

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

Ecole Nationale Polytechnique



Département de Métallurgie

Projet de fin d'études
Pour l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état en
Métallurgie

*Etude de l'état métallurgique d'un alliage
d'aluminium (AU4G1) pré traité
thermiquement, laminé à froid puis recuit.*

Proposé et encadré par :

Dr. N. KECHOUD

Réalisé par :

M^{elle}. Khawla AMARA

Promotion juin 2013

ملخص

في هذا العمل, قد قمنا بعلاج المجانسة الحرارية على خليط الالومنيوم 2024 T3 لدفع معدل التشويه الناتج عن الدرفلة على البارد. و انطلاقا من هذا المعدل, سنحاول دراسة مدى تأثيره على البنية المجهرية, الحجم المتوسط للحبوب و الصلابة قبل و بعد المعالجة الحرارية للتليين, زيادة على تأثير درجة الحرارة و مدة المعالجة على الصلابة.

الكلمات المفتاحية

خليط الومنيوم 2024 T3, الدرفلة على البارد, تشويه بلاستيكي, التصلب, العلاج الحراري الترميم الساكن, البنية المجهرية, الصلابة.

Résumé

Dans ce travail, nous avons, au préalable, fait un traitement thermique d'homogénéisation à l'alliage d'aluminium **2024 T3**, qui a été ensuite laminé à froid à différents taux, puis a subi un recuit d'adoucissement à température donnée pour différents temps. Nous avons étudié l'influence du taux de déformation, ainsi que celui du temps de recuit, sur la microstructure et la dureté de cet alliage après le pré traitement d'homogénéisation.

Mots clé

Alliage d'aluminium, 2024 T3, laminage à froid, déformation plastique, écrouissage, restauration statique, microstructure, dureté.

Abstract

In this work, we have done, as a preliminary on homogenization heat treatment to the aluminum alloy 2024 T3. This alloy was, then, rolled at cold in different rates, after that, a smoothing tempering at given temperature for different times was applied.

We have studied the influence of the deformation rate and the tempering time on the microstructure, the average grain size and hardness, both before and after the smoothing tempering.

Key words

Aluminum alloy 2024 T3, cold rolling, plastic deformation, work hardening, static recovery treatment, microstructure, hardness.

Les “Mercis”

Un merci plein d’admiration à madame le docteur N. KECHOUD, ma nouvelle référence de sagesse scientifique pour sa disponibilité, son aide précieux, ses conseils judicieux, sa patience et ses sacrifices pour le bon accomplissement de ce travail. Qu’elle trouve ici l’expression de mon profond respect ;

Mes sincères remerciements vont à Monsieur Dr. A. DAIMELLAH qui m’a fait l’honneur de présider le jury de mon mémoire ainsi que Messieurs Dr. A. KASSER et Pr. M. LARIBI non seulement parce qu’ils ont accepté d’examiner mon travail mais aussi pour leur suivi dès l’arrivée des échantillons jusqu’à l’obtention des résultats.

Mes merci vont aussi à Pr. M. E. DJEGHLAL, Mr. K. ABADLI et à tous ceux qui m’ont aidée de près ou loin;

Je suis également très reconnaissante envers Mr. N. KHERROUBA, M^{lle}. H. HACHEMI et Mr. Jaafar, l’ingénieur de laboratoire de génie minier, pour leur aide et leur disponibilité ;

Un merci aussi grand à tous mes professeurs de l’Ecole Nationale Polytechnique, en particulier du Département de Métallurgie pour m’avoir offert un agréable cadre de formation.

Un profond merci pour Sami Salah et Sami Douadi pour leur présence et l’attention qu’ils m’ont accordées tout au long de mon parcours à l’école;

Un merci spécial à tous les étudiants de ma classe pour tous les bons moments partagés durant ces trois ans, pour la bonne ambiance de travail qui a régné pendant la période de préparation de nos PFE. Bon courage pour la suite ;

J’exprime ma gratitude et ma profonde reconnaissance à mes parents qui ont su m’accompagner, me soutenir et m’encourager.

Dédicace

À mes parents qui me sont les plus chers au monde, que Dieu les protège, et que ce travail fasse qu'ils soient fiers de moi ;

À ma promotrice Dr. N. KECHOU D ;

À mes grands-mères ;

À mes sœurs ;

À mon frère ;

À toute ma famille et tous mes amis chacun par son nom ;

*À tous les étudiants de 5^{ème} année du département de
métallurgie ;*

Et à tous ceux qui me sont chers.

Khawla

Introduction générale	1
Chapitre I : Aluminium et ses alliages	
I.1. Aluminium pur.....	2
I.1.1. Caractéristiques physiques de l'Aluminium.....	3
I.1.2. Caractéristiques mécaniques de l'aluminium.....	3
I.1.3. Tenue à la corrosion.....	4
I.2. Alliages d'aluminium.....	4
I.2.1. Symbolisation des alliages d'aluminium.....	4
I.2.2. Familles d'alliages d'aluminium.....	5
I.3. Influence des éléments d'addition.....	8
I.4. Système Al-Cu-Mg.....	9
I.4.1. Diagramme d'équilibre des alliages Al-Cu-Mg.....	9
I.4.2. Caractéristiques générales du 2024 T3.....	10
I.4.3. Etat métallurgique du 2024 T3.....	10
I.4.4. Précipitation dans les alliages 2024 T3.....	10
I.4.5. Applications du 2014 T3.....	11
Chapitre II : Laminage et déformation plastique	
II.1. Laminage à chaud.....	12
II.2. Laminage à froid.....	13
II.3. Equipements de laminage.....	13
II.3.1. Caractéristiques générales des fours de réchauffage.....	13
II.3.2. Laminoirs.....	13
II.3.3. Bobineuse.....	14
II.4. Déformation plastique et système de glissement.....	14
II.5. Ecrouissage.....	14

II.6. Paramètres de laminage.....	15
II.6.1. Taux de déformation et coefficients de déformation.....	15
II.6.2 Vitesse de laminage et vitesse de déformation.....	16
II.7. Paramètres de la zone de déformation.....	16

Chapitre III : Traitements thermiques et changements structuraux pendant les mécanismes d'adoucissement

III.1. Types de traitements thermiques.....	18
III.1.1. Traitements d'homogénéisation.....	18
III.1.2. Traitements d'adoucissement.....	19
III.1.3. Traitements de durcissements par trempe.....	20
III.2. Désignation des états métallurgiques.....	21
III.3. Restauration.....	22
III.4. Recristallisation.....	23
III.4.1. Recristallisation primaire.....	24
III.4.2. Recristallisation secondaire.....	25

Chapitre IV : Procédures et équipements expérimentaux

IV.1. Matériau étudié.....	26
IV.2. Préparation des échantillons.....	26
IV.3. Traitement d'homogénéisation.....	27
IV.4. Laminage.....	29
IV.5. Traitement d'adoucissement.....	30
IV.6. Préparation métallographique.....	31
IV.6.1. Enrobage.....	31

IV.6.2. Polissage mécanique.....	31
IV.6.3. Attaque chimique.....	32
IV.7. Caractérisation par microscopie optique.....	32
IV.8. Analyse quantitative.....	33
IV.9. Essai de dureté.....	34

Chapitre V : Résultats et interprétations

V.1. Caractérisation structural de l'alliage 2024 T3.....	36
V.2. Caractérisation structurale de l'alliage 2014 T3 après homogénéisation.....	37
V.3. Effet du taux de déformation ϵ_h % sur la microstructure, la taille des grains et la dureté de l'alliage.....	38
V.3.1. Effet du taux de déformation sur la microstructure.....	39
V.3.2. Effet du taux de déformation sur La taille moyenne des grains.....	40
V.3.3. Effet du taux de déformation sur La dureté HV ₁₀	40
V.4. Effet du traitement d'adoucissement à T = 256 °C.....	42
V.4.1. Effet du traitement du d'adoucissement sur la microstructure.....	42
V.4.2. Effet du temps du traitement de restauration à T = 256 °C, conjugué au taux de déformation sur la dureté HV ₁₀	48
V.5. Effet du rapport R (longueur/épaisseur) _{grain}	52
V.5.1. Effet du taux de déformation sur le rapport R (longueur/épaisseur) grain.....	52
V.5.2. Effet du temps du traitement de restauration à T = 256 °C, conjugué au taux de déformation sur le rapport R (largeur/hauteur) _{grain}	53
<i>Conclusion</i>	55

Référence bibliographiques.

Figure I.1 Forme cristalline de l'aluminium	2
Figure I.2 Diagramme d'équilibre Al-Cu.....	6
Figure I.3 Diagramme de phase Al-Cu-Mg; $\alpha = \text{Al}$, $\theta = \text{Al}_2\text{Cu}$, $S = \text{Al}_2\text{CuMg}$, $T = \text{Al}_6\text{CuMg}_4$	9
Figure II.1 Evolution de la contrainte en fonction de la température	12
Figure II.2 Les principaux paramètres du laminage : fq) coefficient de frottement barre contre cylindre ; H) réduction d'épaisseur due au laminage ; P) effort sur les deux cylindres ; q) composante radiale de p ; r) rayon du cylindre ; s) composante tangentielle de P ; α) angle de contact	16
Figure. III.1 Récapitulation des différentes étapes de la restauration ; a) dislocations enchevêtrées, b) formation de cellules, c) annihilation des dislocations à l'intérieur des cellules, d) formation de sous grains, e) croissance des sous grains	23
Figure III.2 Les stades de la recristallisation primaire.....	24
Figure IV.1 Dimensions des éprouvettes étudiées.....	26
Figure IV.2 Micro-tronçonneuse MICRACUT 150	27
Figure IV.3 Diagramme TTT de l'alliage Al - 4% Cu	28
Figure IV.4 Four utilisé pour les traitements thermiques	29
Figure IV.5 Laminoir manuel	29
Figure IV.6 Fissure dans un échantillon laminé à 80 %	30
Figure VI.7 Polisseuse HITECH	31
Figure IV.8 Microscope optique utilisé	32
Figure IV.9 Capture écran du logiciel <i>image-J</i> traitant une image.....	33
Figure IV.10 Principe de l'essai de dureté Vickers	34
Figure IV.11 Duromètre de type INNOVATEST NEXUS 7000.....	35

Figure V.1 Micrographie initiale de l'alliage 2024 T3 (G 500).....	36
Figure V.2 Micrographie de l'alliage 2024 T3 après traitement d'homogénéisation (G 500)	38
Figure V.3 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de laminage, ϵ_h % : a) 20 % ;b) 40 % ;c) 60 % ;d) 80 % (G 500)	39
Figure V.4 Variation de la taille moyenne, des grains de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux déformation par laminage, ϵ_h %	40
Figure V.5 Variation de la dureté, HV_{10} , de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %	41
Figure V.6 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 20 % et recuit à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h ; (G 500).....	43
Figure V.7 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 40 % et recuit à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h (G 500).....	44
Figure V.8 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 60 % et recuit à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h (G 500)	45
Figure V.9 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 80 % et traité à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h (G 500).....	46
Figure V.10 Effet du temps du traitement restauration à $T = 256$ °C sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 20 %	48
Figure V.11 Effet du temps du traitement restauration à $T = 256$ °C sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 40 %	49
Figure V.12 Effet du temps du traitement restauration à $T = 256$ °C sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 60 %	49
Figure V.13 Effet du temps du traitement restauration à $T = 256$ °C sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 80 %	50
Figure V.14 Comparaison de l'effet du temps du traitement restauration à $T = 256$ °C sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à $\epsilon_h = 20$; 40 ; 60 et 80 %	51
Figure V.15 Évolution du rapport R de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %	53
Figure V.16 Variation du rapport R de l'alliage 2024 T3 en fonction du temps de traitement à différents taux de laminage, ϵ_h % = 20 %, 40 %, 60 %, et 80 %	54

Tableau I.1 Propriétés physiques de l'aluminium pur	3
Tableau I.2 Symbolisation des éléments d'alliage d'aluminium.....	4
Tableau I.3 Désignation des familles d'alliages d'aluminium	5
Tableau I.4 Influence des éléments d'alliage	8
Tableau I.5 Propriétés générales de l'alliage 2024 T3	10
Tableau II.1 Principaux paramètres de laminage	15
Tableau III.1 Etats métallurgiques fondamentaux des produits corroyés	22
Tableau III.2 Désignation des modes d'obtention et des états métallurgiques des produits moulés.....	22
Tableau IV.1 Composition chimiques de l'alliage 2024 T3	2

Introduction générale

La place que prennent l'aluminium et ses alliages sur le marché des métaux et alliages est de plus en plus importante en raison de leurs différentes qualités comme leur légèreté et leurs bonnes propriétés thermiques, électriques et mécaniques. Ceci est particulièrement vrai dans le domaine de l'aéronautique, l'automobile, l'aérospatial.

Les alliages Al-Cu-Mg sont des alliages à durcissement structural, ils sont destinés à travailler dans des conditions de température et de déformation très sévères. Par conséquent, leurs propriétés peuvent changer au cours de leurs traitements et mises en forme.

Notre étude qui s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche, CNEPRU, fait suite à un travail de mémoire de PFE [12]. Nous avons pour notre part, considéré un facteur en plus, à savoir le traitement thermique d'homogénéisation. Nous avons examiné, après différents traitements, l'évolution de la microstructure et celle de la dureté de l'alliage 2024 T3. Cet alliage a subi au préalable un traitement thermique d'homogénéisation à une température et pendant un temps donnés, puis déformé par laminage à froid jusqu'au taux maximal possible. Ensuite il a subi un recuit d'adoucissement, à température donnée et différents temps de maintien. Le but était de dégager l'effet du traitement d'homogénéisation sur le comportement ultérieur de l'alliage subissant un laminage à froid suivi d'un recuit.

Notre travail est divisé en deux grandes parties, qui se présentent comme suit :

La première partie présente une synthèse bibliographique qui fait état des connaissances sur différents points : les alliages d'aluminium, les traitements thermiques et le laminage. Aussi, elle comporte trois chapitres traitant de ces différents points.

La deuxième partie est consacrée à la présentation des différentes techniques utilisées, à savoir le matériel en lui-même et les procédures expérimentales ; suivie des résultats expérimentaux obtenus, discutés et interprétés.

Nous avons terminé le travail par une conclusion générale ainsi que quelques perspectives et recommandations.

Chapitre I
Aluminium et ses
alliages.

Introduction

L'aluminium est le troisième élément présent dans l'écorce terrestre. Il a acquis une place très importante grâce à des avantages techniques qu'il présente ;

- la légèreté ;
- la conductivité thermique et électrique ;
- la tenue à la corrosion.

Une gamme d'alliages dans laquelle on distingue deux grandes familles ; les alliages de moulage et les alliages de corroyage qui ont une vaste utilisation dans les domaines de transport, aviation, automobile. Ils sont aussi employés dans l'emballage, le bâtiment, l'électricité, la mécanique,... etc.

I.1. Aluminium pur

L'aluminium de symbole "Al" est un élément chimique du III^{ème} groupe de la classification de MENDELEIEV, c'est un métal trivalent. Il cristallise dans une structure cubique à faces centrées, illustrée dans la **figure I.1** ci-dessous, stable à toutes températures avec les caractéristiques suivantes [1]:

- constante réticulaire 4,0413 Å° ;
- rayon atomique 1,4286 Å° ;
- distance des atomes 2,858 Å° ;

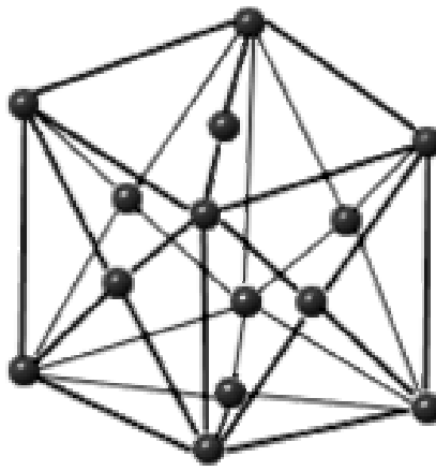


Figure I.1 Forme cristalline de l'aluminium [2].

L'aluminium possède un numéro atomique $Z=13$, une masse atomique $M = 26,974 \text{ g.mol}^{-1}$.

Il est le plus léger de tous les métaux usuels, ce qui favorise son utilisation dans la construction mécanique, entre autre. Sa masse volumique est de $2,699 \text{ g.cm}^{-3}$ à 20°C , elle est trois fois moindre que celle des aciers. La diminution du titre du métal correspond à une légère augmentation de la densité, par contre la densité diminue lorsque la température augmente [1,3].

I.1.1. Caractéristiques physiques de l'aluminium

L'aluminium pur a une bonne conductivité électrique, de l'ordre de 65 % de celle du cuivre, il est également un bon conducteur thermique.

Les principales propriétés physiques de l'aluminium pur sont données dans le *tableau I.1.*

Tableau I.1 Propriétés physiques de l'aluminium pur [1,3].

Propriétés	Unité	Valeur	Remarque
Point de fusion	°C	660	Sous 1 atm
Chaleur de fusion	KJ.Kg ⁻¹	397	
Point d'ébullition	°C	2056	Sous 1 atm
Pression de vapeur	Pa	3, 7. 10 ⁻³	à 927°C
Chaleur spécifique	Cal.g ⁻¹ .°C ⁻¹	0, 222	à 20°C, elle diminue avec la température
Capacité thermique massique C_p	J.Kg ⁻¹ .K ⁻¹	897	à 25°C
Energie interne massique U	J. Kg ⁻¹	3, 98 .10 ⁵	
Conductivité thermique K	W.m ⁻¹ .K ⁻¹	237	à 27°C
Coefficient de dilatation linéaire α	10 ⁻⁶ K ⁻¹	23, 1	à 25°C
Résistivité électrique ρ	10 ⁻⁹ Ω.m	26, 548	à 25°C
Susceptibilité magnétique χ	mm ³ .g ⁻¹	0, 6. 10 ⁻³	à 25°C

I.1.2. Caractéristiques mécaniques de l'aluminium

Les faibles propriétés, dureté et limite élastique, de l'aluminium non allié font qu'il ne présente pratiquement aucun intérêt industriel. En effet l'aluminium est un métal malléable et extrêmement ductile. Ces propriétés dépendent de [1,2,4] :

- ✓ les traitements mécaniques (forgeage, laminage...) ;
- ✓ les traitements thermiques (trempe, recuit...) ;
- ✓ les éléments d'addition (Cu, Mg, Mn, Zn, Fe, Si).

Les propriétés intrinsèques de l'aluminium pur et recuit sont les suivantes :

- module d'élasticité E 67000 MPa ;
- module de torsion G 27 MPa ;
- résistance mécanique 70 - 80 MPa ;
- coefficient de poisson 0, 34 ;

- allongement jusqu'à 50 % ;
- limite élastique $R_{p0,2} = 15$ à 20 MPa ;
- résistance à la traction 50 N.mm^{-3} ;
- dureté 15 à 25 HB.

