



Département de Génie Mécanique
MEMOIRE DE FIN D'ETUDES

En vue de l'obtention du diplôme de :

MASTER

En Génie Mécanique

Option : Génie Des Matériaux

Thème :

**Effet des traitements thermiques sur les propriétés
d'alliage d'aluminium**

Proposé et dirigé par :

Dr. Debih Ali

Présenté par :

Saidi Amira

Dhairi Aimen Mouataz Billah

NOM et Prénom

Grade

Qualité

Hamrit Fareh

MCB

Président

Debih Ali

MCA

Encadreur

Meddah Mustapha

MAA

Examineur

Session : Juin 2020

Année Universitaire: 2019/2020

Remerciements

Tout d'abord, je remercie mon dieu Allah qui me donne tout et qui m'aide dans tous les états et dans toutes les conditions et les obstacles et qui nous éclaire le chemin pour réaliser ce modeste travail.

Notre gratitude s'adresse à Mr DEBJH Ali, Maître de Conférences à l'Université Med Boudiaf de M'Sila Département de Génie Mécanique Pour son encadrement, son orientation, ses conseils et la disponibilité qu'il nous a témoignée pour nous permettre de mener à bien ce travail.

J'exprime ma profonde reconnaissance à l'université Med Boudiaf de M'Sila En particulier, le Département de génie mécanique Récepteurs afin de compléter mes études.

Je remercie mes parents, pour leur soutien constant et leurs encouragements.

Enfin j'exprime ma gratitude aux membres de jurés qui ont accepté d'évaluer ce modeste travail de fin d'étude.

Merci

Dédicaces

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

Aux deux êtres les plus précieux au monde

A ma très chère mère

Quoi que je fasse ou que je dise, je ne saurai point remercier comme il se doit, Ton affection me couvre, ta bienveillance me guide et ta présence à mes cotes a toujours été ma source de force pour affronter les différents obstacles.

A mon très cher père

Ta as toujours été à mes côtés pour me soutenir et m'encourager. Que ce travail traduit ma gratitude et mon affection.

A mes très chers frères et sœurs :Radhia,Hichem,Ramzi, Rayen et Dounia.

Sans oublier les petits mignons : Baraeeddine et Mohamed Riyadh.

A ma grand-mère : Zakia que dieu la protège pour nous,à mes oncles : kais, tahar.

A toute la famille SAIDI et HEMAMID.

Je tiens à remercier spécialement mon collègue en accomplissant ce travail DHAIRI Aimen.

A tous mes amies et à tous ceux qui ont collaboré de près ou de loin au bon déroulement de ce modeste travail corroboré par ce mémoire.

Amira ...

SOMMAIRE

Introduction générale	7
-----------------------------	---

Chapitre I : Bibliographie matériau

I-1. Généralités.....	9
I-1.1. Le « Matériau » C'est quoi?	9
I-1.2. Caractéristiques d'un matériau	9
I-2. L'aluminium et ces alliages	10
I-2.1. Désignation des alliages d'aluminium	10
I-2.1.1. Désignation des alliages corroyés.....	10
I-3. Les principaux traitements thermiques d'alliages d'aluminium	14
I-3.1. Traitement d'homogénéisation	14
I-3.2. Traitement d'adoucissement[2].....	15
I-3.2.1. Le traitement de recristallisation.....	15
I-3.2.2. Les recuits de détente.....	16
I-3.3. Le durcissement structural	20
I-3.3.1. Le principe du durcissement structural	20
I-3.3.2. La mise en solution	21
I-3.3.3. La trempe de l'aluminium.....	22
I-3.3.4. Le vieillissement ou maturation	22
I-4. Les précautions à prendre lors de la mise en œuvre des traitements thermiques de l'aluminium.....	23
I-4.1. Les précautions à privilégier lors de la mise en solution	23
I-4.2. Les précautions à privilégier lors de la trempe.....	25
I-4.3. Les facteurs à considérer lors du vieillissement	25
I-4.4. L'influence des conditions de coulée sur le durcissement	27
I-4.5. L'influence du médium de trempe	27
I-5. Applications et secteurs d'activités	29

Chapitre II : Essais mécaniques

II-1. Introduction	31
--------------------------	----

II-2. Caractérisation mécanique des matériaux	32
II-3. Essai de traction.....	33
II-3.1. But.....	33
II-3.2. Intérêt et déroulement de l'essai	33
II-3.3. Propriétés de traction.....	35
II-3.4. Phénomène d'écroissage.....	37
II-3.4.1. Mécanisme et effet de l'écroissage	37
II-3.4.2. Influence de l'écroissage sur les caractéristiques mécaniques	37
II-3.4.3. Courbe et coefficient d'écroissage	38
II-3.5. Phénomène de Striction	39
II-3.5.1. Aspect phénoménologique.....	39
II-3.6. Energie de déformation	41
II-4. Essais de dureté	42
II-4.1. types d'essais.....	42
II-4.1.1. Essai de dureté brinell	42
II-4.1.2. La dureté VICKERS(HV)	43
II-4.1.3. La dureté Rockwell (HR).....	44
II-5. Essai de fatigue	45
II-5.1. Généralité	45
II-5.2. Epruvettes et essai.....	45
II-5.3. Modes de sollicitations	46
II-5.3.1. Différents types de sollicitations appliquées en fatigue.....	46
II-5.4. Courbe de Wöhler.....	46
II-5.5. Diagramme d'endurance	47
II-6. Essai de flexion.....	48
II-7. Essai de fluage	49
II-7.1. Généralités sur le fluage	49
II-7.2. Principe de l'essai	49
II-7.3. Courbe de fluage	50
II-8. Notions sur la résilience.....	51
II-8.1. Essais de résilience	52
II-8.2. Principe de l'essai	52
II-8.3. Principe de CHARPY	53

II-8.4. L'éprouvette de résilience	54
II-8.5. Normes utilisées	55
II-8.6. Calcul de la résistance au choc	55
II-9. Conclusion.....	57

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

III-1. Introduction	59
III-2. Matériel, échantillons et traitements thermiques	61
III-3. Procédures expérimentales	64
III-4. Résultats et discussions	65
III-4.1. Essais de traction	65
III-4.2. Essais de dureté	68
III-4.3. Comportement à la fatigue de l'alliage AA6005	69
III-4.4. Analyse X-RAY	74
III-4.5. Analyse DSC	76
III-5. Conclusion	79

Liste des tableaux

Tableau 1. Production mondiale d'aluminium (en tonnes).	7
Tableau I.1. Famille d'alliages d'aluminium corroyés.	11
Tableau I.2. Désignation des états métallurgiques de base.	11
Tableau I.3. Caractéristiques mécaniques typiques des principaux alliages d'aluminium corroyés à la température de 20°C.	11
Tableau I.4. Valeurs de K_{Ic} pour les alliages d'aluminium traditionnels.	14
Tableau I.5. Conditions des traitements d'homogénéisation.	15
Tableau I.6. Les conditions pratiques de la trempe structurale pour les alliages d'aluminium. ...	23
Tableau I.7. Le temps maximal de transfert et l'épaisseur des parois.	26
Tableau I.8. Exemples de duretés obtenues après traitement thermique.	28
Tableau II.1. Les dimensions des deux types d'éprouvettes en résilience.	54
Tableau III.1. Composition chimique de l'alliage étudié (poids %).	61
Tableau III.2. Propriétés de traction de L'AA6005 à différents traitements de vieillissement. ...	66
Tableau III.3. Valeurs de dureté d'AA6005 dans différents traitements de vieillissement.	68
Tableau III.4. Positions des précipités, dispersoïdes et paramètres pour (111).	76

Liste des figures

Figure I.1. Le processus de recristallisation.	16
Figure I.2. Le cycle thermique de recuit de détente d'aluminium.	17
Figure I.3. L'érouissage (exemple : pliage, laminage, extrusion, étirage, réalisés à froid).	18
Figure I.4. L'empilement des dislocations.	18
Figure I.5. Le cycle thermique de recuit complet de l'aluminium.	19
Figure I.6. Le principe du durcissement structural.	21
Figure I.7. La mise en solution.	22
Figure II.1. Eprouvettes de traction : a) cylindriques, b) prismatique.	34
Figure II.2. Représentation d'une courbe de traction.	35
Figure II.3. Détermination de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % d'un alliage d'aluminium.	35
Figure II.4. Phénomène d'érouissage sur une courbe rationnelle de traction.	38
Figure II.5. Striction sur une éprouvette cylindrique.....	39
Figure II.6. Evaluation de l'énergie à partir de l'aire sous la courbe de traction : a) matériau fragile, b) matériau ductile.....	41
Figure II.7. Principe de l'essai de dureté BRINELL.	43
Figure II.8. Principe de l'essai de dureté VICKERS.....	43
Figure II.9. Principe de l'essai de dureté ROCKWELL (B) et ROCKWELL (C).....	44
Figure II.10. Eprouvette de fatigue.....	45
Figure II.11. Sollicitations cycliques.	46
Figure II.12. Courbe de Wöhler.....	47
Figure II.13. L'essai de flexion d'une poutre sur deux appuis.....	48

Figure II.14. Courbe de fluage	1 : fluage logarithmique	
	2 : fluage restauration (cas général)	
	3 : fluage visqueux50
Figure II.15. Schéma d'un diagramme de fluage type.....		51
Figure II.16. Schématisation de l'essai de résilience.		53
Figure II.17. Schématisation d'essai résilience.....		54
Figure II.18. Eprouvettes de résilience : (a) avec entaille en V et (b) avec entaille en u.		55
Figure II.19 schématisation du positionnement d'une éprouvette.		56
Diagramme III.1. Processus expérimental et caractérisation technique de l'alliage AA6005.		62
Figure III.1. Résumé des conditions de traitement thermique.		63
Figure III.2. Eprouvette d'essai de traction (toutes les dimensions en mm).		64
Figure III.3. Spécimen d'essai de fatigue (toutes les dimensions en mm).		64
Figure III.4. Les courbes contrainte/déformation d'AA6005 dans différents Traitements de vieillissement.		67
Figure III.5. Courbes S/N non évaluées statistiquement d'un AA6005 reçu dans différents traitements de vieillissement.		71
Figure III.6. Microstructure optique de AA6005 –AS-R, granulométrie ($d \approx 41.3 \mu\text{m}$).		72
Figure III.7. Microstructure optique de AA6005 : (a) T6 état avec granulométrie ($d \approx 27 \mu\text{m}$), (b) T5 état avec granulométrie ($d \approx 39 \mu\text{m}$).		72
Figure III.8. Microstructure optique de AA6005 : (c) T4 état avec granulométrie ($d \approx 29 \mu\text{m}$), (d) T1 état avec granulométrie ($d \approx 39.6 \mu\text{m}$).		73
Figure III.9. Microstructures de AA6005-AS R : matériau de base par SEM, (A and B) EDS analyse spectrale obtenue sur deux des particules.		73

Figure III.10. Microstructures de AA6005-T6 : matériau de base par SEM, (C and D) EDS analyse spectrale obtenue sur deux des particules.	74
Figure III.11. Microstructures de AA6005-T5 : matériau de base par SEM, (E and F) EDS analyse spectrale obtenue sur deux des particules.	74
Figure III.12. Analyse par diffraction des rayons X de l'AA 6005 dans diverse conditions de traitements.	75
Figure III.13. DSC comparaison des courbes réalisée à une vitesse de balayage de 10°C/min après traitement en solution et trempe a température ambiante (a) Trempe a l'eau, (b) Trempe a l'air, (c) T4 Condition, (d) T1 Condition.	78

Introduction générale

L'aluminium a connu un développement spectaculaire depuis sa naissance en 1854 symbolisée par la présentation à l'Académie des Sciences, par le chimiste français Saint-Claire Deville, d'un petit lingot réalisé par voie chimique, mais le véritable début de développement industriel de l'aluminium et ses alliages se produit en 1886 avec l'invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult en France et Charles Martin Hall aux États-Unis. L'aluminium est aujourd'hui **le premier métal non ferreux** en tonnage, il a supplanté l'étain dans les années 1920, le plomb dans les années 1940, le zinc puis le cuivre dans les années 1950 (tableau 1)

Tableau 1. Production mondiale d'aluminium (en tonnes).[1]

Année 1888.....	39
Année 1900.....	5700
Année 1930.....	269 000
Année 1960.....	4 624 000
Année 1993.....	19 816 000
Année 1997.....	21 800 000

Un tel développement repose bien évidemment sur les propriétés particulières de l'aluminium : léger, tenace, résistant à la corrosion, conducteur de la chaleur et de l'électricité, décoratif ; les alliages d'aluminium se prêtent également à tous les processus de transformation : laminage, filage, matriçage, moulage... Ceci explique qu'ils soient aujourd'hui utilisés dans la plupart des grands marchés industriels : transport terrestres, maritimes ou aérospatiaux, emballage, bâtiments, électricité, mécanique...

Chapitre I :
Bibliographie
matériau

I-1. Généralités [1]

I-1.1. Le « Matériau » C'est quoi?

Un matériau est une substance, une matière destinée à être mise en forme. Un objet peut être fabriqué avec des matériaux différents. Un même matériau peut être utilisé pour fabriquer des objets différents.

On peut classer les matériaux en 4 grandes familles :

- Les métaux ;
- Les polymères ;
- Les céramiques ;
- Les composites.

Les matériaux métalliques : métaux purs (cuivre, fer, aluminium, etc.) et alliages. Un alliage est un matériau fabriqué à partir de deux ou de plusieurs métaux et d'éléments chimiques. Par exemple, le bronze est un alliage du cuivre et de l'étain qui peut contenir aussi du manganèse et du silicium.

Les polymères : résine, caoutchoucs, les colles...etc.

Les céramiques : porcelaine, verre, béton, etc.

Les composites : Un matériau composite est l'assemblage d'au moins deux composants non miscibles

I-1.2. Caractéristiques d'un matériau

Un matériau possède plusieurs propriétés qui peuvent être :

- Physiques ;
- Chimiques ;
- Mécaniques ;
- Électriques ;
- Thermiques ;
- Économiques ;

- Environnementales.

I-2. L'aluminium et ces alliages

Les caractéristiques principales d'aluminium :

- Bon conducteur de la chaleur et de l'électricité ;
- Faible masse volumique : $2,7 \text{ kg/dm}^3$;
- Point de fusion : 658° C ;
- Faible module d'Young : 70000 MPa ;
- Faible limite élastique ;
- Fort allongement à la rupture (tôles minces, feuilles, papier) ;
- Bonne conductibilité (67 % de celle du cuivre).

I-2.1. Désignation des alliages d'aluminium

On distingue les deux grandes classes d'alliages d'aluminium suivants :

- Les **alliages corroyés**, produits obtenus par les procédés de déformation plastiques à chaud ou à froid tels que le filage, le laminage ;
- Les **alliages de moulage**, obtenus directement par fonderie.

La désignation de ces alliages est faite suivant des règles très précises que nous rappelons ci-après

I-2.1.1. Désignation des alliages corroyés

La désignation conforme à la norme Afnor NF EN 573 ainsi qu'aux spécifications internationales de l'**Aluminium Association**, est **numérique** à quatre chiffres dont le premier indique la famille (ou la série) à laquelle appartient l'aluminium ou l'alliage d'aluminium (**tableau I.1.**).

Chapitre I : Bibliographie matériau

Tableau I.1. Famille d'alliages d'aluminium corroyés.

Elément d'alliage	famille
Aucun	1000
Cuivre	2000
Manganèse	3000
Silicium	4000
Magnésium	5000
Magnésium et silicium	6000
Zinc (et cuivre)	7000

Etat de livraison – états métallurgiques

Ils sont conformes à la norme Afnor NF EN 515 qui désigne :

- L'état métallurgique de **base** par une lettre F, O, H ou T (tableau I.2.) ;
- Le **moyen principal d'obtention** par un ou plusieurs **chiffres** complémentaires.

Tableau I.2. Désignation des états métallurgiques de base.

F	Etat brut de fabrication
O	Etat recuit
H	Etat écroui et éventuellement restauré ou stabilisé
T	Etat durci par traitement thermique

Tableau I-3. Caractéristiques mécaniques typiques des principaux alliages d'aluminium corroyés à la température de 20 °C

Alliage	état	Traction			Dureté Brinell	Cisaillement R _m (MPa)	Fatigue (MPa)	Module d'élasticité (GPa)
		R _{0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)				
1050 A	0	30	80	40	21	55	25	69
	H14	105	115	11	30	71		69
	H18	140	155	6	41	90	55	69
1080	0	25	75	42	19	50		69
	H14	95	105	11	27	64		69
1100	0	35	90	35	22	65	34	69
Ou	H14	115	125	10	33	80	48	69
1200	H18	150	165	5	44	100	62	69
2011	T8	300	380	15	100	234	125	70
2014	T6	420	480	12	137	290	145	73
2017 A	T4	280	420	18	105	260	135	73

Chapitre I : Bibliographie matériau

2024	T4	320	465	18	120	285	140	73
2030	T3	390	450	10	115	275	135	73
2618 A	T6	390	440	9	135	270	140	74
3003	0	45	115	38	28	75	50	69
	H14	140	155	8	42	95	60	69
	H18	190	205	4	55	110	70	69
3004	0	70	180	27	45	110	95	69
	H24	200	240	8	64	125	105	69
	H26	250	285	5	77	145	110	69
3005	0	55	130	30	31	80		69
	H24	165	190	8	50	110		69
3105	0	50	120	30	30	80		69
	H14	155	175	7	46	105		69
	H18	195	220	4	58	117		69

Tableau 3 - Suite.

Alliage	Etat	Traction			Dureté Brinell	Cisaillement R _m (MPa)	Fatigue (MPa)	Module d'élasticité (GPa)
		R _{0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)				
5005	0	40	120	30	28	75		69
	H24	140	160	10	41	96		69
	H28	180	200	5	51	110		69
5050	0	55	145	28	36	105	85	69
	H24	165	190	9	53	125	90	69
	H26	200	220	5	63	140	95	69
5052	0	90	190	28	48	122	110	70
	H24	205	250	12	68	142	125	70
	H28	255	285	5	77	165	140	70
5083	0	160	305	23	70	185		71
5086	0	135	278	25	63	165	108	71
5454	0	110	250	26	62	159		70
	H24	130	300	26	81	180		70
5754	0	100	200	23	50	130	100	70
	H24	215	270	10	68	150		70
6005A	T6	260	285	12	90	185	97	69.5
6060	T5	190	220	16	75	150	72	69.5
6061	0	55	125	25	30	83	60	69
	T6	270	305	13	95	205	98	69
6082	T6	280	315	12	95	218	98	69.5
6106	T5	230	265	13	95	175	84	69.5
7020	T5	320	380	12	120	245	125	71.5
7049A	T6	570	650	10				72
7075	T6	500	570	11	150	330	160	72
	T73	430	500	13	140	300	150	72

Chapitre I : Bibliographie matériau

- La limite de fatigue à 10^8 cycles de flexions alternées rotatives ;
- Le module d'élasticité, moyenne des modules en traction et en compression (le module de compression étant environ 2% plus élevé que le module de traction).

Propriétés élastiques :

Module d'élasticité :

Il est égal à 66.6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et d'additions. Pour l'aluminium commercialement pur, la valeur de 69 GPa est généralement admise.

Pour les alliages, le module est généralement compris entre 69 et 72 GPa ; il est particulièrement sensible à la teneur en silicium et passe de 70 à 82 GPa lorsque la teneur en silicium augmente de 2 à 18%.

Module de torsion :

Il est égal à 25 GPa pour l'aluminium pur titré à 99.9% et à 26 GPa pour l'aluminium commercial.

Coefficient de poisson :

Il varie de 0.33 à 0.35.

Ténacité :

La ténacité ou contrainte statique résiduelle à la propagation d'une fissure est une notion très importante en particulier dans les cas des alliages à haute résistance car elle conditionne la fiabilité et sécurité des structures.

Le **critère K_{Ic}** ou facteur critique d'intensité des contraintes est le critère actuellement généralisé pour caractériser cette propriété.

Tableau I.4. Valeurs de K_{ic} pour les alliages d'aluminium traditionnels.

Alliages	K_{ic} (MPa m)
2014-T6	19 à 22
2024-T3	21 à 23
2024-T8	17 à 19
2618A-T6	18 à 20
7075-T6	19 à 21
7075-T73	24 à 25

I-3. Les principaux traitements thermiques d'alliages d'aluminium : [2]

Les traitements thermiques appliqués aux alliages d'aluminium peuvent être classés en trois groupes :

- Les traitements d'homogénéisation ;
- Les traitements d'adoucissement ;
- Les traitements de durcissement structural.

I-3.1. Traitement d'homogénéisation

Ce sont des traitements comportant un chauffage à des températures relativement élevées appliqués à certains produits bruts de fonderie et corroyés, et destinés le plus souvent à faciliter la transformation à chaud ou à froid (filage, étirage, laminage, forgeage).

Ils consistent en général en des maintiens de 6 à 48 heures à des températures allant de 450° C à 610° C, qui ont pour principal but de dissoudre les phases métalliques en excès et de réaliser une homogénéisation de la composition de la solution solide.

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

Tableau I.5. Conditions des traitements d'homogénéisation.[3]

CONDITIONS DES TRAITEMENTS D'HOMOGENEISATION	
ALLIAGES	TEMPERATURE
6003	508 à 630 °C
6060	540 à 590 °C
6081-6082	525 à 550 °C
2017 A	480 à 500 °C
2024-2011	475 à 495 °C
2014	485 à 505 °C
2618-2219	485 à 535 °C
7075-7049 A	440 à 470 °C
5000 Mg < 2%	520 à 600 °C
2 < Mg < 4.5%	510 à 550 °C
Mg > 4.5%	490 à 530 °C

I-3.2. Traitement d'adoucissement[2]

L'objectif est de conférer à un alliage donné écroui la plus faible limite d'élasticité tout en lui rendant ses propriétés et meilleures capacités de déformation.

Trois possibilités :

- Restauration** : adoucissement partiel par réchauffage à température modérée (250 °C) permettant une réorganisation des dislocations ;
- Recristallisation** : adoucissement complet par chauffage à température plus élevée permettant la formation de nouveaux grains ;
- Coalescence** : durcissement structural par grossissement de précipités résultant de dissolution à haute température de fines particules.

