

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'Etat en
Métallurgie

***INFLUENCE DU TAUX DE LAMINAGE A FROID
SUIVI D'UN RECUIT DE RECRISTALLISATION SUR
L'ETAT METALLURGIQUE DE L'ALLIAGE
D'ALUMINIUM A-U4G (2024)***

Proposé et dirigé par :

Mme. N. KECHOUD

réalisé par :

Mr. O.T. FELLAHI

Promotion juin 2012

ملخص

الهدف من هذا العمل هو فهم تأثير معدل التشويه الناتج عن الدرفلة على البارد على خليط الألومنيوم (2024)-A-U4G على البنية المجهرية، الحجم المتوسط للحبوب والصلابة المجهرية قبل بعد العلاج الحراري للتبلور الساكن، زيادة عن تأثير درجة الحرارة على حركية التبلور. والصلابة المجهرية

الكلمات المفتاحية:

خليط ألومنيوم-نحاس، A-U4G (2024) ، الدرفلة على البارد، تشويه البلاستيكي، العلاج الحراري للتبلور الساكن، النمو، الصلابة المجهرية.

Résumé

L'objectif de ce travail est de mettre en évidence l'effet, sur la microstructure, la taille moyenne des grains et la microdureté, du taux de déformation par laminage à froid de l'alliage d'aluminium A-U4G (2024). Et ce, avant et après le traitement thermique de recristallisation statique. L'effet de la température et le temps de recuit sur la microdureté et la cinétique de recristallisation a été, par ailleurs, souligné.

Mots clés :

Alliage A-U4G (2024), laminage à froid, déformation plastique, recuit de recristallisation statique, microstructure, germination, croissance, microdureté,

Abstract

The objective of this work is to understand the effect of strain rate by cold rolling of aluminum alloy A-U4G (2024) on the microstructure, average grain size and microhardness before and after heat treatment of static recrystallization and the effect of temperature maintain on the holding microhardness and the kinetic of recrystallization.

Key words:

A-U4G (2024) alloy, cold rolling, plastic deformation, static recrystallization annealing, microhardness, germination, growth, and microstructure.

DEDICACES

Je dédie ce modeste travail à :

Ma très chère mère et mon très cher père, qui m'ont soutenu encore plus durant ces cinq dernières années d'études. Que Dieu les protège.

A ma chère sœur Amína qui m'a encouragé à sa manière.

A mes chères tantes Hadjira, Fadila, Soraya, Dorria et Nadia.

A ma grand-mère.

A mes chers oncles Kamel, Mohamed et Mabrouk.

A mes chers amis ChoaiB Mazouzi, ChoayB Babanna, Salah, Amir, Badro, Iheb, Bilél, Mohamed , Abdo, Kamel, Moussa, Hilal, Amína, Chafia, Youcef , Faycel, Taki, Saïd et Abddenour.

Ainsi que tous mes amis de 5ème année de Métallurgie.

A tous ceux qui me sont chers...

WALID

Remerciements

A madame le docteur N. KECHOUD, ma promotrice, recevez madame, mes plus sincères remerciements pour votre rigueur scientifique, et vos précieux conseils qui ont fait progresser ce travail.

Je remercie Monsieur, le professeur M.E DJEGHLAL de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de soutenance.

J'exprime, par ailleurs, ma très sincère reconnaissance à Monsieur le professeur M. LARIBI, ainsi qu'à Monsieur M. DELLALI, pour avoir accepté d'être examinateurs de ce projet et de participer au jury.

Je tiens à remercier, par ailleurs, Monsieur K. ABADLI et Monsieur A. KASSER, pour les fructueuses discussions qui m'ont guidé pour le mieux dans ce travail.

Je souhaiterai également remercier tous mes enseignants du département de Métallurgie de l'ENP, pour avoir participé à ma formation.

WALID

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE.....	1
I. ALUMINIUM ET SES ALLIAGES.....	3
I.1.Principales propriétés de l'aluminium.....	3
I.1.1. Propriétés physiques.....	3
I.1.2. Propriétés thermiques.....	4
I.1.3. Propriétés cristalline de l'aluminium.....	4
I.1.4. Propriétés mécaniques.....	4
I.1.5. Propriétés chimiques.....	5
I.2. Alliages d'aluminium.....	6
I.2.1 Familles d'alliages d'aluminium.....	6
I.2.2 Les alliages de moulage :.....	6
I.2.3 Les alliages de corroyage.....	6
I.2.4. Désignation des alliages d'aluminium.....	7
I.3. Different alliages d'aluminium.....	7
I.3.1. Alliage Al-Cu.....	7
I.3.2. Alliage Al-Cu-Mg.....	8
I.3.3. Alliage Al-Mg.....	10
I.3.4. Alliage Al-Si.....	11
I.4. Influence des éléments d'addition.....	12
II. LAMINAGE ET DEFORMATION PLASTIQUE.....	13
II.1. Laminage à chaud.....	13
II.2. Laminage à froid.....	13
II.3. Equipement de laminage pour les alliages d'Aluminium.....	14
II.3.1. Les principaux types de fours de chauffage.....	14
II.3.2. Les différents types de laminoirs.....	14
II.3.3. Bobineuse.....	15
II.4. Déformation plastique et système de glissement.....	15
II.5. Paramètre de laminage.....	16
II.5.1. Taux de déformation et coefficients de déformation.....	16
II.5.2. Vitesse de laminage et vitesse de déformation.....	17
II.6. Paramètre de la zone de déformation.....	17
II.6.1. Angle d'entraînement et condition d'entraînement.....	18

