160 000 à 190 000 MPa
Cuivre	126 000 MPa
Fontes graphite lamellaire	120 000 MPa
Laitons	105 000 MPa
Alliages d'aluminium	70 000 à 75 000 MPa
plomb	17 000 MPa

IV.7- Limite d'élasticité [11]

Cas général :

Le diagramme de l'essai de traction peut présenter différentes formes de courbes

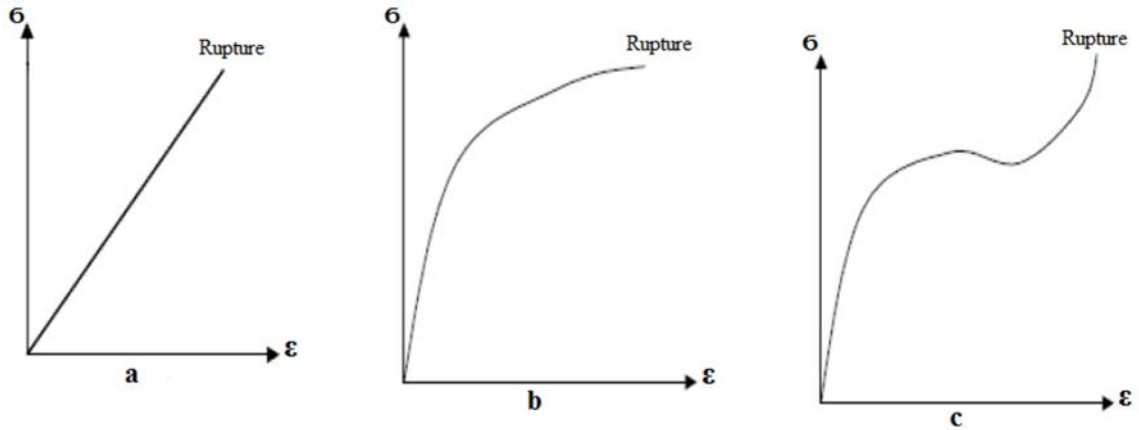


Figure III.11 (a, b et c) : différents diagramme de l'essai de traction

Figure a : La rupture intervient très rapidement à l'issue de la période élastique. La période plastique est inexistante. C'est le cas de tous les **matériaux fragiles** tels que le verre, les céramiques, les bétons, les pierres à bâtir, les polymères thermodurcissables, la fonte grise et les aciers bruts de trempe (avant revenu).

Figure b : Le passage de la période élastique à la période plastique est progressif. La striction est pratiquement inexistante en fin d'essai. C'est le cas des aciers peu ductiles (aciers alliés et à fort pourcentage de carbone).

Figure c : Les périodes élastique et plastique sont très distinctes. La striction est importante. C'est le cas des aciers ductiles (aciers doux et à faible pourcentage de carbone).

L'élasticité n'est pas linéaire et le comportement sous contrainte dépend du temps. C'est le cas des élastomères et de certaines matières plastiques.

III.8. Limites conventionnelles [15]

Comme montre la figure ci-dessus, il y a passage progressif de l'élasticité linéaire à la déformation plastique. La limite d'élasticité pourrait être prise égale à la limite de proportionnalité, mais au fur et à mesure que l'on amplifie l'enregistrement de l'allongement pour mieux voir cette limite, on met en évidence le manque de linéarité de la montée élastique pour des raisons d'imperfections d'éprouvette et de non obéissance rigoureuse à la loi de Hook.

Il est donc préférable de définir des limites conventionnelles où l'on apprécie un allongement permanent faible mais mesurable avec précision, comme 0,2 % par exemple.

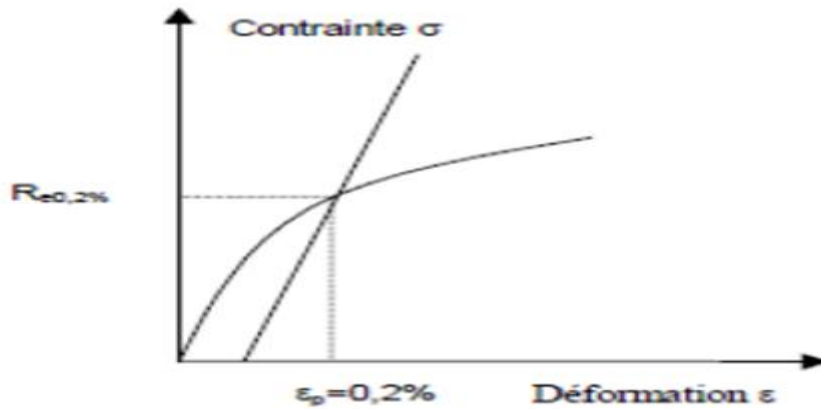


Figure III.12 : limites conventionnelles [15]

La limite élastique, notée $R_{e 0,2\%}$ correspond au point où le comportement cesse d'être élastique pour devenir plastique. Pour certains matériaux, le passage d'une zone à l'autre pouvant être progressif (figure II.10), il est nécessaire de définir un critère permettant de fixer tout de même une valeur de R_e . Ainsi on choisit souvent $R_{e0,2\%}$ qui correspond après décharge à un allongement plastique (ou rémanent) de 0,2%.

On définit des limites conventionnelles à 0,2% - 0,1 % - 0,02 % ou 0,01 %

L'emploi le plus répandu de $R_{0,2}$ ($R_p 0,2\%$) est lié aux méthodes de mesure, puisque autrefois on soumettait l'éprouvette à des charges croissantes avec démontage et mesure de l'allongement rémanent ; il fallait donc que l'on puisse apprécier l'allongement rémanent avec une certaine précision dépendant des moyens métrologiques.

L'apparition des extensomètres mécaniques, puis des extensomètres électroniques à amplification forte, a amené à considérer de plus en plus l'allongement mesuré sur diagramme au détriment de l'allongement rémanent. La limite conventionnelle s'obtient alors en traçant par la valeur d'allongement choisie une parallèle à la montée élastique ; la précision obtenue permet le cas échéant de prendre des valeurs plus petites que 0,2 %. Cette dernière est la plus fréquemment employée car elle est utilisable avec tous les types d'extensomètres.

II.9. Conclusion

L'essai de traction nous permet de déterminer le comportement des matériaux selon différentes contraintes. Ainsi, il est possible de voir la façon dont va se déformer le matériau.

De ce fait, il est possible de déterminer différentes informations comme les contraintes maximales, de limites élastiques, de ruptures, ou les déformations de limites élastiques, de ruptures... Enfin il est également possible de déterminer le module d'Young. A partir de ces lois de comportement, il sera possible d'étudier dans quels domaines un matériau peut être utilisé.

Chapitre IV

PARTIE EXPERIMENTALE

Chapitre IV

PARTIE EXPERIMENTALE

IV.1- Introduction

Dans ce chapitre nous présenterons une introduction du travail expérimental effectué, ainsi une présentation de l'aluminium, sa composition chimique et ses caractéristiques à l'aide de la spectrométrie à décharge lumineuse qui feront objet de notre étude.

Nous présenterons aussi les différentes éprouvettes sur lesquelles nous avons réalisés l'essai de traction ainsi que l'observation des faciès de rupture par le M.E.B (microscope électronique à balayage).

IV.2- Composition chimique

IV.2.1- Technique de la SDL

La spectrométrie de masse à décharge lumineuse (SDL), est une technique analytique qualitative et quantitative utilisée en routine pour l'analyse élémentaire et l'analyse en volume dans des matrices solides isolantes ou conductrices. Depuis environ vingt-cinq ans, la GDMS est une technique de référence dans l'industrie pour l'analyse des éléments présents à l'état de traces et ultra-traces dans les matériaux ultra-purs, les métaux, les alliages et les semi-conducteurs.

IV.2.2- Montage et mode de fonctionnement

En général, pour une géométrie donnée, trois paramètres contrôlent le fonctionnement de la décharge, soit le courant, la tension et la pression, deux desquels sont imposés et maintenus constants. De plus, le montage de SDL dépend énormément du mode de fonctionnement dans lequel il serait utilisé et ainsi que la nature de l'échantillon analysé.

- Décharge lumineuse continue (DC) :

Application d'une différence de potentiel constante est principalement utilisée pour l'analyse directe des solides conducteurs et semi-conducteurs où l'échantillon devient la cathode.

- Décharge lumineuse à radiofréquence (RF) :

Application d'une tension alternative qui résulte dans la création d'une tension d'autopolarisation nécessaire pour l'analyse des échantillons isolants qui normalement éteignent la décharge lumineuse.

- Décharge lumineuse pulsée (PL) :

Application d'une tension sous forme d'impulsions discrètes ayant une durée de μs à ms , offrant la possibilité de travailler en résolution temporelle, adaptée à l'analyse de surface et à l'étude de la composition élémentaire des « couches minces » et des matériaux « fragiles »

IV.2.3- Applications

Le domaine d'application de la SDL est en cours d'expansion. En plus de la possibilité d'analyse en volume, d'analyse élémentaire et isotopique, d'analyse en surface et en profondeur des éléments isolants, conducteurs ou semi-conducteurs. La SDL peut être appliquée à l'analyse des échantillons radioactifs, des échantillons liquides et gazeux. Comparativement à la spectrométrie de masse à source à plasma à couplage inductif et multicollection (ICP-MS MC) qui nécessite une mise en solution relativement complexe et pas toujours possible de l'échantillon, la SDL est une technique bien adaptée à l'analyse directe sur solide, en particulier grâce à la très grande stabilité de sa source d'ionisation. Même si ses résultats n'excèdent pas les performances de la spectrométrie de masse à thermo-ionisation (**en**) (TIMS), le gain en temps de préparation d'échantillon avantage la SDL dans les domaines nucléaire et environnemental.