I-3.2.1. Le traitement de recristallisation

Avant d'aller plus loin dans ce traitement, on doit différencier les notions de travail à chaud et de travail à froid. Ces expressions ne font pas référence à un intervalle de température mais à une température précise appelée « température de recristallisation ».

Si le travail de la pièce se fait sous la température de recristallisation, on parle alors de travail à froid. Lors d'un travail à froid, la pièce subit un écrouissage (déformation permanente du grain). Par contre, si le travail est réalisé au-dessus de la température de recristallisation, on parle alors

Chapitre I : Bibliographie matériau

de travail ou de déformation à chaud. Dans ce cas, la déformation du grain n'est pas permanente. Seules les pièces travaillées à froid peuvent subir un traitement de recristallisation.

Ce traitement réalise deux fonctions distinctes : relaxation (élimination des contraintes) et formation de nouveaux grains équiaxiaux. Lors de l'écroutissage (déformation plastique à froid), les dislocations se déplacent jusqu'à une certaine limite. Ensuite, il y a empilement des dislocations. Ce phénomène se solde par un durcissement et une perte de ductilité.

Le recuit de recristallisation élimine les contraintes mécaniques et réforme des grains équiaxiaux. Ceci permet de poursuivre la déformation (mise en forme) à froid en redonnant sa ductilité au matériau. Par ce traitement, on peut poursuivre l'écroutissage ultérieurement.



Figure I.1. Le processus de recristallisation

I-3.2.2. Les recuits de détente

Les recuits de détente ont pour but d'éliminer les contraintes induites dans la pièce, qu'elles soient thermiques (c'est-à-dire causées par un refroidissement non uniforme dans la pièce) ou mécaniques (causées par des opérations de finition). Ceux-ci sont réalisés à basse température, de manière à ne pas altérer les microstructures.

Ce type de traitement consiste à chauffer la pièce à basse température pendant un temps plus ou moins long. Lorsqu'une pièce est soumise à des contraintes importantes, il y a création de dislocations au sein du réseau. Quand ces dislocations peuvent se déplacer, la pièce se déforme. Par-contre, si ces dislocations rencontrent des obstacles (précipités, impuretés, bordure de grain, etc.), elles ne peuvent se déplacer librement. Il y a alors création de contraintes résiduelles.

Lorsque les contraintes résiduelles sont supérieures à la résistance mécanique maximale de la pièce, il y a fissuration. Si ces contraintes résiduelles sont inférieures à la résistance maximum de la pièce, elles risquent de diminuer la résistance mécanique de la pièce lors de sa

Chapitre I : Bibliographie matériau

mise en service. Le traitement de recuit de détente ou de relaxation sert à éliminer une partie plus ou moins importante de ces contraintes résiduelles internes. Il a comme particularité de ne pas modifier la forme des grains ou les phases en présence.

Ce traitement est peu utilisé sur les aluminiums, puisque les températures de traitement doivent être très basses. Toutefois, il est à l'occasion utilisée lorsqu'une très faible augmentation des propriétés mécaniques est souhaitable.

Cycle thermique :

A → B : Chauffage lent à basse température;

B → C : Maintien assez long à cette température;

C → D : Refroidissement lent dans le four.

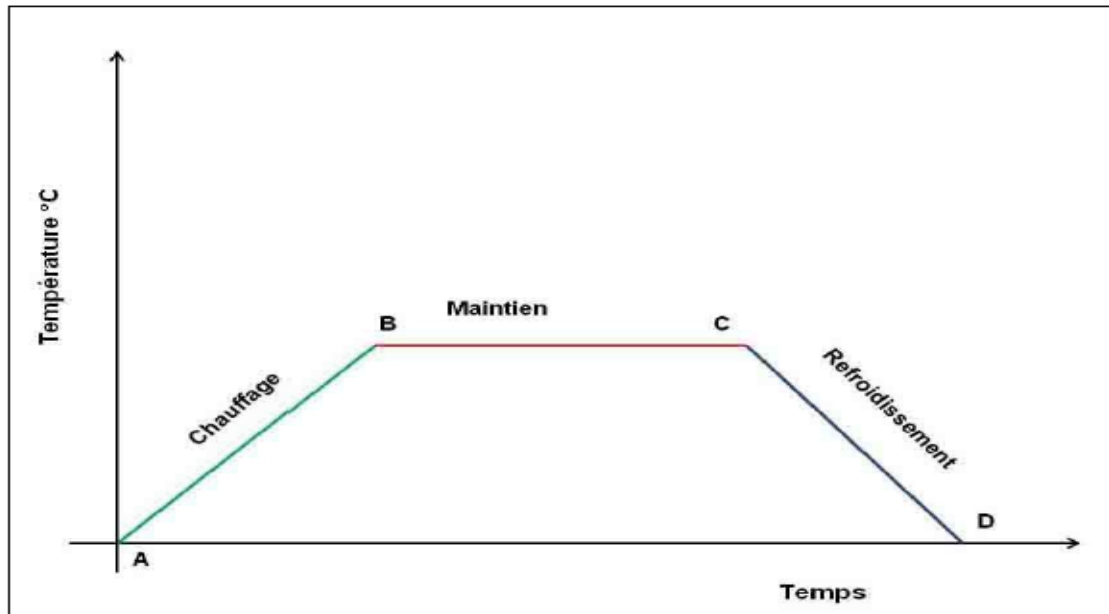


Figure I.2. Le cycle thermique de recuit de détente de l'aluminium

I-3.2.2.1. Les étapes de formation des contraintes résiduelles

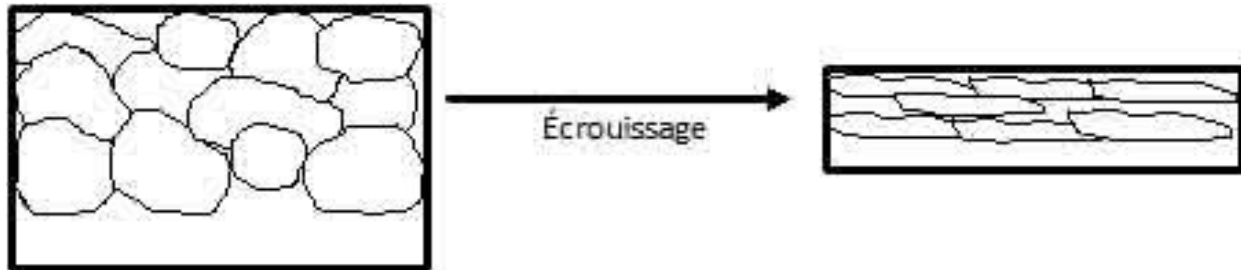


Figure I.3.L'écrouissage (exemple : pliage, laminage, extrusion, étirage, réalisés à froid)

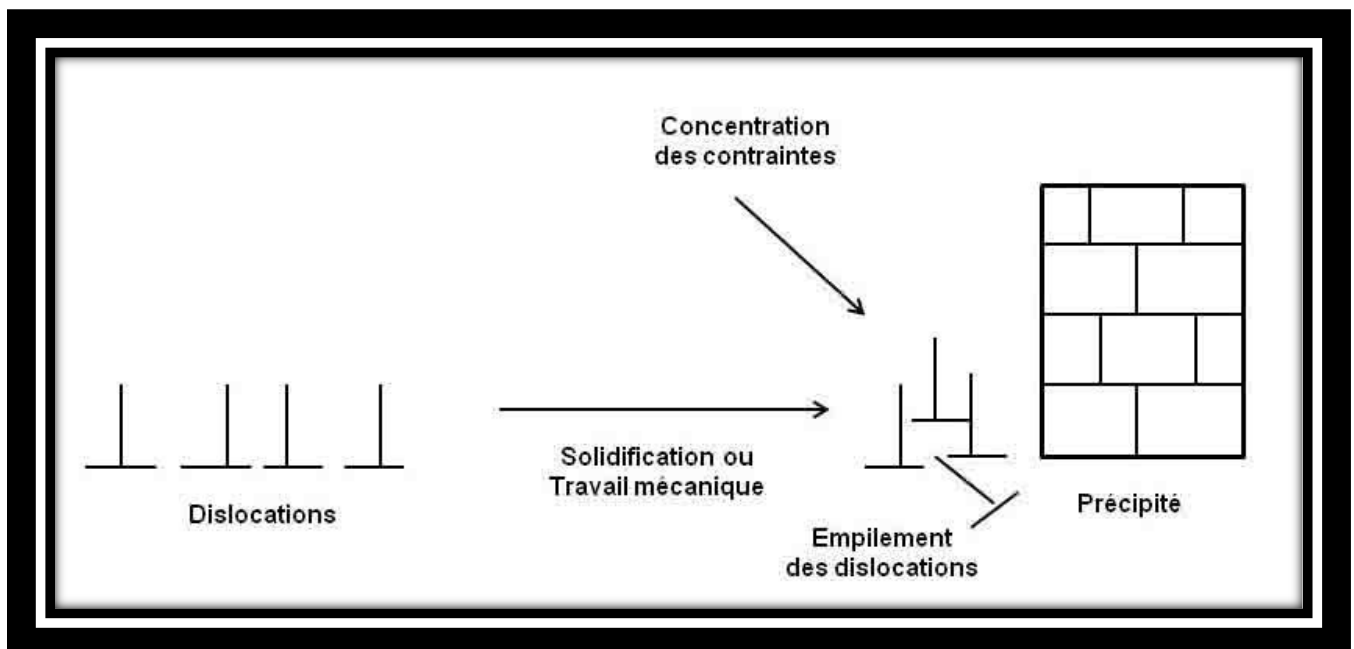


Figure I.4.L'empilement des dislocations

Le recuit de détente permet aux dislocations de se répartir plus uniformément au sein de la matrice. Cette répartition des dislocations permet de diminuer les concentrations de contraintes.

I-3.2.2.2. Le recuit complet

Le recuit complet réalise trois fonctions différentes : recuit de détente, recristallisation et adoucissement.

Le temps de maintien peut varier de quelques heures à basse température et à quelques secondes à haute température. Ce traitement peut être appliqué de manière à obtenir un recuit partiel ou un

Chapitre I : Bibliographie matériau

recuit complet selon les caractéristiques mécaniques désirées après écrouissage. L'état complètement recuit constitue l'état le plus ductile, donc le moins dur.

Pour les pièces coulées, ce traitement peut permettre d'homogénéiser la microstructure et corriger les phénomènes de ségrégation, dues aux vitesses de refroidissement et de solidification variables dans le moule. Le refroidissement doit être très lent afin de permettre aux atomes de pouvoir se diffuser au sein de l'alliage. Comme l'illustre le graphique 40, le cycle du recuit complet peut être représenté de la manière qui suit.

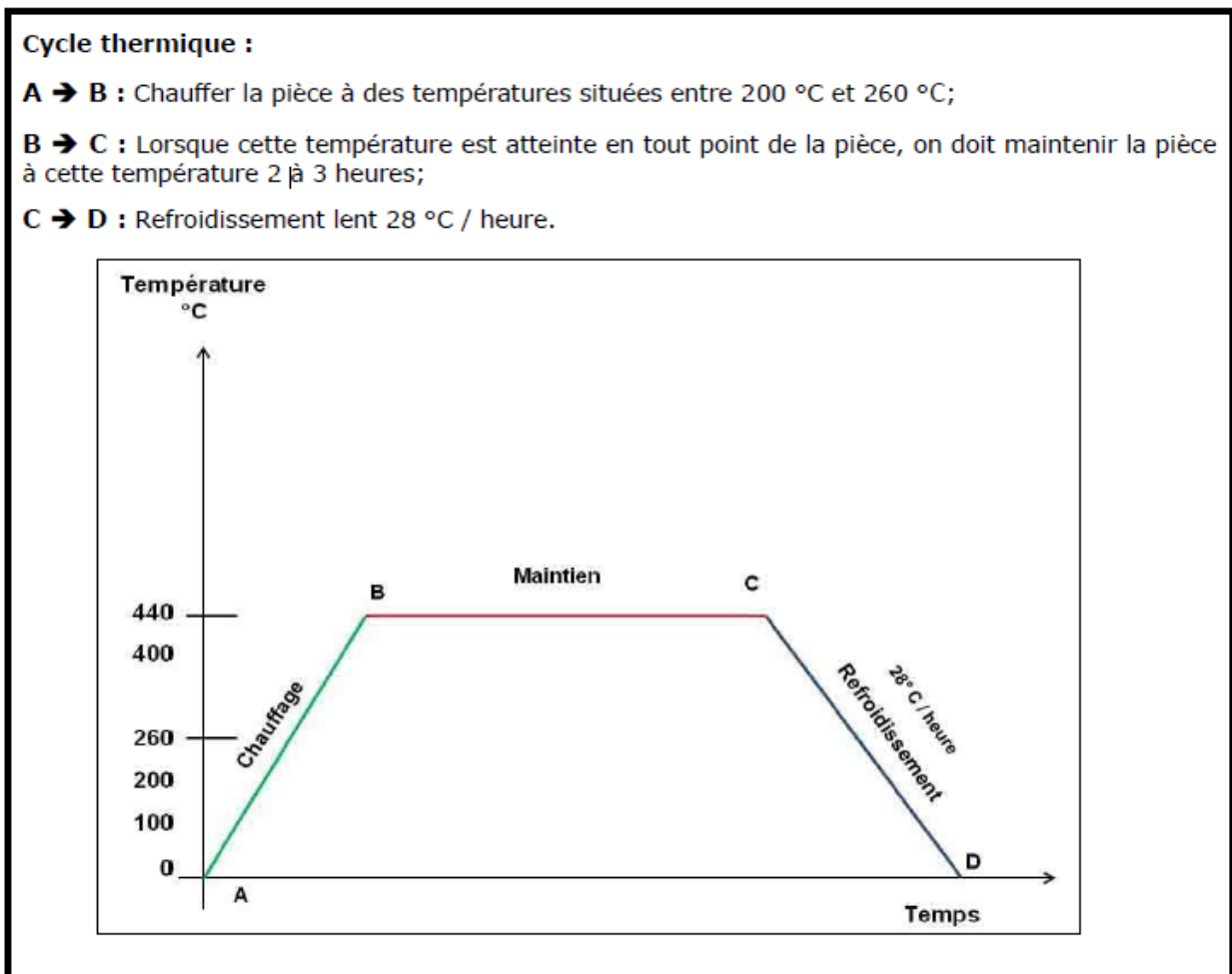


Figure I.5.Le cycle thermique de recuit complet de l'aluminium

Le refroidissement lent (28 °C/heure) entraîne une augmentation de la taille des grains et une uniformisation des phases. Ceci permet d'adoucir le métal pour améliorer certaines propriétés physiques telles que la conductibilité et certaines propriétés mécaniques, telles que la ductilité ou l'usinabilité.

I-3.3. Le durcissement structural

Ce traitement thermique est principalement destiné aux aluminiums et de façon beaucoup moins importante à certains aciers alliés. Ce dernier est de loin le traitement thermique le plus utilisé pour augmenter les propriétés mécaniques des alliages. Il est aussi appelé «durcissement par précipitation ». Il se divise en trois étapes distinctes : mise en solution, trempe et vieillissement ou maturation.

Ce traitement ne peut être appliqué qu'à certains alliages d'aluminium :

Corroyage

(Déformation à chaud)

- Série 2000 Al – Cu ;
- Série 6000 Al – Si – Mg et/ou Cu ;
- Série 7000 Al – Zn.

Fonderie

- Série 200 Al – Cu ;
- Série 300 Al – Si – Mg et/ou Cu ;
- Série 700 Al – Zn ;
- HT 850 – 851 et 852.

Tous les alliages mentionnés ci-dessus sont caractérisés par une solubilité partielle des éléments d'alliage (solutés) dans la matrice d'aluminium (solvant).

Il existe deux conditions indispensables pour que le durcissement structural soit possible :

- La présence d'éléments d'alliages partiellement solubles
- La solubilité à haute température est très supérieure à celle obtenue à basse température.

I-3.3.1. Le principe du durcissement structural

Lorsqu'un alliage « durcissable » refroidit, la solubilité de l'élément (ou des éléments) d'alliage diminue. Il y a alors précipitation de l'élément en excès. Habituellement, cet excès tend à se concentrer dans les zones de chaleur plus importantes (dans les derniers endroits à se

Chapitre I : Bibliographie matériau

solidifier) puisque ce sont à ces endroits que la solubilité est maximale. Très souvent dans un alliage, ceci correspond aux joints de grains.

Supposons qu'on ajoute un « élément B » dans une « matrice A ». La solubilité de « B » dans « A » est de 15 % à 500 °C et 5 % à 20 °C. Lorsque l'alliage coulé refroidit, il y a précipitation de l'élément « B ». À 20° C, environ 10 % en poids de « B » a précipité. L'alliage est donc composé de précipités de B dans une matrice \square (solution solide contenant 5 % de « B » dissout dans « A »).

Supposons maintenant que l'élément « B » forme un composé intermétallique avec « A ». Le précipité formé est donc un composé « AB » contenant des quantités définies de chacun.

La microstructure finale sera donc formée de la solution solide \square et d'un précipité « AB ». Sur la figure ci-dessous, on remarque bien la tendance naturelle de l'excès à précipiter aux bordures de grain.

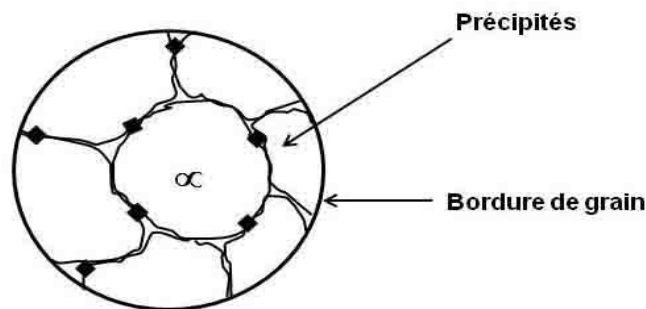


Figure I.6. Le principe du durcissement structural

I-3.3.2. La mise en solution

La mise en solution consiste à dissoudre les précipités massifs (à les remettre en solution) dans l'alliage. Puisque la solubilité augmente avec la température du solvant (matrice), la mise en solution est faite à haute température (environ 50 °C sous le solidus). Après la mise en solution, on obtient une solution solide homogène (aucun précipité).

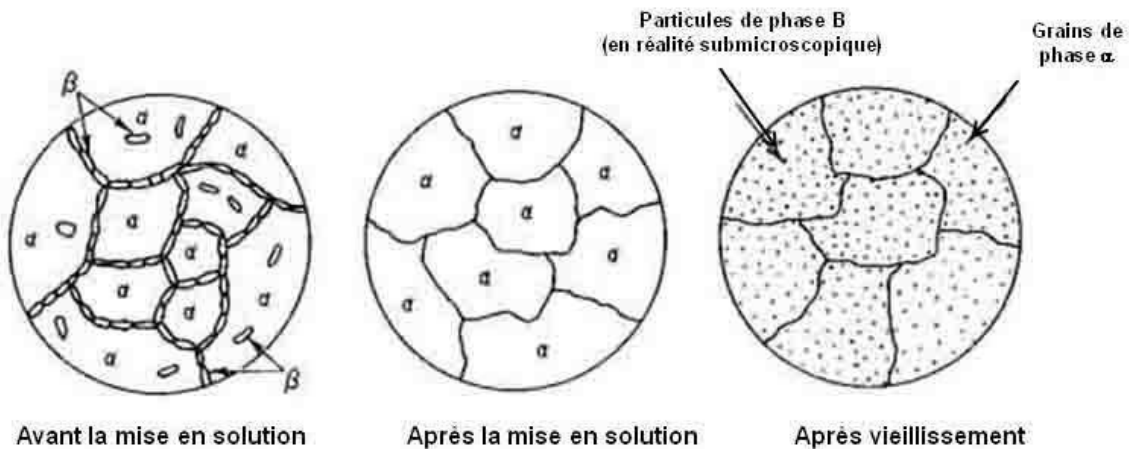


Figure I.7. La mise en solution

I-3.3.3. La trempe de l'aluminium

Si on laisse refroidir lentement l'alliage mis en solution, la structure obtenue sera formée de précipités massifs dans celle-ci. Ces précipités sont le résultat de la diminution de solubilité lorsque la température diminue. Pour empêcher cela, on a recours à une trempe.

La trempe peut être définie comme un « refroidissement très rapide » à partir d'une température très élevée. Ce refroidissement rapide ralentit la diffusion des atomes pratiquement jusqu'à l'arrêter complètement. Puisqu'on tombe dans des conditions hors équilibre, les transformations normales qui apparaissent au refroidissement n'ont donc pas lieu. La trempe permet de « figer » l'alliage.

La structure obtenue après la trempe est la même que celle obtenue après la mise en solution mais à température ambiante. La solution solide est sursaturée et cherche à atteindre l'équilibre. Si on fournit un apport d'énergie à cet alliage, il y aura diffusion et, par conséquent, précipitation.

I-3.3.4. Le vieillissement ou maturation

Puisque la solution solide de trempe est sursaturée en éléments d'alliage, l'excès a tendance à précipiter. Ce phénomène est appelé « vieillissement ou maturation ». Tous les alliages durcissables vont subir ce phénomène. Cependant, puisque l'excès en élément d'alliage est réparti uniformément dans l'alliage, les précipités seront très petits et nombreux. On peut donc dire que plus l'alliage vieillit, plus il durcit jusqu'à un maximum. Au-delà de cette limite,

Chapitre I : Bibliographie matériau

les précipités formés deviennent trop gros et l'alliage devient de plus en plus fragile. Il existe deux types de vieillissement : le vieillissement naturel et le vieillissement artificiel.

Le vieillissement naturel se fait à température ambiante et sur une période de temps beaucoup plus longue. Seuls les alliages d'aluminium et de zinc sont susceptibles d'être durcis de façon significative par un vieillissement naturel. Le vieillissement artificiel est réalisé en chauffant et en maintenant l'alliage à la température de revenu (ou de vieillissement). On crée ainsi une diffusion plus rapide, ce qui favorise une précipitation plus rapide.