II.6.2. Arc de contact.....	18
II.6.3. Couple et puissance de laminage.....	18
III.TRAITEMENTS THERMIQUES ET CHANGEMENTS STRUCTURAUX PENDANT LE MECANISME D'ADOUCCISEMENT.....	20
III.1.types de traitements thermiques.....	20
III.1.1. Les traitements dits d'homogénéisation.....	20
III.1.2. Les traitements d'adoucissement	20
III.1.2.1. Traitements thermiques par recuit ou restauration.....	20
III.1.2.2. Traitement de recuit de recristallisation.....	21
III.1.3. les traitements de trempe structurale.....	21
III.1.3.1. La trempe	21
III.1.3.2. La maturation	21
III.2. La restauration.....	22
III.3. La recristallisation	22
III.3.1. Recristallisation dynamique.....	23
III.3.2. Recristallisation statique	24
III.3.2.1. Mécanisme de recristallisation et évolution structurale.....	24
III.3.2.2. Cinétique de la recristallisation.....	24
III.4. Influence des variables thermomécaniques sur l'état métallurgique de l'alliage	25
III.4.1. Effet du taux de déformation	25
III.4.2. Effet de la température.....	26
III.4.3. Effet de la vitesse de déformation.....	26
IV. EQUIPEMENTS ET PROCEDURES EXPERIMENTALES.....	28
IV.1. Introduction.....	28
IV.2 Matériau étudié	28
IV.3. Echantillonnage.....	28
IV.4. Equipements de laminage et du traitement thermique.....	29
IV.4.1. Equipement du laminage	29
IV.4.2. Equipement et procédure du revenu de recristallisation.	30
IV.5. Préparation métallographique des échantillons.....	31
IV.5.1. Enrobage.....	31
IV.5.2. Polissage	31
IV.5.3. Attaque chimique.....	32
IV.6 Observation microscopique.....	33
IV.7. Analyse quantitative	33

IV.8 Essais de microdureté	34
V. RESULTATS ET INTERPRETATIONS.....	38
V.1 LAMINAGE A FROID	38
V.1.1. Caractérisation structurale de l'alliage A-U4G (2024) de référence.....	38
V.2. Effet du taux de déformation ϵ_h % sur la microstructure, la taille des grains et la microdureté de l'alliage.	39
V.2.1. La microstructure	39
V.2.2. Taille moyenne des grains.....	40
V.2.3. La microdureté HV _{0,1}	40
V.3. Effet du traitement thermique de recuit de recristallisation sur la microstructure..	42
V.3.1. Recuit de recristallisation à T= 210°C	42
V.3.1.1 Effet de temps de recuit, après laminage sur la microstructure.....	42
V.3.1.2. Effet du temps de recuit conjugué aux taux de déformation à T= 210 °C sur la taille des grains recristallisés.	48
V.3.1.3. Effet du temps de maintien à T=210 °C conjugué au taux de déformation sur la microdureté HV _{0,1}	49
V.3.1.4. Etude de l'effet du taux de laminage et temps de recuit à T= 210 °C sur la microdureté HV _{0,1}	52
V.3.1.5. Effet du taux de déformation sur la fraction recristallisée	53
V.3.2. Recuit de recristallisation à T= 350 °C	55
V.3.2.1. Effet de recuit après laminage, sur la microstructure.....	55
V.3.2.2. Effet du temps de recuit à T= 350 °C, conjugué aux taux de déformation sur la taille des grains recristallisés.	58
V.3.2.3. Effet du temps de recuit à T=350 °C conjugué au taux de déformation sur la microdureté HV _{0,1}	59
V.3.2.4. Effet du taux de déformation sur la fraction recristallisée	60
V.4. Etude de l'effet de deux températures de recuit, 210 °C et 350 °C , sur l'état métallurgique du A-U4G (2024) laminé	62
V.4.1. Comparaison de l'effet de la température de recuit sur la taille moyenne des grains	62
V.4.2. Comparaison de l'effet des deux température de recuit sur la microdureté HV _{0,1} ..	63
V.4.3. Comparaison de l'effet des deux températures de recuit sur la cinétique de recristallisation.....	65
V.5. Laminage à chaud.....	66
CONCLUSION GENERALE.....	67
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	68