Figure IV.1 : Image d'un spectromètre utilisé à l'ENIEM

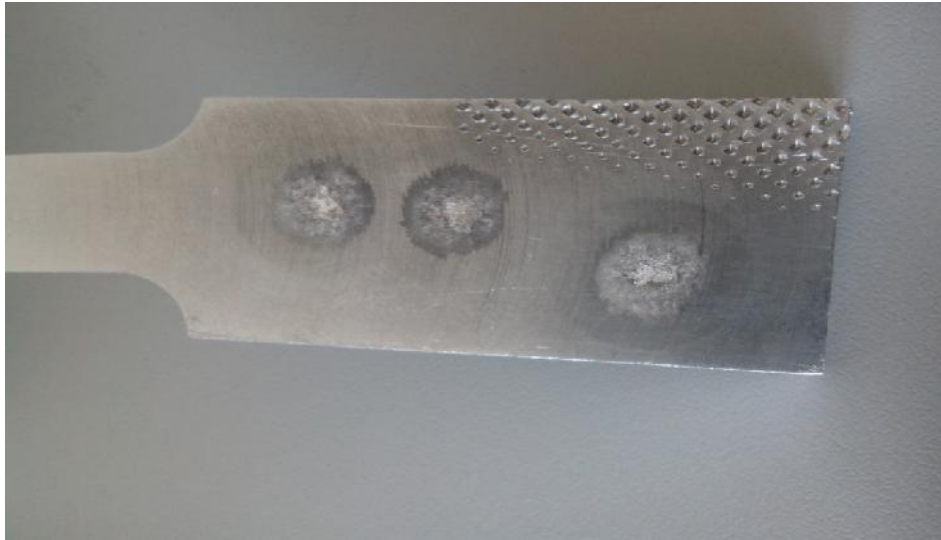


Figure IV.2: image de l'éprouvette après l'exécution de la SDL

Le tableau ci-dessous résume la composition chimique et le pourcentage de différents éléments de cet aluminium obtenus par l'analyse de la SDL par l'entreprise de l'ENIEM, et conforme approximativement à la norme EN AC -42200.

Tableaux IV.1 : la composition chimique et le pourcentage de différents éléments

Elément	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti
Pourcentage	6.2	0.25	0.15	0.18	0.93	0.024	0.0007	0.11	0.08	0.001	0.7

D'après ces résultats obtenus, nous constatons que l'aluminium étudié est AlSi7Mg0.6

IV.3- Usinage des éprouvettes

IV.3.1- Géométrie des éprouvettes

Dans le cadre de notre étude, nous avons réalisé des éprouvettes plates normalisées par une fraiseuse conventionnelle au niveau de l'atelier de Oued- Aissi.

Ces figures sont représentées par les figures ci- dessous :

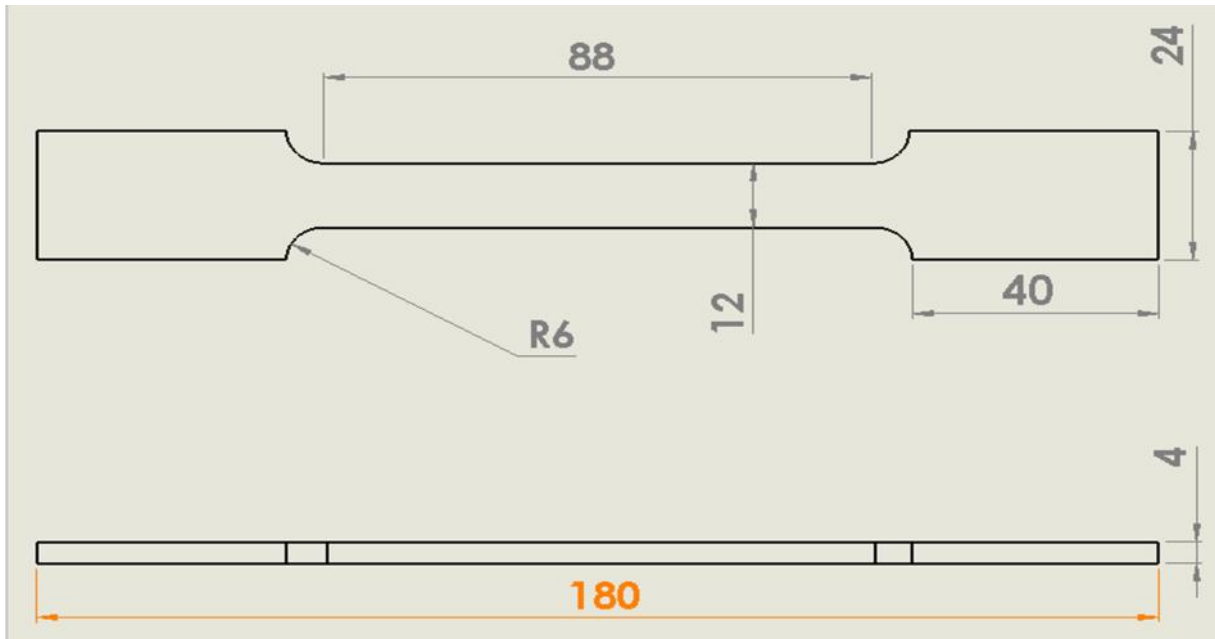


Figure IV.3 : Dimensions des éprouvettes



Figure IV.4 : Eprouvette utilisée pour l'essai de traction

IV.3.2- Réalisation des essais de traction

IV.3.2.1-Objectif de l'essai de traction

Un essai de traction est une expérience de physique qui permet de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau quelconque. Certains objets fabriqués par l'homme doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, les poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction quantifie la résistance des différents matériaux. Cet essai consiste à placer une petite barre du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur la barre jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte.

L'essai de traction permet de tracer une courbe dite courbe contrainte-déformation à partir de laquelle les caractéristiques suivantes peuvent être déduites :

- la déformation élastique en fonction de la force appliquée

$$= L / L_0 \quad (\text{IV.1})$$

- la contrainte :

$$= F / S_0 \quad (\text{IV.2})$$

- le module d'Young E qui est égal à la tangente de la partie linéaire de la courbe contrainte-déformation

$$E = \text{tg} (\) \quad (\text{IV.3})$$

- la limite élastique souvent notée Re, ou bien la limite d'élasticité à 0,2% Re0,2

- la déformation plastique

-la résistance à la traction ou tension de rupture, souvent notée Rm, qui est la contrainte maximale atteinte en cours d'essai.

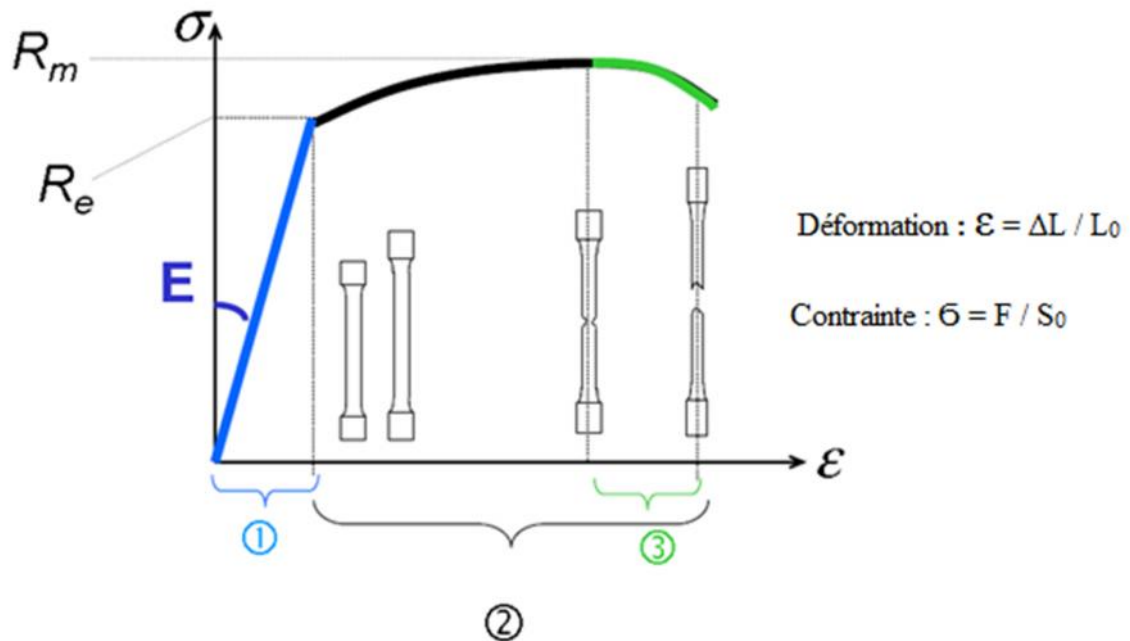


Figure IV.5 : Courbe contrainte-déformation

- 1 : domaine élastique (déformation réversible)
- 2 : domaine plastique (déformation irréversible)
- 3 : striction puis rupture (déformation irrémédiable)

IV.3.2.2-Principe de l'essai de traction

Des éprouvettes du matériau étudié (aluminium), en forme de plane (épaisseur 4mm) comportant une partie centrale calibrée à section constante S_0 et longueur L_0 raccordée à chaque extrémité à deux têtes de section plus importante, sont fixées dans une machine de traction.