Tableau I.6. Les conditions pratiques de la trempe structurale pour les alliages d'aluminium

Famille d'alliage	Température de mise en solution	Durée de maintien	Medium de trempe
2000	495 ° à 535 °C	2 à 24 heures	Air calme ou soufflé, eau froide à Bouillante
6000	530 °C à 550 °C	2 à 4 heures	Eau froide ou tiède, huile, air calme ou soufflé pour les pièces minces
7000	445 °C à 465 °C	4 à 8 heures	Air calme ou soufflé, eau froide à chaude

I-4. Les précautions à prendre lors de la mise en œuvre des traitements thermiques de l'aluminium

I-4.1. Les précautions à privilégier lors de la mise en solution

Le contrôle de la température est critique lors de cette opération. Étant donné que celle-ci est réalisée à haute température, un dépassement de quelques degrés de cette dernière peut entraîner une fusion locale en surface ou de surchauffe en bordure des grains. Ceci a pour effet de diminuer la résistance mécanique de la pièce et entraîne habituellement le rejet de la pièce. Une pièce surchauffée lors de la mise en solution peut se reconnaître à la présence d'une couche, mate gris foncé, voire noire, en surface résultant de l'oxydation. Celle-ci est particulièrement évidente pour les alliages contenant du silicium.

Lorsque cette surchauffe³² est suffisamment importante, on peut voir des fissures à chaud en surface et des soufflures résultant d'une oxydation importante. On peut diminuer les effets de l'oxydation en utilisant une atmosphère contrôlée où il n'y a pas d'oxygène. Pour cela, on peut ajouter des matières volatiles qui s'oxydent facilement ou des fluorures qui forment des

Chapitre I : Bibliographie matériau

gaz qui évacuent l'oxygène du four. Si la température n'est pas suffisamment élevée, certaines phases ne sont pas dissoutes et peuvent nuire au durcissement et entraîner des propriétés mécaniques inférieures à celles escomptées.

Le temps de mise en solution varie considérablement d'un procédé à un autre. Ce dernier est assez difficile à déterminer puisqu'il dépend de la microstructure de la pièce. Cette dernière dépend de la section de la pièce et de la vitesse de refroidissement lors de la solidification. À son tour, la vitesse de refroidissement dépend du procédé de fonderie utilisé et des paramètres utilisés. Par exemple, si on examine une pièce identique coulée en moule de sable et la même pièce coulée en moule permanent, on obtient des microstructures différentes.

En effet, puisque le moule métallique entraîne un refroidissement beaucoup plus important, on obtient un grain beaucoup plus fin. De plus, ce refroidissement rapide similaire à une trempe, diminue considérablement la diffusion des précipités (ségrégation). On obtient une structure dans laquelle le grain est plus fin et dans laquelle les précipités sont moins massifs et localisés. Toutes ces caractéristiques font en sorte que la mise en solution est plus facile pour les pièces coulées en moules permanents. On parle même de temps de mise en solution de 20 à 25 % moins long pour des pièces coulées en moule permanent qu'en sable.

À l'inverse, une pièce coulée en sable aura un refroidissement moins rapide. Ceci donne lieu à une structure beaucoup plus grossière formée de grains grossiers et de précipités massifs dus à la diffusion plus importante. Bien qu'il puisse varier, le temps de mise en solution standard pour les pièces coulées est d'environ 12 heures et de 8 heures pour les pièces coulées en moule permanent. Les temps de mise en solution correspondent au temps de maintien lorsque la température est atteinte, on doit donc ajouter le temps nécessaire pour atteindre cette température au cœur de la pièce. On doit aussi tenir compte du temps requis pour atteindre cette température lorsqu'il y a plusieurs pièces dans la fournée.

La ségrégation des grains et l'existence de grains grossiers rendent difficiles la mise en solution des constituants provoquant le durcissement. Le temps nécessaire pour atteindre l'état de mise en solution doit donc être plus long. Il est souvent préférable d'utiliser un maintien plus long afin de compenser la présence d'un grain grossier.

Chapitre I : Bibliographie matériau

On peut conclure que des chauffages de durcissement courts suffisent dans le cas d'un grain fin et que la granulation fine permet une plus grande augmentation de la résistance mécanique. Il en est de même pour le processus de vieillissement qui se fait plus rapidement dans un alliage à grain fin. En pratique, il faut adopter un moyen terme car on trouve des grains de différentes grosseurs dans une pièce qu'elle ait été coulée au sable ou en coquille.

I-4.2. Les précautions à privilégier lors de la trempe

La trempe est habituellement réalisée par immersion dans l'eau chaude de la pièce mise en solution. Cependant, celle-ci peut être faite dans l'eau chaude ou froide, dans l'huile, à l'air calme ou à l'air soufflé. Pour les pièces aéronautiques, il est exigé de les tremper dans le glycol ou « PAG – Poly Alkylene Glycol » dans le jargon.

Les refroidissements très rapides vont favoriser une résistance mécanique élevée au détriment de certaines autres propriétés, comme par exemple, la résistance à la corrosion et la ductilité. De plus, dans le cas de pièces de grandes dimensions, un refroidissement trop rapide peut entraîner une rupture causée par des contraintes thermiques trop importantes ainsi qu'une variation significative des dimensions.

Le principal élément qui peut influencer la trempe est le temps de transfert entre le four (à la température de mise en solution) et le bassin de trempe. Si celui-ci est trop long, il y aura début de précipitations des éléments mis en solution. Le bac de trempe doit se trouver à proximité du four. Il doit avoir un volume d'eau de 5 à 7 fois supérieur à celui des pièces trempées et le médium de trempe doit être agité.

Tableau I.7.Le temps maximal de transfert et l'épaisseur des parois.

Épaisseur des parois ou \varnothing (mm)	Temps maximal de transfert (seconde)
Sous 5	5
Entre 6 et 8	7
Entre 9 et 22	10
23 et plus	15

I-4.3. Les facteurs à considérer lors du vieillissement

La mise en solution améliore la ductilité et augmente faiblement la résistance des pièces coulées. Pour développer au maximum les propriétés mécaniques, on applique un traitement de vieillissement (ou durcissement par précipitation). Après la trempe, l'alliage est sursaturé en

Chapitre I : Bibliographie matériau

solution solide. À la température ambiante, le processus de durcissement commence avec une faible précipitation des composants.

Dans la majorité des alliages, ce vieillissement naturel demande de longues périodes avant d'obtenir un durcissement appréciable. Ce processus peut être accéléré par un vieillissement pendant plusieurs heures à une température de 150 °C à 300 °C. Les traitements thermiques les plus utilisés pour les alliages d'aluminium sont :

- **T4** – Mise en solution, trempe et vieillissement naturel – on aura de grandes valeurs de l'allongement mais la structure est instable et il y aura lieu à un vieillissement naturel
- **T6** – Mise en solution, trempe et vieillissement accéléré – pour atteindre une résistance et une ductilité optimale
- **T7** – Comme **T6**, mais surveillé – ce traitement est appliqué pour stabiliser les dimensions en maintenant de bonnes propriétés mécaniques.

En résumé, il faut comprendre qu'un vieillissement réalisé avec des temps longs de maintien ou à haute température peut conduire à la perte des propriétés mécaniques. La restauration de ces propriétés ne peut être obtenue que par la répétition du cycle de traitement thermique.

On a déjà mentionné l'influence de la température de mise en solution que l'on doit maintenir aussi près que possible de la ligne solidus, mais il ne faut en aucun cas dépasser cette limite. La durée du chauffage a également une influence très différente suivant les conditions de la coulée, au sable ou en coquille sur les caractéristiques mécaniques que l'on peut obtenir. Il ne faut pas négliger aussi la composition de l'alliage qui joue un rôle prépondérant.

Il ne serait pas avantageux de chercher à porter rapidement une pièce coulée à la température de durcissement. Il faut en effet que la pièce perde progressivement les tensions internes qui se sont produites entre les sections refroidies rapidement et celles refroidies plus lentement pendant la solidification dans le moule. Un chauffage trop rapide peut même avoir un effet contraire et engendrer des tensions et des gauchissements (déformation de la pièce).

Pour les alliages d'aluminium, on recommande une vitesse de chauffage de 40 °C / heure.

Le vieillissement, réalisé adéquatement, est toujours accompagné d'une augmentation de la résistance à la traction, de la dureté et de l'allongement. Un vieillissement ultérieur provoque

une augmentation de la résistance mécanique et de la dureté ainsi qu'une diminution plus ou moins importante de l'allongement. Cette chute de la ductilité peut être suffisamment importante pour rendre les alliages fragiles (cassants).

I-4.4. L'influence des conditions de coulée sur le durcissement

Les propriétés mécaniques d'un alliage à l'état brut de coulée sont déjà très fortement influencées par la vitesse de solidification de l'alliage dans le moule. Cette vitesse varie beaucoup, surtout dans le moulage en coquille, suivant les propriétés de fonderie de l'alliage et la forme de la pièce. La solidification des pièces en moule métallique étant très rapide, un phénomène semblable à la trempe se produit. La structure est plus homogène et une grande partie des constituants provoquant le durcissement (exemple : Mg_2Si) reste en solution.

Des essais effectués avec un métal à la température de 700 °C, coulé dans une coquille et trempé à l'eau après la sortie du moule (à environ 200 °C ou 300 °C), ont démontré que ce traitement entraînait des propriétés mécaniques supérieures. Le passage d'une température élevée à une température plus basse correspond au vieillissement. La trempe à l'eau permet d'arrêter le durcissement. Cette méthode ne peut être utilisée que pour les pièces simples coulées en moule métallique. Lorsqu'il s'agit de pièces avec configuration complexe, on les pose sur une plaque d'amiante pendant une minute pour favoriser l'égalisation de la température, ensuite, on les plonge dans l'eau. Les propriétés mécaniques et les duretés ainsi obtenues sont toutefois inférieures à celles acquises par un traitement conventionnel de vieillissement.

Les pièces coulées durcies par ce procédé simplifié peuvent être améliorées ultérieurement du point de vue résistance à la traction et à la dureté au moyen d'un revenu à 160 °C pendant 10 à 12 heures. Plus la température de revenu est basse, plus la durée du revenu doit être longue. Cependant, on obtient une ductilité légèrement supérieure à des températures basses.

Il faut aussi veiller à appliquer un revenu immédiatement après la trempe pour obtenir les meilleures valeurs de résistance mécanique.

I-4.5. L'influence du médium de trempe

Pour les alliages d'aluminium, on utilise l'eau froide et l'eau chaude (entre 60 °C et 80 °C) jusqu'à l'eau bouillante comme médium de trempe. Il est important de respecter les spécifications selon l'alliage, particulièrement pour les pièces massives ou possédant des

Chapitre I : Bibliographie matériau

changements de sections importants. Bien entendu, la trempe à l'eau froide permet d'obtenir le refroidissement le plus rapide. Cependant, c'est ce type de trempe qui induit le plus de contraintes résiduelles dans la pièce. Elle est souvent utilisée pour la trempe des alliages autotrepants afin d'éviter toutes précipitations non contrôlées.

Toutefois, chaque fois que c'est possible, on aura intérêt à utiliser la trempe à l'eau chaude afin de diminuer l'importance des chocs thermiques.

Tableau I.8. Exemples de duretés obtenues après traitement thermique.[3]

EXEMPLES DE DURETÉS OBTENUES APRÈS TRAITEMENT THERMIQUE		
ALLIAGE	RECUIT	TREMPE ET REVENU OU TREMPE ET MATURATION
AU45G AU4G AU2 GN (2014) (2024) (261 BA)	45 HB	105 à 135 HB selon T° de revenu
AG5 ASGMDJ (6063) (6082)	30 HB	65 HB mûri 90 HB revenu
A75G AZBGU AZ5GU (7026) (7049) (7075)	50-60 HB	140 à 160 HB (état T 73 sur AZ5GU)
AS7G AS7G03 (al. de fonderie)	Stabilisation 160 °C	80-85 HB
AS7G06 AS10G AS12UN	Stabilisation 160°C - 170°C	90-110 HB

I-5. Applications et secteurs d'activités[3]

- **Construction aéronautique et spatiale** : traitement thermique sur pièces Ariane, qualification QUALIFAS ;
- **Construction automobile** : pièces de fonderie, supports de pompe à eau, supports d'alternateur, culasses, supports moteurs, caches culbuteurs, tubulures, raccords pour systèmes de climatisation, charnières de porte pour camion semi frigorifique, ébauches de tiges / 6061, boucles, crampons... ;
- **Construction poids-lourds** : poussoirs de culbuteurs, armatures ou charnières pour strapontin de véhicules de transports en commun ;
- **Construction ferroviaire** ;
- **Construction mécanique** : fond de citerne, stores déroulant ;
- **Visserie (aluminium 7075)** : vis, écrous ;
- **Architecture** : mobilier urbain (embases pour poteau de lampadaire) ;
- **Équipements sportifs** : moto (couronnes de transmission / 7075, jantes), vélo (cadre, supports de vélo), skis (fixations / 7075) ;
- **Production d'aluminium** : blocs.

Chapitre II :

Essais

mécaniques

II-1. Introduction

Pour définir les caractéristiques des matériaux, on réalise des essais mécaniques sur des éprouvettes. Les essais des métaux et alliages ont pour objet la détermination de leurs caractéristiques de résistance, indispensable à connaître pour leur utilisation rationnelle. On peut distinguer : les essais mécaniques, les essais physiques et les essais thermiques ...

Nous ne nous occuperons que du premier groupe : les essais mécaniques qui sont les plus utilisés industriellement car 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. Pour but de caractériser les lois du comportement des matériaux. La loi de comportement établit une relation entre les contraintes (pression = force/surface) et les déformations.

On peut distinguer :

❖ **Les essais peu liés au temps** (dans lesquels la déformation provoquée est peu liée à la durée d'application de la force) :

L'essai de traction, de compression ou de flexion, détermine l'aptitude à la déformation d'un matériau soumis à un effort progressif.

L'essai de dureté fournit des renseignements sur la résistance à la pénétration d'une pièce dure soumise à un effort constant.

L'essai de résilience caractérise la résistance au choc.

❖ **Les essais fortement liés au temps** (dans lesquels la déformation provoquée dépend de la durée d'application de la force) :

L'essai de fatigue étudie le comportement du matériau vis à vis de sollicitations alternées bien inférieures à la contrainte nécessaire pour le rompre.

L'essai de fluage mesure la déformation, en fonction du temps, du matériau sous charge constante.

II-2. Caractérisation mécanique des matériaux [4]

Ce sont des propriétés des propriétés relatives aux aspects de résistance aux efforts, des déformations résultantes des efforts, des déformations résultantes des efforts, des contacts entre solides (chocs, glissement...), dépendent de la température d'utilisation, de l'état de surface, des conditions d'application des efforts, de la vitesse de déformation.

- **La rigidité :**

C'est l'aptitude d'un matériau à sa déformation de façon élastique (et donc réversible). La rigidité est définie par le module d'élasticité E plus le matériau est rigide plus la force qu'on peut lui appliquer est importante.

- **Elasticité :**

C'est l'aptitude d'un matériau à se déformer sous une charge (un effort) et de retourner à son état initial après décharge.

- **Résistance maximal :**

C'est la charge maximale que peut supporter un matériau la charge peut être effort en traction le couple en torsion.

- **Limite élastique :**

C'est la charge maximale que peut supporter un matériau pour se déformer d'une façon élastique.

- **Plasticité :**

C'est la formation d'un matériau sous une charge sans revenir à son état initial après décharge.

- **Ductilité :**

C'est l'aptitude d'un matériau à se déformer plastiquement avant rupture un matériau qui se déforme plus avant rupture est plus ductile qu'un matériau qui se déforme moins.

- **Fragilité :**

C'est la facilité avec laquelle on peut fracturer un matériau fragile se déformer plastiquement.

Remarque :

La ductilité et la fragilité sont deux notion opposées, Elles peuvent être exprimées par :

- L'allongement à la rupture $A\%$

- Le pourcentage de striction Z
- La résilience déterminée par essai Charpy

- **Ténacité :**

C'est l'aptitude d'un matériau à absorber l'énergie lors d'une déformation plastique. C'est une combinaison entre la bonne résistance à la rupture et la bonne ductilité. Une des façons de définir la ténacité est l'aire de la surface engendrée par la courbe de traction. La ténacité peut être mesurée par l'essai de résilience « Charpy ».

II-3. Essai de traction

II-3.1. But

Mettre en évidence les caractéristiques suivantes :

- Résistance à la traction ;
- R_m , σ_m ou f_u (limite ultime) ;
- Caractéristiques d'élasticité (R_e) ;
- Capacité d'allongement ($\sigma = E \cdot \varepsilon = F/S$). [5]

II-3.2. Intérêt et déroulement de l'essai

L'essai de traction est l'un des essais les plus utilisés pour la caractérisation mécanique des matériaux. Il consiste à exercer deux forces mécaniques opposées sur une éprouvette normalisée qui vont la déformer progressivement jusqu'à sa rupture tout en enregistrant, à chaque instant, la déformation provoquée en fonction de la contrainte appliquée [6]. La ligne d'action étant confondue avec l'axe de symétrie ou de rotation de l'éprouvette. On mesure instantanément l'allongement Δl , correspondant. [7]

Afin de pouvoir utiliser les courbes brutes de traction, on doit les modifier pour que les résultats obtenus ne soient fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette. Pour ce faire, on rapporte la charge F à la section initiale S_0 de l'éprouvette en vue d'obtenir la contrainte nominale σ :

$$\sigma = F/S_0 \quad (2.1)$$

Et on rapporte l'allongement Δl à la longueur initiale entre repères l_0 , pour obtenir la déformation nominale ε

Chapitre II : Essais mécaniques

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 \quad (2.2)$$

L'essai est le plus souvent normalisé. La forme de l'éprouvette est soit cylindrique, soit prismatique (fig. II.1). Afin d'assurer une meilleure comparaison des essais effectués dans différents laboratoires. Pour chaque type de matériau, il existe un type d'éprouvette.

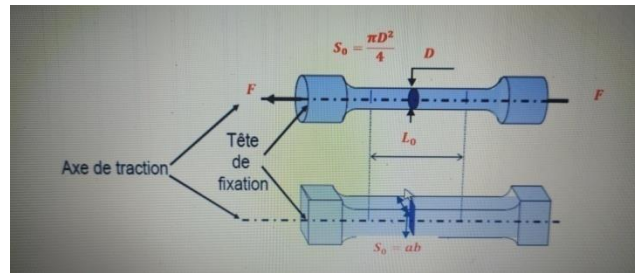


Figure II.1. Eprouvette de traction : a) cylindrique, b) prismatique.

Les extrémités, ou têtes, de l'éprouvette ont une section supérieure à S_0 , ce qui permet de les fixer sur la machine d'essai. La géométrie des têtes dépend du mode de fixation utilisé (serrage sur têtes lisses, filetage ou épaulement). Le raccordement entre la partie centrale et les têtes doit toujours être progressif afin de minimiser l'effet de concentration des contraintes. L'éprouvette comprend toujours, entre deux repères séparés par une distance l_0 , une section constante S_0 .

Une machine de traction est constituée d'un bâti rigide qui comprend une traverse 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 (vérins), soit par des vis sans fin. La charge imposée à l'éprouvette est mesurée par un dynamomètre, et l'allongement par un extensomètre, ce qui permet d'obtenir un enregistrement de la courbe brute de traction, $F = (\Delta l)$ caractéristique de l'échantillon et de sa géométrie [8].

II-3.3. Propriétés de traction

D'une façon générale, on peut estimer les principales propriétés mécaniques à partir d'une courbe conventionnelle de traction $\sigma = F(\epsilon)$ d'un matériau à comportement ductile en traction.

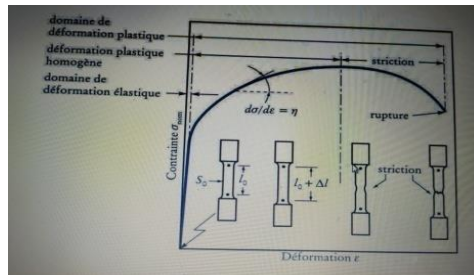


Figure II.2. Représentation d'une courbe de traction (matériau ductile) [8]

L'exploitation de la courbe de traction permet de distinguer deux domaines fondamentaux :

Domaine élastique linéaire :

Pendant la première partie de l'essai, l'éprouvette a un comportement élastique linéaire et obéit la loi de Hooke. Théoriquement la pente de la droite est égale au module d'Young ; en pratique, le module d'élasticité est très rarement mesuré de cette façon car, dans le domaine élastique, les déformations sont très faibles, et la précision des mesures laisse alors à désirer. La limite de ce domaine est marquée par une propriété importante. C'est la limite élastique (fig. II.3).

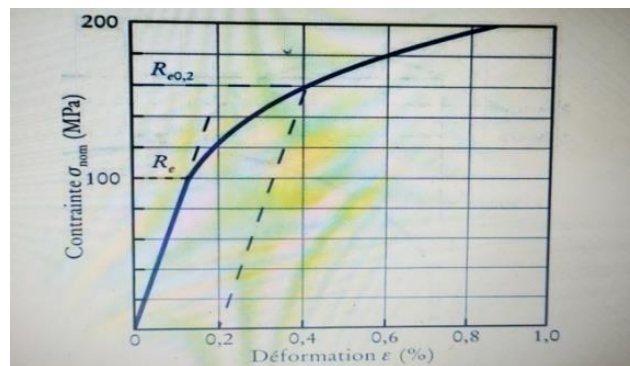


Figure II.3. Détermination de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % d'un alliage d'aluminium. [8]

En toute rigueur, la limite d'élasticité R_e correspond à la contrainte à partir de laquelle le comportement du matériau s'écarte de la loi de Hooke, c'est -à-dire au moment où apparaît la première déformation plastique irréversible. En d'autres termes, La limite d'élasticité devrait donc correspondre, à la contrainte à partir de laquelle il n'y a plus proportionnalité entre contrainte et déformation. En pratique, même si sa définition est simple, une telle limite de

Chapitre II : Essais mécaniques

proportionnalité est très difficile à apprécier, car le passage du domaine élastique au domaine plastique se fait de façon progressive ; la limite de proportionnalité, ou limite d'élasticité vraie Re , dépend donc de la précision que l'on a sur la mesure de l'allongement. On lève toute ambiguïté en définissant une limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 %, notée $Re_{0,2}$: Elle définit la contrainte à laquelle correspond une déformation plastique permanente égale à 0,2 %.