LISTE DES FIGURES

<i>Figure I.1. Attaque de l'aluminium par l'acide chlorhydrique</i>	2
<i>Figure. I.2. Diagramme d'équilibre Al-Cu</i>	8
<i>Figure I.3. Diagramme de phase Al-Cu-Mg</i>	8
<i>Figure I.4. Les zones de Guinier-Preston</i>	9
<i>Figure I.5. Diagramme d'équilibre Al-Mg</i>	10
<i>Figure I. 6. Diagramme de phase Al-Si</i>	11
<i>Figure II.1. Différents types de laminoirs</i>	15
<i>Figure II.2. Les principaux paramètres du laminage</i>	18
<i>Figure II.3. Couple de base pour les deux cylindres</i>	19
<i>Figure III.1. Mécanisme de restauration</i>	22
<i>Figure III.2. Loi du comportement contrainte-déformation d'un acier C-Mn-Nb</i>	23
<i>Figure III.3. Cinétique de la recristallisation</i>	25
<i>Figure III.4. Influence du taux de déformation sur le diamètre des grains</i>	26
<i>Figure IV.1. Dimensions des éprouvettes étudiées</i>	28
<i>Figure IV.2. Photo du laminoir manuel utilisé</i>	29
<i>Figure IV.3. Four utilisé pour le recuit de cristallisation (Carbolite)</i>	30
<i>Figure IV.4. Diagramme d'équilibre de phases stables et métastables du système Al-Cu</i>	31
<i>Figure IV.5. Polisseuse utilisée (metkon FORCIPOL IV GRANDER polisher)</i>	32
<i>Figure IV.6. Microscope optique utilisé (OLYMPUS</i>	33
<i>Figure IV.7. Capture écran du logiciel IMAGE-J traitant une image</i>	34
<i>Figure IV.8. Traces de la pyramide du pénétrateur</i>	35
<i>Figure IV.9. Géométrie du pénétrateur et de l'empreinte</i>	35
<i>Figure IV.10. Microduromètre utilisé (SHIMADZUH HMV-M3)</i>	36

Figure V.1. Micrographie initiale de l'alliage A-U4G (2024).....	38
Figure V.2. Evolution de la microstructure l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux de laminage, ϵ_h % : a) 20% ; b) 40% ; c) 55,7 % ; d) 72,44%.....	39
Figure V.3. Variation de la taille moyenne des grains de l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux déformation par laminage, ϵ_h %.....	40
Figure V. 4. Variation de la microdureté, $HV_{0,1}$, de l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %.....	41
Figure V.5. Evolution de la microstructure de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 20 % et recuit à 210°C pendant : a) 2h ; b) 4h ; c) 6h ; d) 8h ; e) 16h ; f) 48h (GX 100).....	43
Figure V .6. Evolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 40 % et recuit à 210 °C pendant : a) 2h ; b) 4h ; c) 6h ; d) 8h ; e) 16h (GX100).....	44
Figure V.7. Evolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 55,7 % et recuit à 210 °C pendant : a) 2h ; b) 4h ; c) 6h ; d) 8h (GX 100....	46
Figure V.8. Effet du temps de recuit de recristallisation à $T = 210 \text{ °C}$ sur la taille moyenne des grains de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux.....	48
Figure V.9. Effet du temps de recuit à $T = 210 \text{ °C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 20 %.....	50
Figure V.10. Effet du temps de recuit à $T = 210 \text{ °C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 40 %.....	50
Figure V.11. Effet du temps de recuit à $T = 210 \text{ °C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 55,7 %.....	51
Figure V.12. Comparaison de l'effet du temps de recuit à $T = 210 \text{ °C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à $\epsilon_h = 20 ; 40$ et 55,7%.....	52
Figure V.13. Evolution de la fraction recristallisée en fonction du temps de recuit à 210 °C, pour de différents taux de laminage, $\epsilon_h = 20 ; 40$ et 55,7 %.....	54
Figure V.14. Evolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 20 % et recuit à 350 °C pendant : a) 0h ; b) 30 min ; c) 1h ; d) 2h ; e) 22h (GX 100).....	56

Figure V.15. Micrographie de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 40 % puis recuit à 350 °C pendant :a) 0h ; b) 30 min ; c) 1h ; d) 2h ; e) 22h (G X 100)..	57
Figure V.16. Variation de la taille des grains en fonction du temps de recuit de recristallisation à T=350 °C, de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux, $\epsilon_h = 20$ et 40%.....	58
Figure V.17. Variation de la microdureté en fonction du temps de recuit à T = 350 °C de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux, $\epsilon_h = 20$ et 40%	59
Figure V.18. Evolution de la fraction recristallisée en fonction du temps de recuit à 350 °C de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux, $\epsilon_h = 20$ et 40%	60
Figure V.19. Comparaison de l'effet de la température sur la taille des grains durant le recuit à T= 210 et 350 °C : a) $\epsilon_h = 20$ % ; b) $\epsilon_h = 40\%$	62
Figure V.20. Comparaison de l'effet de la température sur la microdureté durant le recuit à T= 210 et 350 °C : a) $\epsilon_h = 20$ % ; b) $\epsilon_h = 40\%$	63
Figure V.21. Effet de la température de recuit sur la fraction recristallisée pour le même taux de laminage (20 %).....	65
Figure V.22. Photo des Echantillons fissurés suite au $\epsilon_h = 70\%$	66