Une déformation plastique à froid de l'aluminium augmente sa charge de rupture mais abaisse son allongement.

I.1.3. Tenue à la corrosion

L'aluminium est un métal éminemment oxydable (il possède une grande affinité à l'oxygène). Cependant, il est inoxydable dans l'air parce qu'il se recouvre, à froid, d'une couche stable protectrice d'alumine, Al_2O_3 , très adhérente et très compacte d'épaisseur de $0,1\mu\text{m}$, cette épaisseur augmente à mesure que la température augmente. Plus l'aluminium est pur, plus sa tenue à la corrosion est forte [1,9].

L'aluminium est attaqué par les hydracides, cependant l'augmentation de la pureté du métal réduit cette attaque [1].

I.2. Alliages d'aluminium

Tous les alliages d'aluminium peuvent être rangés en deux grandes familles ; les alliages de corroyage et les alliages de moulage (fonderie).

I.2.1. Symbolisation des alliages d'aluminium

Selon la norme AFNOR NF A 02-004, chaque élément d'alliage ou d'addition est représenté par un symbole comme indiqué dans le **tableau I.2**.

Tableau I.2 Symbolisation des éléments d'alliage d'aluminium [3].

Elément	Désignation	Elément	Désignation
Aluminium	A	Magnésium	G
Béryllium	Be	Manganèse	M
Chrome	C	Nickel	N
Cobalt	K	Silicium	S
Cuivre	U	Titane	T
Fer	Fe	Zinc	Z

Les lettres représentant les éléments d'addition sont suivis par un chiffre qui indique sa teneur, les éléments présents à moins de 1% sont indiqués sans chiffre.

A titre d'exemple, on peut citer l'A-U4G qui désigne le duralumin (2024) de composition suivante : 4% de cuivre, 0,7% de magnésium, 0,5% de silicium, 0,5% de manganèse et 94% d'aluminium [1].

Le **tableau I.3** présente la désignation numérique des deux familles d'alliage d'aluminium, les alliages moulés et les alliages corroyés.

Tableau I.3 Désignation des familles d'alliages d'aluminium [3].

Elément d'alliage	Famille des alliages moulés	Famille des alliages corroyés
Aucun	10 000	1 000
Cuivre	20 000	2 000
Manganèse		3 000
Silicium	40 000	4 000
Magnésium	50 000	5 000
Magnésium et silicium		6 000
Zinc (et cuivre)	70 000	7 000

La désignation des alliages d'aluminium de corroyage comporte deux parties :

- une partie numérique de 4 chiffres indiquant la composition de l'alliage ;
- une partie alphanumérique correspondant à l'état de l'alliage (écrouissage, traitement thermique ; F, O, H, W, T voire le chapitre III) [5].

I.2.2. Familles d'alliages d'aluminium

L'avantage suscité par la légèreté et les faibles propriétés mécaniques de ce métal a conduit les métallurgistes à développer des alliages d'aluminium plus résistants. Ces alliages sont classés en deux grandes familles ; les alliages de corroyage (ou forgeage) et les alliages de fonderie (ou de moulage).

I.2.2.1. Alliages de moulage

Les alliages d'aluminium de moulage sont obtenus par des techniques de fonderie (moulage en sable ou moulage en coquille) ou sous pression dont on peut élaborer des pièces plus au moins complexes, leur niveau de caractéristiques mécaniques dépend de la composition et du mode de coulée [5].

Ces alliages sont fortement alliés et, une fois solidifiés, ils ne peuvent généralement pas être mis en forme par déformation plastique [10].

I.2.2.2. Alliages de corroyage

Les alliages d'aluminium de corroyage contiennent comparativement peu d'éléments d'alliage et peuvent être déformés plastiquement [10]. Ils sont coulés en fonderie puis transformés en demi-produits par laminage ou par filage. Les demi-produits ainsi obtenus sont ensuite assemblés par soudage, rivetage,... On distingue pour les alliages de corroyage :

a) Alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural ou « trempant » sont des alliages dans lesquels le durcissement est obtenu par une gamme de traitements thermiques comportant une mise en solution, une trempe suivie d'un revenu ou d'une maturation à l'ambiante, aboutissant à la précipitation à l'intérieur des grains ou aux joints de grains [5].

➤ **Alliages Al-Cu de la série 2 000**

L'élément principal des séries 2000 est le cuivre, souvent en combinaison de magnésium et de silicium.

La **figure I.2** est un diagramme d'équilibre binaire de l'alliage aluminium – cuivre. L'alliage Al-Cu est une solution solide, il est caractérisé par un large domaine de ($T_{liq}-T_{sol}$), et la limite de solubilité du cuivre dans l'aluminium est de 5,7 % à 548°C et elle décroît jusqu'à la température ambiante où elle n'est plus que de 0,5 %, l'eutectique est à 33,2% de Cu, le composé intermétallique est Al_2Cu .

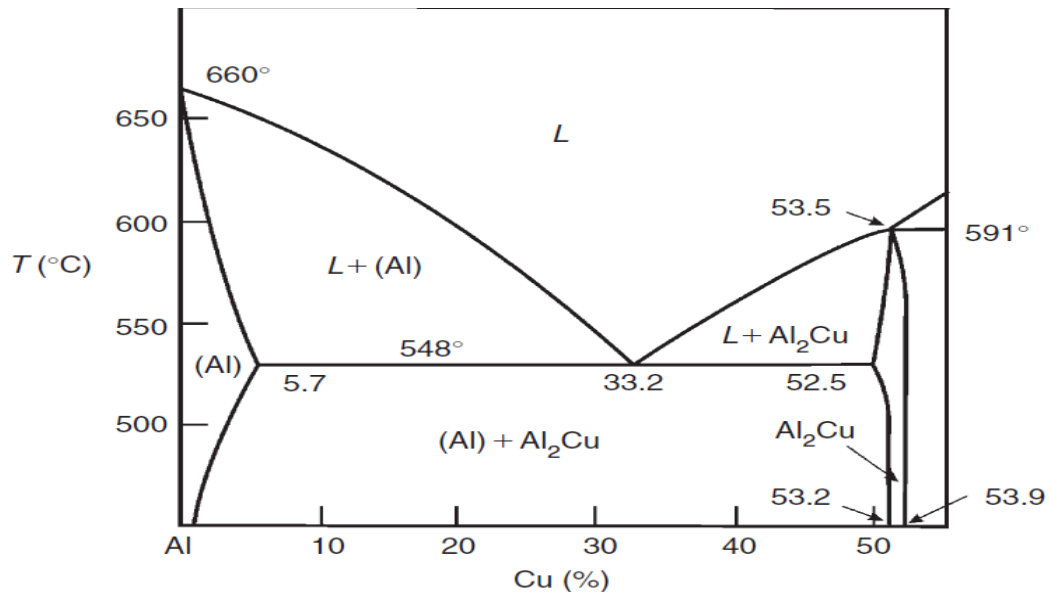


Figure I.2 Diagramme d'équilibre Al-Cu [7].

Les alliages de la série 2000 forment une gamme importante d'alliages se caractérisant par [5] :

- une résistance mécanique moyenne à l'état trempé muri, mais relativement élevée à l'état trempé revenu ;
- une bonne tenue à chaud ;
- une mauvaise aptitude au soudage selon les procédés traditionnels ;
- une faible résistance à la corrosion, et il peut s'avérer nécessaire de procéder à un traitement de protection de surface, tel que l'anodisation (oxydation anodique) ou la peinture.

On peut distinguer les quatre types d'alliages suivants [5,6] :

- ✓ alliages pour structure à résistance mécanique élevée ; 2014, 2017A et 2024. Le 2017A est durci par les phases Al_2Cu (et à un degré moindre par Al_2CuMg), alors que le 2024 est durci par les phases Al_2CuMg (et à un degré moindre par Al_2Cu) ;
- ✓ alliages pour résistance à chaud, 2618A, dont le durcissement est obtenu par la phase Al_2CuMg ;
- ✓ alliages pour décolletage, 2011 et 2030, grâce à la présence des éléments comme le plomb et le bismuth pour éviter les copeaux longs lors de l'usinage ;

- ✓ alliages pour déformation plastique, 2017 et 2002 qui ont des faibles teneurs en cuivre et en magnésium.

➤ **Alliages Al-Mg-Si de la série 6 000**

Le durcissement de ce système est dû à la précipitation du composé intermétallique Mg_2Si . Ces alliages, qui se différencient par leurs teneurs en Mg (0,3% à 1,5%), et Si (0,3% à 1,4%), sont caractérisés par les propriétés générales suivantes [5]:

- caractéristiques mécaniques moyennes ou plus au moins élevées selon la composition ;
- très bonne aptitude à la transformation à chaud par laminage, filage, forgeage, matriçage ;
- bonne aptitude à la mise en forme à froid ;
- très bonne résistance à la corrosion ;
- un bel aspect de surface après anodisation ;
- bonne aptitude au soudage par points, à l'arc ou au brassage ;
- bon comportement aux basses températures, mais résistance à chaud limitée.

➤ **Alliages Al-Zn de la série 7 000**

Le durcissement est obtenu par la précipitation de la phase $MgZn_2$, deux séries d'alliages de ce système se différencient par la présence ou non du cuivre [5] :

- sans cuivre : il possède des caractéristiques mécaniques moyennes, il est déformable à chaud et à froid, il a une bonne soudabilité et une bonne résistance.
- avec cuivre : c'est un alliage de haute résistance, grâce à ses caractéristiques mécaniques très élevées, au détriment de la résistance à la corrosion ce qui nécessite des traitements de revenu spéciaux pour améliorer ses caractéristiques.

b) Alliages sans durcissement structural

Les alliages sans durcissement structural, dans lesquels le niveau de caractéristiques mécaniques est obtenu par l'effet d'érouissage dû aux déformations plastiques (laminage, filage,...) ou par des recuits, et qui se traduit par une augmentation de la résistance mécanique et de la dureté, et par une perte de ductilité [3,5].

➤ **Aluminium non allié de la série 1 000**

Sa teneur varie entre 99,5% et 99,99%, les principales nuances sont : 1199 aluminiums raffinés, 1080, 1070, 1050, 1100 et 1200. Il présente des propriétés mécaniques faibles à l'état recuit ; très bonne résistance à la corrosion ; très bonne conductibilité thermique et électrique, soudable et très bonne tenue à basse température [5,28].

➤ **Alliages Al-Mn de la série 3000**

Le plus important est le 3003, c'est un alliage résistant à chaud, résistant à la corrosion, ses caractéristiques mécaniques sont légèrement élevées grâce à des précipités de phase Al₆Mn, bonne aptitude à la mise en forme, il est soudable et il possède un bon comportement à froid [5,28].

➤ **Alliage Al-Mg de la série 5000**

Ils sont caractérisés par [5] :

- une meilleure résistance à la corrosion marine ainsi qu'à l'état soudé ;
- une bonne aptitude à la mise en forme ;
- un très bon comportement aux basses températures ;
- de beaux états de surfaces après brillantage et oxydation anodique.

I.3. Influence des éléments d'addition

Le *tableau I.4* regroupe les influences des éléments d'addition, qui sont ajoutés pour améliorer certaines propriétés.

Tableau I.4 Influence des éléments d'alliage [3].

Élément	Influence
Cuivre	-améliore les caractéristiques mécaniques ; -diminue la résistance à la corrosion ; -diminue la conductivité électrique ; -facilite l'usinage par l'augmentation de la dureté ; -rend le soudage très difficile ; -mise en forme possible sur état recuit ou sur trempe fraîche ; -bonne aptitude aux traitements de surface.
Manganèse	-améliore les caractéristiques mécaniques ; -facilite l'emboutissage ; -bonne tenue à la corrosion.
Magnésium	-améliore la tenue à la corrosion ; -aptitude au soudage ; -bonne aptitude aux traitements de surface.
Silicium	-diminue l'usinabilité, le silicium est un élément dur et abrasif ; -possibilité de soudage pour les alliages sans cuivre ; -bonne tenue à la corrosion pour les alliages sans cuivre.
Silicium + magnésium	-améliorent les caractéristiques mécaniques ; -améliorent l'aptitude au filage ; -très bonne tenue à la corrosion ; -très bonne aptitude aux traitements de surface.
Zinc	-caractéristiques mécaniques très élevées de tous les alliages d'aluminium ; -la soudabilité pour les alliages sans cuivre ; -tenue à la corrosion médiocre.

I.4. Système Al-Cu-Mg

Il est le plus utilisé de la série 2000. Ce sont ses qualités de tolérance aux dommages qui en font l'alliage utilisé sur toutes les structures d'avion dimensionnées en fatigue. Il présente des bonnes caractéristiques mécaniques telles que la résistance à la traction.

I.4.1. Diagramme d'équilibre des alliages Al-Cu-Mg

La *figure I.3* représente une section isotherme à 200 °C du diagramme d'équilibre ternaire Al-Cu-Mg. Dans le domaine correspondant aux faibles teneurs en cuivre et en magnésium, la phase durcissante qui précipite dans les alliages Al-Cu-Mg dépend de la quantité de cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement [15] :

- si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors Al_2Cu ;
- si ce rapport est compris entre 4 et 8, deux types de précipités sont activés (Al_2Cu et Al_2CuMg) ;
- si ce rapport est compris entre 4 et 1,5 seul Al_2CuMg contrôle les propriétés ;
- en dessous de cette proportion les propriétés dépendent d' Al_6CuMg_4 .

L'ajout du magnésium augmente l'effet durcissant et le niveau de dureté des alliages Al-Cu avec l'augmentation du rapport Cu/Mg [11].

Le manganèse, le zirconium et parfois le chrome retardent la recristallisation et augmente l'écroutissage critique [21].

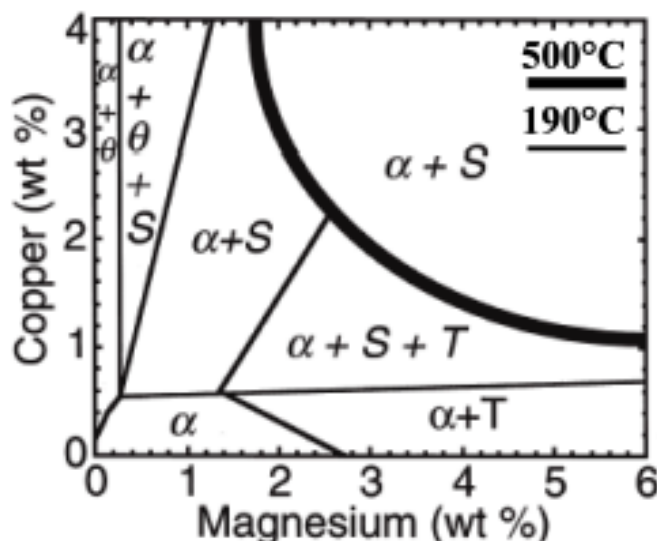


Figure I.3 Diagramme de phase Al-Cu-Mg; α = Al, θ = Al_2Cu , S = Al_2CuMg , T = Al_6CuMg_4 [15].

I.4.2. Caractéristiques générales du 2024 T3

Le *tableau I.5* résume les principales caractéristiques physiques et mécaniques de l'alliage 2024 T3.

Tableau I.5 Propriétés générales de l'alliage 2024 T3 [3].

Intervalle de fusion (°C)	Masse volumique ρ (Kg.m ⁻³)	Dilatation linéaire α 10 ⁻⁶ K ⁻¹	Capacité thermique massique J.Kg ⁻¹ .K ⁻¹	Module d'élasticité E MPa	Conductivité thermique W.m ⁻¹ .K ⁻¹	Résistivité électrique 10 ⁻⁸ Ω.m	Re(2%) MPa	Rr MPa	Résistance au cisaillement MPa
502-638	2 770	21,1	875	73 000	121	56	345	485	285

I.4.3. Etat métallurgique du 2024 T3

L'alliage 2024 T3 est durci par traitement thermique, en effet la désignation “ T “ s'applique aux produits traités thermiquement pour obtenir un état stable. Le traitement thermique peut être associé, ou non, à un écrouissage supplémentaire. Une période de maturation à température ambiante peut s'écouler entre, ou après, les opérations indiquées. Si cette maturation impacte l'état métallurgique, elle doit être contrôlée.

La lettre T est toujours suivie d'au moins un chiffre pour préciser la séquence des traitements.

A titre d'exemple, T3 : mise en solution, écroui et muri jusqu'à obtention d'un état pratiquement stable. Il s'applique aux produits :

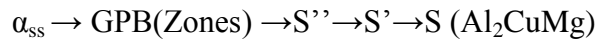
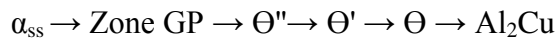
- écrouis après mise en solution, afin d'améliorer leur résistance mécanique ;
- pour lesquels l'effet de l'écrouissage associé au planage ou au dressage modifie les limites de caractéristiques mécaniques ;
- qui subissent un vieillissement naturel final.

L'écrouissage effectué est très faible (inférieur à 10 %, et plus souvent de l'ordre de 1 à 4%). Il peut être effectué par laminage, étirage, traction ou combinaison de ces opérations [13].

I.4.4. Précipitation dans les alliages 2024 T3

Le principe du traitement consiste à procéder à une trempe de la solution solide qui existe à température élevée; cette solution solide sursaturée hors d'équilibre présente alors une dureté relativement faible et une bonne ductilité. Après quoi, un revenu à température modérée permet de provoquer une précipitation progressive de la phase durcissante [28].

La séquence de précipitation dans le duralumin (2024 T3) est mixte [12]:



Les zones GP, dites de Guinier-Preston, sont composées de disques plans parallèles aux plans (100) de la matrice. La phase Θ'' est une phase cohérente avec la matrice et qui précipite sous forme de plaquettes parallèles aux plans {100} de la matrice. La phase Θ' est une phase semi-cohérente avec la matrice précipitant également sous forme de plaquettes. La phase Θ est le composé d'équilibre Al_2Cu , qui est totalement incohérent avec la matrice. L'alliage tend toujours vers l'état d'équilibre mais, suivant le traitement de revenu, la décomposition est plus ou moins complexe. Pour une température de revenu inférieure à 200°C , la décomposition de la solution solide sursaturée s'arrête à Θ'' ou Θ' ; pour des températures supérieures, on peut obtenir directement Θ . Lors d'un traitement de maturation à température ambiante, on n'obtient que les zones GP.

La présence du magnésium dans l'alliage induit la précipitation de nouvelles phases. Les zones GPB (Guinier-Preston-Bagaryatsky), appelées ainsi pour les différencier des zones GP, correspondent à un arrangement à courte distance d'atomes de Cu et Mg. Les phases S'' et S' sont des phases de transition respectivement cohérente et semi-cohérente avec la matrice. La phase S ou Al_2CuMg est une phase à l'équilibre, incohérente avec la matrice et qui précipite sous forme de plaquettes [16].