Domaine plastique :

Dans la seconde phase de l'essai, le comportement du matériau n'est plus linéaire puisque la déformation élastique est suivie de la déformation plastique qui se manifeste de deux façons :

i) Déformation plastique homogène : Dans ce sous-domaine qui est compris entre la limite élastique et se poursuit jusqu'à la valeur maximale de la contrainte, le matériau se consolide par phénomène d'écrouissage. Le taux de consolidation $d\sigma/d\varepsilon$, pente de la courbe $\sigma = (\varepsilon)$, diminue quand la contrainte augmente et devient nul à la valeur maximale de la contrainte nominale appliquée. Cette dernière caractérise la résistance à la traction Rm qui se définit comme la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction (fig. II.3). Les matériaux fragiles n'ont pas de domaine de déformation plastique, dans ce cas, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont confondues.

ii) Déformation plastique hétérogène (localisée) : Une fois que la courbe de traction ait atteint un maximum Rm , la contrainte nominale diminue bien que l'allongement continue de croître. Quand l'allongement augmente au-delà de celui qui correspond à la charge maximale atteinte, un nouveau phénomène apparaît : localement, la consolidation du matériau ne peut plus compenser l'augmentation de la contrainte. La déformation n'est plus homogène, mais elle est localisée dans la zone de striction. Ce phénomène se traduit par une réduction localisée des dimensions transversales de l'éprouvette se produisant au cours de l'essai. Il est caractérisé par le coefficient de striction Z (équation 2.3).

$$Z = \frac{S_0 - S_F}{S_0} \times 100\% = \frac{\Delta S}{S_0} \times 100\% \quad (2.3)$$

Où

- S_0 est la section initiale de l'éprouvette ;
- S_F est la section finale de l'éprouvette.

Finalement, la rupture se produit dans la zone de striction, là où la section est la plus faible. Le comportement ductile du matériau peut être mis en relief à partir de l'allongement à la rupture. Cette caractéristique peut être lue directement sur la courbe de traction ou mesurée sur l'éprouvette rompue (équation 2.4).

$$A = \frac{l_f - l_0}{L_0} \times 100\% = (\Delta l / l_0) \times 100\% \quad (2.4)$$

L'allongement permanent après rupture est une mesure de la ductilité ; il est nul pour les matériaux fragiles. [8,9]

II-3.4. Phénomène d'écrouissage

II-3.4.1. Mécanisme et effet de l'écrouissage

La déformation plastique d'un matériau cristallin modifie ses propriétés de par son influence sur sa structure interne ; ces évolutions de propriétés et de microstructure, appelées écrouissage, jouent un rôle très important pour les caractéristiques mécaniques du matériau. En effet, le durcissement par écrouissage est largement utilisé pour augmenter les caractéristiques mécaniques de nombreux alliages métalliques.

Au cours d'un essai de traction, la consolidation d'un matériau est le résultat d'un mouvement et d'une multiplication des dislocations qui balayent les plans de glissement et s'entrecroisent entre elles en augmentant leur densité. [8]

L'écrouissage c'est l'effet des interactions entre dislocations qui augmente avec la multiplication des dislocations au cours de la déformation plastique. Cet effet est responsable du fort durcissement des alliages de structure cubique à faces centrées. [10]

II-3.4.2. Influence de l'écrouissage sur les caractéristiques mécaniques

L'écrouissage a une influence sur les propriétés mécaniques des aciers. Les effets de ce phénomène se traduisent par l'amélioration des caractéristiques telles que [11] :

- sa résistance à la traction augmente et semble tendre vers une limite ;
- sa limite d'élasticité croît plus rapidement que la résistance et finit par tendre vers la même valeur ;
- l'allongement baisse rapidement et ne décroît par la suite que lentement.

II-3.4.3. Courbe et coefficient d'écrouissage

Dans le domaine des déformations plastiques homogènes (avant l'apparition de la striction), le phénomène d'écrouissage peut être évalué sur les courbes rationnelles de traction. Sur une courbe de traction classique, la charge à la rupture est une grandeur conventionnelle puisqu'elle ne tient compte que de la section initiale S_0 ; ($Rm = \sigma_{max} / S_0$). Cela empêche de tenir compte dans les calculs de plasticité car la section est variable dans le temps. A cet effet, on définit une contrainte vraie σ_v qui correspond à la charge appliquée rapportée à la section instantanée $S = (t)$.

$$\sigma_v = F / S \quad (2.5)$$

Une portion parabolique AB de cette Courbe peut être mise sous une certaine forme empirique qui relie la contrainte vraie σ_v à la déformation relative ϵ_v . (Fig. II .4)

L'expression la plus utilisée est celle de Lüduik [12] :

$$\sigma_v = \sigma_0 + K \cdot (\epsilon_v)^n \quad (2.6)$$

Où σ_0 et k sont des constantes du matériau

Et n est le coefficient d'écrouissage

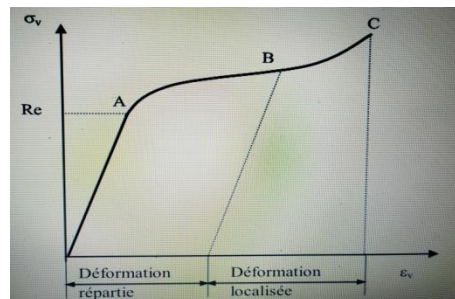


Figure II .4. Phénomène d'écrouissage sur une courbe rationnelle de traction.

Le coefficient d'écrouissage caractérise la déformation rationnelle répartie (homogène) que peut subir un matériau et l'aptitude à répartir uniformément cette déformation. Ce coefficient dépend du matériau et du traitement qu'il a subi. En général on a : $0,1 \leq n \leq 0,4$

N.B :

Si

- $n = 0,1$: le matériau a une faible consolidation ;
- $n = 0,4$: le matériau a une forte consolidation ;
- $n = 0$: Le matériau ne subit aucune consolidation, C'est donc que ce matériau est parfaitement plastique.

II-3.5. Phénomène de Striction

II-3.5.1. Aspect phénoménologique

La notion de striction est souvent associée à celle de l'instabilité plastique. Physiquement, elle se manifeste par une localisation de la déformation dans le domaine plastique et se caractérise comme étant un affaiblissement de l'épaisseur de l'éprouvette (Fig. II.5). Difficile à caractériser, elle est souvent associée à la rupture [13].

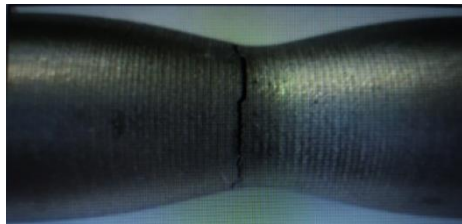


Figure II.5. Striction sur une éprouvette cylindrique.

Deux phénomènes sont en compétition, le phénomène de consolidation et le phénomène entraînant la diminution de charge lié à la réduction progressive de section. On conçoit donc que les deux phénomènes puissent se compenser à un instant donné : À la charge limite, l'effort appliqué passe par un maximum, tandis que la contrainte continue de croître dans la section la plus réduite de l'éprouvette [14]. Les phénomènes d'instabilité se manifestent sous des formes diverses, telles que les strictions diffuse ou localisée, ou encore les ruptures. Dans tous les cas, ils se traduisent par l'apparition d'une hétérogénéité de déformation à l'échelle macroscopique qui peut conduire à la rupture du matériau dans la zone concernée.

Chapitre II : Essais mécaniques

- **Critères de Striction**

Parmi les nombreuses analyses mécaniques des phénomènes d'instabilité, on peut distinguer celles pour lesquelles le matériau reste continu de celles qui, au contraire, correspondent à des ruptures, c'est à dire à la création de discontinuités géométriques (fissures, fractures, failles, ...). De nombreux travaux ont été consacrés à l'étude des différents phénomènes d'instabilités plastiques, dont ceux consacrés à l'étude de la rupture.

- **Critère de Considère :**

Appelé encore critère de la force maximum, c'est le premier critère proposé pour la résolution du problème d'instabilité plastique pour une éprouvette de traction uni axiale. Il permet de prédire la striction diffuse. En 1985, Considère a supposé que la condition d'instabilité est atteinte lorsque la force appliquée F passe par un maximum [15]. C'est donc le déclenchement de la striction.

$$dF = 0 \quad (2.7)$$

ave: $F = \sigma S$

σ = contrainte de traction;

S : section de l'éprouvette.

En supposant que le matériau est incompressible, on obtient :

$$\frac{d\sigma v}{d\varepsilon v} \sigma = 0 \quad (2.8)$$

L'équation (1.8) constitue la relation principale du critère de considère appelé encore critère de force maximum.

Si la courbe de traction suit une loi de forme puissance, Hollomon (1945) conclut que :

$$\sigma_v = k. \quad (2.9)$$

Alors : $\frac{\varepsilon n v}{\varepsilon v} = k \varepsilon^{n_v} \rightarrow \varepsilon_v = n \quad (2.10)$

II-3.6. Energie de déformation

Selon l'essai de traction on évalue l'énergie nécessaire pour entraîner la rupture de l'éprouvette. Pour les deux types de comportement (fragile et ductile) ; l'aire sous la courbe de traction représente l'énergie dépensée par unité de volume de matériau pour rompre l'éprouvette [16,8]. Pour un comportement élastique parfait, le matériau obéit à la loi de Hooke. Ainsi, l'énergie est déterminée par la relation II.11 :

$$W = \int \sigma d\varepsilon \quad (2.11)$$

Avec

$$\sigma = F/S_0 \quad (2.12)$$

Et

$$\varepsilon = \Delta l / l_0 = (l_f - l_0) / l_0 \quad (2.13)$$

L'équation (2. 11) devient

$$W = \int_{l_0}^{l_f} \frac{F}{S_0} d\left(\frac{\Delta l}{l_0}\right) = \frac{1}{S_0 \cdot l_0} \int_{l_0}^{l_f} F \cdot d(\Delta l) \quad (2.14)$$

Le volume initial de l'éprouvette est : $V_0 = S_0 l_0$ on tire :

$$W = \frac{1}{V_0} \int_0^{\Delta l} F \cdot d(\Delta l) \quad (2.15)$$

W représente le travail fourni par la force F pour rompre le matériau. Cette énergie représente l'aire A_t du triangle OAR_m (fig II.6) :

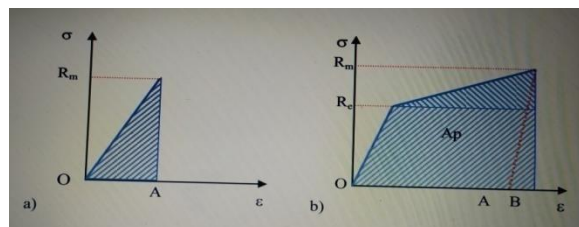


Figure II.6. Evaluation de l'énergie à partir de l'aire sous la courbe de traction : a) matériau fragile, b) matériau ductile.

$$A_t = (OA \times R_m) / 2 \quad \text{avec: } OA = \varepsilon_e \text{ et } R_m = R_e$$

$$d'où: A_t = (R_e \varepsilon_e) / 2 = (R_e)^2 / 2E \quad (2.16)$$

Pour les matériaux ductiles ; on peut assimiler le polygone OR_eR_mA (fig. I.38b) à un trapèze. L'aire totale de ce trapèze est donnée par :

$$A_t = A_e + A_p = OA (R_e) + OA \left[\frac{R_m - R_e}{2} \right] \quad (2.17)$$

$$A_t = OA \left[R_e + \left[\frac{R_m - R_e}{2} \right] \right] \quad (2.18)$$

A_t est l'aire qui représente l'énergie plastique.

A_e est l'aire qui représente l'énergie de déformation élastique pouvant être restituée après rupture.

En générale, A_e est très inférieure à A_p ; on néglige A_e . [17]

II-4. Essais de dureté

la dureté quantifiée résistance d'un matériau à la pénétration sous une certaine charge F , est une propriété mécanique qui dépend non seulement des caractéristiques de matériau, mais aussi de la nature et de la forme de pénétrateur et du mode de pénétration. Donnée en mégapascal (MPa) puisqu'elle est le rapport d'une force en Newton (N) sur une surface calculée en millimètres carrés (mm²).

II-4.1. types d'essais

Ils existent plusieurs essais mais les plus utilisés sont : BRINELL, VICKERS, ROCKWELL.

II-4.1.1. Essai de dureté brinell

La dureté Brinell (HB) est un nombre proportionnel à F / S , L'essai Brinell utilise comme poinçon une bille en acier trempé ou en carbure de tungstène de 10 mm de diamètre (D). Il s'applique aux métaux "peu durs". La pression est maintenue pendant 15 à 30 s selon le métal. (Figure II.7)

Chapitre II : Essais mécaniques

$$HB = 2F / \pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})$$

F : charge appliquée ;

d : le diamètre de l'empreinte en millimètres ;

D : diamètre de la bille.

La norme Brinell de dureté a été éditée dès 1924.

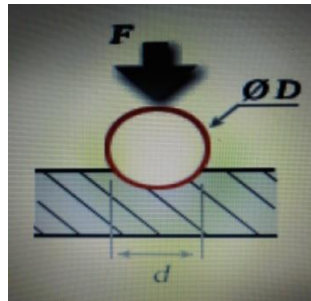


Figure II.7. Principe de l'essai de dureté BRINELL.

II-4.1.2. La dureté VICKERS(HV)

Elle est caractérisée par l'empreinte faite par un indenteur sous une charge donnée durant 15 secondes. L'indenteur est formé d'une pyramide en diamant à base carrée dont les faces opposées font un angle de 136°. On mesure la moyenne des diagonales d1 et d2 de l'empreinte en microscopie optique. (Figure II.8)

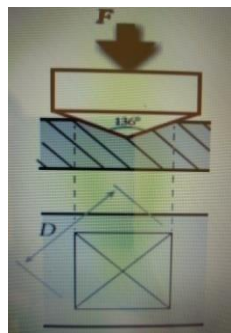


Figure II.8. Principe de l'essai de dureté VICKERS.

La dureté Vickers (HV) est calculée e à l'aide de la formule suivante :

$$HV = 0,189 * F / d^2$$

Où :

HV = Dureté Vickers

F = Force appliquée [N]

d = Moyenne des diagonales de l'empreinte [mm]

L'essai VICKERS est adapté pour les alliages durs et les céramiques.

II-4.1.3. La dureté Rockwell (HR)

C'est une 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), (La norme de dureté Rockwell date de 1932).

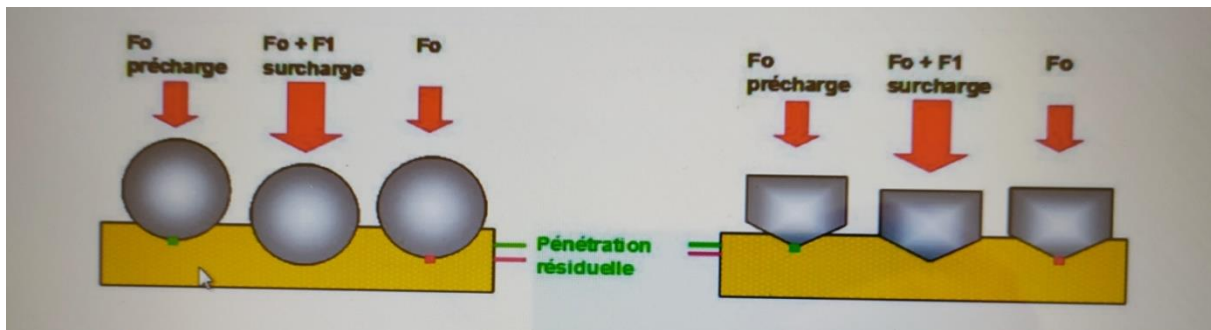


Figure II.9. Principe de l'essai de dureté ROCKWELL (B) et ROCKWELL (C).

L'essai consiste à appliquer une pré-charge de F_0 (N) sur le pénétrateur qui s'enfonce d'une profondeur P_0 . On applique une force supplémentaire $F+F_1$, pendant 3 à 8 s, le cône s'enfonce d'une profondeur P_1 . On supprime la force F , le cône reste enfoncé d'une profondeur P_2 .

La profondeur rémanente ($P_2 - P_0$) permet le calcul de la dureté selon la formule : Les indices Rockwell peuvent se lire directement sur un cadran gradué.

- **ROCKWELL C (HRC)** : Le pénétrateur est un cône de diamant de 120° et d'extrémité sphérique ($\varnothing 0,2$ mm).
- **ROCKWELL B (HRB)** : Le pénétrateur est une bille d'acier de 1,59 mm de diamètre.

F : La charge(N).

II-5. Essai de fatigue

II-5.1. Généralité

Lorsque l'on soumet un métallique à des cycles répétés, il subit des modifications de microstructure regroupées sous le terme général d'endommagement par fatigue, ou plus simplement de fatigue. Cet endommagement ne se signale par aucune modification macroscopiquement décelable, et la rupture peut intervenir à des niveaux de contraintes peu élevés, souvent inférieur à la limite élastique, mais dont la répétition constitue le danger. La capacité de résistance à la fatigue d'un matériau s'appelle endurance [18].

Les essais de fatigue caractérisent la capacité d'un matériau à résister à une sollicitation cyclique. Si le nombre de cycles est petit, on parlera de fatigue oligocyclique. Il existe plusieurs modes de sollicitations possibles : flexion, efforts axiaux (traction et/ou compression) et torsion, et des modes combinés, statiques et dynamiques (torsion / flexion, tension / torsion, etc.) [19].

II-5.2. Eprouvettes et essai

Les éprouvettes peuvent être de géométries variées, en fonction de ce que l'on cherche à caractériser. Classiquement, elles peuvent être à section circulaire ou parallélépipédique, et d'épaisseur constante ou variable. Les plus générales sont les éprouvettes toroïdales, à section circulaire variable [20]. Enfin, les éprouvettes peuvent être lisses ou entaillées. L'état de surface doit être particulièrement soigné et répétitif, et l'usinage ne doit pas introduire de contraintes résiduelles importantes. Comme on peut le voir, la surface de l'éprouvette est parfaitement polie pour retarder au maximum la rupture par fatigue. (Figure II.9).



Figure II.10. Epreuve de fatigue [19]

II-5.3. Modes de sollicitations

Il est possible d'effectuer différents types de sollicitations cycliques, par exemple en alternant uniquement de la traction, ou uniquement de la compression, ou bien encore en faisant intervenir de la traction et de la compression, comme le présente la figure II.10. En outre, comme cela a déjà été signalé, ces modes de sollicitations peuvent être combinés avec de la torsion ou de la flexion.

II-5.3.1. Différents types de sollicitations appliquées en fatigue

I : Contrainte ondulée de compression ;

II : Contrainte répétée de compression ;

III : Contrainte alternée dissymétrique ;

IV : Contrainte purement alternée ;

V : Contrainte alternée dissymétrique ;

VI : Contrainte répétée de traction ;

VII : Contrainte ondulée de traction.

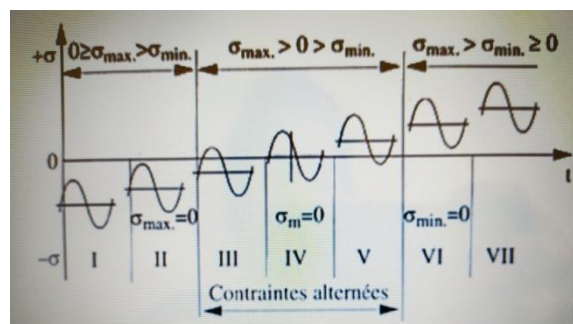


Figure II.11. Sollicitations cycliques. [21].

II-5.4. Courbe de Wöhler [20]

Les essais de fatigue permettent de déterminer le nombre de cycles à rupture pour une sollicitation donnée. Ces résultats sont présentés sous la forme d'une courbe semi logarithmique

Chapitre II : Essais mécaniques

dite de Wöhler (ou courbe SN, pour Stress et Number of cycles to failure, en anglais). Une courbe type est présentée (figure 3.2) On y distingue les zones de :

- Zone de fatigue oligocyclique : sous une forte contrainte, la rupture intervient après un très petit nombre de cycles et succède à une forte déformation plastique.
- Zone d'endurance limitée ou de fatigue : la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît lorsque la contrainte diminue.
- Zone d'endurance illimitée ou de sécurité : sous faible contrainte, la rupture intervient après un nombre très grand de cycles, d'une durée supérieure à la durée de vie de la pièce (figure II.11)

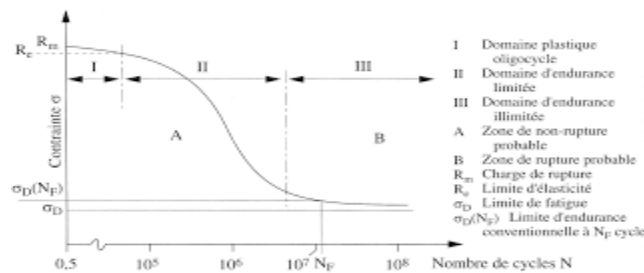


Figure II.12. Courbe de Wöhler [20].

II-5.5. Diagramme d'endurance

Pour une durée de vie donnée, on peut considérer trois types de diagrammes :

- σ_{\max} et σ_{\min} en fonction de la contrainte moyenne σ_m : diagramme de Goodman-Smith ;
- σ_{\max} en fonction de σ_{\min} : diagramme de Ros ;
- σ_{\max} en fonction de R_σ diagramme de Moore.

La limite d'endurance pour une pièce en service dépend de la contrainte moyenne. Dans la pratique, on détermine en général σ_D pour $R_\sigma = -1$ ($\sigma_m = 0$) et on adopte diverses courbes limites quand $[\sigma]_m \neq 0$, donc la courbe de Goodman sera :

$$\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \frac{\sigma_m}{R_m} \right) \quad (3.1)$$

Fixant la contrainte alternée σ_a pour chaque σ_m . Ce diagramme ne représente que le cas de contraintes moyennes de traction, il peut être étendu à des contraintes moyennes de compression [22].