L'essai est effectué à la température ambiante dans les limites comprises entre 10°C et 35°C, 100°C, 200°C et à 300°C.

IV.3.2.3- Exécution de l'essai

Les essais de traction ont été effectués sur une machine de traction au laboratoire de RDM. La vitesse de déformation est fixée à 2mm/mn.

Cette machine de traction est constituée d'un bâti rigide équipé d'un travers fixe à laquelle est fixée l'une des têtes de l'éprouvette, l'autre extrémité de l'éprouvette est fixée à une traverse mobile. Le mouvement de la traverse mobile est assuré soit par une commande hydraulique,

soit par vis sans fin. La charge imposée à l'éprouvette est mesurée par un dynamomètre, et l'allongement par un extensomètre.

La machine à traction est équipée d'un système numérique piloté par un ordinateur qui permet de tracer les courbes de traction et fournir les résultats tels que charge maximale, allongement à la rupture.

IV.3.2.4- Caractéristiques de la machine de traction utilisée

Machine de traction de marque Ibertest de capacité 100 KN, fonctionnement avec le logiciel Wintest.32

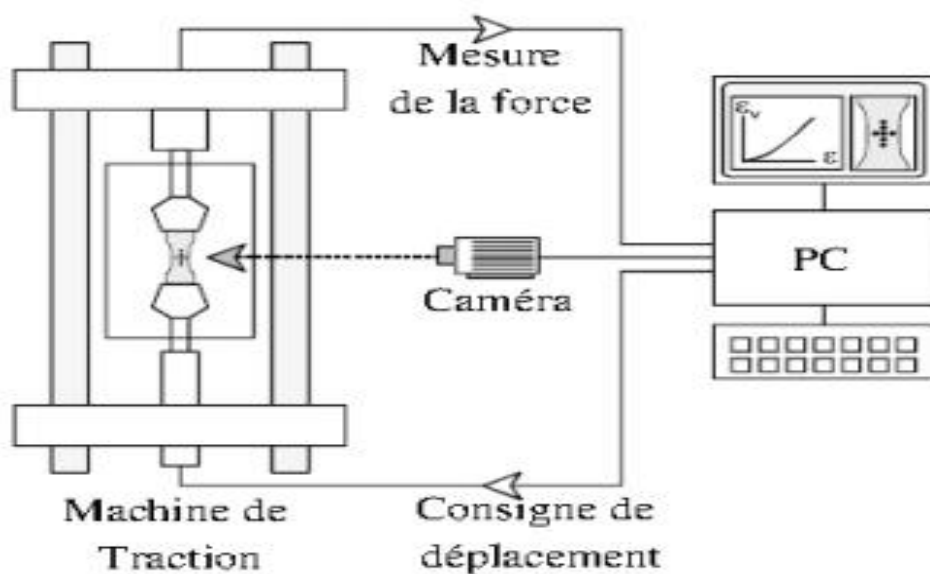


Figure IV.6: Machine de traction



Figure IV.7 : Machine de traction utilisée de la marque IBERTEST



Figure IV.8 : cellule chauffante utilisée pour chauffer les éprouvettes sur la machine de traction

IV.4- Résultats expérimentaux

Les résultats expérimentaux des essais de traction obtenus en fonction de la variation de la température sont représentés par les figures ci- dessous.

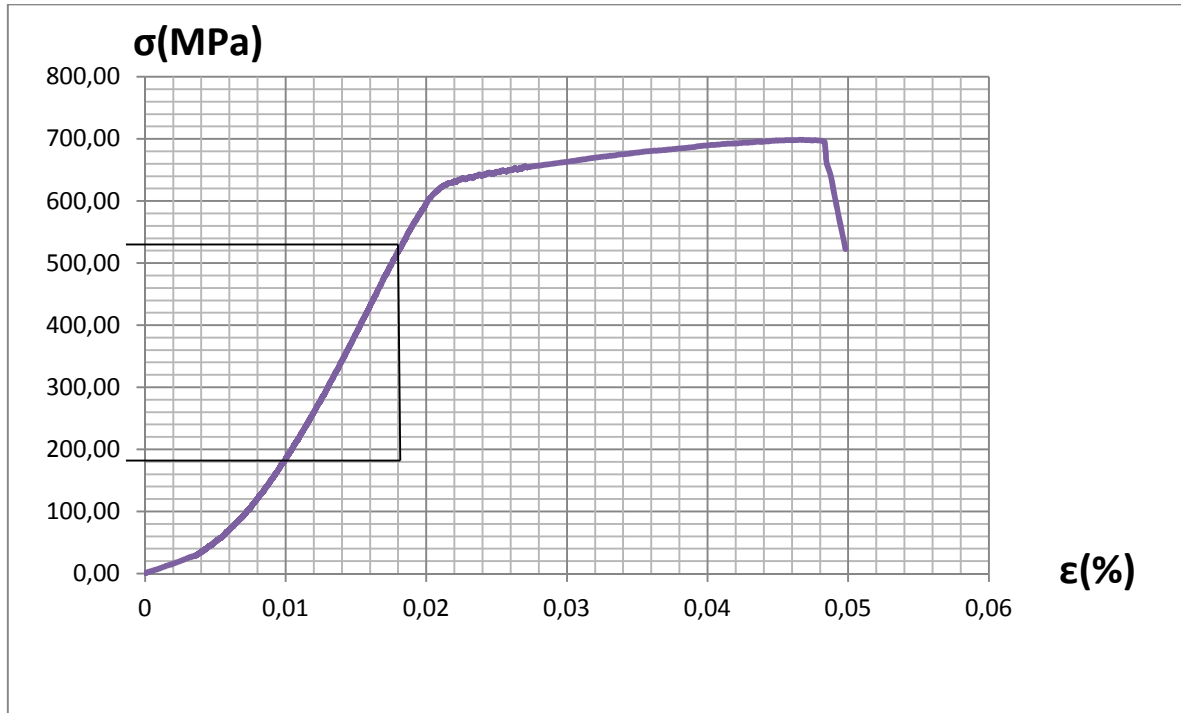


Figure IV.9 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à la température ambiante.

Calcul du module de Young E :

$$E = \text{tg} () = 43125 \text{ MPa}$$

Tableau IV.2 : propriétés mécaniques obtenues à température ambiante

Limite élastique (MPa)	Déformation	Limite à la rupture (MPa)	Module d'élasticité (MPa)
637	0.048	700	43125

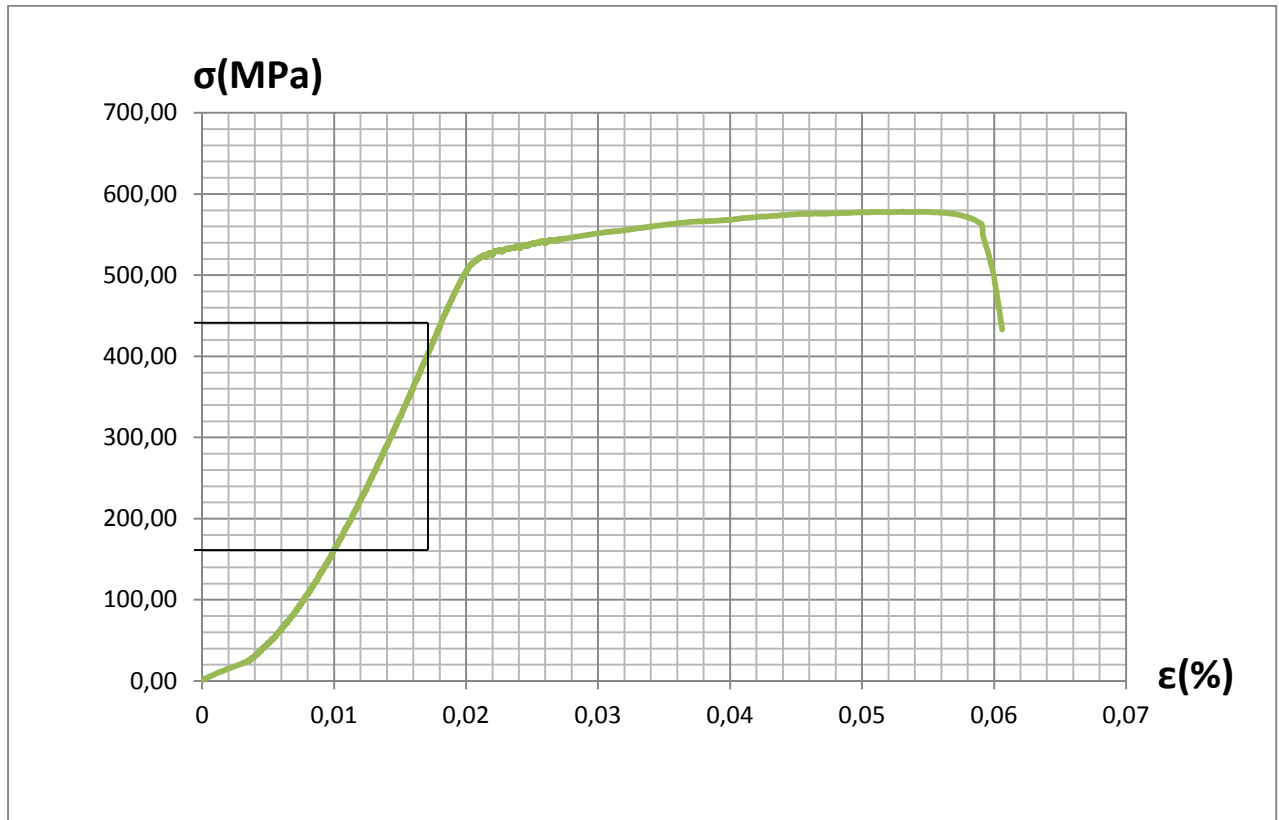


Figure IV.10 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à 100°C.