I.4.5. Applications du 2014 T3

L'alliage 2024 T3 est destiné aux applications mécaniques. Son emploi dans les milieux humides ou agressifs est à éviter [3].

- Pour ce qui est des applications mécaniques en général, il est choisi pour :
 - ses caractéristiques mécaniques améliorées ;
 - sa légèreté.
- En construction aéronautique, spatiale et armement en particulier, il est choisi pour :
 - sa légèreté ;
 - ses caractéristiques mécaniques ;
 - sa mise forme ;
 - son usinabilité ;
 - son aptitude aux traitements de surface ;
 - sa tenue à la corrosion.

Chapitre II
Laminage et
déformation plastique.

Introduction

Le laminage est une succession de déformations qui va engendrer un écrouissage dans le matériau et l'amener à des caractéristiques mécaniques ou métallurgiques supérieures, cependant, cet écrouissage rend les matériaux instables thermodynamiquement. Les pièces écrouies contiennent aussi d'importantes contraintes résiduelles. Il peut être effectué à froid ou à chaud.

II.1. Laminage à chaud

Dans le cas du laminage à chaud, les structures de solidification sont détruites ou au moins modifiées. Les soufflures sont écrasées. Le laminage à chaud s'impose pour que la résistance à chaud du métal décroît très rapidement avec la température. Le laminage à chaud s'effectue dans des intervalles qui doivent rester au dessus de 350 à 400°C selon les alliages pour ne pas les écrouir [1,17].

En pratique, les premières séries de réductions commencent à chaud afin d'atteindre facilement de fortes déformations du matériau et d'ajuster les propriétés métallurgiques du produit. Le passage à froid est ensuite nécessaire pour obtenir les caractéristiques géométriques et mécaniques adéquates, ainsi qu'un bon état de surface [17].

La *figure II.1* montre que pour une nuance donnée la résistance à chaud du métal décroît très rapidement avec la température.

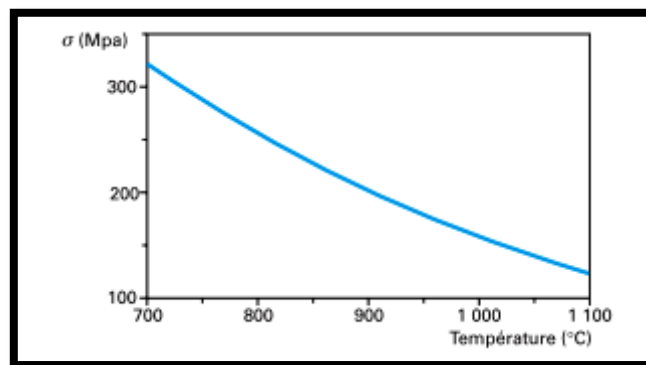


Figure II.1 Evolution de la contrainte en fonction de la température [18].

La limite supérieure de température ne doit pas dépasser une valeur critique, celle de la température d'eutectique, où se produit la fragilité à chaud des alliages ainsi que les risques de collage sur les cylindres des laminoirs. Cependant, la limite inférieure ne doit pas être trop basse parce que la dureté de l'ébauche peut influencer sur les propriétés mécaniques [1].

Les cylindres de laminage sont en fonte ou en acier au carbone. Il est nécessaire de faire un arrosage qui sert autant pour le refroidissement que pour la lubrification [8].

II.2. Laminage à froid

Le laminage à froid s'effectue à la température inférieure à la température de recristallisation, il n'est nécessaire généralement que pour obtenir des tolérances serrées, et un bon état de surface. Il permet [1, 18] :

- un gain d'énergie thermique ;
- de pousser l'épaisseur finale jusqu'à des limites que le laminage à chaud ne peut pas atteindre ;
- la rétention d'écrouissage donnant des produits de dureté plus élevée ;
- des caractéristiques meilleures et homogènes sur toute la bande ;
- moins d'oxydation.

II.3. Equipements de laminage

Le matériel utilisé pendant le laminage à chaud ou à froid comporte les fours de réchauffage et les différents types de laminoirs.

II.3.1. Caractéristiques générales des fours de réchauffage

Les fours peuvent être du type continu ou du type dormant, à chauffage par courant électrique, fuel-oil ou gaz ; divisé en plusieurs zones pour faciliter le contrôle de la température. Les fours de réchauffages doivent contrôler les températures et les durées, pour différentes dimensions, et différentes compositions.

Les productivités élevées peuvent être obtenus soit par un grand nombre de petits fours (pour assurer la souplesse lorsqu'on fabrique un grand nombre d'alliage à des différentes températures de laminage) ou par un petit nombre de grands fours.

Pour certains alliages, on doit chauffer jusqu'à la température d'homogénéisation (température supérieure à la température de laminage) pendant de longues durées, puis on diminue à la température de laminage visée. La température de réchauffage des ébauches est comprise entre 400°C et 600°C pendant 6h jusqu'à 48h [1,14].

II.3.2. Laminoirs

Le matériel de laminage à froid doit être adapté à la fabrication des bandes [1], on compte plusieurs types de laminoir :

- laminoir duo : deux cylindres de fort diamètre, 650 à 800 mm en fonte trempée ou en acier. Ils sont généralement non réversibles ;
- laminoir trio : il est utilisé pour le laminage de tôles d'épaisseur moyenne : 2 à 6 mm. Il peut être équipé d'un dispositif de manutention assurant l'engagement de la tôle entre les deux cylindres supérieurs et médians ;

- laminoir quarto : il permet d'obtenir une meilleure régularité d'épaisseur de la tôle, ainsi que des réductions plus importantes par passe. Il peut être conçu sous la forme non réversible ;
- laminoir tandem : se compose de plusieurs laminoirs irréversibles placés à la suite l'un de l'autre, qui transforme une ébauche en bande, pour l'obtention de tôles ou de bobines.

II.3.3. Bobineuse

Tous les produits dont les épaisseurs sont inférieures ou égale à 6 mm sont bobinés. Le bobinage se fait par enroulement sous forme des spires les unes sur les autres, ces spires devant être parfaitement jointives [1].

II.4. Déformation plastique et système de glissement

La déformation élastique de tout matériau cristallin se produit par distorsion réversible de son réseau. La déformation plastique se produit alors par ruptures et reconstructions des liaisons métalliques qui assurent la continuité du réseau cristallin, phénomènes nécessitant en théorie une énergie considérable. La présence des dislocations et leur déplacement, suivant des plans privilégiés, vont permettre de réaliser les ruptures et les reconstructions des liaisons, non pas simultanément mais de façon discrète, augmentant ainsi de façon considérable l'énergie stockée sous forme de dislocations [17].

La déformation plastique dans les alliages d'aluminium se produit essentiellement par glissement, les uns par rapport aux autres, des plans réticulaires dans une direction déterminée. En fait, la déformation plastique résulte du déplacement, à travers les plans de glissement, des dislocations nécessitant une énergie moins élevée. Elle est accompagnée de modifications intrinsèques selon les plans de glissement $\{111\}$, les directions de glissement $\langle 110 \rangle$.

Une partie des dislocations est bloquée, lors de leur propagation, par toute perturbation de la structure réticulaire [1].

II.5. Ecrouissage

La résistance de l'aluminium et ses alliages peut être améliorée par le travail à froid. Il s'agit d'un durcissement par déformation, le matériau ductile initialement devient plus dur par un accroissement rapide de nombre des dislocations conduisant à un durcissement, couramment appelé : phénomène d'écrouissage [11,19].

Le nombre de dislocation augmente proportionnellement à la quantité de déformation. L'interaction des dislocations entre elles ou avec les joints de grains gêne leur mouvement et par ce moyen rend le matériau plus dur [19].

Chapitre II : Laminage et déformation plastique

Le durcissement par écrouissage correspond à une modification de structure provoquée par une déformation plastique. Cependant, l'augmentation de la densité de joints de grains entrave davantage le mouvement des dislocations et en raison de l'augmentation de leur densité, les dislocations s'enchevêtrent et durcissent l'alliage. Cet effet est d'autant plus marqué que la mise en forme subie est importante ou que le taux d'écrouissage est élevé [11].

II.6. Paramètres de laminage

II.6.1. Taux de déformation et coefficients de déformation

Le *tableau II.1* montre les principaux paramètres de calcul pendant le laminage tel que la déformation, le taux de déformation et le coefficient de déformation.

Tableau II.1 Principaux paramètres de laminage [12].

Paramètres Sens de déformation	Déformation totale (mm)	Taux de déformation (%)	Coefficient de déformation
La réduction selon l'épaisseur (e)	$\Delta e = e_0 - e_1$	$\xi e = (\Delta e / e_0) * 100$	$\gamma = e_1 / e_0$
L'allongement selon la longueur (L)	$\Delta L = L_1 - L_0$	$\xi L = (\Delta L / L_0) * 100$	$\mu = L_1 / L_0$
L'élargissement selon la largeur (B)	$\Delta B = B_1 - B_0$	$\xi B = (\Delta B / B_0) * 100$	$\lambda = B_1 / B_0$

Où :

e_0, e_1 : sont respectivement l'épaisseur initiale et l'épaisseur après laminage ;

L_0, L_1 : sont respectivement la longueur initiale et la longueur après laminage ;

B_0, B_1 : sont respectivement la largeur initiale et la largeur après laminage ;

μ : Coefficient d'allongement ;

γ : coefficient de réduction ;

λ : coefficient d'élargissement.

II.6.2 Vitesse de laminage et vitesse de déformation

a) vitesse de laminage selon l'épaisseur (e)

C'est la variation d'épaisseur de la brame par unité de temps exprimée par la relation suivante [12] :

$$ve = de/dt = \Delta e / \Delta t \quad (\text{mm/s}) \quad (\text{II.1})$$

b) vitesse de déformation

La vitesse de déformation est définie comme étant la dérivée du taux de déformation selon l'épaisseur par rapport au temps, elle s'exprime comme suit [12] :

$$vd = d\mathcal{E}e / dt$$

Or $\mathcal{E}e = \Delta e/e$

d'où $vd = de/dt \cdot 1/h = ve/h \quad (\text{en } s^{-1}) \quad (\text{II.2})$

II.7. Paramètres de la zone de déformation

La *figure II.2* représente un laminoir simple composé de deux cylindres, sur laquelle sont indiqués les principaux paramètres de la zone de déformation, les conditions d'entraînement et la puissance de travail des cylindres.

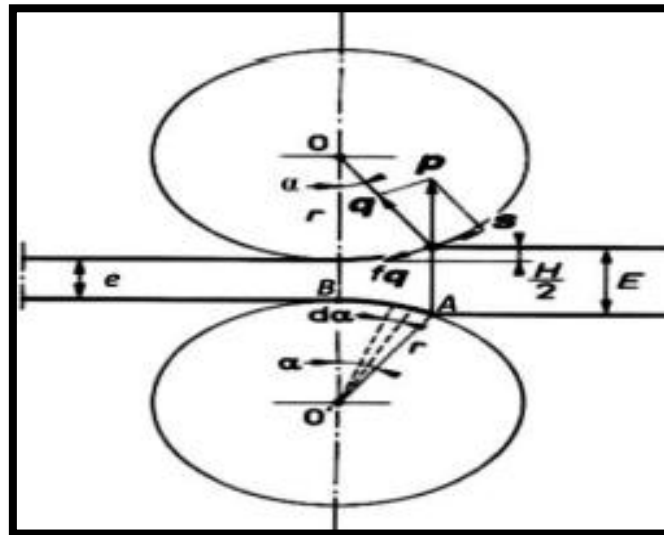


Figure II.2 Les principaux paramètres du laminage : fq) coefficient de frottement barre contre cylindre ; H) réduction d'épaisseur due au laminage ; P) effort sur les deux cylindres ; q) composante radiale de p ; r) rayon du cylindre ; s) composante tangentielle de P ; α) angle de contact [12].

a) Angle d'entraînement et condition d'entraînement

L'angle d'entraînement α est l'angle opposé à l'arc AB ; $\alpha = \widehat{AOB}$. Cet angle est calculé comme suit [12] :

$$\Delta H / 2 = r - r \cos \alpha \quad \text{d'où} \quad \cos \alpha = 1 - \Delta H / 2r$$

$$\cos \alpha = 1 - \Delta H / D \quad (II.3)$$

La condition d'entraînement s'écrit :

$$\frac{f q}{q} \geq \tan \alpha \quad (II.4)$$

b) Arc de contact

L'arc de contact entre le métal laminé et le cylindre est AB (figure II.2) cet arc peut être calculé par les équations suivantes [12] :

$$AB = r \cdot \alpha \quad (\alpha \text{ en rad}), \quad AB = 2\pi r \cdot \alpha / 360 \quad (II.5)$$

c) Couple et puissance de laminage

La puissance de laminage est donnée par la relation suivante :

$$P = k \cdot l \cdot (R \cdot \Delta H)^{1/2} \quad (II.6)$$

Cette force est répartie le long de l'arc de contact. a étant la distance entre la ligne des centres des cylindres et la résultante des forces élémentaire $a = K \cdot (R \cdot \Delta H)^{1/2}$. Dans ces conditions le couple de laminage est Pa pour un cylindre, $2Pa$ pour les deux cylindres [1].

$$C = 2 \cdot P \cdot K \cdot (R \cdot \Delta H)^{1/2} \quad (II.7)$$

Conclusion

L'écroutissage implique un accroissement de la limite élastique et une diminution de la ductilité. De plus, un métal écroui présente une microstructure perturbée qui contient d'importantes contraintes résiduelles. Pour supprimer l'écroutissage, on a recours aux traitements d'adoucissement pour retrouver une structure plus stable au détriment du durcissement.

Chapitre III
Traitements thermiques et
changements structuraux
pendant les mécanismes
d'adoucissement.

Introduction

Sur le plan métallurgique, les traitements thermiques des alliages métalliques reposent sur des évolutions structurales en phase solide. Ils permettent de modifier les propriétés du matériau par application d'un ou plusieurs cycles thermiques comprenant un chauffage suivi d'un refroidissement contrôlé, d'où les différentes désignations spécifiques des états métallurgiques utilisées (F, O, H, ...). Ces traitements thermiques, appliqués à un matériau déformé, ont pour but de détruire les effets de déformation et l'instabilité thermodynamique des alliages par des mécanismes d'adoucissement, comme la restauration et la recristallisation.

III.1. Types de traitements thermiques

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

- les traitements dits d'homogénéisation ;
- les traitements d'adoucissement ;
- les traitements de durcissement par trempe.

III.1.1. Traitements d'homogénéisation

Les traitements thermiques d'homogénéisation consistent à effectuer un maintien à la température la plus élevée possible du domaine solide [20] (le plus souvent entre 450°C et 610°C) pendant 6 et 48 heures et donc d'autant plus longues que la section du produit est plus importante [21]. Ils sont destinés principalement pour les produits moulés afin d'en améliorer la structure, en faciliter la mise en œuvre, ou en améliorer les propriétés.

Les effets observés sur la structure sont :

- la dissolution des phases intermétalliques en excès dont la solubilité ne devient appréciable qu'à haute température, cet effet permet de rapprocher l'alliage de l'état d'équilibre. Et par la suite, il y aura une homogénéisation des concentrations.
- l'homogénéisation des concentrations vise à réduire par diffusion les gradients de composition résultant de la solidification [20].

Il peut y avoir un traitement d'hétérogénéisation caractérisé par les effets de coalescence de certaines phases intermétalliques peu solubles aux hautes températures, et même par une précipitation de certaines phases [21,22].

Les traitements thermiques d'homogénéisation ont des effets importants, par suite de la dissolution des différentes phases eutectiques (Al_2Cu , Al_2CuMg) formées à la solidification tout en conservant les phases peu solubles [21], ils auront donc des répercussions sur les propriétés des alliages :

a) Amélioration de l'aptitude à la déformation

Elle est améliorée par l'augmentation de la ductilité ; c'est l'aptitude de l'alliage de subir une déformation importante avant de se rompre et donc diminution de la résistance à la déformation (les efforts pour déformer le métal) [21].

b) Diminution de la température de recristallisation

Plus l'homogénéisation est réalisée à température élevée, plus la température de recristallisation du produit est basse, lors de la déformation à chaud ou lors du traitement thermique de mise en solution, la température de recristallisation dépend aussi des éléments d'alliage [21].

III.1.2. Traitements d'adoucissement

Ces traitements, à relativement basse température par rapport aux recuits d'homogénéisation, ont pour but principal de reprendre une structure stable, d'améliorer et de régénérer la plasticité (ductilité) d'un alliage donné [20,21].

Après écrouissage, les métaux et alliages présente une augmentation de la dureté et de la résistance mécanique (résistance à la rupture et limite d'élasticité), et une diminution de la plasticité (allongement à la rupture et l'aptitude à la déformation). Pour améliorer et régénérer ces propriétés, on a recours aux traitements thermiques d'adoucissement par restauration ou recuit [21].

a) Recuit de recristallisation

Le recuit de recristallisation est un chauffage, d'un produit écroui, servant à éliminer les effets de l'écrouissage des alliages corroyés. Il est réalisé suivant les alliages entre 320 et 400°C pendant une demi-heure à 2 heures, afin d'obtenir une recristallisation homogène à grains fins conférant au produit un adoucissement maximal [21,23].

L'adoucissement obtenu sera d'autant plus élevé que l'écrouissage initial était fort, mais ce traitement diminue la limite d'élasticité, la charge de rupture et la dureté alors qu'il augmente la ductilité. On utilise couramment ce traitement pour préparer les matériaux à subir des déformations plastiques importantes ; on en réduit ainsi les risques de déchirure et la quantité d'énergie nécessaire au formage. Il faut prendre garde aux risques de grossissement du grain sur les alliages dont l'écrouissage est relativement faible, inférieur à un niveau appelé écrouissage critique [21].

La température de recristallisation est la température minimale à laquelle la recristallisation s'achève. Elle varie en fonction de l'ampleur de l'écrouissage antérieur, de l'écrouissage critique, au-dessous duquel la recristallisation ne peut se produire, et de la pureté de l'alliage. Elle est reliée à la température de fusion par la relation suivante [24] :

$$T_{rec} \geq 0,4 T_f \quad (III.1)$$

Chapitre III : Traitements thermiques et changements structuraux pendant les mécanismes d'adoucissement

Cette température étant plus élevée dans les alliages, la recristallisation est plus rapide dans les métaux purs que dans les alliages [24].

b) Traitements de restauration

Traitements thermiques d'un métal ou d'un alliage écroui ayant pour but d'abaisser ses propriétés de résistance mécaniques à un niveau contrôlé.

Les traitements de restauration correspondent à un rétablissement du réseau du métal écroui lorsque la température et les temps sont inférieurs aux conditions de recristallisation : 240 à 280°C durant 1 à 4 heures. Ils restent essentiellement fonction de la température et la durée du traitement [21,22].