II-6. Essai de flexion

Une poutre est sollicitée en flexion simple lorsque toutes les forces appliquées à la poutre, que ce soient les forces à distance ou les forces élémentaires de liaison, sont perpendiculaires à la ligne moyenne, et soit situées dans le plan de symétrie, soit réparties symétriquement par rapport à celui-ci, ou concentrées en un point ou réparties suivant une loi [23]. (Figure II.12).

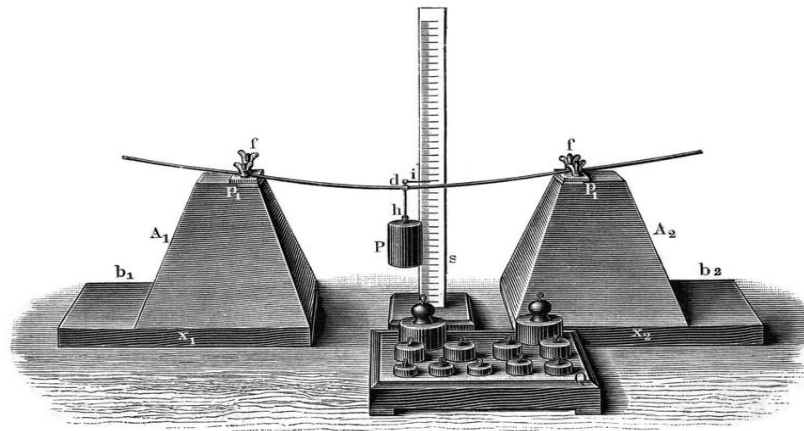


Figure II.13. L'essai de flexion d'une poutre sur deux appuis [24].

En variant les nuances de la poutre et leur dimension pour mesurer expérimentalement (f_m) de la déterminer théoriquement puis faire une identification entre les deux résultats (f_m)_{th} = (f_m)_{exp} puis extraire la valeur de "E" [24].

Cet essai pour but de déterminer la variation de la flèche (f_m) due à la charge qui s'applique au milieu qui développe une flexion simple

On démontre théoriquement que [25] :

$$F_m = \frac{F.L^3}{48.E.I_z}$$

Avec $I_z = \frac{bh^3}{12}$

$$\Rightarrow f_m = \frac{F \cdot l^3}{4 \cdot E \cdot b \cdot h^3}$$

Ce qui donne
$$E_p = \frac{F \cdot l^3}{48 \cdot f_m \cdot I_z}$$

F : Force concentrée appliquée au point (A), l : distance mesurée entre les appuis (mm), b : base de la poutre (mm), h : hauteur de la poutre (mm), I_z : moment d'inertie de (S) par rapport à l'axe (z), f_m : flèche mesurée au point (A), E_{exp} : module d'élasticité longitudinal recherché.

II-7. Essai de fluage

II-7.1. Généralités sur le fluage

Les matériaux en service sont fréquemment exposés à des températures élevées et soumis à des contraintes mécaniques statiques (exemples : les rotors d'une turbine dans un moteur à réaction ou générateur de vapeur qui subissent des contraintes centrifuges ou encore les conduites de vapeur sous haute pression). Une déformation apparaissant dans de tels cas porte le nom de fluage.

En termes plus précis, le fluage désigne la déformation permanente et variable dans le temps que présentent les matériaux sur lesquels s'exerce une charge ou une contrainte constante. Généralement indésirable, il constitue souvent le principal facteur limitant la durée de vie d'une pièce. Il s'observe dans tous les types de matériaux et, dans le cas des métaux, ne revêt une importance notable que lorsque la température excède $0.3T_f$ (T_f représente la température de fusion absolue). [26]

II-7.2. Principe de l'essai

L'essai de fluage consiste à appliquer un effort F à l'échantillon (traction ou compression) et à enregistrer son allongement ou sa réduction DL en fonction du temps. La différence de principe entre l'essai de traction et l'essai de fluage en traction réside donc dans le fait que c'est une vitesse de déformation qui est appliquée dans le premier cas et une contrainte dans le second [27]

Les essais de fluage nécessitent l'usage d'une machine de mise en charge, d'un four et d'un extensomètre. Dans le cas des métaux, les essais de fluage sont le plus souvent effectués en traction, quoique des essais de compression sont également possibles pour des

matériaux fragiles, le risque d'endommagement étant plus limité dans ce mode (les fissures perpendiculaires à l'axe de sollicitation ne pouvant pas se développer) [19].

II-7.3.Courbe de fluage

Les courbes de fluage représentent la variation de l'allongement en fonction du temps. Leur aspect général est schématisé sur la (Figure II.13). Le courbe n° 1 est caractéristique du fluage logarithmique qui se manifeste aux températures relativement basses ($T < 0,3 T_f$) et ne conduit pas à la rupture. La courbe n° 2 est relative au fluage restauration ($T > 0,3 T_f$) très largement gouverné par des processus de diffusion. La courbe n° 3 correspond au fluage visqueux (ou fluage Nabarro), observé au voisinage de la température de fusion pour des contraintes faibles [28]. (Figure II.13).

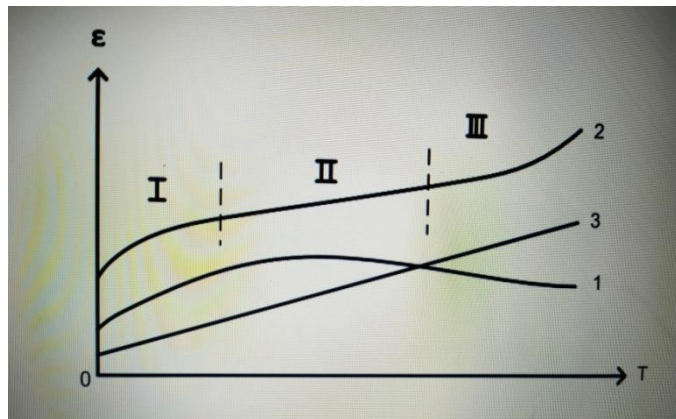


Figure II.14. Courbes de fluage [28] 1 : Fluage logarithmique, 2 : Fluage restauration (cas général), 3 : Fluage visqueux

La température à laquelle un matériau commence à fluer dépend de sa température de fusion T_f (les métaux fluent à partir de $0,4T_f$, les céramiques à partir de $0,5T_f$) ou de sa température de transition vitreuse T_g (les polymères fluent à partir de $1T_g$).

Pour les métaux, les céramiques et les polymères, la réponse expérimentale (courbe de fluage) comporte trois domaines plus ou moins apparents selon le matériau et la température :

- Le fluage primaire au cours duquel la vitesse de déformation diminue corrélativement à une augmentation de résistance du matériau,
- Le fluage secondaire au cours duquel la vitesse de déformation reste constante,

Chapitre II : Essais mécaniques

- Le fluage tertiaire caractérisé par une augmentation de la vitesse de déformation associée à l'apparition d'un endommagement sensible à l'échelle mécanique (formations de cavités) [27].(Figure II.14).

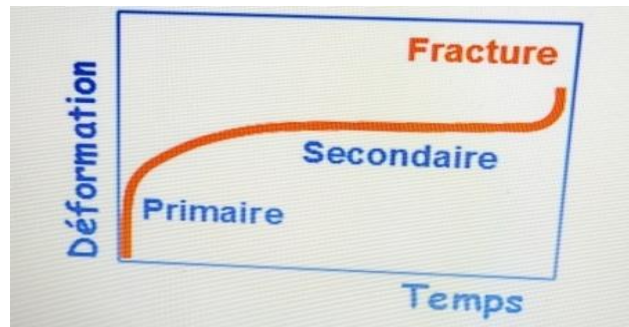


Figure II.15.Schéma d'un diagramme de fluage type [27]

II-8. Notions sur la résilience

La résilience d'un matériau est une propriété mécanique qui traduit l'aptitude du matériau à garder sa forme après un "choc" mécanique subi. Ce choc peut être de nature différente : étirement, pression, torsion du matériau, etc. Le matériau a besoin d'un temps (t) pour retrouver sa propriété.

Un protocole de mesure est déterminé et les limites de tolérance sont définies, statistiques à l'appui. Cette propriété a pu être construite, testée et vérifiée en laboratoire. En quelque sorte, nous disposons ainsi d'une propriété "programmée". Les conséquences peuvent être : la stabilité, la brisure ou la rupture du matériau. Les limites de l'effort de plasticité ainsi que le point de rupture peuvent être identifiées. Alors que ce matériau subit l'action d'un agent externe il conserve sa propriété dans certaines limites. C'est ainsi qu'est née l'idée de la résistance aux chocs.

La mesure de la force résiduelle pour la rupture d'un matériau est une notion introduite pour la première fois en 1897 par l'américain Russel [29]. Ce chercheur inventa en 1896 une machine de rupture, l'ancêtre du mouton pendule actuel, à la seule différence, qu'il effectua la majeure partie des essais sur des éprouvettes sans entailles.

En 1901, un pendule Charpy du nom de son inventeur Georges Charpy, a été proposé. Il a introduit une méthode simple et efficace pour calculer la résilience des matériaux, en particulier

les métaux, et contrairement à Russel il a tenu compte de la présence de l'entaille, et la considéra comme fondamentale et standardisa sa forme [30].

II-8.1. Essais de résilience

La résilience caractérise la résistance de la rupture par choc d'un matériau. Un métal résistant bien au choc à une grande résistance symbole K, le plus souvent l'essai de résilience est réalisé à l'aide de appareil appelle (mouton pendule de **CHARPY**), avec des éprouvette standardisées [31].

II-8.2. Principe de l'essai

Cet essai est destiné à mesurer l'énergie nécessaire en choc mécanique. On utilise un mouton pendule muni à son extrémité d'un couteau qui permet de développer une énergie cédée au moment du choc. Cette énergie est généralement de 300 joules, (cas des normes européennes) [32].

L'énergie absorbée est obtenue en comparant la différence d'énergie potentielle entre le départ du pendule et la fin de l'essai. La machine est munie d'index permettant de connaître la hauteur du pendule au départ ainsi que la position la plus haute que le pendule atteindra après la rupture de l'éprouvette. L'énergie obtenue, en négligeant les frottements, est égale à :

$$K = m \cdot g \cdot (h - h') ;$$

m = masse du mouton-pendule [kg] ;

g = Accélération de la pesanteur. [m s⁻²] (9.80665) ;

h = hauteur du mouton-pendule à sa position de départ [m] ;

h' = hauteur du mouton-pendule à sa position d'arrivée [m].

La graduation de la machine permet généralement d'obtenir directement la valeur de l'énergie en Joule [33]. (Figure II.15).

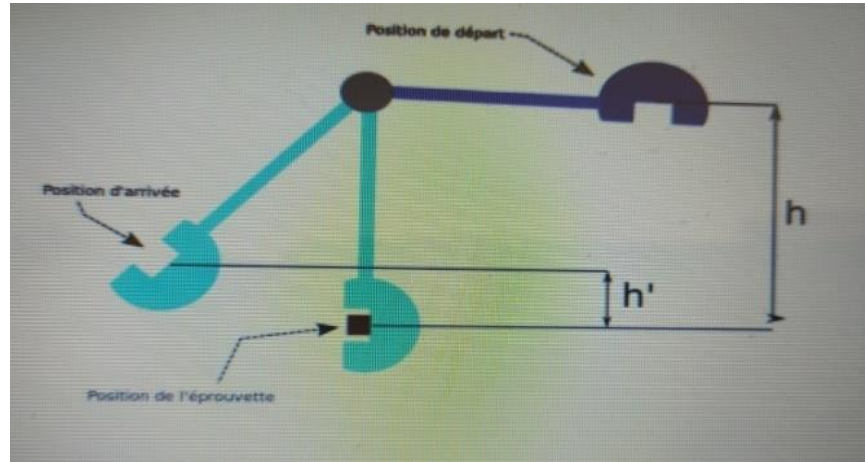


Figure II.16. Schématisation de l'essai de résilience

II-8.3. Principe de CHARPY

La résistance au choc CHARPY d'une éprouvette, souvent notée a_{cU} dans les cas d'éprouvettes non-entaillées et a_{cN} dans le cas d'éprouvettes entaillées, représente l'énergie de choc absorbée par la rupture de l'éprouvette, rapportée à la section droite initiale de l'éprouvette [34].

Masse pendulaire tombant d'une hauteur (H) (W_i = Énergie initiale) et, après rupture, remontant d'une hauteur (h) sous l'effet de l'énergie résiduelle (W_r).

$$K = \frac{W_i - W_r}{S} = \frac{P(H-h)}{D} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ (joule)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}}$$

Le pendule mouton de Charpy est conçu pour répondre à la demande grandissante d'essai d'impact et de choc précis et reproductible sur une vaste gamme de matériaux. Il est utilisé pour déterminer la caractéristique de résistance de métaux, polymères, composites et autres matériaux pour la recherche et le développement (R&D) et le contrôle qualité (CQ) [35]. Il permet de réaliser des essais Charpy selon les normes intentionnelles. Les systèmes non instrumentés fournissent des valeurs d'énergie absorbée. En instrumentant le mouton pendule, on peut obtenir des valeurs plus précises et fiables. (Figure II.16).

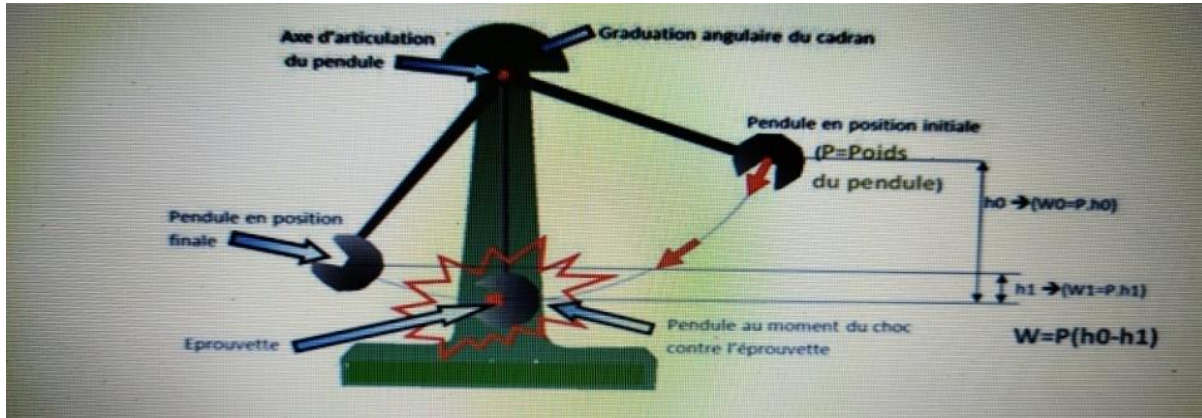


Figure II.17. Schématisation de l'essai de résilience

II-8.4. L'éprouvette de résilience

L'éprouvette de résilience est 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). Il existe également une éprouvette avec une entaille en U (type C dans la norme ASTM) [36]. Les dimensions des deux types d'éprouvettes sont indiquées dans le tableau ci-dessous. La figure II.17, représente les dessins des deux types d'éprouvettes. La valeur de la résilience du matériau est donnée selon le type d'éprouvette utilisée. Pour l'éprouvette avec entaille en V, la résilience est désignée KCV tandis que celle pour l'éprouvette en U est désignée en KCU.

Tableau II.1. Les dimensions des deux types d'éprouvettes en résilience

Dimensions en mm	Eprouvette en V	Eprouvette en U
Longueur	55	55
Hauteur	10	10
Largeur	10	10
Hauteur éprouvette à fond d'entaille	2	5
Angle à fond d'entaille	0,25	1
Angle de l'entaille	45°	Bords parallèles

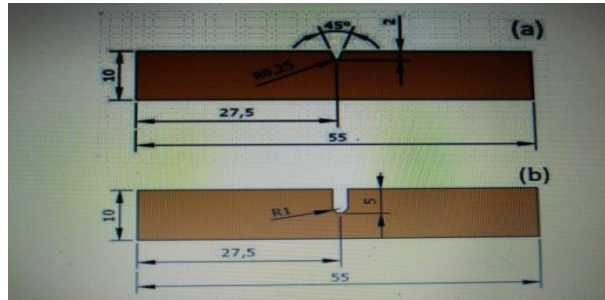


Figure II.18. Eprouvettes de résilience : (a) avec entaille en V et (b) avec entaille en U.

II-8.5. Normes utilisées

Américaine (ASTM) : ASTM pour American Society for Testing and Materials, La norme ASTM E23 décrit l'essai d'impact d'éprouvettes métalliques entaillées. La norme régit les essais de type Charpy et souligne les méthodes d'essai permettant de mesurer l'énergie absorbée par l'éprouvette rompue.

La norme internationale ISO :

- EN ISO 179-1 : décrit l'essai Charpy non instrumenté pour la détermination de la résistance au choc dans le cas des matériaux plastiques.
- EN ISO 179-2 : décrit l'essai Charpy instrumenté pour la détermination de la résistance au choc dans le cas des matériaux plastiques.
- NF EN 10045-1, remplacée par ISO 148-1 : ancienne norme française, décrit l'essai Charpy dans le cas des matériaux métalliques.
- NF EN 10045-2, remplacé par ISO 148-2 : sert à la vérification des machines d'essai [37].

II-8.6. Calcul de la résistance au choc

La résistance au choc est définie comme étant l'énergie de rupture rapportée à la surface de la coupe droite de l'éprouvette dans la zone entaillée. Elle est exprimée par la relation I.2 pour les deux types d'éprouvettes (en V et en U).

$$KC \text{ (J/cm}^2\text{)} = W/S$$

Avec W : énergie (travail de rupture) en Joules et S la surface de la section à fond d'entaille en cm². L'essai de résilience permet d'accéder, outre la résistance au choc, à d'autres caractéristiques du matériau telles que le faciès de rupture et, globalement, situer le type de comportement mécaniques sous d'autres sollicitations.

a. Types d'éprouvettes en V :

- Normales (55x10x10) : Surface de rupture : 0,8 cm² ;
- Réduites (55x7, 5x10) : Surface de rupture : 0,6 cm² ;
- Réduites (55x5x10) : Surface de rupture : 0,4 cm² [38].

VIII. Positionnement d'une éprouvette sur la machine. (Figure II.18).

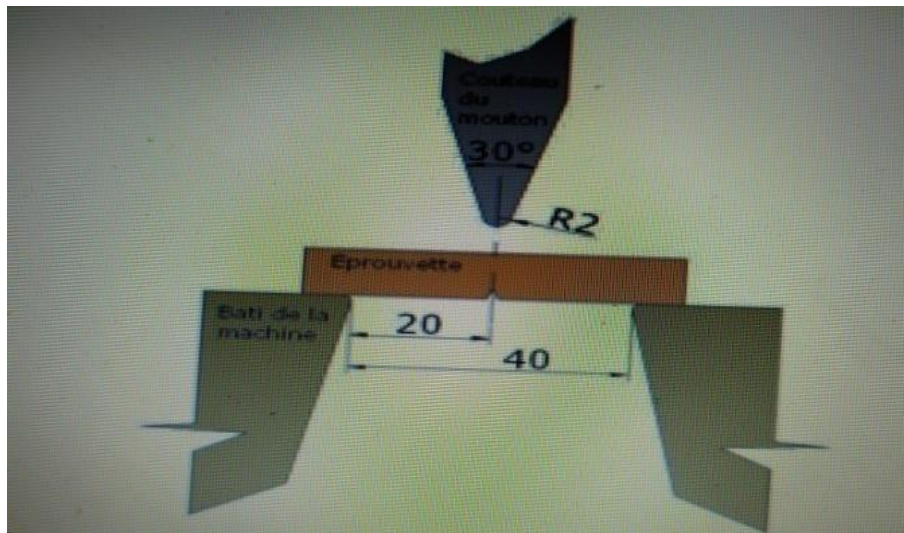


Figure II.19. Schématisation du positionnement d'une éprouvette

B. Température pour les essais de résilience :

Généralement les essais sont réalisés à température ambiante (20°C) et à des températures inférieures à 0°C. Des gaz ou liquides sont utilisés pour abaisser les températures des éprouvettes si nécessaire (alcool, fréon, azote liquide).

Pour la résilience Charpy V(KcV), plutôt utilisée pour des températures inférieures à 0°C, aujourd'hui tends à se développer même à température ambiante.

II-9. Conclusion

Les propriétés mécaniques des alliages sont d'un grand intérêt puisqu'elles conditionnent non seulement les problèmes de mise en forme des matériaux mais également leur comportement en service dans des applications industrielles extrêmement diversifiées. Le choix du matériau d'une pièce industrielle dépendra des propriétés mécaniques tel que : résistance, dureté, ductilité. Il est donc nécessaire de mesurer ces grandeurs physiques par ces essais mécaniques.

Chapitre III :
*L'influence du
traitement
thermique sur les
propriétés
mécaniques des
alliages
d'aluminium*

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

III-1. Introduction

Les alliages d'aluminium sont devenus des candidats très attractifs pour remplacer les matériaux plus lourds comme l'acier et le fer [39-40], en raison de leurs meilleures propriétés physiques et mécaniques telles que la résistance élevée, la ténacité et le rapport rigidité / densité, d'excellentes propriétés d'usinage, une résistance élevée à la corrosion en la plupart des environnements [41], bonne formabilité, recyclabilité, soudabilité et réflectivité.

Dans les alliages de la série 6XXX, qui sont basés sur le système Al – Mg – Si, le cuivre et le manganèse sont généralement ajoutés pour améliorer les propriétés des alliages [41-42]. Cette série d'alliages est classée première en production parmi tous les alliages d'aluminium puisqu'ils représentent plus de 90% de la production totale d'aluminium extrudé [43]. Ils constituent le groupe d'alliages d'aluminium durcissables par âge largement utilisé dans une gamme variée d'applications industrielles comme l'emballage, l'aéronautique [44] et en particulier l'automobile [41].

Le durcissement par vieillissement par précipitation, qui consiste en des opérations de chauffage et de refroidissement, pour les alliages d'aluminium est l'une des différentes méthodes technologiques permettant de modifier les propriétés mécaniques. Cette technique peut améliorer la résistance à la fatigue des structures ou des composants de machines, en inhibant ou en retardant la propagation de la fissure de fatigue en fonction des précipités de coupe. Cela peut être fait par des dislocations, résultant de la contrainte de cisaillement résolue, ou par une boucle autour des précipités par le mécanisme **Orowan**. Cette technique peut également améliorer les propriétés mécaniques des alliages.