Liste des Tableaux

Tableau I.1. Signification des désignations des alliages d'aluminium.....	7
Tableau I.2. Influence des éléments d'addition.....	12
Tableau II.1. Principaux paramètres de laminage.....	16
Tableau IV.1. Composition chimique de l'alliage A-U4G (2024).....	28
Tableau V.1. Variation de la limite du taux de laminage en fonction du temps de recuit à 210°C.....	66

INTRODUCTION GENERALE

L'aluminium et ses alliages sont largement utilisés dans l'industrie, en particulier l'industrie d'automobile, aéronautique et aérospatiale, pour leurs propriétés mécaniques, physiques et thermiques, telles que la faible densité, la très haute résistance à la corrosion, la bonne usinabilité, la bonne soudabilité et la conductibilité électrique et thermique élevées. Parmi ces alliages d'aluminium, les plus connus sont les alliages Al-Si, Al-Cu et Al-Mg ainsi que les alliages Al-Cu-Mg.

Nous nous sommes attachés, dans le cadre de notre étude, à travailler sur l'alliage AU4G (2024), alliage à durcissement structural, largement utilisé en aéronautique. Déformé à différents taux, par laminage à froid, puis soumis à un traitement thermique de recuit à différentes températures et différents temps, cet alliage est observé au microscope afin de suivre l'évolution de sa microstructure après chaque traitement mécanique puis thermique de recuit ; de même qu'est relevée, en parallèle, sa microdureté. Un laminage à chaud a été, par ailleurs, réalisé afin de déterminer jusqu'à quel taux limite de déformation on pouvait aller sur nos échantillons sans endommagement, en effet au laminage à froid après une certaine limite ces échantillons se fissuraient.

Le présent mémoire se départage en deux grandes parties. Dans la première partie nous regroupons l'essentiel d'une recherche bibliographique se rapportant au sujet traité. Dans la deuxième partie nous exposons l'étude expérimentale, où sont reportées les différentes techniques et procédures, suivies des résultats, dépouillés, discutés et interprétés.

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

L'aluminium a connu un développement spectaculaire depuis sa découverte en 1854 symbolisée par la présentation à l'Académie des Sciences, par le chimiste français Sainte-Claire Deville, d'un petit lingot réalisé par voie chimique [1,2]. Mais le véritable début du développement industriel de l'aluminium et ses alliages se produit en 1886 avec l'invention du procédé d'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult en France et Charles Martin Hall aux États-Unis. L'aluminium est aujourd'hui le **premier métal non ferreux** en tonnage, il a supplanté l'étain dans les années 1920, le plomb dans les années 1940, le zinc puis le cuivre dans les années 1950 [2].

La production mondiale annuelle de métal « primaire » franchira les 25 millions de tonnes au cours de la première décennie du XXI^e siècle. La consommation mondiale annuelle d'aluminium franchira les 40 millions de tonnes dont 15 millions de métal recyclé [1].

La production d'aluminium ne représente que 2 % environ en poids de celle des aciers [9,10].

I.1. Principales propriétés de l'aluminium

Les propriétés de l'aluminium font que ce métal et ses alliages sont les plus économiques et attrayants pour une grande variété d'utilisation dans l'industrie.

I.1.1. Propriétés physiques

a) Propriétés atomiques

- Numéro atomique: 13.
- Masse atomique: 26,98 [1, 6, 7].
- Le principal isotope, ²⁷Al, est stable et comprend 14 neutrons et 13 protons. On connaît aussi quelques isotopes artificiels radioactifs de masse atomique 24, 25, 26, 28, 29
- Valence de l'aluminium dans les composés chimiques est 3.
- Diamètre atomique: 2,86 Å. [1, 2, 7].

b) Masse volumique

La masse volumique est de 2,699 gr/cm³ pour un titre de 99,95 %. [1, 2,6].

I.1.2. Propriétés thermiques :

a. Température Fusion

L'aluminium pur (99,996 %) fond à 650 °C [1, 2, 5,6]. Pour les alliages Al-Mg et Al-Cu la température de fusion décroît avec l'augmentation de teneur en Mg et en Cu. [3]

b. Vaporisation

La température d'ébullition est de 2500 °C environ. La chaleur de vaporisation est de 10 780 kJ/kg.

c. Coefficient de Dilatation linéaire

Il est d'environ $23 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ à 20°C. Il varie en fonction de la température.

d. Conductivité thermique

La conductivité thermique est de $237 \text{ W} / (\text{m. K})$ à 20° C [2].

I.1.3. Propriétés cristalline de l'aluminium

L'aluminium est un élément du groupe III de la classification de *MENDELEEV*. Il cristallise dans une structure cubique à faces centrées de paramètre $a = 4,041 \text{ \AA}$ [10,2]. Dans cette structure chaque atome est entouré de 12 atomes jointifs : on dit que la coordinence est de 12. La proportion des vides entre les atomes est de 26 %

Les plans de l'octaèdre (111), suivant la notion cristallographique sont les plans les plus denses en atomes et jouent à ce titre un rôle privilégié [2].