Deux types de traitement de restauration sont utilisés dans la pratique, à savoir :

- des traitements de courte durée, qui consistent en un chauffage rapide à des températures voisines de celle de la recristallisation ;
- des traitements de longue durée consistant en un chauffage à des températures plus basses que précédemment avec des tolérances assez grandes de temps.

Les traitements de restauration permettent des adoucissements partiels, de 40 à 50 %. Ils contrôlent le taux d'adoucissement et conservent la texture d'orientation des produits tout en évitant les risques de recristallisation grossière, ce qui est d'un intérêt essentiel pour les mises en forme ultérieures. Cependant, ils ne permettent pas de retrouver toute la ductilité, par suite de l'élimination partielle de l'écrouissage et des anisotropies résultantes [21,22].

A égalité de résistance mécanique, la plasticité est meilleure sur métal restauré que sur un métal écroui.

III.1.3. Traitements de durcissements par trempe

Le traitement thermique dit de durcissement structural comporte trois grands stades : la mise en solution, la trempe et la maturation naturelle ou artificielle.

a) Mise en solution

Traitement suivant lequel un alliage est chauffé à une température convenable, de 400 à 600°C suivant les alliages, et maintenu à cette température pendant un temps suffisant pour permettre aux constituants solubles d'entrer en solution solide où ils seront retenus en état sursaturé après la trempe [21].

b) Trempe

Après la mise en solution, l'alliage doit être refroidi assez énergiquement, pour empêcher toute précipitation, l'alliage est donc hors équilibre, à une vitesse critique de trempe qui peut être considérée comme la vitesse de refroidissement minimale qui

permette d'obtenir à la température ambiante la solution solide sursaturée. Ces vitesses critiques de trempe varient fortement d'un alliage à un autre [24].

A l'issue de la trempe, l'alliage se trouve dans son état le plus doux, les éléments de l'alliage étant en solution solide de substitution ou d'insertion [24].

c) Maturation :

La trempe conduit à des structures métastables, tandis que la maturation conduit à une évolution spontanée, à température ordinaire, de la solution solide sursaturée ainsi que de ses propriétés mécaniques. Après cette évolution, l'alliage est dit à l'état mûri [20,21].

Les éléments d'alliage en sursaturation diffusent vers les défauts du réseau, essentiellement vers les dislocations. En se rassemblant, ils forment autour de ces dernières des « nuages » d'atomes de soluté, appelés des zones de Guinier-Preston (GP), qui rendent leurs déplacements ultérieurs plus difficiles. Ce processus est plus ou moins rapide selon la température, et des différences importantes apparaissent pour de faibles variations de la température ambiante [24].

d) Revenu ou maturation artificielle

Le revenu est un dosage intéressant de caractéristiques mécaniques par retour progressif à des structures d'équilibre. Il s'agit d'un réchauffage classique qui se fait à des températures variables selon les alliages, généralement comprises entre 100 et 200 °C, pour une durée de 5 à 24 heures. Cette opération a pour but de précipiter les phases intermétalliques en zone GP, qui conduisent à un durcissement structural [20,22].

Au cours d'un revenu à température donnée, le durcissement se fait progressivement en atteignant un maximum au bout d'un certain temps; au delà le durcissement diminue (il y a coalescence des précipités). Quand la température de revenu est abaissée le temps nécessaire pour atteindre le durcissement maximum croît et, simultanément le niveau maximum du durcissement augmente. [24].

III.2. Désignation des états métallurgiques

Le *tableau III.1* et *tableau III.2* présentent les états métallurgiques fondamentaux fixés par les normes NF A 02-006 et NF A 02-002 des alliages corroyés et moulés respectivement.

Chapitre III : Traitements thermiques et changements structuraux pendant les mécanismes d'adoucissement

Tableau III.1 Etats métallurgiques fondamentaux des produits corroyés [21].

Etat	Désignation
F	état brut de livraison : ce symbole s'applique aux produits fabriqués par déformation plastique sans que soient particulièrement maîtrisés les taux de durcissement ou d'adoucissement par déformation ou traitement thermique éventuel.
O	état recuit : c'est l'état le plus ductile. Il est généralement obtenu par le traitement dit de recuit, ce traitement n'étant suivi d'aucun écrouissage même par planage ou dressage.
H	état écroui et éventuellement partiellement adouci : ce symbole s'applique aux produits durcis par déformation avec ou sans maintien ultérieur à une température suffisante pour provoquer un adoucissement partiel du métal.
W	état trempé non stabilisé : c'est un état métallurgique instable : il s'applique aux alliages qui ont subi une mise en solution suivie de trempe et qui continuent d'évoluer à la température ambiante.
T	état durci par traitement thermique : les traitements thermiques considérés sont des combinaisons de tout ou partie des traitements de mise en solution, trempe, maturation, revenu avec application éventuelle de déformations plastiques.

Tableau III.2 Désignation des modes d'obtention et des états métallurgiques des produits moulés [21].

Mode d'obtention		Traitement thermique
Non défini	Y0	Aucun traitement
Lingot	Y1	ou non spécifié 0
Pièces moulées	Sable	Y2 Recuit
	Coquille	Y3 Trempé.....
	Sous pression	Y4 Trempé et revenu.....
	Par frittage.....	Y5 Trempé et mûri
	Coulée continue.....	Y7 Stabilisé
Centrifugation	Y8 Trempé et stabilisé	
Suivant prescription	Y9	Suivant prescription
Exemple : <ul style="list-style-type: none"> • Y23 : pièce moulée en sable, trempée et revenue ; • Y40 : pièce moulée sous pression, sans traitement. 		

III.3. Restauration

La restauration est une série de micro-mécanismes qui se produit dans un matériau déformé. Elle décrit les variations de la distribution et la densité des défauts qui ont lieu dans le matériau déformé sous une activation thermique. Au cours de cette étape, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais seulement réduction du nombre de défauts atomiques, lacunes et dislocations et réarrangement de ceux-ci en nouvelles configurations plus stables.

Chapitre III : Traitements thermiques et changements structuraux pendant les mécanismes d'adoucissement

Ce processus de restauration de structure fait appel à plusieurs mécanismes, en particulier le glissement et la montée des dislocations et la diffusion des lacunes [10, 23, 25]. Il se fait suivant différentes étapes comme illustré sur la *figure III.1*:

- ✓ la diminution de la densité totale des dislocations par l'annihilation des dislocations de signe opposé et la plupart des lacunes générées par la déformation plastique ; et réarrangement des dislocations de même signe, par la montée ou le glissement des dislocations, sous forme de parois de cellules qui représentent des sous joints de grains ;
- ✓ la polygonisation : la croissance des sous grains par migration et coalescence ;
- ✓ l'évolution des sous grains par le mouvement de sous joints pour atteindre une structure moins énergétique, stable et sans modification apparente.

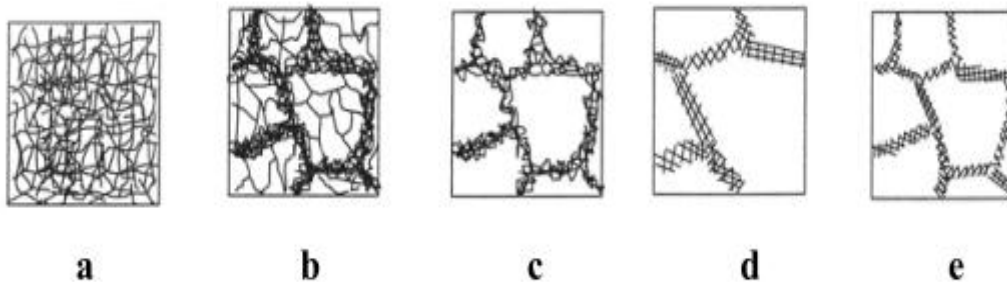


Figure. III.1 Récapitulatif des différentes étapes de la restauration ; a) dislocations enchevêtrées, b) formation de cellules, c) annihilation des dislocations à l'intérieur des cellules, d) formation de sous grains, e) croissance des sous grains [26].

La restauration est influencée par le taux de déformation, la température de recuit et les caractéristiques du matériau (énergie de faute d'empilement, les éléments en solution solide et précipités) [10].

L'énergie libérée durant le processus de restauration dans l'aluminium, entre autre, doit être entièrement liée au réarrangement des dislocations et la formation des cellules de dislocations, car les lacunes induites par la déformation plastique sont annihilées à la température ambiante [25].

La diminution de la dureté et de la limite d'élasticité est modérée et la ductilité augmente légèrement [26].

III.4. Recristallisation

La recristallisation désigne la constitution d'un nouvel ensemble de grains non déformés et équiaxes, aux dépens des grains écrouis. Ces nouveaux grains possèdent une faible densité de dislocations, qui caractérise l'état antérieur à l'écrouissage, et des orientations différentes de celles des grains de la matrice déformée. Généralement on cherche, à l'issue de la recristallisation, à obtenir une structure à grains fins [6]. La

recristallisation ne peut se produire qu'après une certaine déformation minimale, dite écrouissage critique, et se déroule en deux étapes, primaire et secondaire [10].

Les propriétés mécaniques modifiées reprennent, en cours de recristallisation, leurs valeurs antérieures à l'écrouissage, ce qui signifie que le métal devient plus doux et moins résistant [23].

III.4.1. Recristallisation primaire

La *figure III.2* représente les deux stades de la recristallisation primaire ; la germination et la croissance.

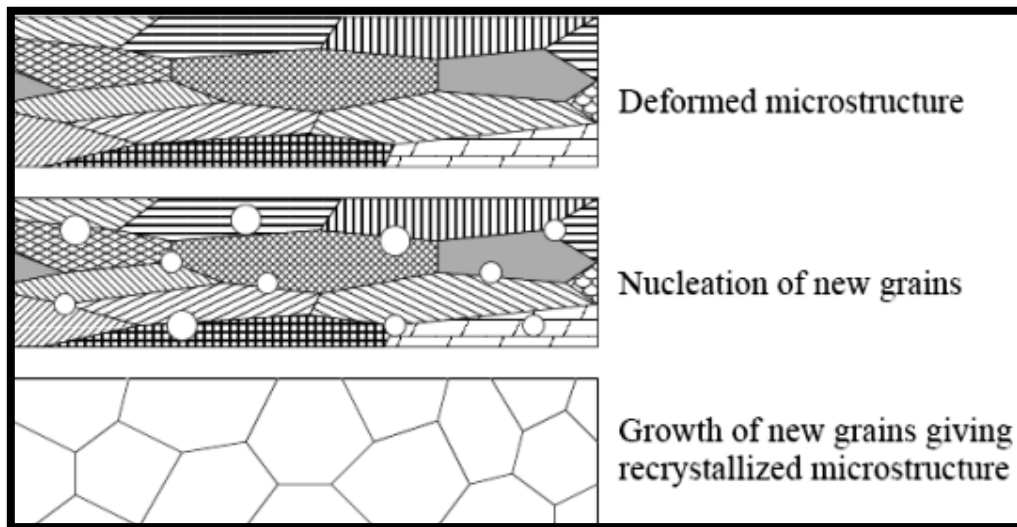


Figure III.2 Les stades de la recristallisation primaire [27].

a) Germination

Au cours du recuit de recristallisation des germes apparaissent par la formation de région de petits volumes exempts de défauts, susceptibles de croître dans la matrice, séparés par des joints. Des sites de germination sont prédéterminés par la déformation dans les régions les plus écrouies de la matrice telles que les joints de grains et les enchevêtrements de dislocations, ainsi qu'au voisinage d'une particule de seconde phase [10].

b) Croissance

Les germes ayant atteint une taille critique, croissent en se nourrissant de la matrice mère. Quand ces nouveaux grains arrivent au contact les uns des autres la recristallisation primaire est achevée [10].

III.4.2. Recristallisation secondaire

Pour une température et/ou un temps de maintien plus élevés, un certain nombre de grains issus de la recristallisation primaire continuent à croître aux dépens des autres (déjà recristallisés). Cette étape s'accompagne d'une légère baisse de la dureté et de la limite d'élasticité [10,28].

Conclusion

La restauration et la recristallisation s'accompagne d'une amélioration des propriétés mécaniques, comme la baisse de la dureté et de la limite d'élasticité et l'augmentation de la ductilité. Ces deux phénomènes sont influencés par la température du traitement ou recuit, la vitesse de déformation et la structure initiale du métal déformé.

Chapitre IV
Procédures et équipements
expérimentaux.

Introduction

Le but de cette étude est de suivre l'évolution de la microstructure et de la dureté d'un alliage d'aluminium, **2024 T3**, qui a au préalable subi un traitement thermiquement d'homogénéisation puis a été laminé à froid à différents taux et enfin recuit à une température donnée à différents temps de maintien.

Il est à souligner que cette étude s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche CNEPRU, et fait suite aux travaux de mémoire de PFE de *O. T. FELLAHI* [12] qui, lui, n'a pas procédé au pré traitement d'homogénéisation, et n'a pu déformer l'alliage au-delà de 55,7 % sans fissurations.

IV.1. Matériau étudié

Le matériau que nous avons étudié est l'alliage **2024 T3** qui, selon la norme *NF A 02-104*, a subi un traitement de mise en solution à une température de $495 \pm 5^\circ\text{C}$, trempé à l'eau à une température inférieure à 40°C , écroui et enfin muri (vieillessement naturel). Il est employé dans l'aéronautique, entre autre. Cet alliage est souvent choisi pour les raisons suivantes :

- sa légèreté ;
- son aptitude à la mise en forme.

Le **tableau IV.1**, ci-dessous, donne le résultat de l'analyse de la composition chimique de l'alliage **2024 T3**. Cette analyse est faite, au niveau de la BCL de Blida, par la méthode de spectrométrie de fluorescence X qui indique que l'intensité des rayons X émis par un électron est proportionnelle à la concentration de l'élément correspondant.

Tableau IV.1 Composition chimiques de l'alliage **2024 T3**.

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ni	Autres
93	4,35	1,38	0,86	0,07	0,25	0,025	0,017	0,108

D'après cette composition chimique, on peut déduire qu'il s'agit du A-U4G1.

IV.2. Préparation des échantillons

Dans l'échantillon de base de réception (**$52 \times 52 \times 7$ mm³**), nous avons prélevé 34 petits échantillons de forme parallélépipédique de **$6 \pm 0,5$ mm** d'épaisseur, de **7mm** de largeur et de **26 mm** longueur (**Figure IV.1**).

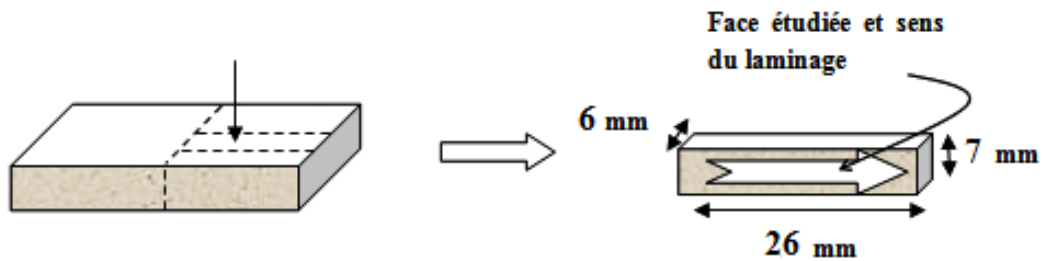


Figure IV.1 Dimensions des éprouvettes étudiées.

Le découpage s'est fait à l'aide d'une micro-tronçonneuse de type *MICRACUT 150*, montrée sur la **figure IV.2**, munie d'un disque diamanté qui permet de faire des coupes avec une précision métallographique et avec une perte minimale du matériau.

Une bonne lubrification est nécessaire, afin de refroidir le disque de coupe, éviter le dommage de l'échantillon dû à la chaleur créée par friction, et de ne pas les brûler.

En métallographie, la structure de l'échantillon à prélever ne doit pas être modifiée lors du tronçonnage.



Figure IV.2 Micro-tronçonneuse *MICRACUT 150*.

IV.3. Traitement d'homogénéisation

Le traitement d'homogénéisation est appliqué à des températures relativement élevées, proche de la température du solidus, destiné le plus souvent à faciliter la déformation plastique à chaud ou à froid. Il a pour but de réduire la micro-ségrégation, de dissoudre les phases intermétalliques en excès et de réaliser une bonne homogénéisation de la composition de la solution solide.

Notre traitement d'homogénéisation a consisté à :

- amener nos échantillons dans domaine de la phase α (solution solide α) à une température de $T_h = 500 \pm 1 \text{ °C}$ [30], telle que spécifiée sur la **figure IV.3** ;
- maintenir ces échantillons à cette température pendant **60 mn** [3,21], afin d'accélérer la dissolution des phases intermétalliques Al_2Cu et Al_2CuMg et par suite la diffusion du cuivre (en formant une solution solide substitutionnelle);
- laisser refroidir progressivement à l'air calme dans le four.

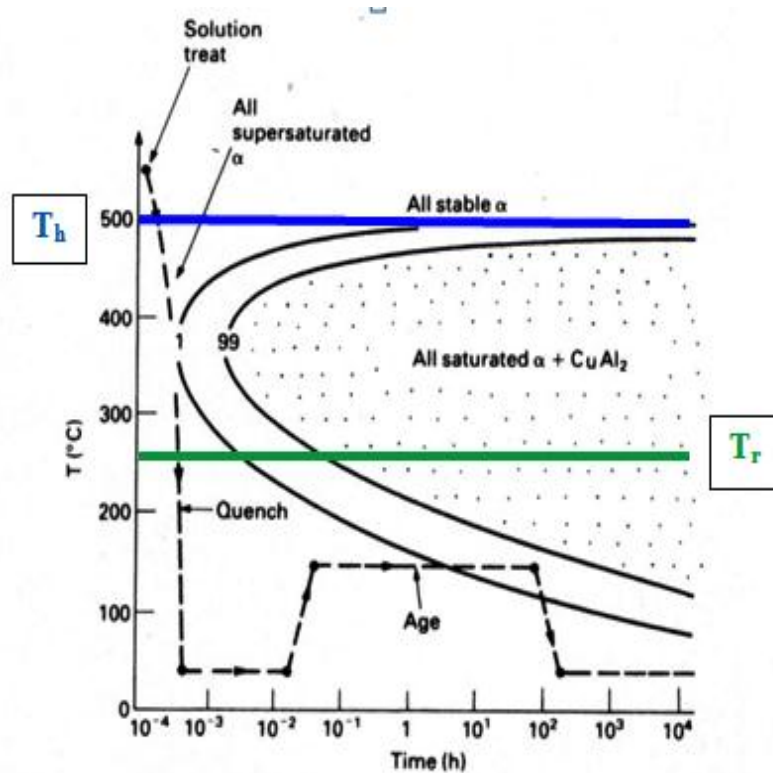


Figure IV.3 Diagramme TTT de l'alliage Al - 4% Cu.

Ces traitements préalables affectent surtout la contrainte d'écoulement pour déformer le métal, la ductilité, la baisse de température de recristallisation et l'amélioration de l'isotropie mécanique [28].