La complexité des réactions de précipitation de stade précoce dans ce système d'alliage, la vitesse de trempe et la température de durcissement par vieillissement [45] sont également trois des facteurs les plus critiques pour influencer sur le durcissement par vieillissement des alliages Al-Mg-Si. Pour supprimer la décomposition de la solution solide, réduire la contrainte résiduelle et la distorsion et créer une nucléation homogène lors du vieillissement artificiel, la vitesse d'extinction de cette série doit être effectuée le plus rapidement possible [46]. Les alliages avec une résistance potentielle élevée auraient de faibles propriétés mécaniques s'ils sont refroidis trop

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

lentement. Au cours de ce processus, des précipitations hétérogènes apparaissent et ont des effets négatifs sur les propriétés mécaniques finales. La présence du composé intermétallique " Mg_2Si " dans la matrice d'aluminium 6000 est un facteur important de renforcement, et la séquence de précipitation, qui a été rapportée et acceptée comme : $[\alpha (sss) \rightarrow \text{zones GP} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta (Mg_2Si)]$, consiste en un recuit, une trempe et un vieillissement.

De nombreuses études ont été rapportées au cours des dernières décennies pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Buha et coll. [47] ont confirmé l'amélioration des propriétés mécaniques et le développement microstructural de l'aluminium 6061 traité en conditions de vieillissement interrompu. Après cela, L. W. Meyer et al. [48] et K. Hockauf et al. [49] ont rapporté l'effet positif du grain ultrafin obtenu par traitements thermomécaniques sur la microstructure et les propriétés mécaniques de 6000 alliages d'aluminium. Les effets combinés du rapport de contrainte et du matériau sur la croissance des fissures de fatigue dans AA2017 T4 ont été indiqués par L.P. Borrego et al. [50]. K. Strobel et coll. [51] ont présenté la forte relation entre la sensibilité de trempe et la microstructure dans les alliages d'aluminium de la série 6000. Dans le même contexte, **Hong-ying LI** et al. [52] ont utilisé des courbes temps-température-propriété pour évaluer la sensibilité de trempe de l'alliage d'aluminium 6063, ils ont confirmé que la sensibilité de trempe de l'alliage 6063 est inférieure à celle de l'alliage 6061 ou 6082. L'effet de la phase restante $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ après traitement d'homogénéisation, sur les performances du matériau d'un Al-0,66 Mg-0,85Si, a été discuté par Li-zhen YAN et al. V. M. Monteiro et coll. [53] ont étudié les changements microstructuraux de différents alliages d'aluminium (1100, 3104 et 8011) dans diverses conditions de traitement pour différents temps de trempage. Les valeurs maximales ont été évaluées et comparées par P. Juijerm et al. [40] aux propriétés statiques et dynamiques de l'AA6061 dans des conditions de pointe, non âgées, sous-âgées et sur-âgées.

La contribution de la présente étude est d'étudier l'effet de différents traitements thermiques à deux vitesses de refroidissement, associés aux environnements de trempe et à la température de durcissement par vieillissement, sur les propriétés mécaniques, le comportement en fatigue et le développement microstructural de l'alliage AA6061. Ainsi, l'évolution de la microstructure au

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

cours des différents traitements thermiques a été étudiée, et l'influence des morphologies microstructurales sur les propriétés mécaniques de l'alliage AA6061 a été analysée.

III-2. Matériel, échantillons et traitements thermiques

L'alliage d'aluminium corroyé Al-0,69 Mg-0,40 Si-Mn (AA6005) avec un rapport "Mg-Si" de (1,69) a été reçu à l'état recuit et sous forme de barres de 25 mm de diamètre. La composition chimique déterminée par spectrométrie de cet alliage est donnée dans le tableau 1, et la préparation et la caractérisation des échantillons et spécimens sont décrits dans le diagramme 1.

Tableau III.1. Composition chimique de l'alliage étudié (poids %)

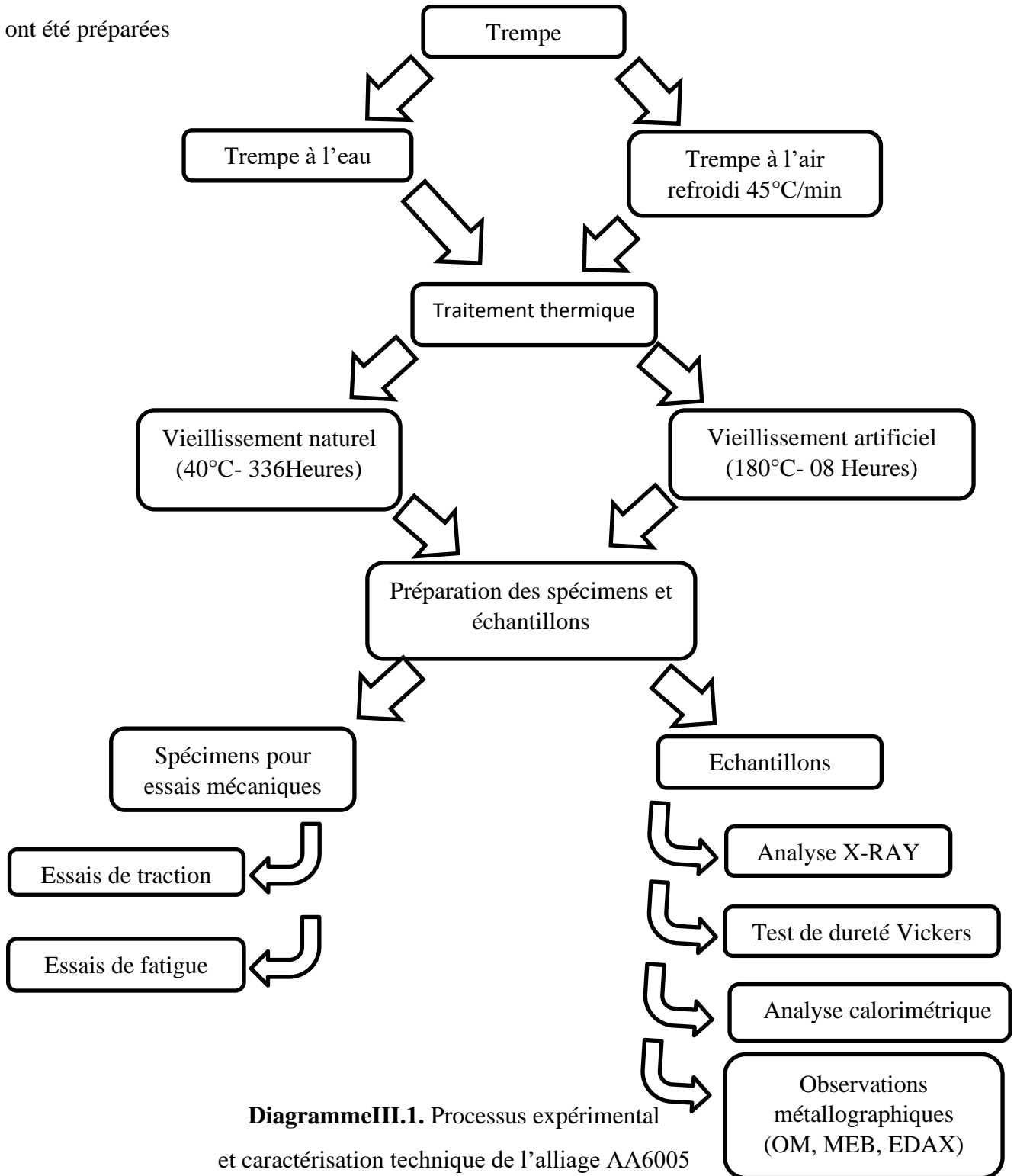
Al	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	Cu	Cr	Zn	Sn	Ti	Na
98,561	0,690	0,408	0,109	0,002	0,199	0,004	0,001	0,010	0,001	0,01	0,001

Des échantillons de ($\varnothing 25 \times 90$) et ($\varnothing 25 \times 230$) ont été découpés dans les barres extrudées, puis traités thermiquement selon les séquences temps-température décrites dans la Fig.1. Tous les échantillons ont été chauffés à 520 ° C pendant une heure dans une fournaise à air, puis ils ont été divisés en deux catégories. La première catégorie a été trempée immédiatement à température ambiante "RT" (25 ° C) par trempe à l'eau (WQ), et la seconde a été trempée à l'air (AQ) dans un refroidisseur à air comprimé contrôlé à un débit de (45 ° C min-1).

La moitié des échantillons (WQ) a été vieillie immédiatement à 180 ° C pendant 8 heures, qui seront désignée T6 pour le vieillissement artificiel, la seconde moitié a été vieillie à 40 ° C pendant 336 heures et citée T4 pour le vieillissement naturel. La même procédure a été appliquée aux échantillons (AQ), où la moitié d'entre eux ont été vieillis à 180 ° C pendant 8 heures, désignés comme vieillissement artificiel T5, et la seconde moitié a été vieillie à 40 ° C pendant 336 heures et nommée T1 pour Natural. vieillissement.

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

Des éprouvettes cylindriques de traction d'un diamètre de 8 mm et d'une longueur de 75 mm (Fig. 2) et des éprouvettes de fatigue d'un diamètre de 8 mm et d'une longueur de 145 mm (Fig. 3) ont été préparées



DiagrammeIII.1. Processus expérimental et caractérisation technique de l'alliage AA6005

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

La direction de chargement lors de la traction correspond à la direction d'extrusion de la barre. Toutes les éprouvettes pour les essais de traction et de fatigue ont été polies parallèlement à l'axe des éprouvettes avec du papier abrasif de grade 1200, en longueur permettant d'éviter tout effet d'usinage. La rugosité de surface des échantillons était d'environ 0,2 μm .

Pour l'analyse microstructurale, la dureté, les tests DSC et DRX, les échantillons ont été découpés dans les barres puis traités selon les séquences de traitement présentées sur la figure 1. En utilisant la procédure standard, les coupes métallographiques ont été préparées selon les normes métallographiques. À savoir, ils ont été mis à la terre, polis et gravés à l'aide du réactif de Keller. Les détails de la préparation peuvent être trouvés dans [54].

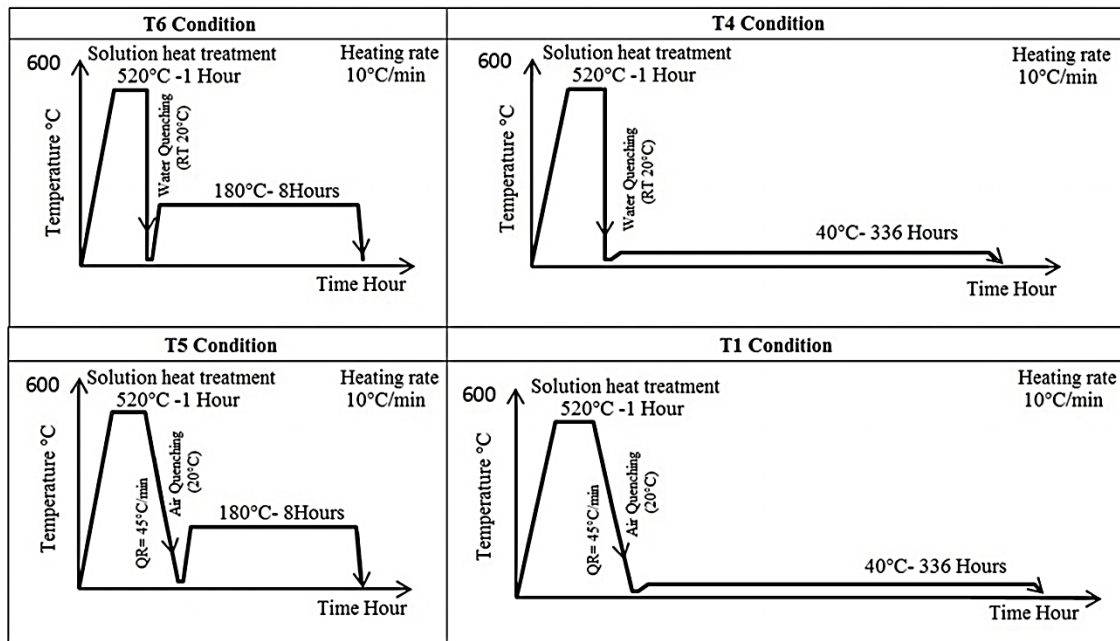


Figure III.1. Résumé des conditions de traitement thermique

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

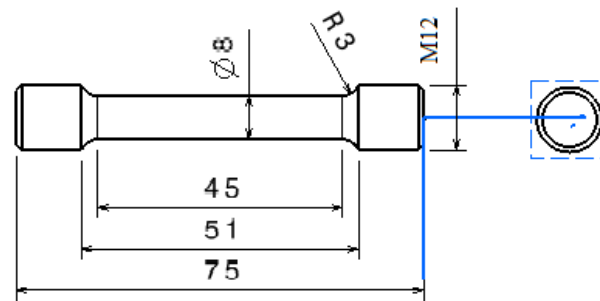


Figure III.2. Epreuve d'essai de traction (toutes les dimensions en mm)

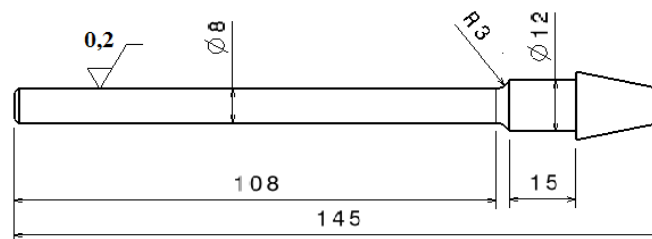


Figure III.3. Spécimen d'essai de fatigue (toutes les dimensions en mm)

III-3. Procédures expérimentales

Selon [ASTM B557-84], des éprouvettes cylindriques (Fig. 2) ont été testées en résistance à la traction jusqu'à rupture à température ambiante, à l'aide d'une machine d'essai hydraulique, à une vitesse de déformation de $(d\varepsilon / dt = 10^{-3} S^{-1})$. Lors des essais, la direction de chargement correspond à la même direction de l'extrusion. Un nombre moyen de trois échantillons pour chaque condition de traitement thermique a été prélevé.

Des essais de fatigue en flexion rotative ont été réalisés avec une machine d'essai mécanique à charge d'amplitude constante. Les rapports de contrainte ont été maintenus à $(R = -1)$, et les éprouvettes de fatigue de 8 mm de diamètre et 108 mm de longueur (Fig. 3) ont été sollicitées à une fréquence de 28 Hz, selon [ASTM E 466-82].

Les tests de dureté Vickers (Hv) ont été mesurés en section transversale, à l'aide d'un micro-testeur de dureté de type (Wolpert Wilson Hardness). La charge utilisée pour ce test était de 0,5

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

N pour un temps d'indentation de 15 secondes avec l'objectif (x10) et le pénétrateur Vickers. Trois points ont été testés dans chaque échantillon pour obtenir une valeur moyenne, selon [ASTM E 384].

Des études métallographiques ont été effectuées sur les échantillons tels que reçus (AS-R) et ceux traités. Les microstructures ont été observées et analysées par (OM) et (SEM) équipés de spectrométrie (EDX).

Les transformations de phase dans les séquences de précipitation de l'alliage étudié ont été déterminées par analyse DSC sur un SETARAM-DSC 92 à une vitesse de chauffage de 10 ° C min⁻¹ de 20 à 550 ° C. Pendant les mesures de balayage, les échantillons ont été protégés avec de l'argon en circulation.

La caractérisation spectrale des échantillons a été réalisée à l'aide d'une analyse par diffraction des rayons X. Cette technique consiste à diriger un faisceau de rayons X de longueur d'onde ($\lambda_{K\alpha 1} = 1,5418 \text{ \AA}$) sur la section des échantillons. Les précipités et les phases cristallines présentes dans la matrice ont été identifiés et tous les changements de microstructure (composition de phase, densité de dislocation, paramètre de réseau, taille des cristallites, contraintes résiduelles, pleine largeur à la moitié des valeurs maximales "FWHM" et micro-distorsions) ont été déterminés. L'analyse a été menée en tenant compte des paramètres suivants : «tension 35 kV et courant de 20 mA, pas de balayage de 0,02 ° dans la gamme d'angles 2θ de 30 à 90.°

III-4.Résultats et discussions

III-4.1.Essais de traction

Les propriétés mécaniques statiques telles que: les résistances (Ultimate Tensile Stress "UTS" et Yield Stress "YS"), l'allongement (A%), l'exposant d'écrouissage (n), le coefficient de résistance (K) de l'alliage 6005 en AS -R et après mise en solution et vieillissement aux différents états, les traitements ont été déterminés à partir d'un essai de traction. Les valeurs de (n) et (K) sont déterminées selon la loi de Hollomon, $S = K \cdot \epsilon^n$. Les résultats de ces tests sont présentés dans le tableau 2 et la figure 4.

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

Comme le montrent le tableau 2 et la figure 4, on constate qu'il existe une grande divergence entre les différentes conditions de travail. Les spécimens de condition AS-R avaient les propriétés inférieures (UTS et YS) et les valeurs d'allongement supérieures de $\epsilon\%$ par rapport aux conditions traitées. La raison en était la plus grande granulométrie ($d = 41,3 \mu\text{m}$) en condition AS-R, Fig.6.

L'alliage AA6005 présente (UTS) et (YS) en T6 plus élevés que ceux en conditions T5. Cette différence est due à la taille des grains justifiée par la relation Hall – Petch (Fig. 7) et à la densité des précipités métastables (Fig. 10 et 11), en fonction de la vitesse de refroidissement appelée sensibilité de trempe. La taille du grain pour la condition T6 était ($d = 27 \mu\text{m}$), puis pour la condition T5 était ($d = 39 \mu\text{m}$). Ces résultats sont en concordance avec les travaux d'O. Kessler et M. Reich sur Al-0.6Mg-0.7Si [46] et K. Strobel et al. [51] sur AA 6000.

Tableau III.2. Propriétés de traction de L'AA6005 différents traitements de vieillissement

Etat	Milieu de trempe	Paramètres de vieillissement	UTS MPa	YS MPa	A%	SHC (UTS-YS)	n	K MPa
6005AS-R	/	/	114	50	26	64	0,16	150
6005 T6	L'eau	180°C-8h	285	245	13	40	0,06	340
6005 T5	Air refroidi	180°C-8h	272	218	15	46	0,09	335
6005 T4	L'eau	40°C - 336 h	175	130	19	55	0,11	225
6005 T1	Air refroidi	40°C - 336 h	145	85	23	60	0,14	190

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

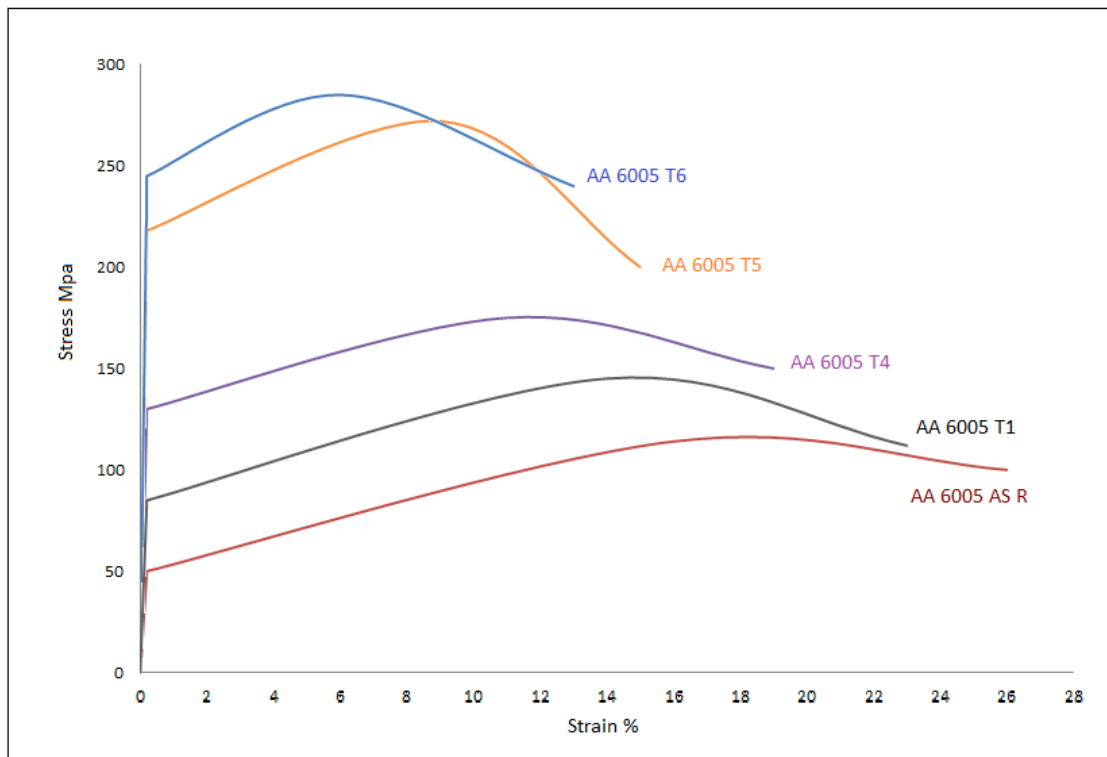


Figure III.4. Les courbes contrainte/déformation d'AA6005 dans différents Traitements de vieillissement

Les raisons de la baisse de l'UTS et de l'YS pour T1 par rapport aux conditions T4 étaient:

- Les granulométries les plus importantes ($d = 39,6 \mu\text{m}$ pour la condition T1 et environ $29 \mu\text{m}$ pour la condition T4), comme illustré sur la fig. 8, est due à la faible vitesse de refroidissement de la trempe dans le premier état.
- La grande quantité de lacunes a aidé à la formation du mécanisme de diffusion de la fraction volumique élevée des zones (GP), justifiée par la grande surface sous courbe pour la dissolution de la GP à $[170-225 \text{ } ^\circ\text{C}]$ présentée sur la figure 13, dans le second état.