Calcul du module de Young E :

$$E = \text{tg} () = 35000 \text{ MPa}$$

Tableau IV.3 : propriétés mécaniques obtenues à température 100°C.

Limite élastique (MPa)	Déformation	Limite à la rupture(MPa)	Module d'élasticité (MPa)
535	0.059	580	35000

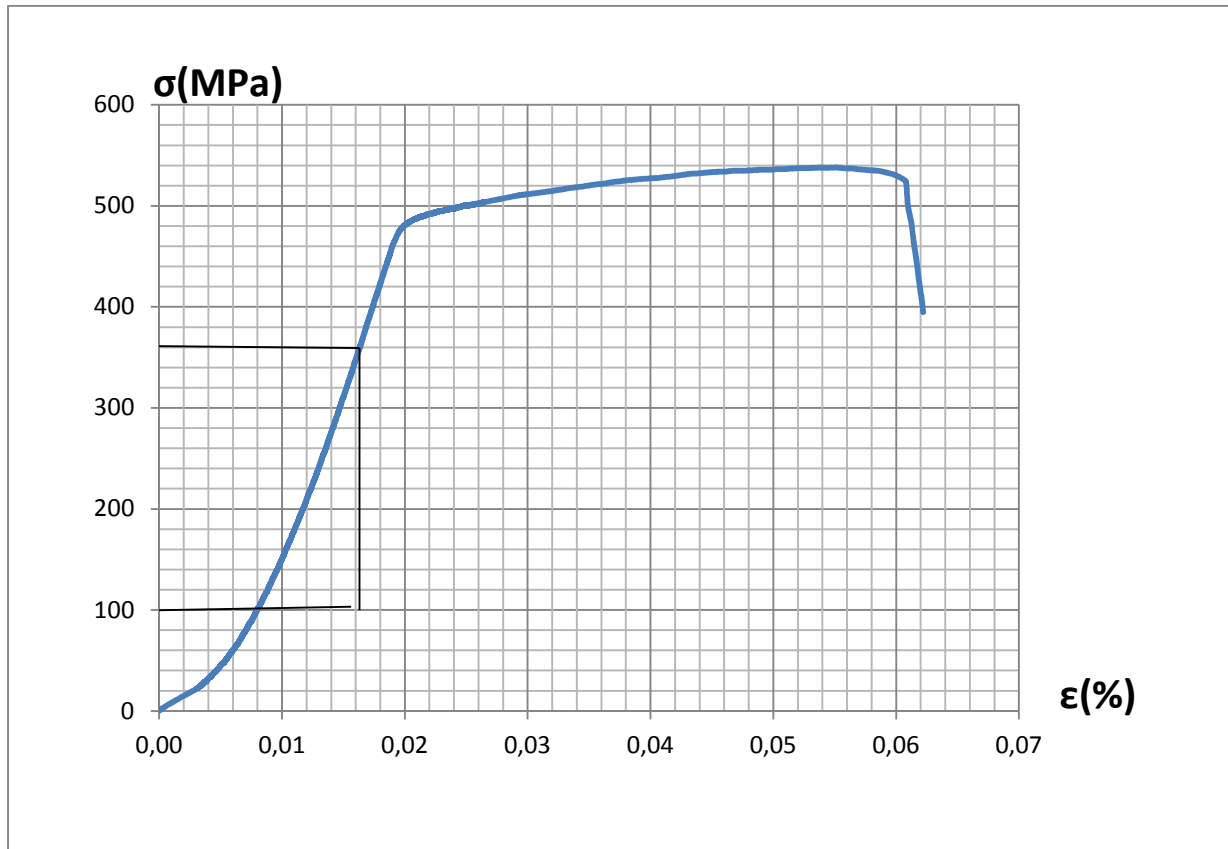


Figure IV.11 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à 200°C.

Calcul du module de Young E :

$$E = \text{tg} () = 30000 \text{ MPa}$$

Tableau IV.4 : propriétés mécaniques obtenues à température 200°C.

Limite élastique (MPa)	Allongement à la rupture	Limite à la rupture(MPa)	Module d'élasticité (MPa)
490	0.061	540	30000

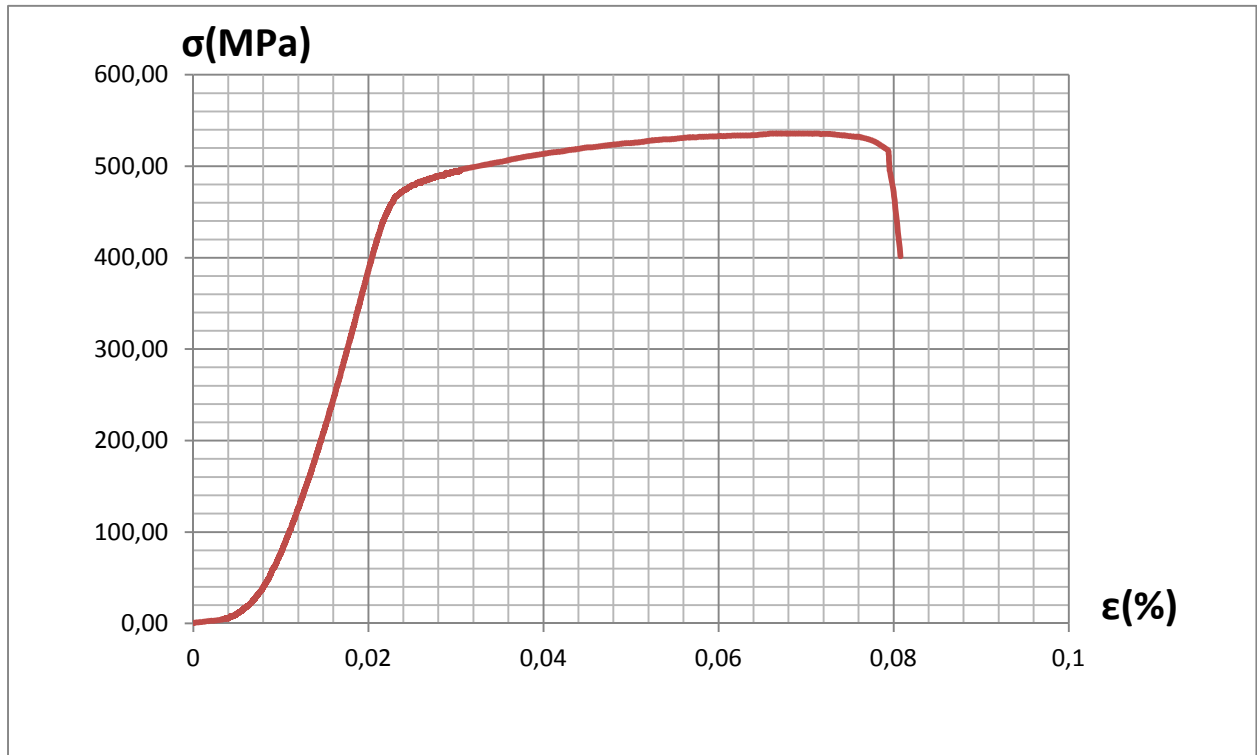


Figure IV.12 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à 300°C.