Le traitement d'homogénéisation est fait dans un four, de type *Nabertherm*, ayant une chambre de forme parallélépipédique. Le chauffage est obtenu par effet Joule à l'aide d'une résistance encastrée tout autour de la chambre dont la température maximale pouvant être atteinte est de 1 100 °C. Ce four est équipé d'un régulateur de courbes de chauffage qui permet la mise en mémoire d'un programme de deux segments où il est possible d'ajuster la température et le temps. Il est également équipé d'une minuterie qui lui permet de réaliser des traitements en palier : c'est-à-dire des maintiens à températures constantes pendant des périodes de temps préalablement définies.

Le four utilisé, représenté sur la **figure IV.4**, est caractérisé par :

- un chauffage silencieux ;
- une excellente homogénéité thermique ;
- une isolation multicouche assurant une consommation énergétique réduite et une température extérieure basse.



Figure IV.4 Four utilisé pour les traitements thermiques.

IV.4. Laminage

Le laminage est un procédé mécanique qui consiste de déformer un métal plastiquement. Cette déformation est obtenue par compression continue au passage d'un métal entre deux cylindres tournant dans des sens opposés.

Pendant cette étape, les échantillons sont laminés à froid à l'aide d'un laminoir manuel du type duo simple lubrifié au Mazout, présenté sur la *figure IV.5*. Les cylindres de diamètre $D = 50$ mm, sont animés d'un mouvement de rotation, entre lesquels les échantillons sont entraînés en subissant une réduction de l'épaisseur et une augmentation de la longueur ainsi que la largeur.



Figure IV.5 Laminoir manuel.

Nos échantillons, après leur traitement thermique d'homogénéisation, sont laminés à froid à différents taux de réduction **20 %**, **40 %**, **60%** et **80 %**. Il est à noter que, au taux de laminage de 80% des fissures sont apparues au niveau des bords de l'échantillon (*figure IV.6*).

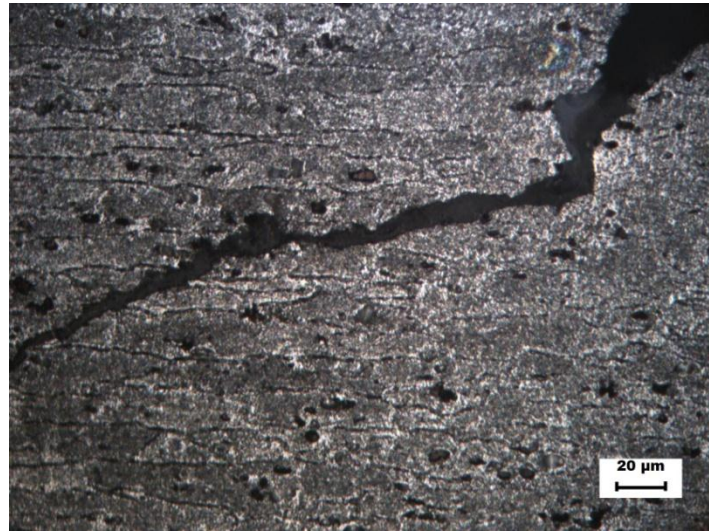


Figure IV.6 Fissure dans un échantillon laminé à 80 %.

Le taux de réduction est calculé par la relation suivante :

$$\epsilon \% = [(h_0 - h_1)/h_0] * 100 \quad (IV.1)$$

- h_0 : épaisseur initiale ;
- h_1 : épaisseur finale.

IV.5. Traitement d'adoucissement

Après laminage, les échantillons déformés à différents taux de réduction sont dans un état écroui, présentant une structure fortement anisotrope à grains allongés dans la direction du laminage. Nous leur avons ensuite fait subir un traitement d'adoucissement dans le four de la *figure VI.4*.

Nous avons opté pour la température $T_r = 256 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$, qui est dans la fourchette de la température de recristallisation, pendant différents temps de maintien : **t = 30 mn ; 1 h ; 1 h 30 mn ; 2 ; 3 ; 4 et 6 h** ; et cela pour suivre l'évolution de la microstructure et de la dureté de nos échantillons.

Cette température, localisée sur la figure la *figure IV.3*, est déterminée par la relation suivante [14] :

$$T_{rec} \approx 0,4 * T_{fus} \quad (IV.2)$$

T_{fus} étant la température de fusion de l'alliage 2024 T3, [500 ÷ 638 °C], [31], donne une température de recristallisation $T_{rec} = [200 \div 255,2 \text{ }^\circ\text{C}]$.

IV.6. Préparation métallographique

Les échantillons doivent être préparés selon diverses étapes pour subir les différents tests métallographiques.

IV.6.1. Enrobage

L'enrobage à froid nécessite l'investissement des résines thermodurcissables et des moules en caoutchouc, il est choisi en fonction de la forme de la pièce et les traitements que le matériau a subi pour ne pas affecter les changements structuraux qu'il peut présenter et, bien sûr, aussi, pour faciliter la préhension et la manipulation des échantillons.

IV.6.2. Polissage mécanique

Le polissage est basé sur l'utilisation de papiers abrasifs à grains de plus en plus fins afin d'obtenir une surface optimale pour l'observation microscopique. Il faut donc polir progressivement pour effacer les imperfections, rayures et autre, et faire disparaître les dommages et les déformations de la surface. Pour cela, nous avons utilisé des disques de papiers abrasifs à grains décroissants (800P, 1000P et 1200P) placés sur des plateaux tournant à des vitesses de 300 à 400 trs/mn.

Le polissage de finition est ensuite accompli sur les draps feutre à suspension d'alumine, de taille des grains de $3\mu\text{m}$, et imbibé avec de l'eau distillée, et ce dans le but d'éliminer les rayures persistantes issues du polissage.

Enfin nous procédons à un polissage final sur un papier feutre imbibé d'eau afin d'éliminer les éventuelles particules incrustées.

Les opérations de polissage ont été faites à l'aide d'une polisseuse de type *HITECH*, présentée sur la *figure VI.7*.



Figure VI.7 Polisseuse *HITECH*.

IV.6.3. Attaque chimique

Afin de révéler la microstructure des échantillons, nous utilisons le réactif de Keller, d'une composition arrêtée, qui permet d'attaquer la région des grains. Ce réactif est réalisé avec des acides précis de concentrations données : HCl 37%, HNO₃ 67%, HF 42%, dans la composition suivante [29]:

- 95 ml de H₂O ;
- 2,5 ml de l'acide nitrique HNO₃ ;
- 1,5 ml de l'acide chlorhydrique HCl ;
- 1 ml de l'acide fluorhydrique HF.

L'attaque chimique a duré de 1 à 2 mn, selon le cas, jusqu'à observation d'une microstructure. Les échantillons ont été ensuite rincés à l'eau du robinet puis séchés convenablement.

IV.7. Caractérisation par microscopie optique

Nous avons utilisé la microscopie optique pour observer la structure du matériau à différents états de traitement : homogénéisation, laminage à différents taux et recuit à différents temps.

Les observations ont été effectuées au microscope optique de type *OPTIKA* de la *figure IV.8*, de grossissements allant de 50 à 500, relié à une caméra. Les micrographies ont été prises par l'intermédiaire du logiciel d'analyse d'image *Optikaview2* qui permet de lire et de sauvegarder les images.



Figure IV.8 Microscope optique utilisé.

Les micrographies exposées dans le chapitre V, des résultats expérimentaux, ont été prises à un grossissement de 500.

IV.8. Analyse quantitative

Les micrographies issues de l'observation microscopique sont traitées au moyen d'un logiciel de traitement d'image « *image J* » qui nous a permis d'évaluer :

- ✓ la taille moyenne des grains D_{moy} ;
- ✓ le rapport, R , de la longueur moyenne et l'épaisseur moyenne des grains L_{moy} , e_{moy} respectivement.

Une capture écran du logiciel *image J* traitant une image est représentée sur la **figure IV.9**.

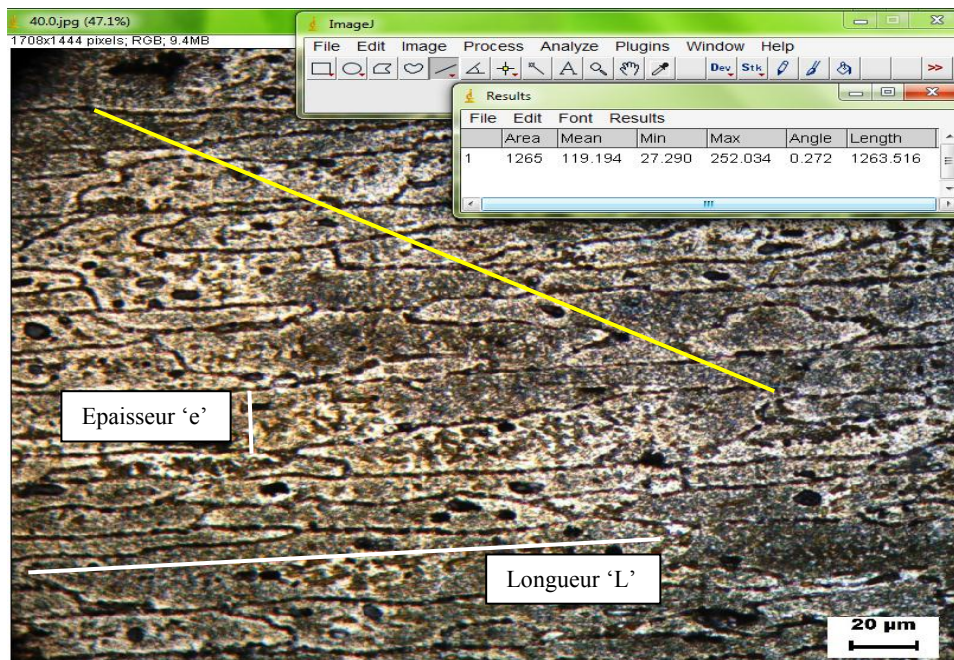


Figure IV.9 Capture écran du logiciel *image-J* traitant une image.

La procédure du calcul passe par les étapes suivantes :

- Correction et réglage des images à l'aide du *Microsoft Office Picture Manager* ;
- Calibrage du logiciel *image-J* par l'option *set scale* ;
- Détermination de la longueur moyenne et l'épaisseur moyenne des grains L_{moy} , e_{moy} respectivement, et la taille moyenne des grains D_{moy} , elle se fait par la méthode des segments (segment montré par la couleur jaune), où ces derniers doivent passer par le maximum de grains ;
- Evaluation de la longueur moyenne et l'épaisseur moyenne des grains L_{moy} et e_{moy} et la taille moyenne des grains D_{moy} données par la longueur d'un segment (length) divisée par le nombre des grains découpés par ce segment.

IV.9. Essai de dureté

La dureté est l'une des propriétés mécaniques du matériau, elle mesure la résistance d'un matériau à la pénétration.

Les tests de dureté impliquent l'utilisation d'un pénétrateur dur, généralement en diamant, pressé verticalement à la surface de l'échantillon.

a) Principe de l'essai de dureté Vickers (HV)

La mesure de la dureté Vickers est réalisée au moyen d'un pénétrateur en diamant pyramidal à base carrée, avec un angle entre les faces opposées de 136°. Le pénétrateur est appliqué avec une force F, et l'empreinte laissée sur le matériau est d'autant plus grande que le métal est mou. La dureté H_V (Kgf/mm²) du matériau est donnée par la relation [35] :

$$H_V = \frac{0,189.F}{d^2} \quad (IV.3)$$

- d est la diagonale de l'empreinte en mm, moyenne des deux diagonales, d_1 et d_2 ;
- F est la force appliquée en Kgf.

La **figure IV.10** présente le principe de l'essai de dureté Vickers.

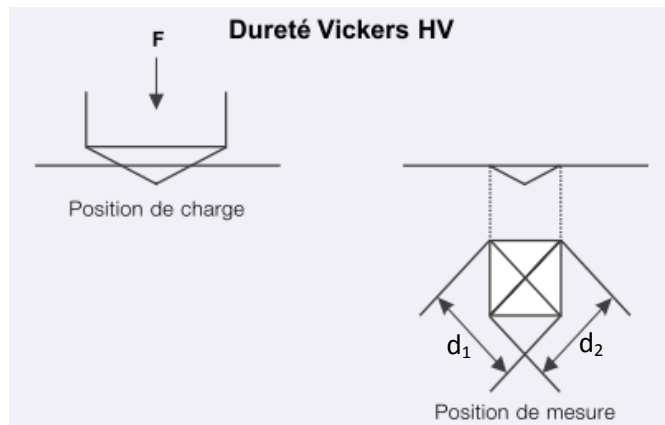


Figure IV.10 Principe de l'essai de dureté Vickers.

b) Essai de dureté

L'essai de dureté a été effectué à l'aide d'un duromètre de type *INNOVATEST NEXUS 7000*, présenté sur la **figure IV.11**. C'est un appareil qui permet de mesurer la dureté Rockwell, Vickers et Brinell. Il possède :

- un système de mesure de haute qualité ;
- un système numérique de pointe qui permet des lectures numériques directes, la mémorisation et la conversion à d'autre échelle de dureté ;

- une gamme de charges d'essai variant de 1 Kgf à 250 Kgf.



Figure IV.11 Duromètre de type *INNOVATEST NEXUS 7000*.

Les échantillons doivent avoir une épaisseur suffisante afin que la charge appliquée ne les déforme pas, et une surface, dans la mesure du possible, non endommagée. Les tests de dureté ont été réalisés dans les conditions suivantes :

- temps d'appui est de 10 secondes ;
- la force appliquée F est de 10 Kgf.

La valeur finale HV relevée est la moyenne de trois mesures consécutives, sur différentes plages.

Chapitre V
Résultats et interprétations.

Introduction

L'augmentation du taux de réduction par laminage, provoque, une augmentation de la déformation plastique et une anisotropie des propriétés structurales et mécaniques, et une telle déformation est caractérisé par :

- ✓ une augmentation initiale rapide de la densité des dislocations ;
- ✓ une évolution de la forme des grains en fonction du chemin de déformation ;
- ✓ une augmentation progressive de la dureté.

Cependant le traitement de recuit d'adoucissement permet de :

- ✓ développement une sous-structure par l'évolution de la configuration des dislocations ;
- ✓ rétablissement partiel des propriétés mécaniques.

V.I. Caractérisation structural de l'alliage 2024 T3

La figure V.1 représente la structure de l'alliage 2024 T3 que nous avons étudié, avant tout traitement thermique et mécanique. Comme ça été déjà mentionné, cet alliage de part cette notification T3, a subi un traitement de mise en solution à une température de $495 \pm 5^\circ\text{C}$, trempé à l'eau à une température inférieure à 40°C , écroui et enfin muri (vieillessement naturel).

On notera que les grains y sont légèrement allongés dans la direction de laminage que l'alliage a subi antérieurement, on y voit également des taches noires qui sont probablement des pores. La dureté est $\text{HV}_{10} = 118,26 \text{ HV}$.

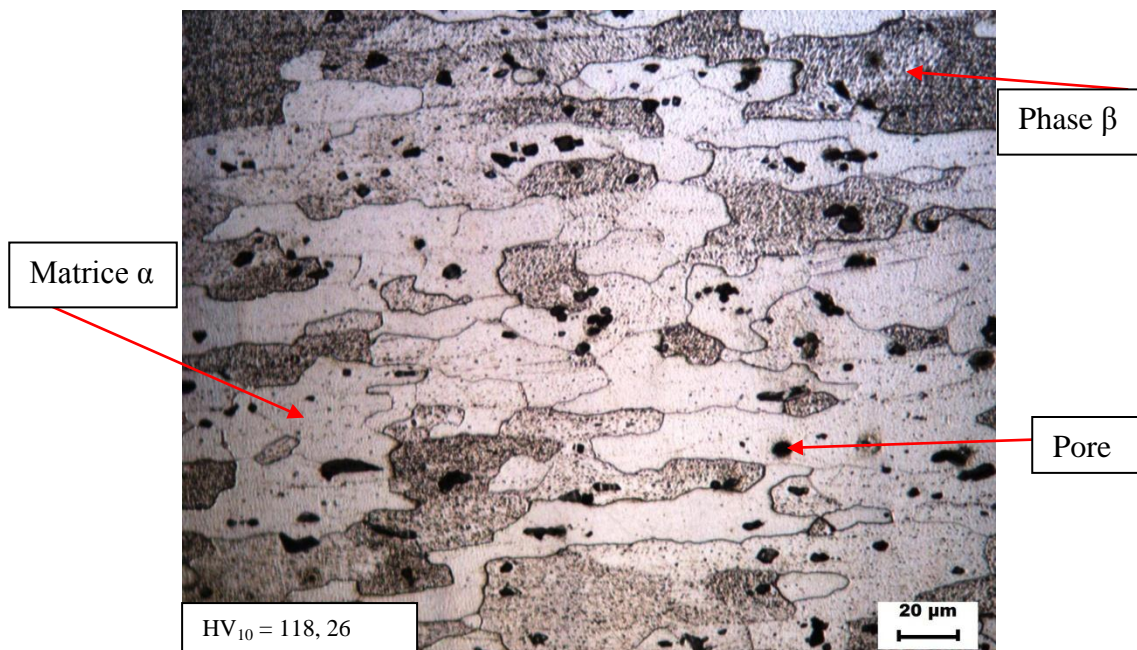


Figure V.1 Micrographie initiale de l'alliage 2024 T3 (Gx 500).

Chapitre V : Résultats et interprétations

A partir de la micrographie V.1, nous arrivons à distinguer deux phases de part leur intensité de couleur : une phase majoritaire de couleur claire, d'une taille moyenne des grains de **26,75 μm** , qui correspond à la matrice α ; et une seconde phase plus sombre, de taille moyenne des grains de **51,05 μm** , qui correspond à un composé $\text{Al} + \text{S}'$ (Al_2CuMg) avec quelques précipités Θ' (Al_2Cu). La maturation après trempe occasionnent la formation des phases hors équilibre Θ' (Al_2Cu) et S' (Al_2CuMg) confèrent à l'alliage un durcissement structural. Ces précipités tendent à bloquer le mouvement des dislocations, rendant ainsi plus difficile la propagation de la déformation et augmentant, par conséquent, la résistance mécanique de l'alliage [32].

Le phénomène de précipitation est causé principalement par la solidification hors équilibre en l'occurrence la trempe.

La résistance mécanique est obtenue par le durcissement par écrouissage d'une part et par le durcissement structural d'autre part.

V.2. Caractérisation structurale de l'alliage 2024 T3 après homogénéisation

La figure V.2 représente la microstructure d'un échantillon de l'alliage 2024 T3, après traitement d'homogénéisation à 500 °C pendant 1 heure.

Cette microstructure est caractérisée par des grains ayant une taille inférieure à celles de l'échantillon initial, et la coexistence de deux phases.