Les valeurs obtenues pour la capacité d'écrouissage (SHC) des conditions AS-R, T1 et T4 (respectivement 64, 60 et 55 MPa), qui sont des valeurs relativement élevées et modérées; donnent une indication sur le comportement d'écrouissage cyclique en fatigue. Tandis que, les

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

valeurs relativement faibles du HSC des conditions T5 et T6 (46 et 40 MPa respectivement), donnent une indication du comportement de ramollissement cyclique en fatigue.

Les n valeurs des conditions AS-R, T1 et T4 (respectivement 0,16, 0,14 et 0,11), qui sont supérieures à 0,1, et les valeurs «K» (150, 190 et 225), qui sont inférieures à 300 MPa, peuvent être expliquées par ; l'absence de précipités en condition AS-R, ou la présence de précipités de petite taille en conditions T1 et T4, d'une part. D'autre part, moins de joints de grains sont dus à des grains plus grands dans les conditions AS-R, T1 et T4, ce qui facilite la propagation des fissures.

Les conditions T5 et T6 ont des valeurs « n » inférieures à 0,1 et des valeurs «K» supérieures à 300 MPa en raison de la présence de précipités de taille adéquate et de plus de joints de grains pour empêcher la propagation des fissures.

III-4.2. Essais de dureté

Les valeurs de dureté résumées dans le tableau 3 ci-dessous ont une tendance similaire à celles des limites ultimes et élastiques de l'alliage 6005, avec une augmentation après divers traitements de vieillissement.

Tableau III.3. Valeurs de dureté d'AA6005 dans différents traitements de vieillissement

Etat	AS-R	T6	T5	T4	T1
Hv	62.05	88.15	85.65	82.85	72.6

Deux facteurs sont dominants pour évaluer la dureté de l'AS-R et des échantillons âgés ; la vitesse de trempe et la densité des précipités et des dispersoïdes. Ce dernier est lié à la cinétique de diffusion en fonction de la température. Par conséquent, les échantillons vieillis artificiellement ont montré une augmentation de la dureté par rapport au vieillissement naturel. Le deuxième facteur a été confirmé par K. Strobel et al. [51] pour environ 6000 alliages.

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

La condition AS-R avait la valeur de dureté inférieure justifiée par la quantité réduite de lacunes en raison des vitesses de trempe très lente (sous-saturation) après l'extrusion et la condition non vieillie après la trempe.

La dureté dans l'état T1 augmente par une augmentation modérée de la quantité de lacunes en fonction de la vitesse d'extinction et du vieillissement naturel, qui sont caractérisés par une cinétique de diffusion plus lente et une solubilité limitée à basses températures.

En condition T4, la forte supersaturation des lacunes retenues par une trempe rapide provoque la formation de zones (GP) à basse température par cinétique de diffusion de petits précipités qui peuvent améliorer la dureté.

La formation et l'évolution de la taille des précipités métastables (β'') et (β') en raison de la cinétique de diffusion rapide à haute température (180 ° C) dans une quantité réduite de lacunes produites par la faible vitesse de refroidissement, ont conduit à une augmentation de la dureté jusqu'à 85,65 Hv pour la condition T5 (Fig. 11).

La valeur de crête "88,15 Hv" a été enregistrée pour la condition T6. La raison fondamentale en serait la taille adéquate des précipités métastables (β'') et (β') en raison de la cinétique de diffusion rapide à haute température et de la quantité plus élevée de lacunes produites par la trempe rapide (Fig. 10). Le résultat est en accord avec les travaux de **B. Milkereit et al.** [55].

III-4.3. Comportement à la fatigue de l'alliage AA6005

Les résultats des essais de fatigue à température ambiante des éprouvettes AA6005 préparées, en AS-R et dans différents traitements de vieillissement, sont représentés sous forme de courbes S-N. Le nombre de cycles jusqu'à la rupture (N_f) est mesuré en fonction de l'amplitude des contraintes cycliques (Fig. 5).

Les courbes logarithmiques S-N ont tendance à diverger pour une charge faible et à converger pour une charge élevée. Lors de la réduction de la charge, la différence entre diverses conditions et le nombre de cycles jusqu'à la rupture de l'alliage augmente. En théorie, une charge appliquée très faible devrait impliquer une durée de vie en fatigue infinie pour toutes les conditions d'essai. Cependant, les alliages d'aluminium ne présentent pas de limite d'endurance clairement définie, mais une limite de contrainte dans une gamme de 107 à 108 cycles classiquement définie comme

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

la limite de fatigue. La durée de vie en fatigue varie en fonction de la contrainte appliquée. La différence distincte entre le comportement à la fatigue de diverses conditions est due à la taille, la quantité et la structure différentes des précipités et des dispersoïdes dans la matrice d'aluminium.

Il est confirmé par J L. **Ávila Ambriz et al.** [56] et **Y.Murakami**[57] que, dans le test de fatigue par flexion rotative, la différence entre le "YS" peut être à l'origine de la variation d'endurance en fatigue. Dans les travaux de recherche en cours, une harmonisation entre les valeurs «YS», de dureté et de résistance à la fatigue dans diverses conditions, a attiré notre attention.

La condition AS-R a montré la plus faible résistance à la fatigue, justifiée par moins de joints de grains dus à la croissance des grains (Fig.6), la présence de précipités micrométriques Mg₂Si avec des dispersoïdes intermétalliques complexes composés de fer, de manganèse et de silicium dans la matrice (Fig. 9A et B), et la plus grande taille de cristallite détectée par rayons X avec présence de microdéformation initiale en plus du comportement de durcissement cyclique pendant la fatigue, tableau 4.

La résistance maximale à la fatigue a été marquée pour la condition T6. Cette augmentation est due à l'adaptation de la micro-déformation initiale au ramollissement cyclique lors de la fatigue, à la présence de plus de joints de grains (Fig.7a), au nombre élevé de précipités non-shearable (β ") et (β ') (Fig.10), et la taille adéquate des cristallites (tableau 4) qui peut augmenter la densité de dislocations et donc augmenter les interactions précipités-dislocations et dislocations-dislocations.

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

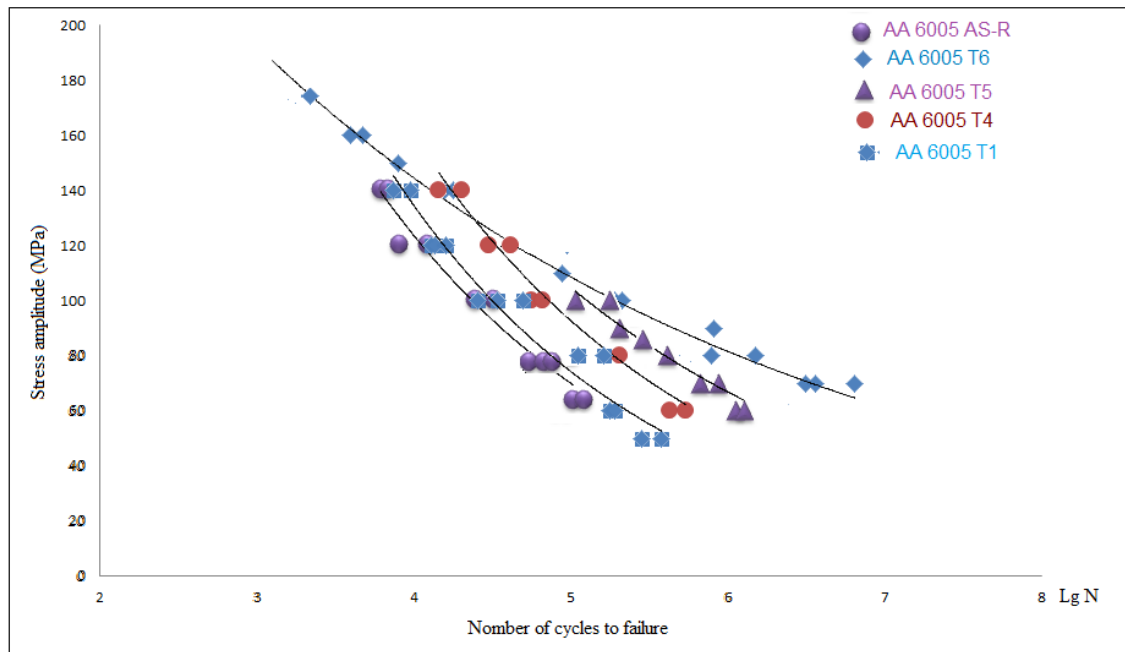


Figure III.5. Courbes S/N non-évaluées statistiquement d'un AA6005 reçu dans différents traitements de vieillissement

La croissance des fissures de fatigue dans les alliages Al – Mg – Si peut être fortement influencée par les teneurs en dispersoïdes en raison de la présence de manganèse (Fig. 12) ; ceci est en accord avec [51].

La quantité modérée d'obstacles formés par des précipités non cisillables empêche la propagation des fissures (figures 11 et 13b). L'augmentation des tailles de cristallite (tableau 4) et la diminution des joints de grains sont les raisons de réduire la résistance à la fatigue de T5 par rapport à la condition T6.

En réalité, la petite taille des amas et des GP Zones (Shearable précipitates) formés par une cinétique de diffusion plus faible à basse température (Fig.13c), la présence initiale de micro déformation élevée en plus du durcissement cyclique lors de la fatigue et la petite taille des cristallites, (Tableau 4), sont les principales raisons de réduire l'endurance de la condition T4 par rapport à la condition T6.

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

La condition T1 présente une faible résistance à la fatigue par rapport à la condition T5 ; ceci peut s'expliquer par le nombre limité de précipités de shearable "GP" (Fig. 13d), la microdéformation plus élevée (Tableau 4), le durcissement cyclique lors de la fatigue et les joints de grains moins nombreux (Fig. 8d).

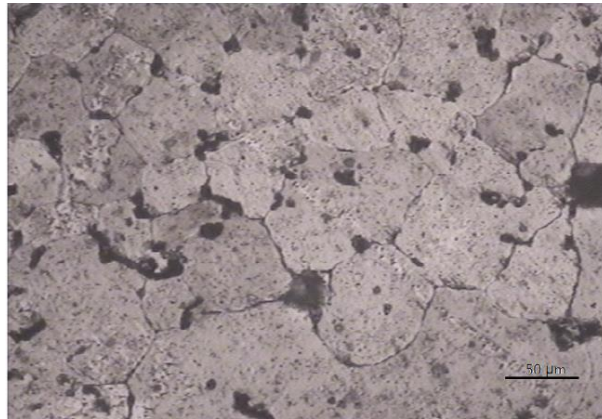


Figure III.6. Microstructure optique de AA6005 –AS-R, granulométrie ($d \approx 41.3 \mu\text{m}$)

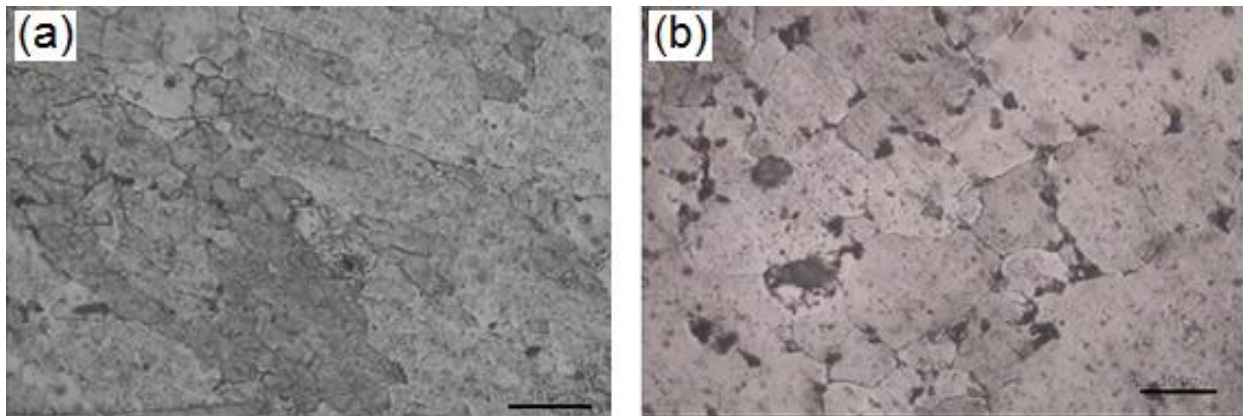


Figure III.7. Microstructure optique de AA6005: (a) T6 état avec granulométrie ($d \approx 27 \mu\text{m}$), (b) T5 état avec granulométrie ($d \approx 39 \mu\text{m}$)

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

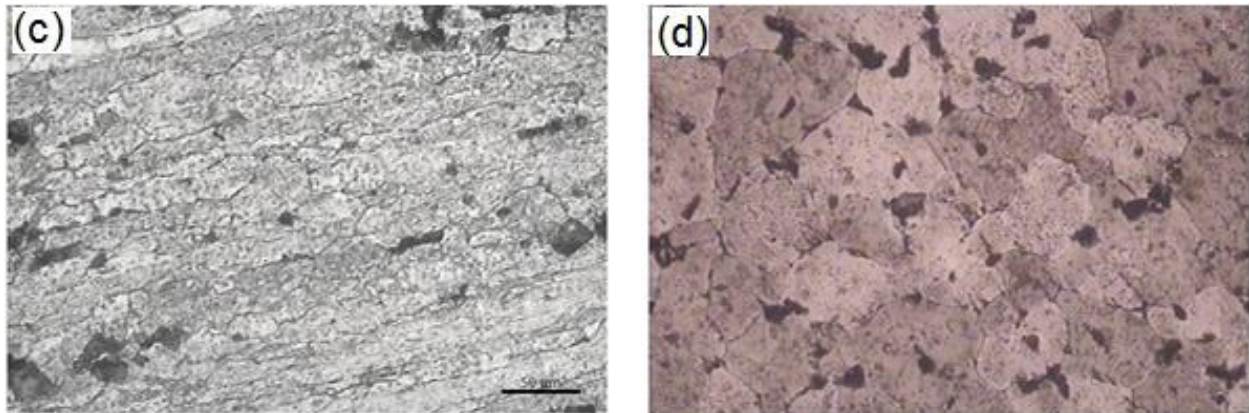


Figure III.8. Microstructure optique de AA6005: (c) T4 état avec granulométrie ($d \approx 29 \mu\text{m}$), (d) T1 état avec granulométrie ($d \approx 39.6 \mu\text{m}$)

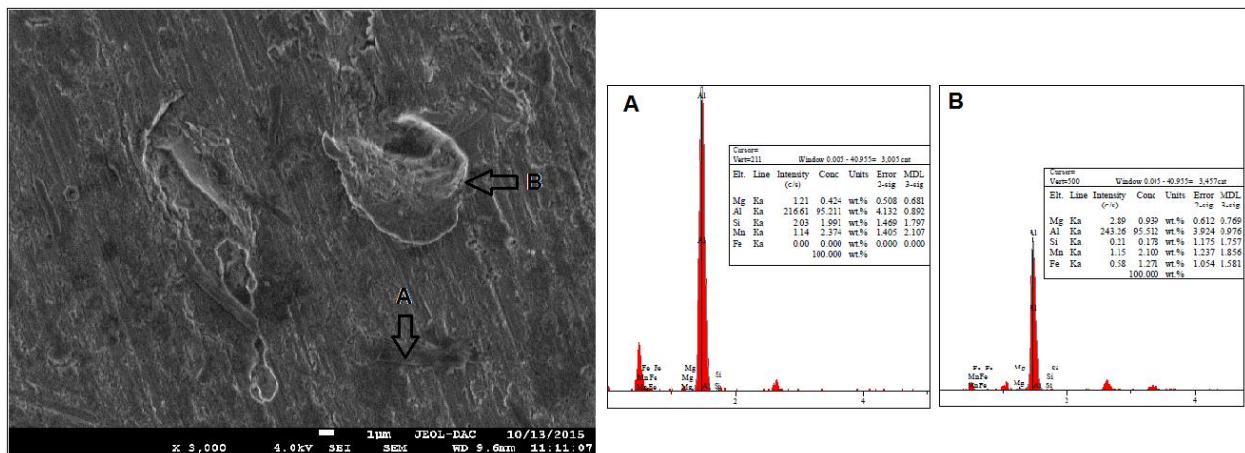


Figure III.9. Microstructures de AA6005-AS R: matériau de base par SEM, (A and B) EDS analyse spectrale obtenue sur deux des particules

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

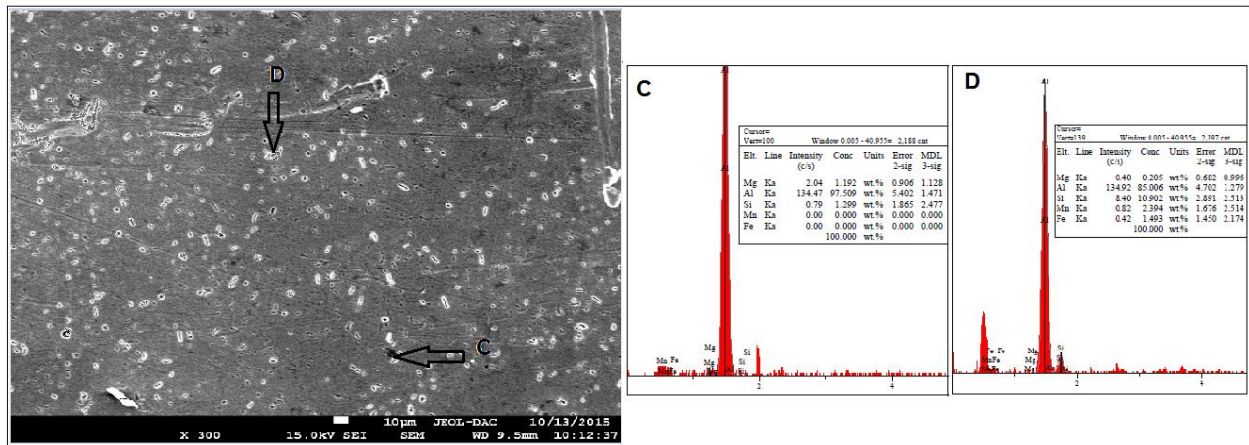


Figure III.10. Microstructures de AA6005-T6: matériau de base par SEM, (C and D) EDS analyse spectrale obtenue sur deux des particules

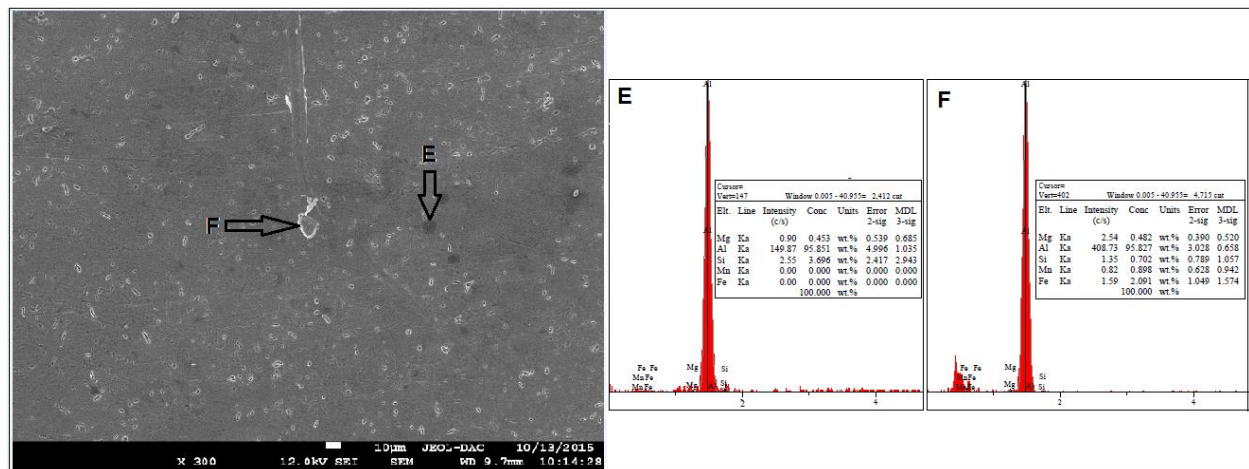


Figure III.11. Microstructures de AA6005-T5: matériau de base par SEM, (E and F) EDS analyse spectrale obtenue sur deux des particules

III-4.4. Analyse X-RAY

Fig. 12, montre les résultats de l'analyse par diffraction des rayons X pour l'alliage dans diverses conditions de traitements. En plus des pics de matrice d'aluminium, on peut trouver les pics relatifs aux précipités de Mg_2Si et Mg_5Si_6 et aux dispersoïdes intermétalliques complexes. L'analyse spectrale EDAX a confirmé la présence d'Al, Mg, Si, Fe et Mn contenant des précipités et des particules intermétalliques dans l'alliage.

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

La pleine largeur à mi-hauteur (FWHM) présentée dans le tableau 4 varie inversement avec la taille des cristallites. La taille de la cristallite diminue lorsque le FWHM s'élargit selon l'équation de Scherrer:

$$B(2\theta) = [(K.\lambda)/(L.\cos\theta)](1)$$

Où B est la largeur du pic, L la taille de la cristallite et K est la constante de Scherrer.