Calcul du module de Young E :

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = 28750 \text{ MPa}$$

Tableau IV.5 : propriétés mécaniques obtenues à température 300°C

Limite élastique (MPa)	Allongement à la rupture	Limite à la rupture(MPa)	Module d'élasticité (MPa)
480	0.08	530	28750

Superposition des graphes

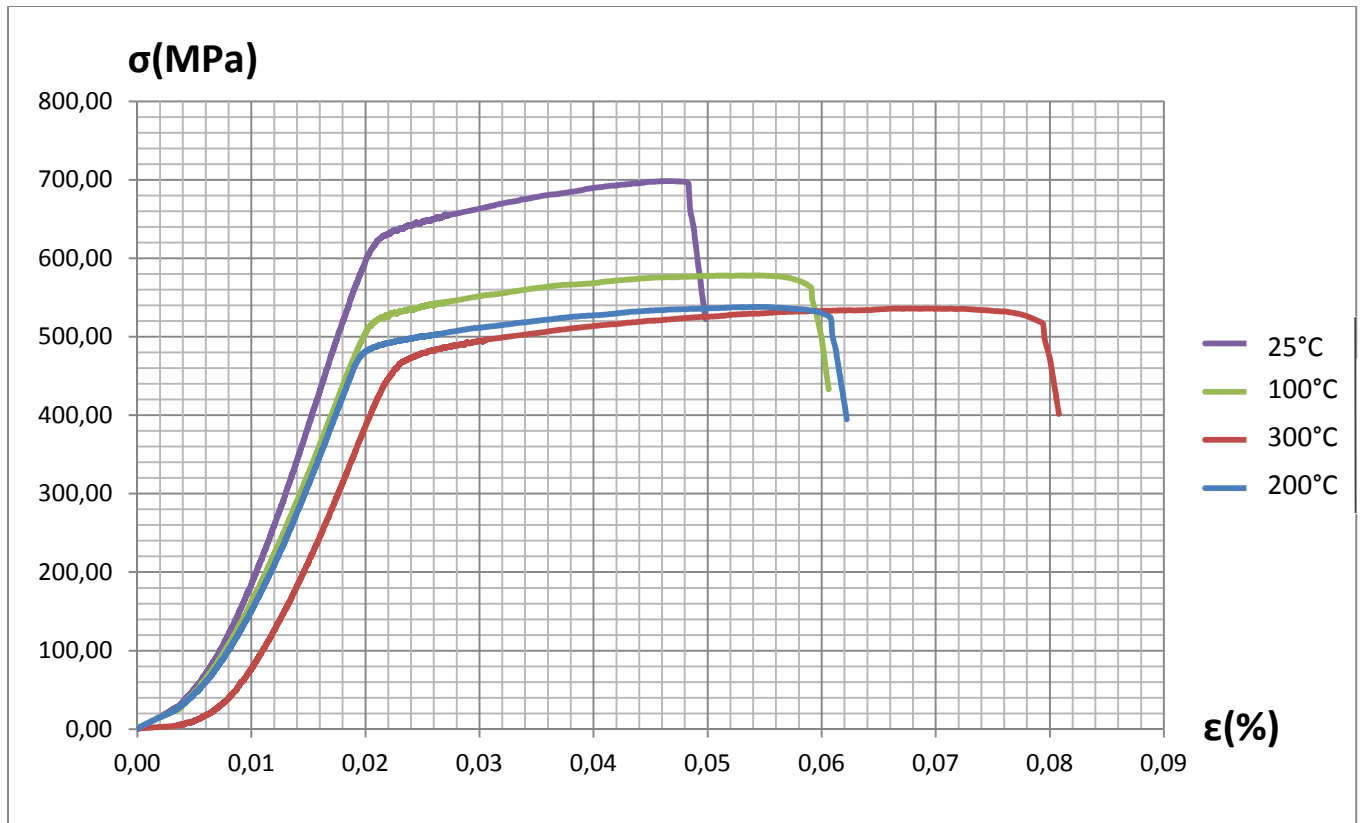


Figure IV.13 : Superposition des courbes de traction (contrainte-déformation)

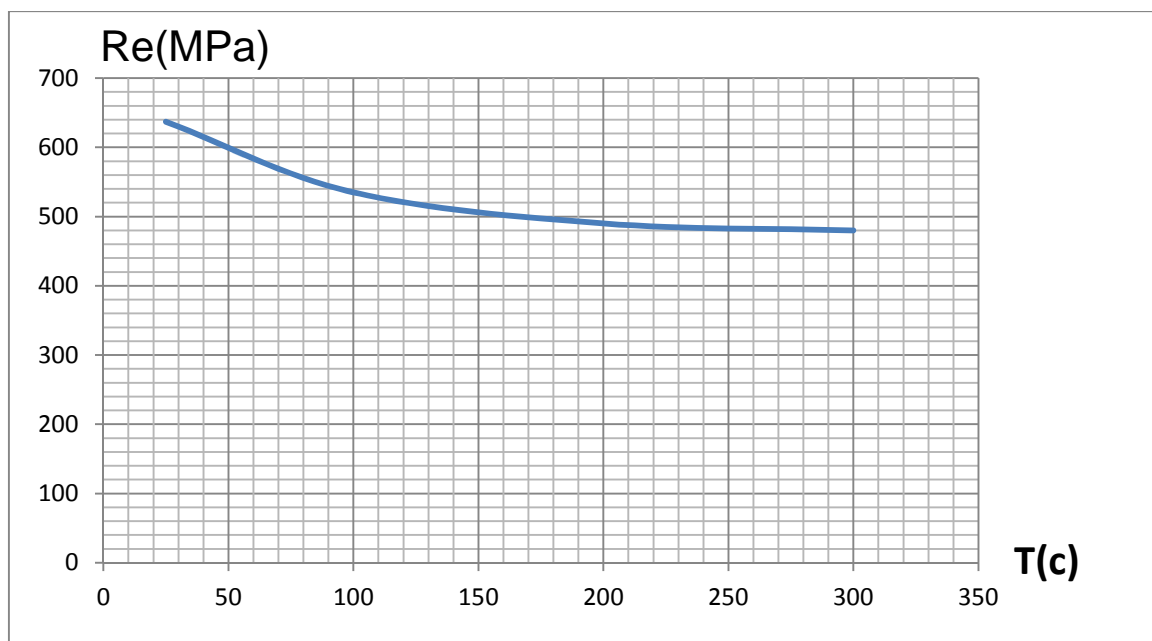


Figure IV.14 : Courbe de variation de la limite élastique (Re) en fonction de la température

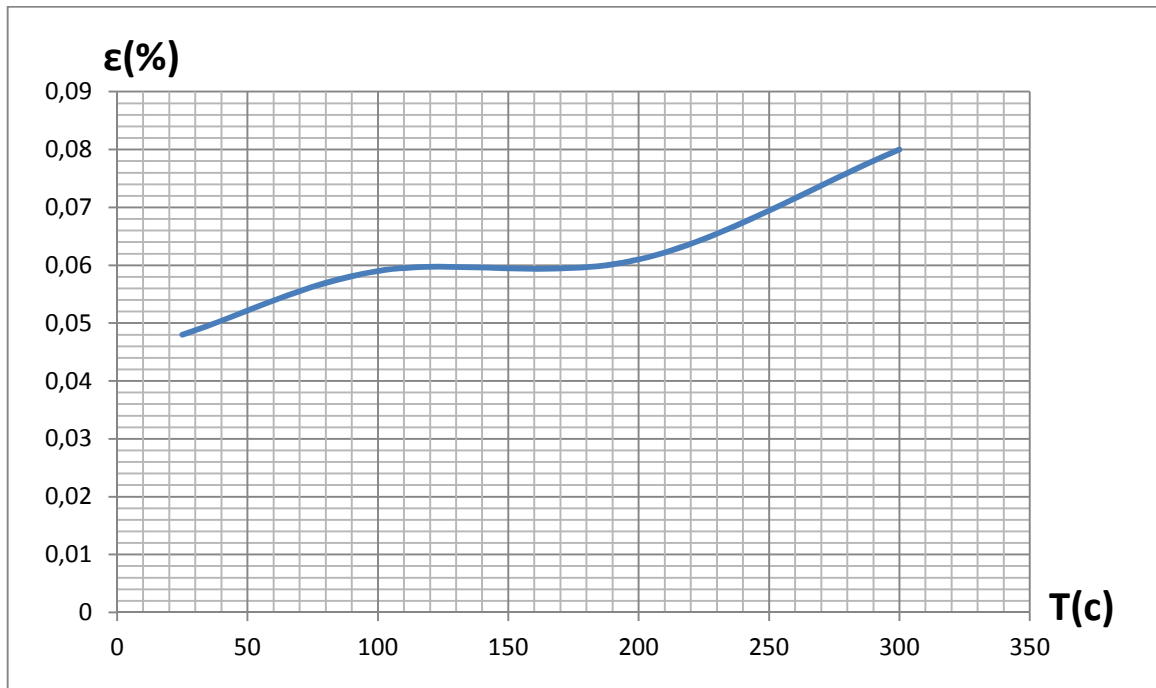


Figure IV.15 : Courbe de l'évolution de l'allongement en fonction de la température