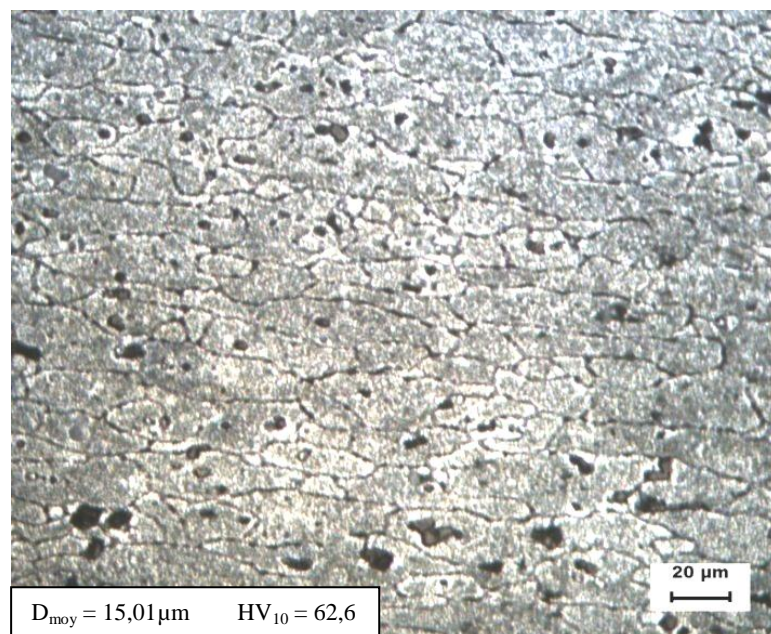


Figure V.2 Micrographie de l'alliage 2024 T3 après traitement d'homogénéisation ($T_h = 500$ °C, $t = 60$ mn) (Gx 500).

Cette microstructure est caractérisée par des grains encore légèrement allongés mais dont les bords sont quelque peu plus arrondis que ceux de la structure initiale. Nous notons par ailleurs que la dimension moyenne des grains après homogénéisation est pratiquement deux fois plus petite que celles des grains avant homogénéisation. Quant aux deux phases, elles coexistent encore.

Pendant le traitement d'homogénéisation, deux phénomènes ont eu lieu :

1. Une égalisation de la composition chimique, assurée par la dissolution phases durcissantes, par l'activation des processus de diffusion des éléments d'alliage qui vont former des solutions solides de substitution ou d'insertion à haute température.

Le refroidissement lent, permet d'avoir les phases d'équilibre, α la matrice d'Al et β sous forme des précipités θ (Al_2Cu) qui se forment avant les précipités S (Al_2CuMg), précipités fin de structure orthorhombique et de forme régulière, ces derniers sont plus fins que θ (Al_2Cu).

2. diminution de la quantité des défauts ponctuels, élimination d'une partie des dislocations (sites préférentiels de la précipitation) par annihilation ou bien par montée à la surface, donc les contraintes résiduelles se minimisent et le métal devient plus ductile [34].

V.3. Effet du taux de déformation ϵ_h % sur la microstructure, la taille des grains et la dureté de l'alliage

Nous présentons dans ce qui suit les conséquences de la déformation par laminage à différents taux, sur les différents échantillons étudiés.

V.3.1 Effet du taux de déformation sur la microstructure

La figure V.3 montre l'évolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de déformation par laminage.

Sous l'effet de cette déformation les grains s'allongent progressivement dans la direction du laminage induisant une variation de la surface des joints des grains. Ce taux varie de 20 % arrivant à 80 % de déformation où le matériau se fissure sur les bords. Cette fissuration est due à l'accumulation des contraintes résiduelles.

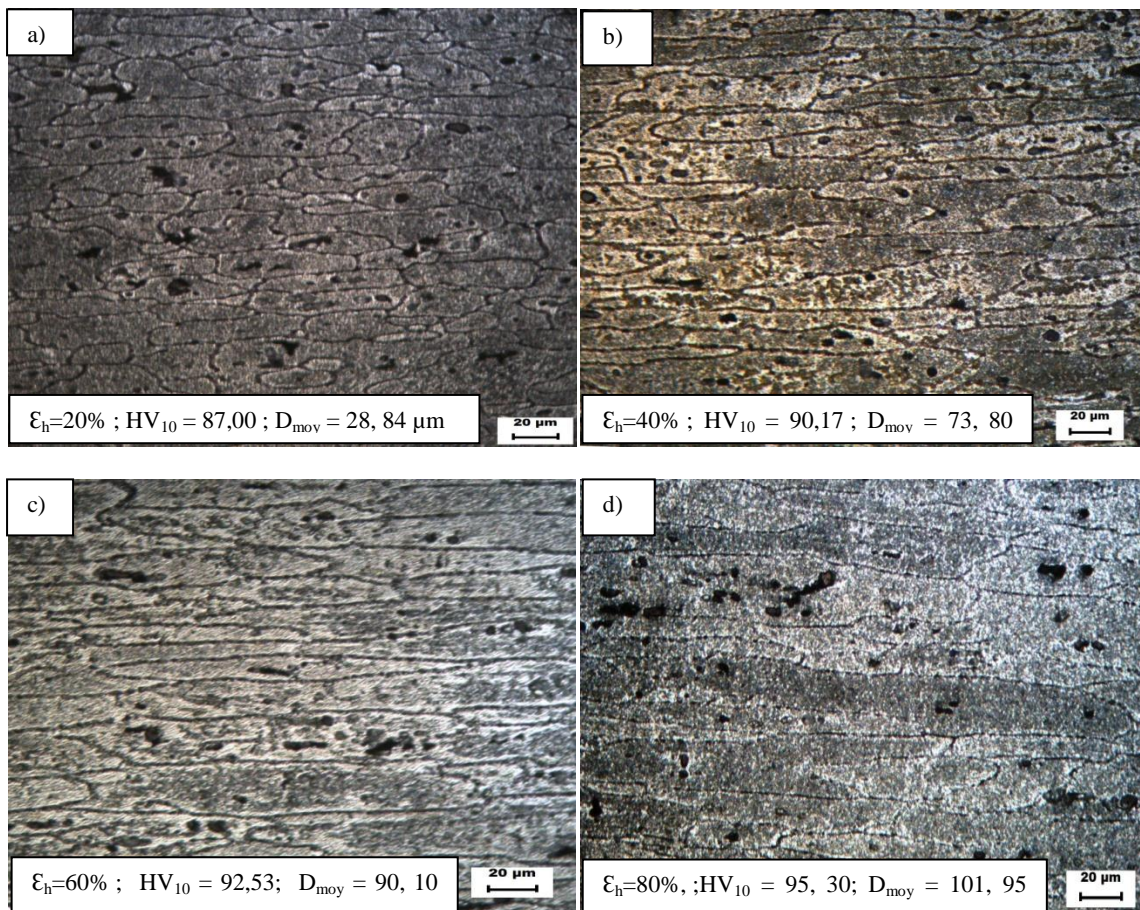


Figure V.3 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de laminage, ϵ_h % : a) 20 % ;b) 40 % ;c) 60 % ;d) 80 % (G 500).

La diminution de la densité des phases durcissantes par le traitement d'homogénéisation diminue le nombre d'obstacles au déplacement des dislocations, ce qui permet pousser le taux de réduction jusqu'à 80 % où des fissurations apparaissent. Ces fissurations sont dues à la création des contraintes internes de plus en plus élevées.

Alors qu'au cours d'un laminage à froid sans aucun traitement d'homogénéisation préalable, les fissures commencent à apparaître à partir de 55,7 % [12], ce qui peut s'expliquer par la présence d'une forte densité des particules intermétalliques.

Donc le résultat d'une telle déformation est un fort écrouissage, qui a été fait à basse température, induisant des défauts ponctuelles et dislocations faisant une source de l'énergie stockée et donc force motrice de la restauration.

V.3.2. Effet du taux de déformation sur la taille moyenne des grains

Le calcul de la taille moyenne des grains, à l'aide du logiciel *image J* pour chaque taux de déformation ϵ_h % nous a permis de tracer le graphe montré sur **la figure V.4**.

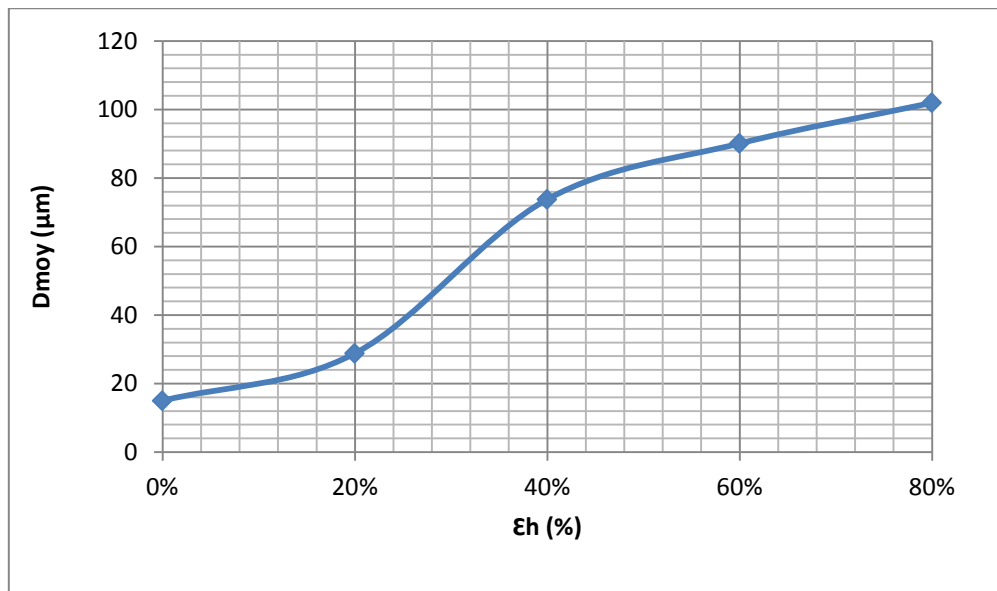


Figure V.4 Variation de la taille moyenne, des grains de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux déformation par laminage, ϵ_h %.

La taille moyenne des grains augmente avec le taux de déformation, ϵ_h %, elle passe de **15,01 μm** pour l'état homogénéisé, non déformé, jusqu'à **101,95 μm** pour **80 %** de déformation.

Pendant la déformation plastique, l'allongement des grains, et leur écrasement aussi, est du à un processus de glissement qui se déclenche le long de certains plans cristallographiques, dits plans de glissement, de telle sorte que les atomes avancent par un nombre entier de vecteurs du réseau, et comme conséquence la continuité du réseau cristallin est maintenu [25].

V.3.3. Effet du taux de déformations sur la dureté HV_{10}

Le tracé de **la figure V.5** montre l'influence du taux de déformation par laminage, ϵ_h %, sur l'évolution de la dureté.

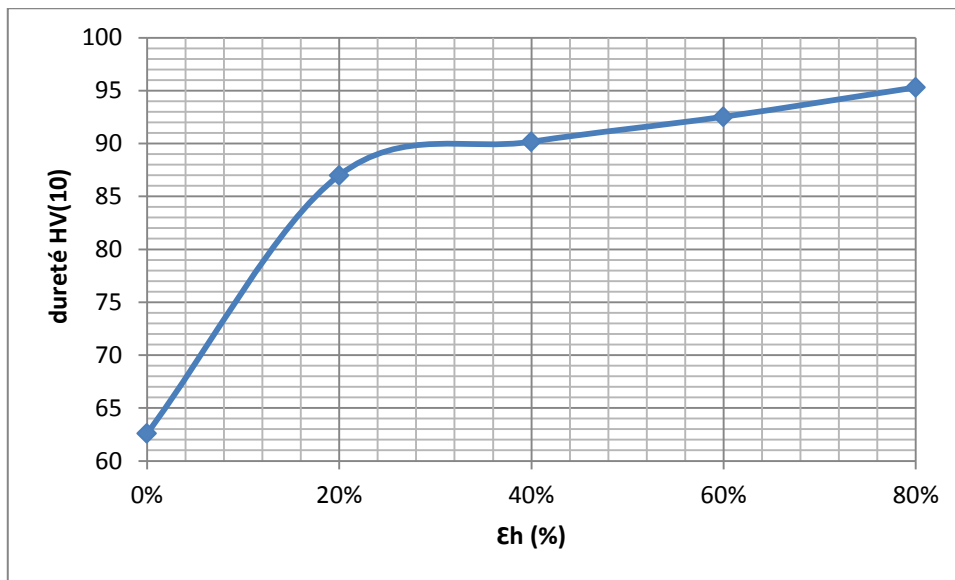


Figure V.5 Variation de la dureté, HV_{10} , de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %.

La courbe ci-dessus montre que la dureté HV_{10} augmente avec le taux de laminage, ϵ_h %. En effet plus la déformation est élevée plus la dureté augmente. Elle passe de **62,6 HV_{10}** pour l'échantillon de référence, homogénéisé non déformé, jusqu'à **95,3 HV_{10}** pour l'état de déformation maximale **80 %**. Pendant le laminage à froid, plus la déformation plastique est grande, plus le matériau s'oppose à cette déformation.

L'augmentation de la dureté est alors reliée au fait que les perturbations de la structure réticulaire, joints intergranulaires, lacune, amas locaux d'atomes étrangers, et aussi les précipités extrêmement fins S, bloquent les dislocations appartenant aux différents plans de glissement. C'est à cette action de blocage qu'est attribué le durcissement par écrouissage.

L'écrouissage est assimilé donc à une consolidation : les obstacles préexistants arrêtent les dislocations, ces dernières constituent, elles mêmes, un nouvel obstacle aux dislocations en mouvement ; les dislocations bloquées s'accumulent et leur nombre croît ainsi constamment au cours de la déformation et, en fonction de cette dernière, la consolidation augmente et donc le matériau se durcit [32].

De ce fait, nous pouvons dire que les grains de plus en plus allongés ont stocké une énergie interne sous forme de défauts de structure, les dislocations, et l'alliage est dit alors écroui. Quant à l'énergie emmagasinée, elle fait augmenter la valeur des contraintes résiduelles [34].

V.4. Effet du traitement de recuit d'adoucissement à $T = 256\text{ °C}$

Les échantillons homogénéisés et laminés à différents taux subissent alors un traitement d'adoucissement à $T = 256\text{ °C}$ pendant différents temps, dont les effets, tant sur la structure que sur la dureté, sont reportés dans ce qui suit.

V.4.1. Effet du traitement d'adoucissement sur la microstructure

Les figures V.6,7,8 et 9 représentent respectivement les microstructures des échantillons laminés à 20, 40, 60 et 80 %, puis recuit pendant 1, 2, 3, 4 et 6 heures pour 80 %.

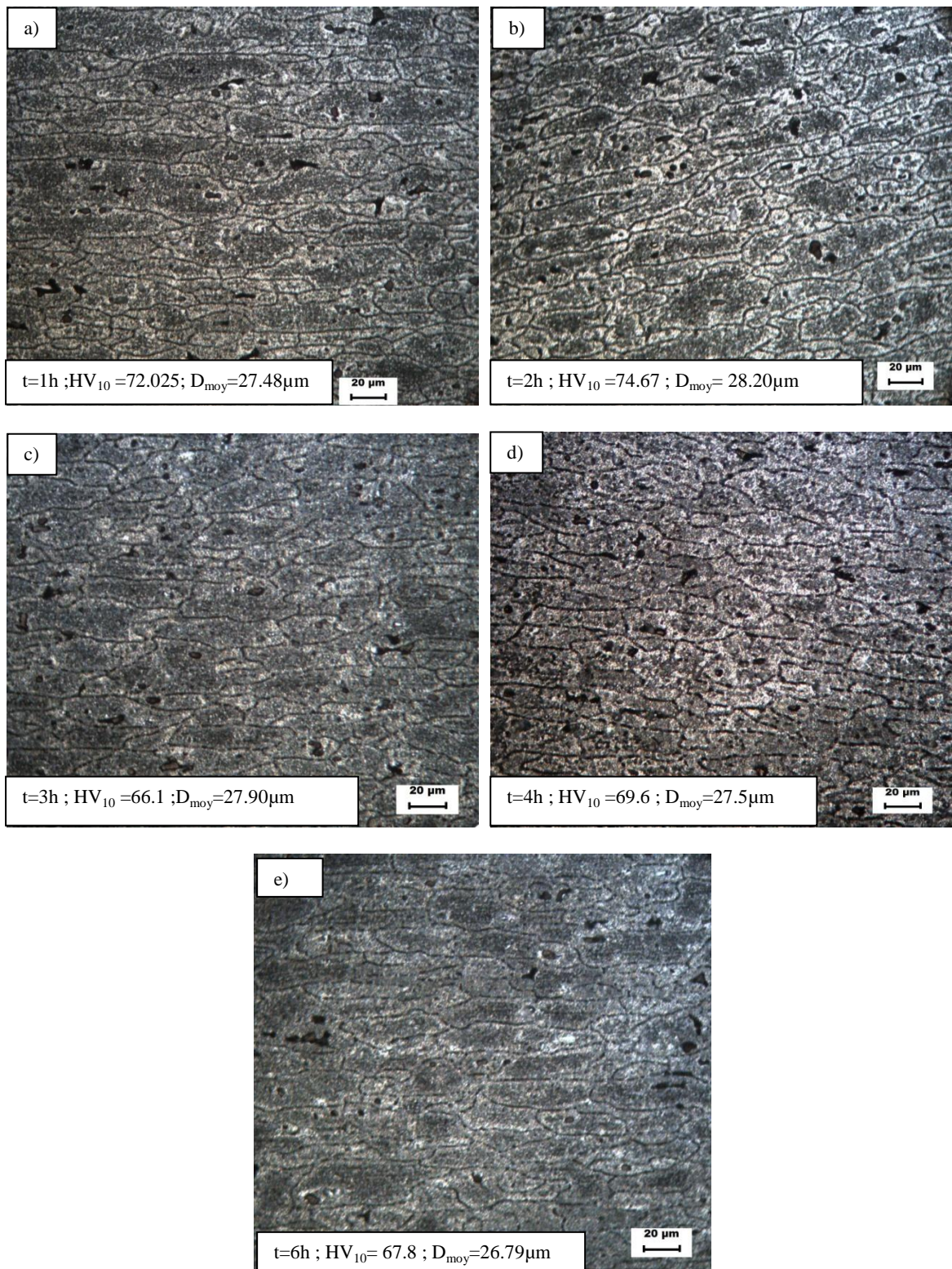


Figure V.6 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 20 % et recuit à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h ; (Gx 500).



Figure V.7 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 40 % et recuit à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h (Gx 500)



Figure V.8 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 60 % et recuit à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h (Gx 500).