I.1.4. Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques de l'aluminium varient beaucoup selon la nature des éléments d'addition et des impuretés et leur teneur ainsi que suivant la genèse du corroyage et du recuit du métal [1, 9].

a) Module d'élasticité

Il vaut $6700 \text{ kg} / \text{mm}^2$ pour l'aluminium raffiné le plus pur, à 99,996 % [2].

Pour les alliages, le module est généralement compris entre 6900 et 7200 kg / mm^2 ; il est particulièrement sensible à la teneur en silicium et passe de 7000 à 8200 kg / mm^2 lorsque la teneur en silicium augmente de 2 à 18 % [1].

b) Coefficient de poisson

En générale il varie entre $0,33$ et $0,35$ [1], alors que pour l'aluminium très pur il est de $0,34$ [2].

I.1.5. Propriétés chimiques

La position de l'aluminium dans la série des potentiels électrochimiques le rend très réactif ($E^{\circ}_{Al/Al^{3+}} = -1,66 \text{ V/ ENH}$) [10,12], ce qui pourrait faire craindre une grande corrodabilité. Cette grande réactivité implique une très forte affinité pour l'oxygène, ce qui fait que l'aluminium se recouvre d'une pellicule très dure et adhérente d'oxyde Al_2O_3 qui stoppe la réaction d'oxydation en profondeur et permet à l'aluminium de s'auto-protéger en se passivant [1,10]. Cette couche d'oxyde plus ou moins hydratée a une résistance chimique limitée [10] car elle résiste bien dans les solutions d'acide, sulfurique, et nitrique chlorhydrique comme le montre *la figure I.1* [2, 10], par contre, les bases attaquent violemment le métal. Cette protection peut être améliorée par l'anodisation qui est un traitement permettant d'obtenir une couche épaisse d' Al_2O_3 mais poreuse, et qui est ensuite colmatée par un traitement à l'eau chaude [10].

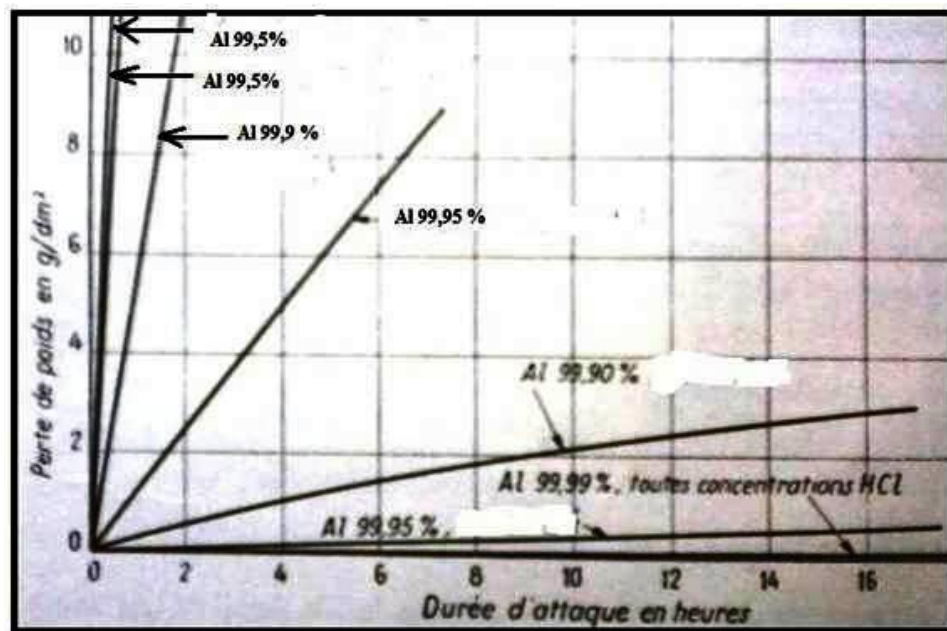


Figure I.2. Attaque de l'aluminium par l'acide chlorhydrique [2].

I.2. Alliages d'aluminium

I.2.1. Familles d'alliages d'aluminium

Bien que la plupart des métaux et certains métalloïdes soient capables de former avec l'aluminium des solutions, les alliages l'aluminium sont en fait basés sur quelque système seulement [12] :

- Aluminium – cuivre
- Aluminium – manganèse
- Aluminium – magnésium
- Aluminium – silicium
- Aluminium – zinc

Suivant le mode de transformation des alliages, on distingue les alliages de moulage et de corroyage.

I.2.2. Les alliages de moulage :

Ils sont utilisés en fonderie pour la fabrication de pièces obtenues par la coulée du métal liquide dans des moules en sable, ou par coulée en coquille [1, 2,12]. Par ce procédé, on élabore des pièces aux formes plus ou moins complexes : poignées de portes, blocs moteurs etc... [12].