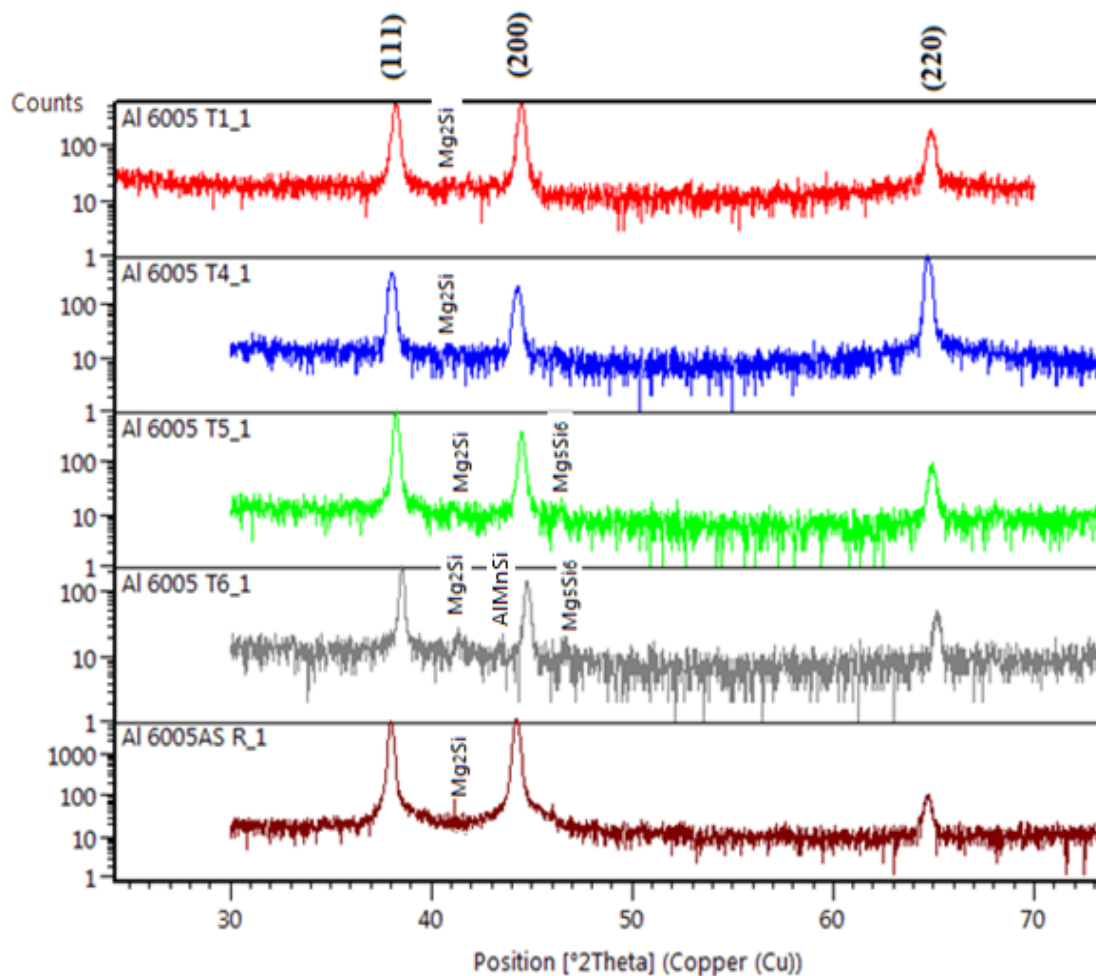


Figure III.12. Analyse par diffraction des rayons X de l'AA 6005 dans diverse conditions de traitements

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

Tableau III.4. Positions des précipités, dispersoïdes et paramètres pour (111)

Condition	Pos 2 θ [°]	d Spacing	FWHM	Crystallite size	Mg ₂ Si/ Pos	Mg ₅ Si ₆ /Pos	Micro strain
6005 AS R	37,948	2,369	0,190	562,594	40,74	/	0,21055
6005 T1	38,190	2,355	0,28	313,116	40,97	/	0,37615
6005 T4	37,950	2,369	0,27	352,993	41	/	0,33557
6005 T5	38,292	2,354	0,206	493,519	41,06	46,80	0,23853
6005 T6	38,478	2,337	0,180	600,123	41,28	46,80	0,19476

III-4.5. Analyse DSC

La relation entre la courbe des pics de DSC de l'échantillon trempé sous forme d'eau AA6005 et le processus de précipitation est la suivante : (voir figure 13a).

- -Le premier pic exothermique, apparu vers 85 °, est provoqué par la formation d'amas Si et Mg et de zones GP.
- Dans la gamme (110-186 ° C), il y a une transition vers la dissolution des zones GP, qui se présente par pic endothermique.
- La formation de précipité métastable (β'') est responsable du pic exothermique à 213 ° C, et la dissolution totale de (β'') est centrée sur le pic endothermique à 250 ° C.
- Dans la gamme de (255-305 ° C), la fusion exothermique et la température de pointe brusque à 285 ° C sont provoquées par la formation de (β') précipité.
- La fusion endothermique entre (340-400 ° C), avec un pic majeur centré à 380 ° C correspond à la dissolution de (β').
- Le dernier pic exothermique à 435 ° C est dû à la formation du précipité β (Mg₂Si) et le pic endothermique large sur la courbe DSC est très probablement causé par la dissolution de (β).

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

Les changements observés dans le spectre DSC pour l'échantillon trempé sous forme d'air comparativement à l'échantillon trempé sous forme d'eau sont cités ci-dessous : (figure 13b).

- Le petit pic exothermique à 100 ° C est associé à la formation d'amas et de zones GP.
- Le pic endothermique, apparu à 200 ° C, est dû à la dissolution des zones GP.
- La large plage de température (190-310 ° C) s'explique par la formation de précipités (β'') et (β') avec un léger déplacement vers des températures élevées. Les deux précipités sont partiellement fusionnés en un seul pic.
- Le dernier pic exothermique à 435 ° C est provoqué par la formation du précipité (β) dans la plage de température (410-465 ° C).

Dans la courbe DSC pour les échantillons sous condition T4, nous pouvons souligner les remarques suivantes : (Fig.13c)

- L'absence du premier pic indique que la formation totale des zones GP s'est faite au cours du vieillissement naturel et non au cours du traitement proprement dit.
- La présence du large intervalle endothermique entre (170-255 ° C) est liée à la transition vers la dissolution des zones GP. Cette zone est caractérisée par une grande zone de pic.
- Le premier pic exothermique indique la formation de précipités (β'') qui apparaît comme un épaulement du deuxième pic lié à la formation de précipités (β'). Les deux pics sont disposés entre (260-350 ° C).
- Le retard de formation de (β'') et (β') était dû à la présence préalable des zones GP.
- Le dernier pic, situé à 420 ° C, indique la formation de (β) précipité.

Dans la courbe DSC pour les échantillons sous condition T1, nous pouvons souligner les points suivants : (Fig.13d)

- L'absence totale du premier pic exothermique est justifiée par la formation préalable des zones GP. En revanche, il y a apparition d'un pic endothermique moins intense dans l'intervalle entre (195 à 265 ° C).
- La présence de deux épaulements de pics exothermiques dans la gamme (275-365 ° C) est liée à la formation de deux précipités métastables (β'') et (β')

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

- Dans la plage de température (390-465 ° C), la courbe illustre la dissolution des précipités métastables et la formation de (β) précipité.

En raison de la faible vitesse de refroidissement, la courbe DSC pour la condition T1 présente un petit décalage des pics vers des températures élevées par rapport à la condition T4.

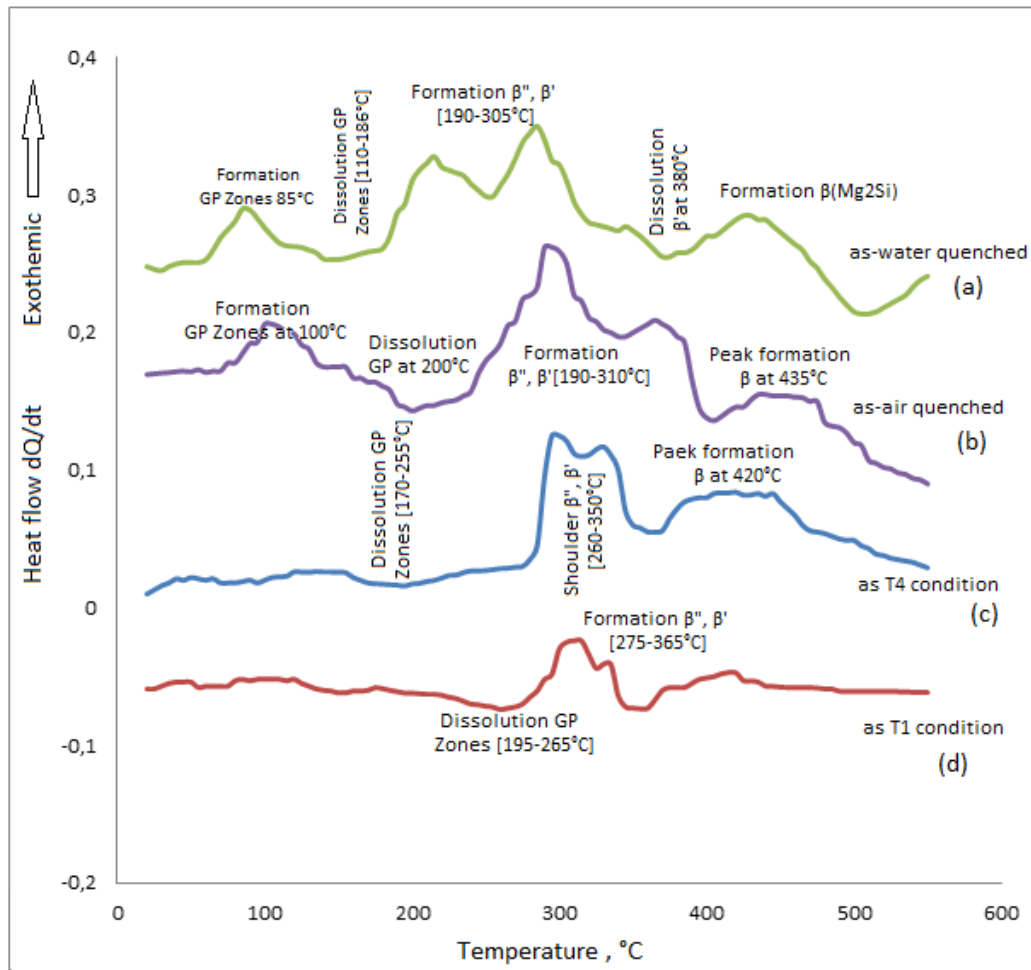


Figure III.13. DSC comparaison des courbes réalisée a une vitesse de balayage de 10°C/min après traitement en solution et trempe a température ambiante (a) Trempe a l'eau, (b) Trempe a l'air, (c) T4 Condition, (d) T1 Condition

Chapitre III : L'influence du traitement thermique sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium

III-5. Conclusion

1. Le comportement en fatigue de l'AA6005 dans différentes conditions de traitement peut être prédit à partir de (HSC) et de l'exposant d'érouissage (n).
2. L'alliage étudié AA6005 montre un durcissement cyclique dans des conditions T4, T1 et AS-R alors que les conditions T6 et T5 montrent un adoucissement cyclique dans des essais de fatigue contrôlés par contrainte à température ambiante. .
3. Au fur et à mesure que la vitesse de trempe augmentait, la taille des grains recristallisés devenait plus petite et augmentait la résistance et la dureté.
4. L'analyse microscopique et aux rayons X a prouvé la présence de deux types de précipités, Mg_2Si et (Si, Mn, Fe) Al.
5. La vitesse de refroidissement est un facteur déterminant pour la quantité de lacunes de précipitation.
6. La présence préalable de précipités GP peut retarder la formation des précipités métastables β'' et β' .
7. La séquence de précipitation peut être rapportée et acceptée comme suit: $[\alpha (sss) \rightarrow \text{zones GP} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta (Mg_2Si)]$ pour les conditions T6 et T5. Alors que pour les conditions T4 et T1, la séquence de précipitation a été rapportée comme $[\alpha (sss) \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta (Mg_2Si)]$.
8. Le vieillissement naturel peut avoir un effet négatif sur les caractéristiques de l'AA6005, si ce dernier subit un vieillissement artificiel ultérieur.

Références

- [1] Michel Colombié, "Les matériaux métalliques"
- [2] Rémi Desgagnés, Raymond Langevin, « Guide d'auto-apprentissage pour les opérateurs en traitement thermique », 2015
- [3] «Les traitements thermiques des alliages d'aluminium », 2013 www.bodycote.com
- [4] Doughaafaf "Caractérisation Mécanique de L'alliage de Cuivre CuSn", mémoire master UNIVERSITE BADJI MOKHTAR ANNABA, juin 2017 « Tableau des références matières catalogue Stellram. »
- [5] Essais de dureté par Dominique François, Techniques de l'ingénieur M4160-1.
- [6] J. Michel BAES, Max BOURCART, Christian LAGOUTTE, technique de L'ingénieur, Mai 2004
- [7] Résistance des matériaux par G.Gonnet université de Bourgogne2003.
- [8] J.P. Bailon, JU-M-Dorlot, Des Matériaux, presses internationales polytechniques , 2007.
- [9] J. Mandel, propriétés mécanique des matériaux, Editions Eyrolle s, 1978.
- [10] B.CHENAL Péchiney CRV, Écrouissage d'alliages d'aluminium, (étude des métaux matériau).2012.
- [11] Groupe d'ingénieurs des Tréfileries, Tréfilage de l'acier, Techniques de l'Ingénieur, 2012.
- [12] P.Lüdwik et R. Chen. Stahl und Eisen, 43, pp 999 et 1427, 1923.
- [13] D. FRANÇOIS Essais mécaniques des métaux Détermination des lois de comportement. Edition 2012.
- [14] BASES PHYSIQUES QUANTITATIVES DES LOIS DE COMPORTEMENT MECANIQUE par S. CANTOURNET « Chapitre XIV »

- [15] A. Considère, Mémoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions, Annales des ponts et chaussées, vol 9, p574, 1985.
- [16] H.hamadane Concepts Fondamentaux de la Mécanique Des Matériaux, éditions de l'université de Badji Mokhtar, 2007.
- [17] TaâmallahOuahiba Effet des traitements mécaniques de surface (TMS) sur l'érouissage et la ténacité d'un acier editions de l'université Badji Mokhtar, 2012
- [18] L. Baci, Z. Boumerzoug, C. Esnouf, M. Boucheur, Study of Industrial Aluminum Wire After Cold Wire Drawing And Heat Treatments, (2008).
- [19] D. Francois, A. Pineau, and A. Zaoui, Comportement mécanique des Matériaux. Hermès, (1995).
- [20] Marc BLETRY, Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux, 2006-2007
- [21] D.François et coll. Essais mécaniques et lois de comportement, Hermès science, (2001).
- [22] S.Antoine F, Essai de fluage, Technique de l'ingénieur M140, Vol.M1II, (1995).
- [23] Mémoire master professionnelle présentée par: L. RASSOUL et M. FERHI sous le titre de: Etude, conception et fabrication d'un dispositif d'essais en traction biaxiale sur des éprouvettes cruciformes UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI DE TIZI OUZOU 2015-2016
- [24] Charpy, G. (1904) - Sur l'essai des métaux par flexion de barreaux entaillés.
Mémoires et comptes rendu de la société des ingénieurs civils de France, 468-482.
- [25] Mémoire master présentée par BOUDILMI abdelhakim sous le titre de: Contribution à l'étude de la fatigue des matériaux université de MSILA 2015-2016
- [26] DIHA ABDALLAH « Comportement Des Fils Tréfilés Lors De Fluage », Thèse de magister, université de Biskra ,(2010).
- [27] Propriétés mécaniques des Biomatériaux utilisés en Odontologie société Francophone des Biomatériaux Dentaires (SFBD) - Dr. B. JACQUOT
- [28] M. T. B. marzouk, influence du molybdène sur la résistance mécanique a haute température des aciers inoxydables du type 18 - 14 et particulièrement sur la tenue au fluage vers

700 °c, Centre d'Etudes Nucléaires de Saclay, (1977).BERIBECHE.A « Comportement des fils métalliques lors d'un essai de fluage », Thèse de doctorat, université de Biskra, (2014).

[29] Publication à l'American Society of Civil Engineers.

[30] G. Charpy: Note sur l'essai des métaux à la flexion par choc de barreaux entaillés, Mémoire et compte-rendu de la Société des ingénieurs civils de France, 1901.

[31] A. P. G. Doubenski, "Résistance des matériaux," université d'Annaba, (1977).

[32] C.W. Richards (traduction G. Lehr), La science des matériaux, édition Dunod, Paris, 1965.

[33] Guy Murry, Aide-mémoire métallurgie - Métaux, alliages, propriétés, collection Aide-mémoire de l'ingénieur, édition Dunod, Paris, 2004, (ISBN 2 10 007599 3).

[34] J. Devalloir, "instrumentation d'un choc CHARPY," Ecole des Mines de Douai, (2002).

[35] W. Richards (traduction G. Lehr), La science des matériaux, édition Dunod, Paris, 1965.

[36] Guy Murry, Aide-mémoire métallurgie - Métaux, alliages, propriétés, collection Aidemémoire de l'ingénieur, édition Dunod, Paris, 2004, (ISBN 2 10 007599 3)

[37] De résilience - Résistance au choc!Par:Rocdacier Publiée le: 26/11/2010.

[38] George Charpy, essais de choc

[39] Adnan N. Abood, Ali H. Saleh , Zainab W. Abdullah (2013) Effect of Heat Treatment on Strain Life of Aluminum Alloy AA 6061, Jmsr 2: 51-59.

[40] P. Juijerm, I. Altenberger, B. Scholtes (2006) Fatigue and residual stress relaxation of deep rolled differently aged aluminium alloy AA6110, Mater. Sci. Eng. A 426: 4-10.

[41] Ramona Prillhofer, Gunther Rank, Josef Berneder, Helmut Antrekowitsch, Peter J.

Uggowitzner, Stefan Pogatscher (2014) Property Criteria for Automotive Al-Mg-Si Sheet Alloys. Materials 7: 5047-5068.

[42] Li-zhen YAN, Yong-an ZHANG, Xi-wu LI, Zhi-hui LI, Feng WANG, Hong-wei LIU,

Baiqing XIONG (2014) Microstructural evolution of Al-0.66Mg-0.85 Si alloy during

homogenization. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 24: 939-945.

- [43] P Yu Bryantsev. Continuous cooling transformation diagrams for 6XXX aluminium alloys. In International EEIGM/AMASE/FORGEMAT Conference on Advanced Materials Research. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 5, 2009, 012010, 1-7, DOI:10.1088/1757-899X/5/1/012010.
- [44] Stefan Pogatscher, Helmut Antrekowitsch, Thomas Ebner, Peter J. Uggowitzer. The role of co-clusters in the artificial aging of AA6061 and AA6060 (2012). TMS (the Minerals, Metals and Materials Society), Light Metal: 415- 420.
- [45] Julia Osten, Benjamin Milkereit, Christoph Schick, Olaf Kessler (2015) Dissolution and Precipitation Behaviour during Continuous Heating of Al–Mg–Si Alloys in a Wide Range of Heating Rates. Materials 8: 2830-2848.
- [46] O Kessler, M Reich. Mechanical properties of an undercooled aluminium alloy Al-0.6Mg-0.7Si. In 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA 15). IOP Conf. Series: Journal of Physics, 240, 2010, 012093, 1-4, DOI: 10.1088/1742-6596/240/1/012093.
- [47] J Buha, R.N Lumley, A.G Crosky (2006) Microstructural Development and Mechanical Properties of Interrupted Aged Al-Mg-Si-Cu Alloy. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A 37A: 3119-3130.
- [48] L. W Meyer, R Schönherr, M Hockauf. Increasing strength, ductility and impact toughness of ultrafine-grained 6063 aluminium alloy by combining ECAP and a high-temperature short-time aging. In 15th International Conference on the Strength of Materials (ICSMA 15). IOP Conf. Series: Journal of Physics, 240, 2010, 012123, 1-4, DOI:10.1088/1742-6596/240/1/012123.
- [49] K Hockauf, T Niendorf, S Wagner, T Hallea, L.W Meyer (2010). Cyclic behavior and

microstructural stability of ultrafine-grained AA6060 under strain-controlled fatigue.

Procedia Engineering 2: 2199–2208.

[50] L.P. Borrego, J.M Costa, F.V Antunes, J.M Ferreira (2009). Fatigue crack growth in heat-treated aluminium alloys. Eng Fail Anal, in press: 1-8, DOI: 10.1016/ j.engfail- anal. 2008.11.007.

[51] Katharina Strobel, Mark A. Easton, Lisa Sweet, Malcolm J. Couper, Jian-Feng Nie.

(2011). Relating Quench Sensitivity to Microstructure in 6000 Series Aluminium Alloys. Materials Transactions 52 No.5: 914 - 919. DOI: 10.2320/ matertrans.L- MZ201111.

[52] Hong-ying LI, Cui-ting ZENG, Mao-sheng HAN, Jiao-jiao LIU, Xiao-chao L (2013). Time-Temperature– Property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy. Trans.Nonferrous Met. Soc. China 23: 38–45, DOI: 10.1016/S1003-6326(13)62426-7.

[53] Valmir Martins Monteiro, Saulo Brinco Diniz, Bruna Godoi Meirelles, Luis Celso da

Silva, Anderson dos Santos (2014). Microstructural and mechanical study of Aluminium alloys submitted to distinct soaking times during solution heat treatment. Techno. Metal. Mater. Miner. São Paulo 11 n. 4: 332-339.

[54] ASM Metal Hand book (2004), Chemical and electrolytic polishing metallography and structures, Vol 09 ASM international, OHIO, 281-293.

[55] Benjamin Milkereita, Nelia Wanderka, Christoph Schick, Olaf Kessler. Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys. Mater. Sci. Eng. A, 2012, 550:

87– 96.

[56] Jorge L. Ávila Ambriz, Gonzalo M, Domínguez Almaraz, Erasmo Correa Gómez, Julio

C. Verduzco Juárez (2015). Fatigue Endurance under Rotating Bending and Torsion Testing of AISI 6063-T5 Aluminum Alloy. Ijamr 1, No.4: 120-125.

[57] Yuktaka Murakami (2002). Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. First edition; ELSEVIER, UK, p 05.

Abstract

The aluminum alloy AA6005 was heat treated for natural and artificial hardening after quenching, in two different cooling rates. Then, the samples are subjected to tensile, hardness and fatigue tests to determine their mechanical properties. These mechanical characteristics, static and dynamic, showed a significant divergence in terms of treating conditions.

Experiments were conducted to illustrate the effect of the different treatment parameters; sensitivity to quenching rates, the pre-precipitation state and age hardening temperature on the alloy behavior. The effect of the microstructure changes on the various properties were evaluated by Optical Microscopy (OM), Microhardness, Scanning Electron Microscopy (SEM) combined with X-ray analysis (EDS), Differential Scanning Calorimetry (DSC) and the X-ray Diffraction (XRD).

The effect of heat treatments on the static and dynamic properties of the studied samples were compared and discussed on the basis of the properties of non-treated samples.

Keywords: Aluminum; Microstructure; Mechanical properties; Heat treatment; precipitation.