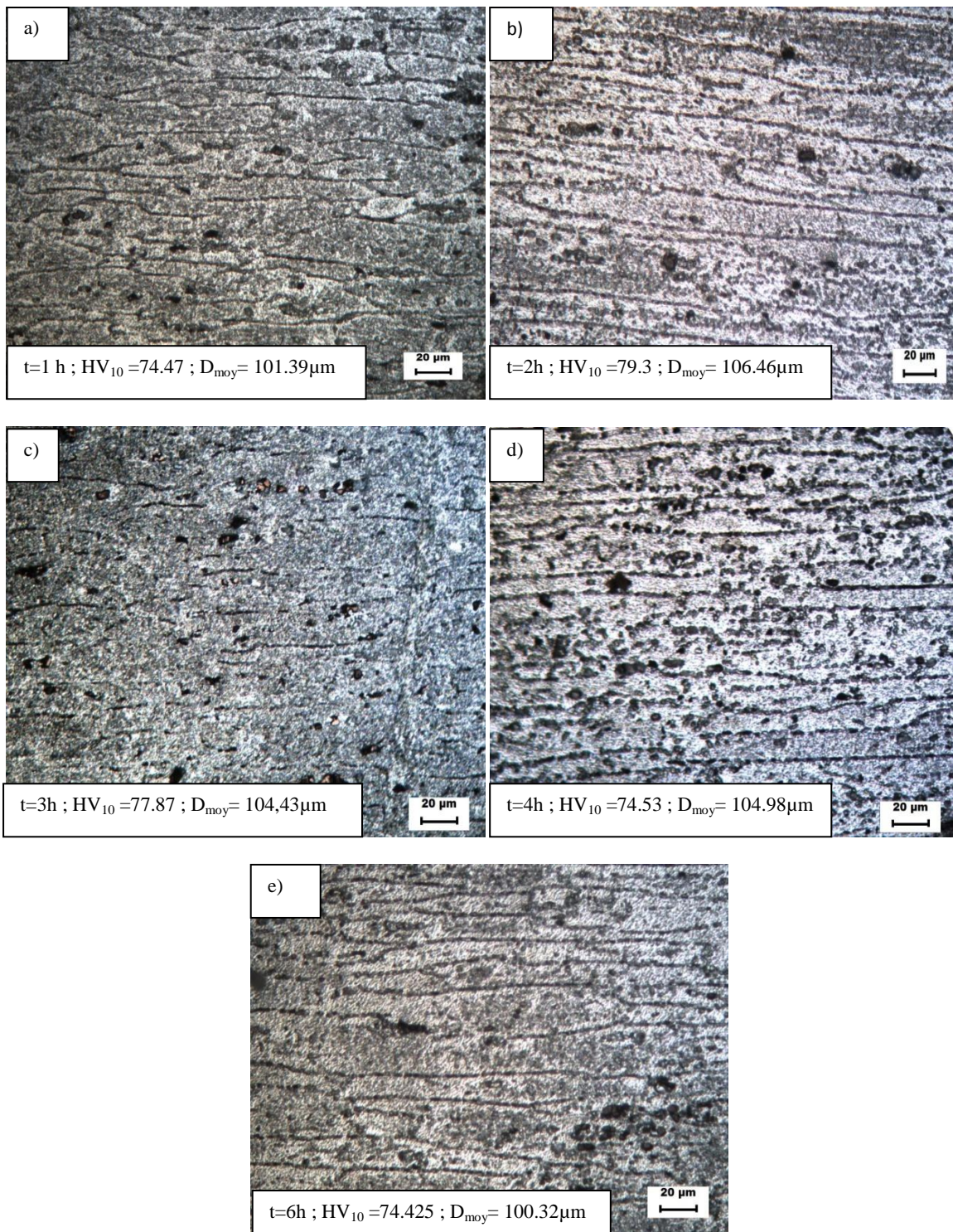


Figure V.9 Evolution de la microstructure de l'alliage 2024 T3 laminé à 80 % et traité à 256°C pendant : a) 1h ; b) 2h ; c) 3h ; d) 4h et e) 6h (Gx 500).

Pour pratiquement toutes ces microstructures, les grains gardent toujours leur aspect allongé, dans la direction du laminage, et ce quelque soit le temps de maintien. De même que leurs dimensions varient très peu. Nous n'avons rien observé de notable et qui pourrait témoigner en faveur d'une éventuelle recristallisation, si ce n'est que les grains s'arrondissent progressivement sur leurs bords. Il est clair que le recuit d'adoucissement a eu pour seul effet la restauration de la structure comme ça sera d'ailleurs confirmé par les courbes de dureté HV₁₀ qui suivront.

L'obtention d'une restauration se traduit par :

- Du point de vue énergétique

Ainsi, qu'une forte énergie de faute d'empilement, comme dans le cas de l'aluminium, facilite la montée des dislocations, en formant les parois de polygonisation et un réarrangement des dislocations relativement facile. Ces dislocation ne sont pas distribués uniformément.

Donc à basse température, la restauration se fait plus rapidement avant la recristallisation. La présence des impuretés ou des précipités affectent très fortement l'aptitude à la polygonisation sans doute par leur action sur la montée des dislocations, donc elle favorise une recristallisation [32].

- Du point de vue structural

Après le traitement d'homogénéisation, les précipités obtenus sont stables thermodynamiquement, on distingue : les particules Al_2Cu (grosses particules), et les particules Al_2CuMg (fines particules), qui précipitent dans les grains, ou au niveau des joints de grains.

La présence des précipités au niveau des joints de grains peut bloquer la migration de ces joints et donc retarder la recristallisation, en favorisant la restauration [32].

Le 2024 T3 étant un alliage trempant, s'il est déformé à froid sans aucun traitement d'homogénéisation préalable, il se durcit principalement par zones GP et GPB, précipités fins, cohérents et instables. Leur précipitation prend place lors de la maturation après la déformation à cause de la forte densité de dislocations, lesquelles sont les sites préférentiels de la germination et la précipitation. A haute température, c'est plutôt la phase S qui précipite.

La précipitation progressive jusqu'à la phase S ralentit la restauration. Les précipités peuvent favoriser la recristallisation dans leur voisinage là où la déformation a été plus forte à cause de la dureté des particules [33].

Donc, plus la dureté des précipités est élevée, plus les précipités sont fins, plus la recristallisation sera favorisée.

V.4.2. Effet du temps de traitement de restauration à $T = 256 \text{ }^\circ\text{C}$ conjugué au taux de déformation sur la dureté HV_{10}

L'influence du temps de recuit à $T = 256^\circ\text{C}$ sur la dureté de l'alliage 2024 T3, homogénéisé et ensuite déformé à différents taux de laminage, $\epsilon_h\%$, est présentée sur les figures V.10, 11, 12 et 13. On remarquera que les diminutions de dureté citées dans ce qui suit restent quand même très faibles.

a) pour $\epsilon_h = 20 \%$

La figure V.10 montre la variation de la dureté en fonction du temps pendant le traitement, elle diminue d'une valeur initiale de 87 jusqu'à 68,87 pendant 1 heure 30 minutes, elle atteint un maximum de 74,47, 30 mn après. La valeur de la dureté diminue une autre fois à 67,8 à la fin du temps de maintien.

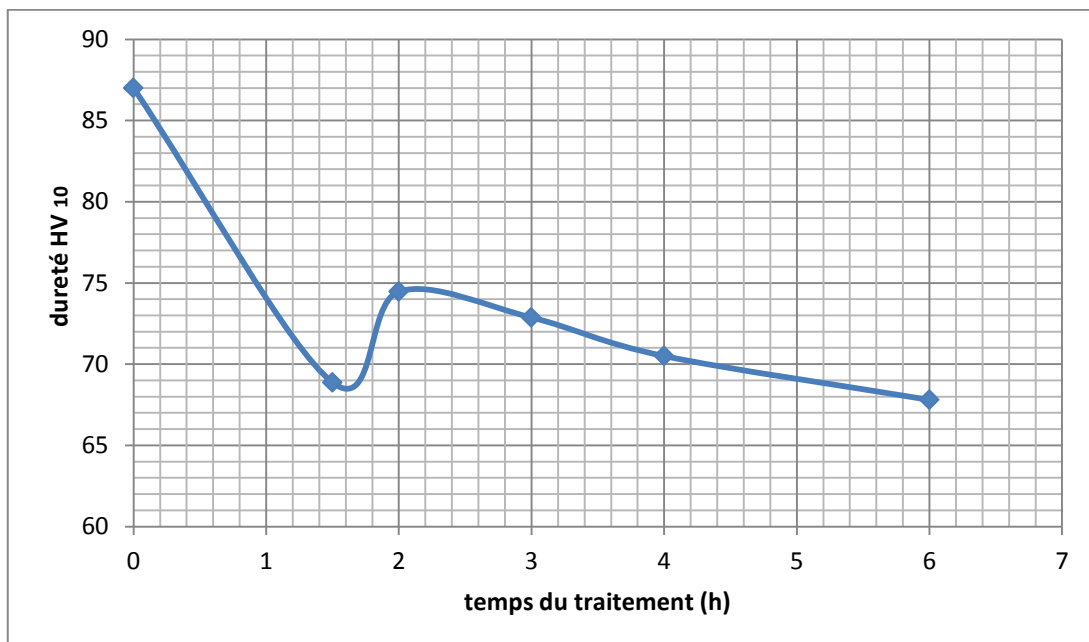


Figure V.10 Effet du temps du traitement de restauration à $T = 256 \text{ }^\circ\text{C}$ sur la dureté de l'alliage 2024 T3 laminé à 20 %.

b) pour $\epsilon_h = 40 \%$

La courbe, de la figure V.11, représente la variation de la dureté des échantillons laminés à 40 % et maintenus à la température du traitement pendant différents temps.



Figure V.11 Effet du temps du traitement de restauration à $T = 256\text{ °C}$ sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 40 %.

La dureté diminue de la valeur 90,17 jusqu'à 70 à 1 heure 30 mn de maintien puis elle augmente à 75 à 2 heures, ensuite elle diminue et elle atteint 68,97 à la fin du traitement.

c) pour $\epsilon_h = 60\%$

La courbe de la **figure V.12** a la même forme que la précédente (à $\epsilon_h = 40\%$), elle diminue de la valeur 92,53 jusqu'à 75 pendant 1 heure et 30 mn, puis elle augmente jusqu'à 76,33 à 2 heures, ensuite elle diminue lentement atteignant 72,8 à la fin du traitement.

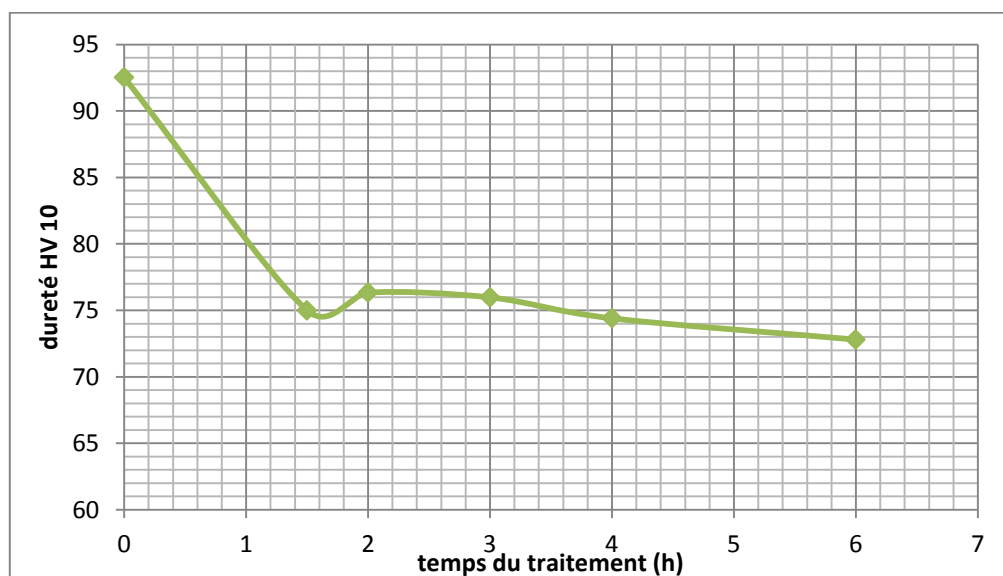


Figure V.12 Effet du temps du traitement de restauration à $T = 256\text{ °C}$ sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 60 %.

d) pour $\epsilon_h = 80 \%$

Sur la courbe de la *figure V.13*, la dureté diminue de 95,3 à 74,26 pendant 1,5 heures, puis elle augmente où elle rencontre un maximum de 79,3 à 2 heures ensuite elle diminue progressivement jusqu'à où elle se stabilise à 74,42 à la fin du traitement.

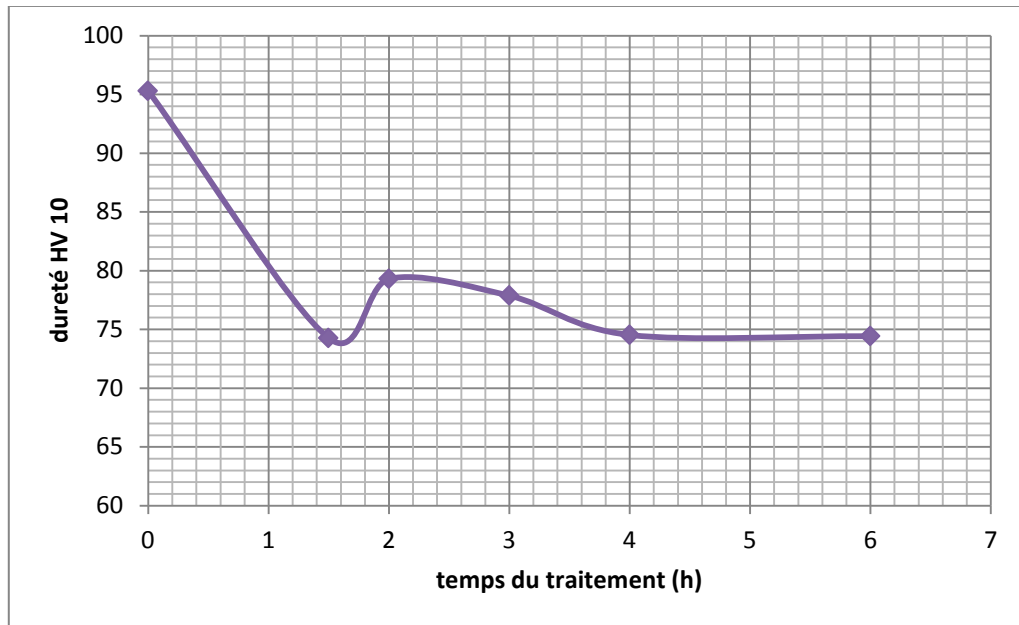


Figure V.13 Effet du temps du traitement de restauration à $T = 256 \text{ °C}$ sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à 80 %.

Nous remarquerons que pour les différents taux de déformation, la variation de la dureté en fonction du temps de maintien présente la même allure : une diminution assez franche au départ, suivie d'une plus ou moins faible augmentation, laquelle est suivie à nouveau d'une diminution jusqu'à la fin du recuit, après 6h de maintien.

Ces variations correspondent aux trois grandes étapes de la restauration :

- l'annihilation des dislocations ;
- leurs mouvements ;
- la polygonisation et la coalescence.

Les différents résultats sus-cités sont regroupés sur *la figure V.14*, où l'effet du taux de laminage et celui du temps de maintien au recuit suivant ce laminage sont mis en exergue en même temps.

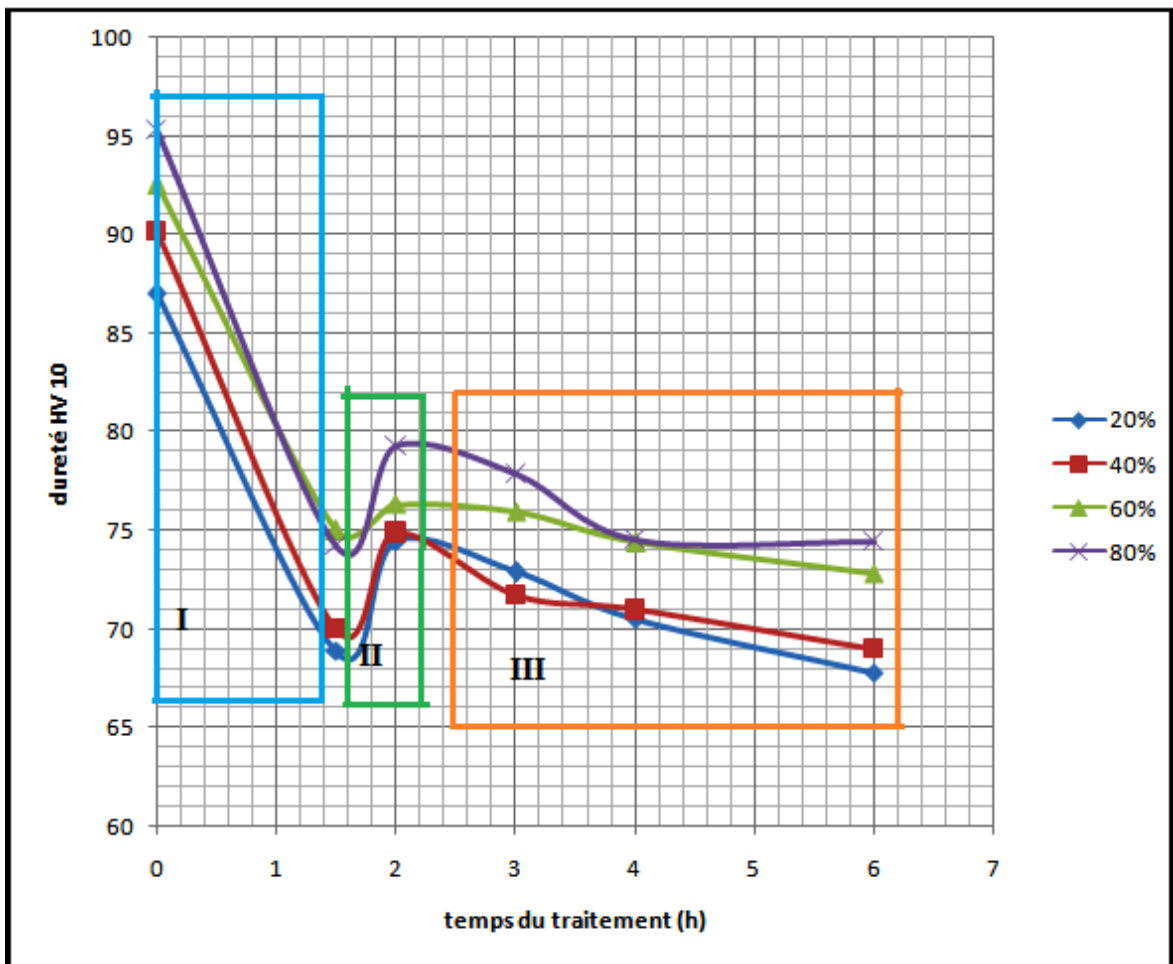


Figure V.14 Effet du temps du traitement restauration à $T = 256\text{ °C}$ sur la dureté de l'alliage 2024 T3 déformé à $\epsilon_h = 20 ; 40 ; 60$ et 80%

Nous noterons les trois stades, comme précisé sur le figure, par lesquels passe la variation de la dureté en fonction du temps de maintien, et ce quelque soit le taux de déformation :

- stade I : diminution de la dureté en fonction du temps de recuit ;
- stade II : augmentation de la dureté ;
- stade III : diminution de la dureté jusqu'à la fin du traitement ;

La diminution, au stade I, de la dureté HV₁₀ est due au traitement de restauration, induisant l'annihilation des défauts ponctuels, des dislocations de signe opposé, montée des dislocations, où une grande partie de l'énergie emmagasinée, sous forme de contraintes résiduelles, a été libérée.