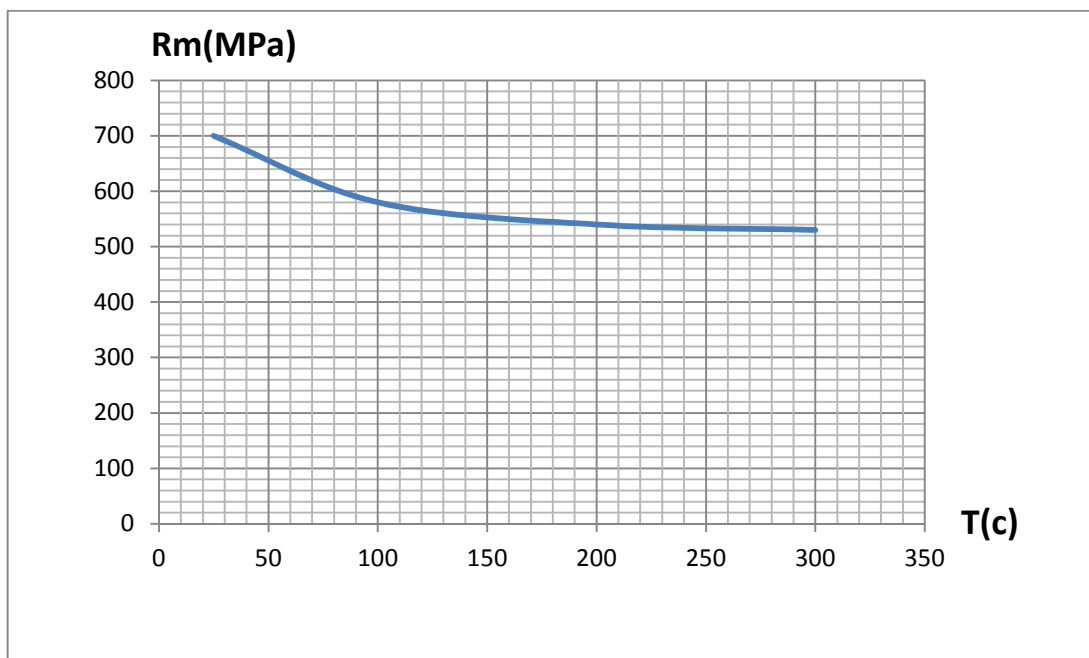


Figure IV.16 : Courbe la variation de la limite à la rupture R_m en fonction de la température

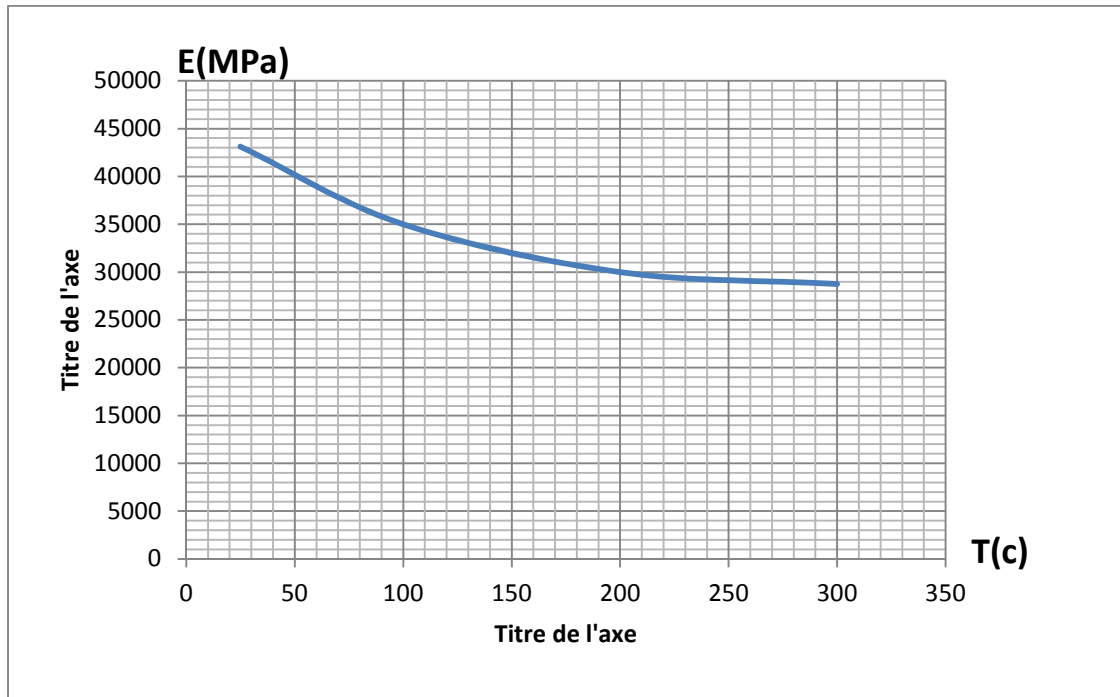


Figure IV.17 : Courbe de l'évolution du module d'élasticité en fonction de la température

IV.4.1- Interprétation des graphes

On remarque sur les graphes qu'en augmentant la température, le matériau devient souple, la pente des graphes diminue et le module d'élasticité décroît.

On remarque également que la limite élastique (R_e) décroît en augmentant la température, ce qui rend le matériau mou. Plus la limite élastique augmente, plus le matériau devient plus dur et prend aussi l'allongement à la rupture.

Pour la ductilité du matériau, on constate que le pourcentage de l'allongement augmente en fonction de l'augmentation de la température. Le matériau devient ductile et lors de la diminution de l'allongement le matériau aura une formabilité faible.

IV.5- Etudes des faciès de rupture

Objectifs : Reconnaître des profils de rupture et sensibilisation à la démarche d'expertise.

IV.6.1- Introduction

Afin d'expertiser la rupture d'un matériau (pièce métallique, ...), il faut essayer de suivre une démarche logique d'enquête.

a. Sur le terrain

- Il faut tout d'abord observer les débris, leur emplacement et les numéroter pour voir de quelle façon la fissure s'est propagée.

- On découpe ensuite les parties où la rupture s'est produite. (La découpe ne doit pas être effectuée trop près de la partie à analyser pour ne pas modifier la structure du matériau).

- On nettoie ensuite les pièces (saletés, rouille, ...) sans non plus altérer la pièce.

Enfin, la pièce est emballée et envoyée pour analyse.

b. Analyse

Avant tout il faut identifier :

- La fonction de la pièce ;
- Son matériau (composition théorique) ;
- Les procédés de fabrication de la pièce (traitements thermiques, ..) ;
- L'environnement théorique et pratique d'utilisation de la pièce ;
- Les efforts théoriques et réels appliqués à la pièce.

Afin d'identifier la structure microstructural du matériau, on réalise des essais de dureté pour vérifier son éventuelle modification et ensuite, on observe la structure du matériau au Microscope Electronique à Balayage (MEB). Une analyse chimique sera également réalisée par la suite.

La caractérisation des faciès de rupture sur des pièces et ainsi que les profils de rupture seront examinés au MEB (Microscope Electronique à Balayage).

IV.6- Microscope électronique à balayage (MEB)**IV.6.1- Définition**

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une technique de microscopie électronique capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électrons-matière.



Figure IV.18 : La microscopie électronique à balayage (MEB)

IV.6.2- Fonctionnement

Le fonctionnement du microscope est basé sur l'émission d'électrons produits par une cathode et la détection de signaux provenant de l'interaction de ces électrons avec l'échantillon. Ces électrons qui irradient la surface de l'échantillon pénètrent profondément dans le matériau et affectent un volume appelé "poire d'interaction". Le volume de cette poire dépend du numéro atomique moyen de l'échantillon et de l'énergie des électrons incidents. Dans ce volume d'interaction, les électrons du faisceau vont perdre leur énergie par collisions multiples avec les atomes du matériau générant ainsi de nombreux phénomènes secondaires :

- Réémission d'électrons et de photons
- Absorption d'électrons
- Courants induits
- Potentiels électriques
- Élévation de température locale
- Vibration du réseau

La figure ci-dessous illustre l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon. Toutes ces radiations sont produites simultanément et rendent possibles à la fois l'observation et l'analyse d'un objet choisi (par ex. des inclusions sur une surface de rupture).