Les alliages d'aluminium de fonderie ils offrent de façon générale une facilité de mise en forme, grâce aux caractéristiques suivantes :

- Une bonne fluidité pour bien remplir toutes les parties du moule [8 ,9].
- Un bon état de surface lustré et peu ou pas de défauts [9].

I.2.3. Les alliages de corroyage

Ils sont coulés en fonderie sous forme de plaquettes et ensuite transformés en demi-produits : tôles profilés par laminage ou filage. Les demi-produits ainsi obtenus sont ensuite utilisés dans la construction mécanique où ils sont assemblés par soudage, revitage ou vissage

Suivant le processus par lequel les différents niveaux de caractéristiques mécaniques sont obtenus, on distingue pour les alliages de corroyage :

a) Les alliages à durcissement structural

Les alliages à durcissement structural ou " trempants " dans lesquels le durcissement est obtenu par une gamme de traitement thermique comportant une mise en solution, une trempe suivie d'un revenu ou d'une maturation à l'ambiante [11].

b) Les alliages sans durcissement structural

Les alliages non susceptibles de durcissement structural (ou non trempant) dans lesquels le niveau de caractéristiques mécaniques est obtenu par l'effet d'écrouissage dû aux déformations par laminage, filage ou par des recuits [1,11].

I.2.4. Désignation des alliages d'aluminium

Les différents alliages à base d'aluminium sont désignés par un nombre de quatre chiffres et sont classés en 7 séries [1, 9, 10] en fonction des éléments d'alliages principaux (*tableau I.2*).

Tableau I.1. Signification des désignations des alliages d'aluminium [11].

Système	série	Durcissement structural	Teneur en élément d'addition principal
Aluminium non allié	1000	Non	
Aluminium-cuivre	2000	Oui	Cu : 2 % à 6 %
Aluminium-manganèse	3000	Non	Mn : 0,5% à 1,5 % pour les alliages corroyés Et 4% pour les alliages de moulage
Aluminium-silicium	4000 (*)	Oui selon l'alliage	Si : de 3% à 22%
Aluminium-magnésium	5000	Non	Mg : 0,5 % à 7 %
Aluminium-magnésium-silicium	6000	Oui	Mg : 0,5 % à 1,5 % et Si : de 0,5% à 1,5%
Aluminium-zinc	7000	Oui	Zn : 1% à 8 %

(*) Les alliages de fonderie ne sont pas désignés sous forme numérique comme les alliages de corroyage et de laminage

Le premier chiffre indique l'élément d'alliage le plus important (Xxxx) [8, 9, 11]. Il est également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliages d'aluminium telles que les séries 1000, 2000 jusqu'à 7000. Le deuxième chiffre (xXxx), s'il n'est pas nul, indique s'il y a eu modification de l'alliage spécifique. Les troisième et quatrième chiffres identifient un alliage spécifique dans la série. Par exemple pour l'alliage 5183, le chiffre 5 indique qu'il s'agit d'un alliage de magnésium, le chiffre 1 indique qu'il s'agit de la première modification par rapport à l'alliage originel 5083 et le nombre 83 identifie l'alliage dans la série 5xxx [9,14].

I.3. Différents alliages d'aluminium

I.3.1. Alliage Al-Cu

Le côté riche en aluminium du diagramme d'équilibre Al-Cu (*figure. I.2*) seul intéressant pour les alliages d'aluminium, est un diagramme simple à eutectique, les deux phases solides étant la solution solide d'aluminium α et le composé intermétallique de formule approchée Al_2Cu . L'eutectique fond à 548 °C pour 33,2 %

de cuivre à cette températures, la solubilité maximale du cuivre dans la phase (α) est de 5,7 % et la limite de la solution solide est assez bien connue jusqu'à 200 °C [2].

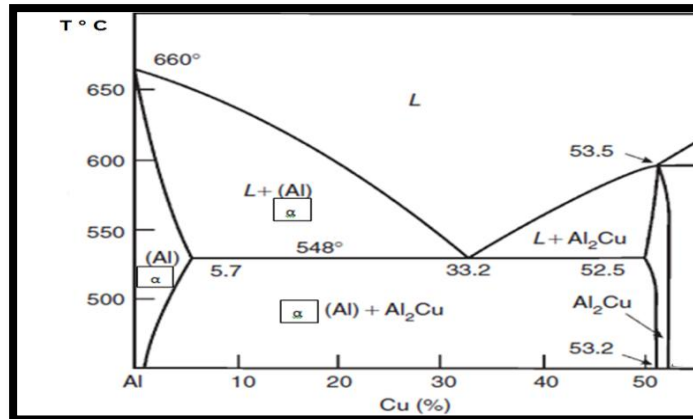


Figure 1.2. Diagramme d'équilibre Al-Cu [13].

L'alliage d'Al-Cu peut contenir d'autres éléments métalliques tels que le magnésium qui forme avec cet alliage un système ternaire Al-Cu-Mg, qui se solidifie par formation de composés intermétalliques.