Puis l'augmentation, au stade II, de la dureté est causée par les interactions précipités-dislocation lors le mouvement de ces dernières : le mouvement de migration des dislocations, vers les joints de grains en balayant le métal [32], fait augmenter la dureté, cette augmentation s'explique par un blocage des plans de glissement par de fines particules de précipités, S (Al₂CuMg), dispersées dans la matrice.

Ensuite, au stade III, les quatre courbes diminuent légèrement, avant de commencer à se stabiliser. Cette étape correspond à la polygonisation et à la coalescence de la sous-structure, les cellules formées ont une faible densité de dislocations, et donc à la relaxation des contraintes résiduelles.

Pendant les différents stades de traitement de restauration et en comparant les duretés des taux de déformation en fonction du temps, la dureté reste élevée. Ceci est dû au fait que la densité des dislocations est forte dans les échantillons fortement déformés. À cause du grand nombre de dislocations qui vont se réarranger en grand nombre de sous grains de plus en plus fins.

V.5. Effet du rapport R (longueur/épaisseur) _{grain}

Au cours du traitement de restauration, la taille des grains n'évolue que très peu. Ils gardent leurs formes allongées que leur ont imposé les déformations par laminage, chacune selon son taux.

Pour fixer quantitativement ce fait, nous avons évalué, par Image J, le rapport R, entre la longueur du grain et son épaisseur, et ce, après déformation et après le recuit d'adoucissement.

V.5.1. Effet du taux de déformation sur le rapport R (longueur/épaisseur) _{grain}

Nous observons sur la *figure V.15* que le rapport R croît en fonction du taux de réduction par laminage et le matériau devient de plus en plus anisotrope. Fait d'ailleurs constaté par observation de la microstructure qui à un aspect à orientation privilégiée, celle du sens de laminage, à grains de plus en plus allongés.

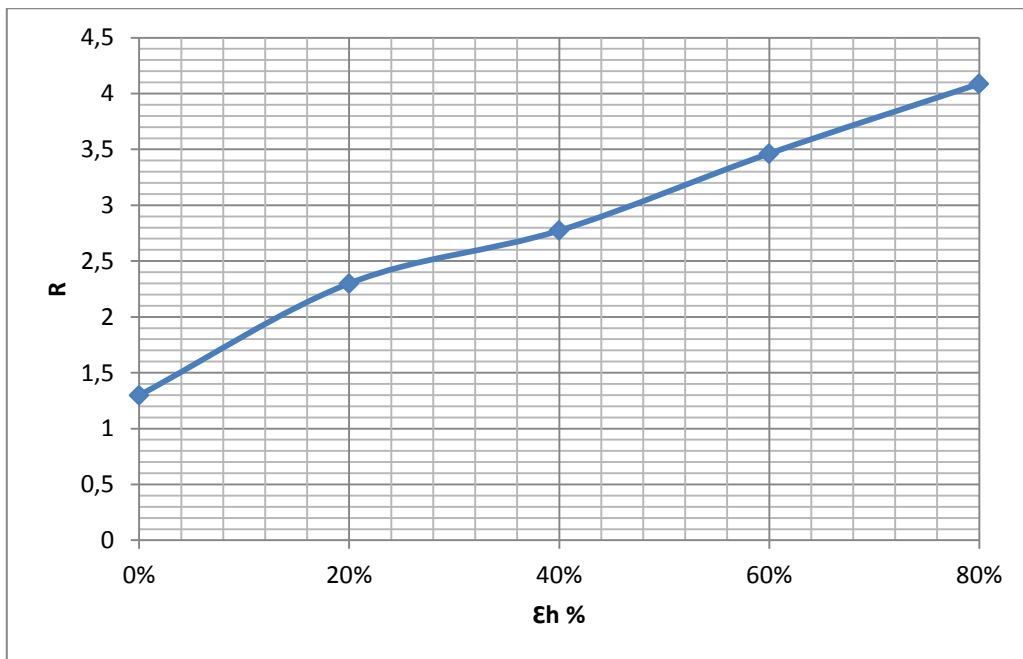


Figure V.15 Évolution du rapport R de l'alliage 2024 T3 en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %.

Le rapport R commence par une valeur $\approx 1,29$, puis il augmente progressivement en fonction du taux de déformation jusqu'à la valeur ≈ 4 , ce qui signifie que les grains s'allongent au détriment de l'épaisseur à mesure que le taux de laminage augmente. Cet allongement est dû au glissement des plans sous la contrainte appliquée.

V.5.2. Effet du temps du traitement de restauration à $T = 256$ °C, conjugué au taux de déformation sur le rapport R (longueur/épaisseur)_{grain}

La **figure V.16** représente la variation du rapport R des grains en fonction du temps de traitement de restauration pour les différents taux de déformation.

On notera que Le rapport R est pratiquement constant, variant très peu avec le temps de recuit, sauf au début, et ce quel que soit le taux de déformation préalable. En revanche, il augmente en allant de la plus faible déformation, 20%, jusqu'à la déformation maximale, 80%, si bien que les courbes sont pratiquement parallèles. L'écart entre les courbes est d'autant plus marqué en allant vers les forts taux de déformation, ce qui est tout à fait plausible ;

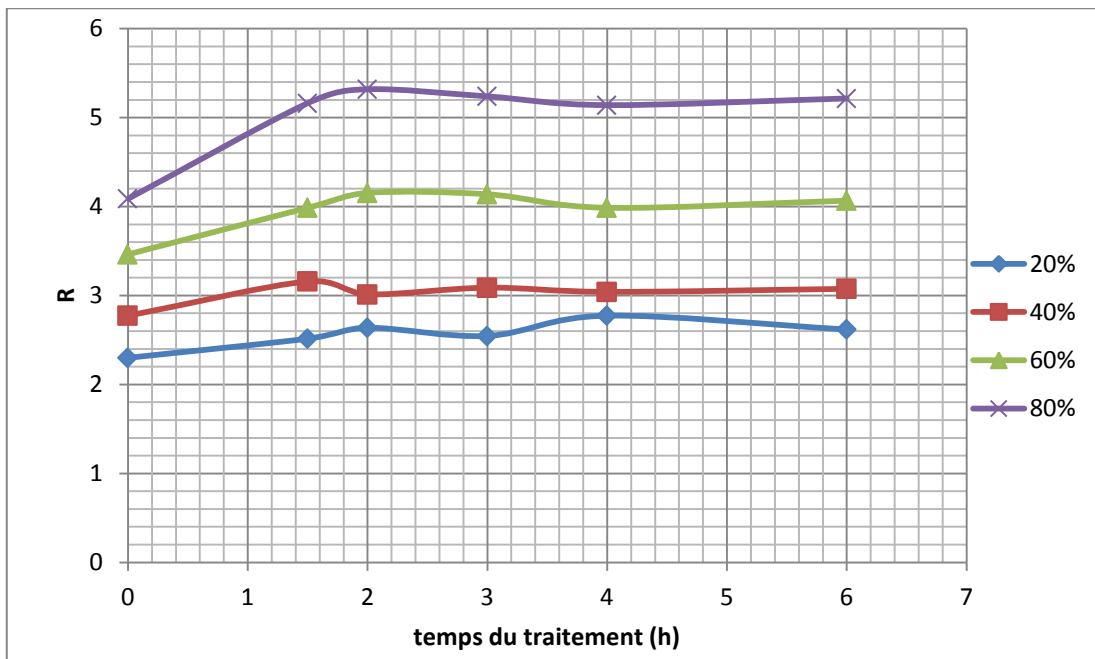


Figure V.16 Variation du rapport R de l'alliage 2024 T3 en fonction du temps de traitement à différents taux de laminage, ϵ_h % = 20 %, 40 %, 60 %, et 80 %.

Les légères variations, au niveau des courbes, sont probablement dues, hormis les erreurs de mesure, aux quelques grains qui n'ont pas atteint la taille limite de déformation engendrée par le laminage, vraisemblablement à cause des plans de glissement bloqués par la présence de précipités ou de dislocations enchevêtrées.

En conclusion, pendant ce traitement de recuit qui a amené, du moins au temps de maintien étudiés, plus à la restauration qu'à la recristallisation de l'alliage, le grain a très peu évolué, par rapport à son état laminé, de par sa forme et sa taille. Le fait est constaté pour tous les taux de déformation, et quel que soit le temps de maintien de recuit.

Il semblerait que cette homogénéisation préalable, qui a permis de pousser le laminage jusqu'à 80 %, a cependant bloqué le processus d'adoucissement dans sa phase de restauration, et la microstructure est restée « figée » dans son aspect allongée que lui a octroyé le laminage. Alors qu'à priori, au moins pour la déformation à 80 %, on s'attendait à voir une recristallisation s'amorcer, vu l'énergie énorme emmagasinée par le matériau, et les paramètres de recuit qui restent celles préconisées par la littérature, mais ça pas du tout été le cas. Mais, il n'est pas dit que si l'on augmentait le temps de recuit, dans exactement les mêmes conditions de travail, on n'atteindrait pas l'étape de recristallisation.

Conclusions et perspectives

Les propriétés structurales et mécaniques de l'alliage 2024 T3, sont contrôlées par l'histoire thermomécanique du matériau agissant directement sur la forme, la taille des grains, la présence ou l'absence des particules intermétalliques, les défauts de structure et la dureté. Dans le cadre notre étude nous avons constaté les faits qui suivent.

Le traitement d'homogénéisation a fait varier la microstructure et la dureté de l'alliage 2024 T3 par rapport à son état de réception. En effet nous constatons une forte diminution de la dureté, qui passe de 118,16 HV₁₀ à 62,6 HV₁₀, et celle de la taille moyenne des grains, qui passe de 31,2 μm à 15,01 μm.

Grâce à, ce traitement d'homogénéisation a facilité la déformation par laminage à froid, et nous a permis d'atteindre un taux de 80%. Ce laminage a provoqué un allongement progressif et marqué des grains, en fonction du taux de déformation, donnant une texture d'orientation privilégiée à la microstructure. Nous avons noté un rapport $R = (\text{longueur/épaisseur})_{\text{grain}} \approx 4$ pour 80% de déformation maximale atteinte, avec de légères fissurations sur les bords de l'échantillon.

L'érouissage a atteint dans notre cas une valeur maximale de $\epsilon_h = 80\%$, ce qui a fortement augmenter la densité des dislocations dans le matériau, et accumuler des contraintes résiduelles, élevant ainsi sa dureté, jusqu'à 95,3 HV₁₀ pour 80% de déformation.

Le traitement d'adoucissement réalisé à $T = 256^\circ\text{C}$ à différents temps de maintien, jusqu'à 6h, pour les différents taux de déformation, a eu pour seul effet la restauration de la structure, au cours de seulement réduction des dislocations et leur réarrangement, selon le processus connu. En effet, les grains ont peu varié dans la forme et la dimension, $R \approx 5,2$ pour $\epsilon_h = 80\%$ et après tous les temps de maintien. Et une diminution de la dureté a été enregistrée en général, de 95,3 HV₁₀ jusqu'à 74,42 HV₁₀ en fin de traitement pour $\epsilon_h = 80\%$ en particulier.

Vu la température et les temps de maintien on s'attendait à une recristallisation de la microstructure, au moins pour l'échantillon laminé à 80%, où l'énergie de déformation emmagasinée est assez importante pour déclencher le processus et même l'activer. Mais il se trouve que la structure est restée bloquée dans l'étape restauration, probablement à cause de ce prétraitement d'homogénéisation qui, même si, selon la littérature, il est sensé diminuer la température de recristallisation [21], il semble avoir également augmenté son temps d'incubation.

Comme perspectives et recommandations, nous pensons qu'il serait intéressant de faire une observation au MEB sur ces différents échantillons recuits, afin de voir avec plus de détails l'évolution de la microstructure lors de la restauration. Par ailleurs, pousser le recuit jusqu'à des temps plus élevés, bien supérieurs à 6h, jusqu'au déclenchement de la recristallisation pour quantifier son temps d'incubation dans ces mêmes conditions de travail.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1]. Par les ingénieurs du groupe PECHINEY. " L'ALUMINIUM" (pp 327-341, 592-594, 623-630). Editions EYROLLS. Paris (1964).
- [2]. Y.BOUCHEMAA. "Etude du durcissement structural sur l'alliage Al-Cu-Mg". PFE. ENP (2010).
- [3]. C.VARGEL. "Corrosion de l'aluminium" (pp 6-20). DUNOD. Paris (1999).
- [4]. Simon THIBAUT. "Modification des propriétés physico-chimiques et de la microstructure de l'aluminium après nitruration par implantation d'ions multichargés". Thèse de doctorat. Université de Caen-basse Normandie (2006).
- [5]. C.VARGEL. "Le comportement de l'aluminium et ses alliages" (pp 2-21). Dunod. Paris (1979).
- [6]. Roger DEVELAY. " Propriété de l'aluminium et les alliages d'aluminium corroyés" Technique de l'ingénieur. M440 (1992).
- [7]. V.S.ZOLOTORVSKY, N.A.BELOV, M.V.GLAZOFF. "Casting aluminium alloys". Elsevier Ltd (2007).
- [8]. Dany RACINE. " Effet du temps et de la température sur l'homogénéisation d'un alliage d'aluminium AA6061 destiné au forgeage à chaud". UQAC Canada (2009).
- [9]. Wolfgang José PRIETO YESPICA. " Étude comparative du comportement électrochimique des alliages d'aluminium 2024 T351 et 7075 T 7351 en milieu neutre de sulfate de sodium". Thèse de doctorat. Université de Toulouse (Juillet 2012).
- [10]. Smain BOURAHLA. "Influence du recuit sur la recristallisation de l'alliage Al-Li". Thèse de Magister. Université MENTOURI Constantine (2007).
- [11]. D.FAR. "Etude du durcissement structural de l'alliage Al-4,6 %Cu-1 %Mg-0,7 %Si (% mass) ". Thèse de Magister. Université MENTOURI Constantine (2012).
- [12]. O.T.FELLAHI. "Influence du taux de laminage à froid suivi d'un recuit de recristallisation sur l'état métallurgique de l'alliage d'aluminium A-U4G (2024) ". PFE. ENP (2012).
- [13]. Michel STUCKY. " Traitements thermiques des alliages d'aluminium – Matériels et recommandations" Techniques de l'ingénieur. M1290v2 (Année 2011).
- [14]. R. GADEAU. " L'ALUMINIUM" (pages 110 - 113). Max Leclerc et Cie. Paris (1958).
- [15]. Cécile GENEVOIS. " Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 & 5000 et comportement mécanique résultant". Thèse de Doctorat. Institut National Polytechnique de Grenoble (2004).

- [16]. Christel AUGUSTIN. “Prévision des cinétiques de propagation des défauts de corrosion affectant les structures en alliage d’aluminium 2024“. Thèse de Doctorat. Université de Toulouse (2008).
- [17]. A.HALLOUMI. “ Modélisation mécanique et thermique du procédé de laminage asymétrique“. Thèse de Doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne (2011).
- [18]. Claude BATAILLE. “ Laminage des produits longs – définitions et paramètres“ Techniques de l’ingénieur. M 7 900, (2003).
- [19]. Victor CASTELHANO. “ Étude des différentes techniques induisant le durcissement des alliages d’aluminium les plus courants, en particulier évolution des microstructures et des propriétés mécaniques“. Conservatoire national des arts et métiers Ardenne (2001).
- [20]. Yevs DESALOS. “Panorama métallurgique des traitements thermiques“ Technique de l’ingénieur M 1110 (2004).
- [21]. R.DEVELAY. “Traitements thermiques des alliages d’aluminium“ (pages 2,5,8,9) Technique de l’ingénieur. M 1 290 (2011).
- [22]. ATTT. “Guide de choix des traitements thermiques“ (pages 85-92). Donod. Paris (2004).
- [23]. D. WILLIAMS, Jr. CALLISTER. “Science et génie des matériaux“ page (151-155, 290). Dunod. Paris (2001).
- [24].Guy MURRY. “Aide – mémoire métallurgie métaux-alliages-propriétés“ page (183-200, 202-213,). Dunod. paris (2004).
- [25]. A.HAYOUNE. “ Effet de la vitesse de chauffage et de la déformation plastique sur les transformations anisothermes dans les alliages à base d’aluminium“. Mémoire de doctorat. Université MENTOURI de Constantine (2009).
- [26]. K. BENZAOUI. “Étude du vieillissement des alliages super-élastique“. Mémoire de Magister. Université MENTOURI Constantine (2011).
- [27]. T.BERGUIGA. “Caractérisation de l’état de déformation et comportement à la recristallisation des soudures en acier inoxydable 316L“. mémoire de Magister. ENP (2007).
- [28]. Michel DUPEUX. “Aide-mémoire science des matériaux“ page (216-220,). Dunod. Paris (2005).
- [29]. George F. Vander Voort. “Metallographic Techniques for Aluminum and Its Alloys“ Committee, ASM Handbook. HAND BOOK volume 09: Metallography and Microstructures. ASM international (2004).

Références bibliographiques

- [30]. Michael Wisti and Mandar Hingwe. "Tempering of Steel" Committee, ASM International. Handbook. HAND BOOK volume 04: Heat trating. ASM international (1991).
- [31]. Rafael Nunes and J.H. Adams . "Properties of Wrought Aluminum Alloys" Committee, ASM International. Handbook. HAND BOOK volume 02: Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose materials. ASM international (1992).
- [32]. BENARD. " Métallurgie générale" page (200 - 219). Masson et C^{ie} éditeur. Paris (1969).
- [33]. J. PHILIBERT. "Métallurgie du minerai au matériau" page (675 – 688, 726). Masson Editeur. Paris (1997).
- [34]. Nacer ZAZI. " Influence des effets de vieillissement et du laminage à froid sur la microstructure, associés aux propriétés mécaniques et chimiques des alliages Aluminium-Magnésium". Thèse de Doctorat. Université De Mouloud MAMMERTIZI-OUZOU (2011).
- [35]. Dominique FRANÇOIS. "Essais mécaniques des métaux : Essais de dureté" Technique de l'ingénieur M 4160 (2005).