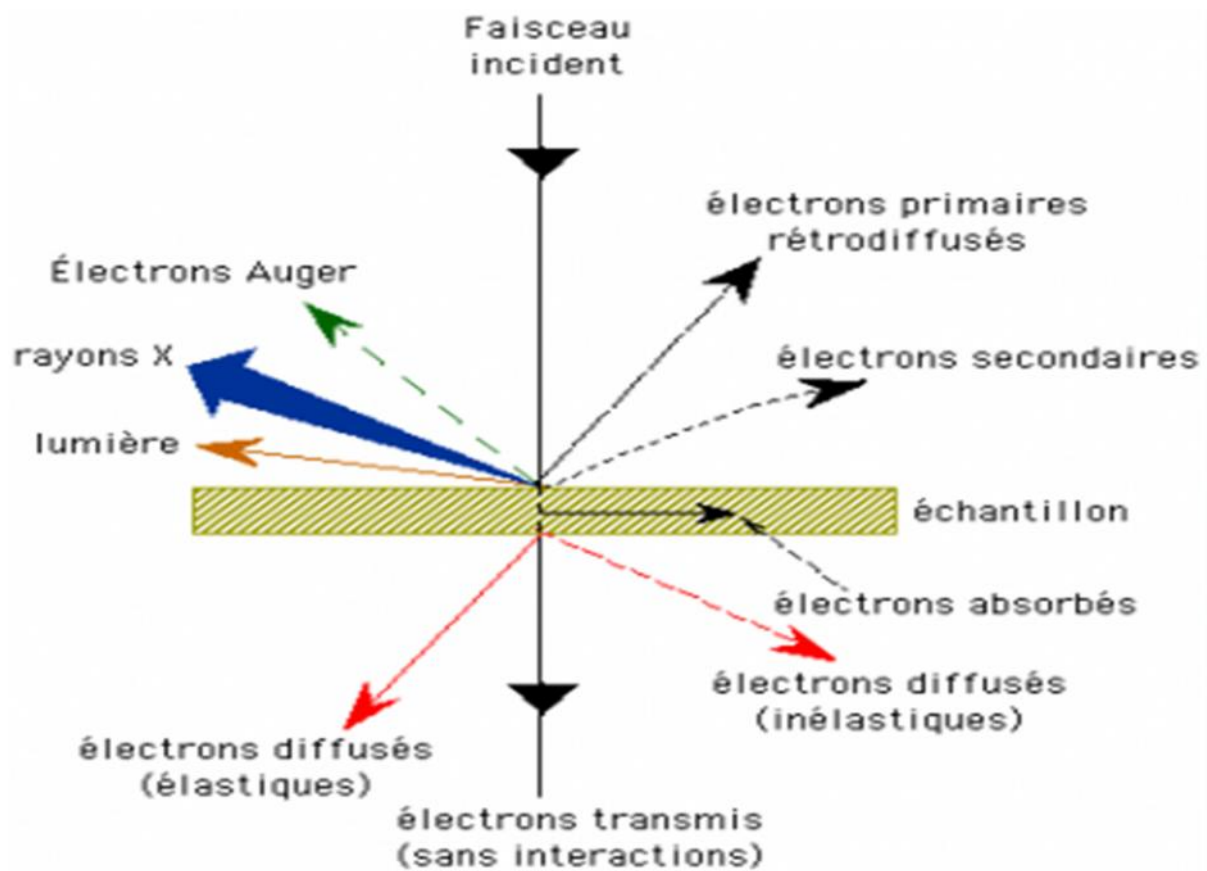


Figure IV.19 : Schéma illustrant l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon.

Les images suivantes représentent les différentes structures micrographiques d'un alliage d'aluminium obtenues par le MEB.

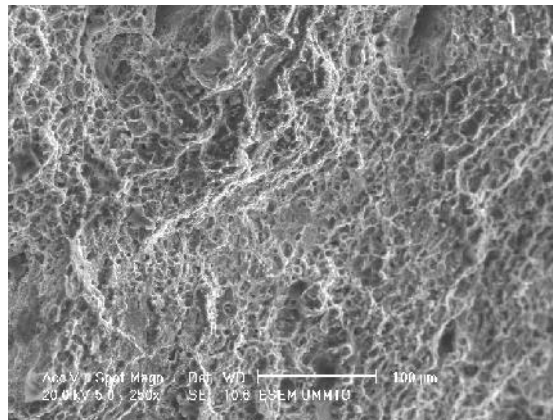


Figure IV.20 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température ambiante à l'échelle 100μm

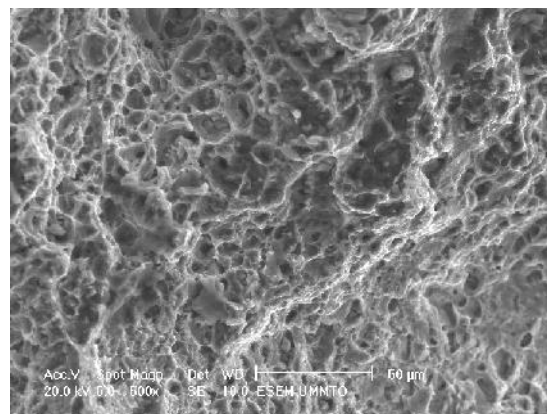


Figure IV.21 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température ambiante à l'échelle 50μm.

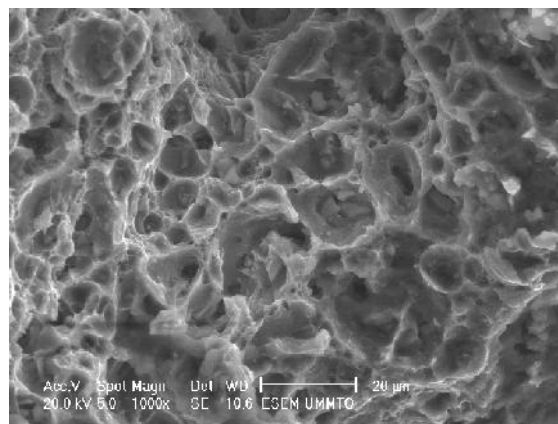


Figure IV.22 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température ambiante à l'échelle 20μm.

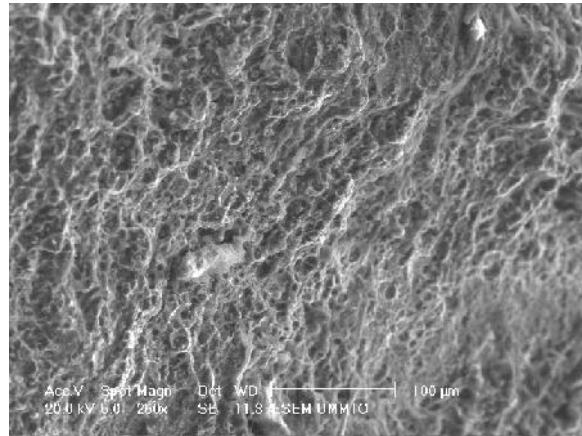


Figure IV.23 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température 300°C à l'échelle 100µm.

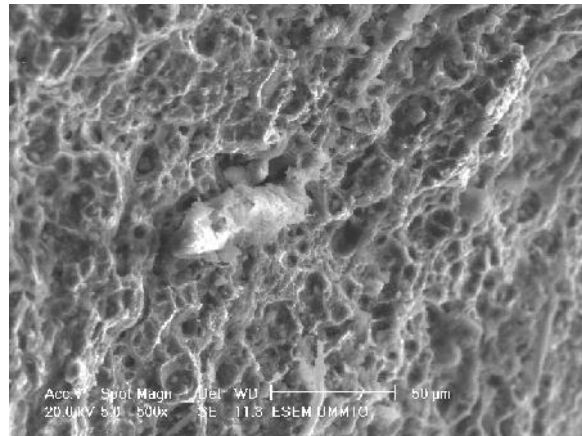


Figure IV.24 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température 300°C à l'échelle 50µm.

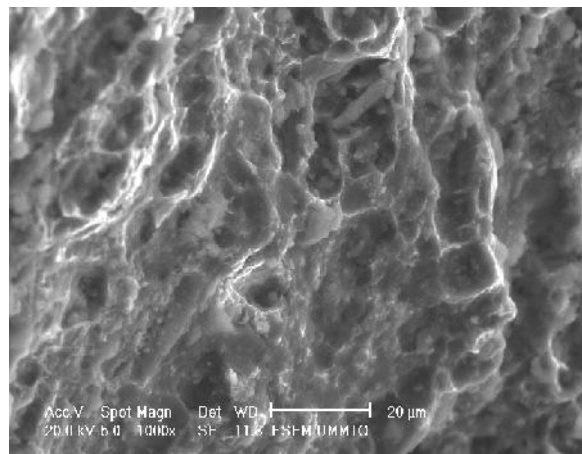


Figure IV.25 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température 300°C à l'échelle 20µm.

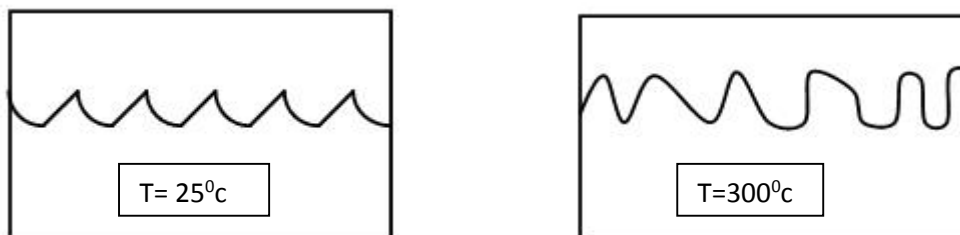
IV.6.3 : Interprétation des images

Les figures présentent les micrographies MEB des facies de ruptures de l'éprouvette testée à température ambiante. Ces micrographies obtenues en mode électron secondaire mettent en évidence la morphologie (topographie) du facies de rupture (description du facies) zone encadré en (20) est agrandie en (21) et celle encore agrandie en (22).

Sur la figure (22), nous constatons que les bords des zones de rupture sont prononcés.

Sur les figure (23),(24) et (25), les facies de rupture des éprouvettes testées à $T=300^{\circ}\text{C}$, observées au MEB selon les conditions de la 1^{ère} observation (Fig T ambiante), les bords sur les facies de rupture sont plus arrondis. Par ailleurs, des grains de petite taille (moins de $5\ \mu\text{m}$) apparaissent sur cette micrographie.

La différence de morphologie des facies de rupture est schématisée sur les figures ci-dessous :



Cette différence peut être expliquée par le fait qu'un certain écoulement de matière est favorisé par l'élévation de température de 25°C à 300°C température équivalente à la moitié de la température de fusion de l'alliage considéré (T° de fusion de l'aluminium= 660°C).

IV.6.4: Conclusion

D'après l'analyse des résultats de la traction effectuée sur les éprouvettes en fonction de la variation de la température, on peut dire que la température influe sur les caractéristiques mécaniques de l'aluminium, comme le module d'élasticité, la contrainte, la déformation, aussi la limite élastique et la limite à la rupture qui est utilisée pour la mise en forme par déformation plastique à chaud (forgeage).