I.3.2. Alliage Al-Cu-Mg

Le diagramme ternaire Al-Mg-Cu (Figure 1.3) est relativement complexe. Aux nombreux composés intermétalliques binaires viennent s'ajouter cinq composés intermétalliques ternaires. En fait dans les alliages riches en aluminium, on ne rencontre à l'état d'équilibre aux températures inférieures ou égales au solidus, que les constituants Al_2Cu ; Al_3Mg_2 ; Al_2CuMg et Al_6CuMg_4 . A partir de ces phases il peut se former, avec la solution solide d'aluminium, deux eutectiques ternaires [2]:

A 507 °C : $Liq \longrightarrow (Al) + CuAl_2 + (AlCuMg)$ pour 33% Cu et 6 % Mg [2,12].

A 451 °C : $Liq \longrightarrow (Al) + Al_3Mg_2 + (Al_6CuMg_4)$ pour 2,7 % Cu et 32 % Mg [2].

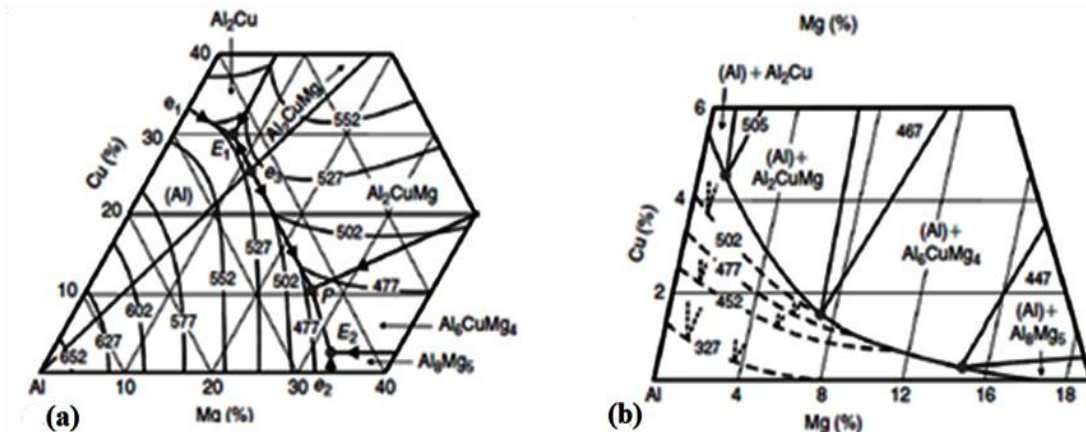


Figure 1.3. Diagramme de phase Al-Cu-Mg (a) projection de liquidus (b) distribution de phases solides [12].

La solidification du système Al-Cu-Mg se fait par formation d'une solution solide faiblement alliée et des phases intermétalliques Al_2Cu (phase θ) et Al_2CuMg (phase S).

Pour assurer le durcissement structural des alliages Al-Cu-Mg on a recourt à la trempe [16,2]. Laquelle consiste à chauffer l'alliage jusqu'à la température à laquelle les phases intermétalliques en excès se dissolvent complètement ou en plus grande partie dans la matrice, à maintenir l'alliage à cette température et à le refroidir rapidement jusqu'à la température ambiante [16].

Après la trempe une partie importante des phases intermétalliques est dissoute et augmente le titre d'alliage de la solution solide. La structure du duralumin trempé se compose de solution solide α sursaturée et d'inclusions de fer insolubles. Dans cet état, ces alliages tout en possédant une faible résistance ($R_m, R_{0,02}$), acquièrent une plasticité élevée.

Or, pour ces alliages la trempe est suivie d'un vieillissement qui est un maintien à l'ambiante pendant quelques jours (maturation). Ce traitement s'accompagne de la décomposition de la solution solide sursaturée avec le durcissement de l'alliage par l'obtention d'une précipitation fine, homogène et cohérente avec la matrice.

Ce durcissement s'effectue par formation des zones de Guinier Preston (GP) [9,16] ; ces zones ont la forme des disques qui germent à partir de la solution solide. Les faces des disques sont parfaitement cohérentes avec la matrice. Les côtés des disques sont aussi cohérents mais avec une forte déformation (*figure I.4*). Les zones de GP possèdent une composition complexe et de phases métastables θ et S [2,16].

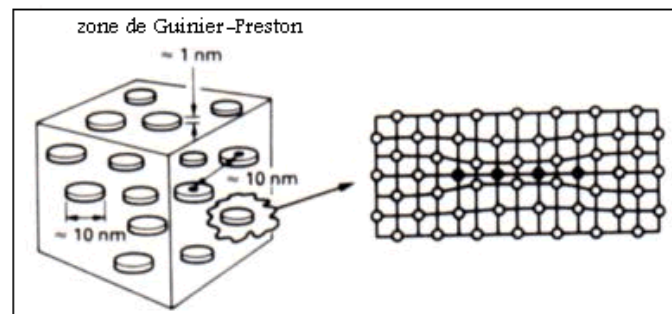
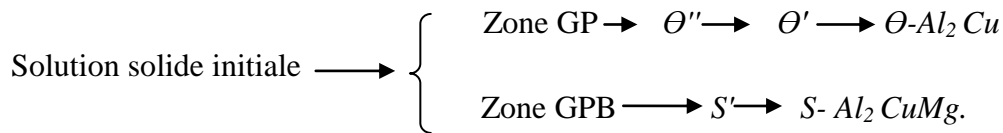


Figure I.4. Les zones de Guinier-Preston [9].