Conclusion générale

L'objectif de notre travail est d'étudier l'évolution des propriétés mécaniques d'un alliage d'aluminium en fonction de l'influence de la variation de la température.

Après une recherche bibliographique effectuée sur les différents types des matériaux et en particulier les alliages d'aluminium, nous nous sommes intéressés à la recherche puis à l'élaboration des éprouvettes plates au niveau de hall de technologie de OUED AISSI. Lors du travail, la réalisation de ces dernières nous a permis de nous familiariser avec les différentes machines d'usinage et d'avoir une idée sur le matériau ainsi choisi qui est l'alliage d'aluminium.

Pour authentifier notre matériau, une étude de la composition chimique a été effectuée par la méthode de la SDL au sein de l'entreprise ENIEM de Tizi- Ouzou. Cette étude nous a permis de déterminer et de connaître les différents composants chimiques de notre matériau qui est l'alliage d'aluminium.

Pour caractériser le matériau, des éprouvettes de traction ont été élaborées, des essais de traction ont été effectués par la suite au niveau de labo de la RDM de l'Université Mouloud MAMMERI Tizi- Ouzou.

Les premiers essais ont été effectués à température ambiante. La cellule chauffante de la machine de traction nous a permis de varier la température et d'obtenir des températures voulues. Dans un deuxième temps, les différents essais ont été effectués à températures différentes. Pour chaque température, plusieurs essais ont été répétés afin de vérifier la reproductibilité des résultats obtenus.

La variation de cette température est d'un grand intérêt, elle nous a permis non seulement de connaître l'évolution des caractéristiques mécaniques du matériau en fonction de la température, mais aussi elle nous renseigne sur sa dégradation.

Les résultats expérimentaux obtenus montrent que les caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium tel que le module de Young, la résistance élastique et la résistance à la rupture diminuent avec l'augmentation, de la température.

Pour compléter notre travail et enrichir nos informations sur la microstructure de notre matériau, l'observation des faciès de rupture à l'aide du MEB a été également effectuée.

Liste des figures

Chapitre I : MATERIAUX ET PROPRIETES

Figure I.1 : Les quatre pôles de base de la science et du génie des matériaux

Figure I.2 : Dessins de Galilée pour illustrer l'essai de traction et l'essai de flexion

Figure I.3 : Schémas dû à Hook décrivant ces expériences

Figure I.4 : Epreuve de traction

Figure I.5 : Éprouvette cylindrique soumise à deux forces axiales opposées

Figure I.6. : Essai de flexion

Figure I.7 : Essais de Brinell

Figure 1.8 : Essais de Vickers

Figure I.9 : Essais de dureté Rockwell HRB

Figure 1.10 : Essai CHARPPY

Figure I.11 : Types de défauts ponctuels dans un cristal

Figure 1.12 : Défauts linéaires (dislocation)

Figure I.13 : Représentation du vecteur de Burgers

Figure I.14 : Défauts surfaciques (joints de grain)

Figure I.15 : Défauts surfacique (macle)

Figure I.16 : Représentation schématique d'un pore

Figure I.17 : Différents précipités

Chapitre II : ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

Figure II.1 : Microstructures de l'eutectique Al-Si

Figure II.2 : Diagramme de phase d'une transformation eutectique

Figure II.3 : Solidification des alliages pro-eutectique (hors eutectique)

Figure II.4 : Processus de solidification d'un alliage hypoeutectique

Figure II.5 : Solidification d'un alliage eutectique

Figure II.6 : Diagramme d'équilibre Al-Si

Chapitre III : ESSAI DE TRACTION

Figure III.1 : Les éprouvettes de traction

Figure III.2 : Machine de traction avec acquisition de donnée

Figure III.3 : Schéma représentant deux types différents de courbe de traction

Figure III.4 : Courbe rationnelle de traction

Figure III.5 : Influence de la température sur la courbe de traction

Figure III.6 : Courbe de traction

Figure III.7 : Phénomène de striction

Figure III.8 : Les différentes sections de l'éprouvette avant et après rupture

Figure III.9 : Module d'Young

Figure III.10 : Limites conventionnelles

Figure III.11 (a, b et c) : différents diagramme de l'essai de traction

Figure III.12 : Limites conventionnelles

Chapitre IV : PARTIE EXPERIMENTALE

Figure IV.1 : Image d'un spectromètre utilisé à l'ENIEM

Figure IV.2 : Image de l'éprouvette après l'exécution de la SDL

Figure IV.3 : Dimensions des éprouvettes

Figure IV.4 : Eprouvette utilisé pour l'essai de traction

Figure IV.5 : Courbe contrainte-déformation

Figure IV.6 : Machine de traction

Figure IV.7 : Machine de traction utilisée de la marque IBERTEST

Figure IV.8 : Cellule chauffante utilisée pour chauffer les éprouvettes sur la machine de traction

Figure IV.9 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à la température ambiante.

Figure IV.10 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à la température de 100°C.

Figure IV.11 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à la température de 200°C.

Figure IV.12 : Courbe de traction (contrainte-déformation) moyennant une série de 3 éprouvettes identiques de l'aluminium à la température de 300°C.

Figure IV.13 : Superposition des courbes de traction (contrainte-déformation)

Figure IV.14 : Courbe de Re en fonction de la température

Figure IV.15 : Courbe de l'allongement en fonction de la température

Figure IV.16 : Courbe de la limite à la rupture en fonction de la température

Figure IV.17 : Courbe de module d'élasticité en fonction de la température

Figure IV.18 : La microscopie électronique à balayage (MEB)

Figure IV.19 : Schéma illustrant l'ensemble des radiations pouvant être émises lors de l'interaction entre le faisceau d'électrons et l'échantillon.

Figure IV.20 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température ambiante à l'échelle 100µm

Figure IV.21 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température ambiante à l'échelle 50µm.

Figure IV.22 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température ambiante à l'échelle 20µm.

Figure IV.23 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température 300°C à l'échelle 100µm.

Figure IV.24 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température 300°C à l'échelle 50µm.

Figure IV.25 : Structures micrographiques d'un alliage d'aluminium à la température 300°C à l'échelle 50µm.

Liste des tableaux

Chapitre I : MATERIAUX ET PROPRIETES

Tableau I.4 : Les dimensions des éprouvettes de résiliences

Chapitre II : ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

Tableau II.1 : Influence des éléments d'adition sur les différentes propriétés

Tableau II.2 : Groupe d'alliage d'aluminium

Tableau II.3 : Désignation des états de livraison

Tableau II.4 : Désignation des états métallurgiques

Tableau II.5 : Composition normalisées sur pièces selon la norme NF UN 1706

(En % pondéral)

Tableau II.6 : Aptitudes technologiques et d'usage des alliages d'aluminium moulés.

Code A=excellent, B=bon, C=moyen, D=médiocre, E=impropre

Chapitre III : ESSAI DE TRACTION

Tableau III.1 : Quelques valeurs du module de d'Young

Chapitre III : PARTIE EXPERIMENTALE

Tableau IV.1 : La composition chimique et le pourcentage de différents éléments

Tableau IV.2 : Propriétés mécaniques obtenues à température ambiante

Tableau IV.3 : Propriétés mécaniques obtenues à température 100°C

Tableau IV.4 : Propriétés mécaniques obtenues à température 200°C

Tableau IV.5 : Propriétés mécaniques obtenues à température 300°C

Références bibliographiques

- [1] : J P.Mercier, G. Zambaelli, W.Kurz
Introduction a la science des matériaux
3^{ème} édition, ed : presse polytechniques et universitaire ROMANDES (1999).
- [2] : Callister module
Science et génie des matériaux
Année d'édition (2001).
- [3] : J. Bailon, J-M. Dorlot
Des matériaux
3^{ème} édition, école polytechnique de Montréal, (2000).
- [4] : I.lakhtine
Métallographie et traitements thermiques des métaux
4^{ème} édition, MIR. Moscou (1986).
- [5] : Mémoire :S. Larbi et H.Ait Gherbi (UMMTO département Génie Mécanique). (2011).
- [6] : M. Dupeux
Aide- mémoire science des matériaux
Dound, Paris (2004).
- [7] : thèse de doctorat :A.Hakem (UMMTO département Génie Mécanique). (2014).
- [8] : J. Barralis et G. Meader
Pièce-Métallurgie élaboration, structure-propriété, normalisation
AFNOUR NATHAN Paris (2001).
- [9] : M. COLOMDIE et COLL
Matériaux industriels : matériaux métalliques
Edition DUNOD, Paris (2000).
- [10] : Brunos DUBOS, Pierre SAIN FORT
Technique de l'ingénieur, durcissement par précipitation des alliages d'aluminium.
- [11] : thèse de magister K. Boulemzaoud (Université de Constantine). (2012).
- [12] : thèse de magister L. Hammal (UMMTO département génie mécanique).(2014).
- [13] : J. Charmet, Mécanique du solide et matériaux – Elasticité-Plasticité Rupture
ESPCI, Laboratoire d'hydrodynamique et mécanique physique.
- [14] : Fabrice BRÉMAND« mesures en mécanique par méthodes optiques ». Technique de
L'ingénieur, R1850, (2011).
- [15] : D. Dartus
Elasticité linéaire
CEPADUES-EDITIONS janvier (1995).