Le duralumin contient comme inclusion nuisible le fer (Fe). Le fer agit en formant la combinaison $(Mn, Fe)Al_6$ qui cristallise sous forme de lamelles grossières en diminuant la résistance et la plasticité du duralumin. De plus le fer forme une combinaison Al_7CuFe qui ne se dissout pas dans l'aluminium ; en piégeant le cuivre, le fer affaiblit l'effet durcissant du cuivre ; c'est pourquoi la teneur en fer ne doit pas dépasser le 0,5 % [16].

La séquence de précipitation dans le duralumin (2024) est mixte [31] :



Les structures de Θ'' et Θ' sont montrées dans la figure A.1 de l'Annexe I.

I.3.3. Alliage Al-Mg

Les alliages industriels Al-Mg ont tous pour constituant la solution solide α mais la variation importante de la solubilité du Mg et sa faible vitesse de diffusion à l'état solide, font que les alliages contenant plus de 6 % de Mg ne sont pas homogènes à l'état brut de coulée. On notera que pour ces alliages :

- La coulabilité est moins bonne que pour les alliages précédents.
- La criquabilité est plus élevée que pour les alliages d'Al-Si.

Les alliages de magnésium sont recherchés pour leur bonne usinabilité mais surtout pour leur très grande résistance à la corrosion.

Le diagramme complet Al-Mg est produit sur la *figure I.5*. Du côté aluminium, il comporte un eutectique entre les phases α (Al) et β (Al_3Mg_2). Cet eutectique contient 35 % de magnésium et fond à 450° C. A cette température la solubilité maximale du magnésium dans l'aluminium est de 17,4 %.

Les alliages à teneur en magnésium inférieures ou égales à 5 % sont insensibles aux traitements thermiques, tout au moins en ce qui concerne les caractéristiques et s'ils ne contiennent pas de silicium.

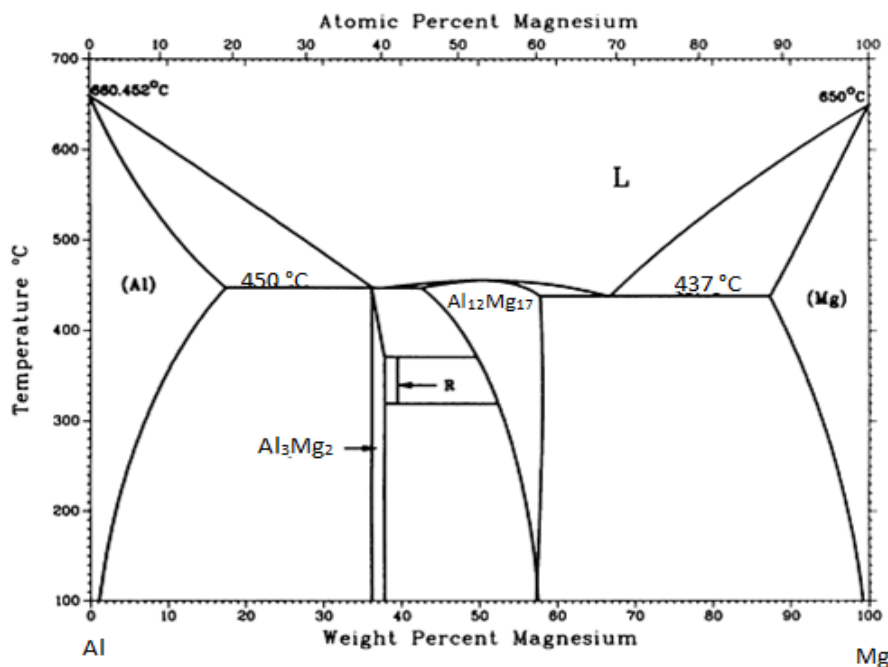


Figure I.5. Diagramme d'équilibre Al-Mg [17].

I.3.4. Alliage Al-Si

Les alliages d'aluminium contenant du silicium comme le principal élément d'alliage offrent une excellente coulabilité, une haute résistance à l'usure et à la corrosion, une bonne soudabilité et une bonne usinabilité. La caractéristique principale d'Al-Si de fonderie est que l'eutectique est formé entre l'aluminium et le silicium à une teneur de Si de 11,7 %, comme l'illustre le diagramme de phase en *figure I.6*. En fonction de la quantité de silicium, les alliages sont divisés en trois grands groupes :

- les alliages hypoeutectiques avec une teneur en silicium entre 5 et 10 %.
- les alliages eutectiques avec une teneur en silicium est de 11,7 %.[2,15]
- les alliages hyper eutectiques, avec une teneur en Si entre 14 et 20 % [15].

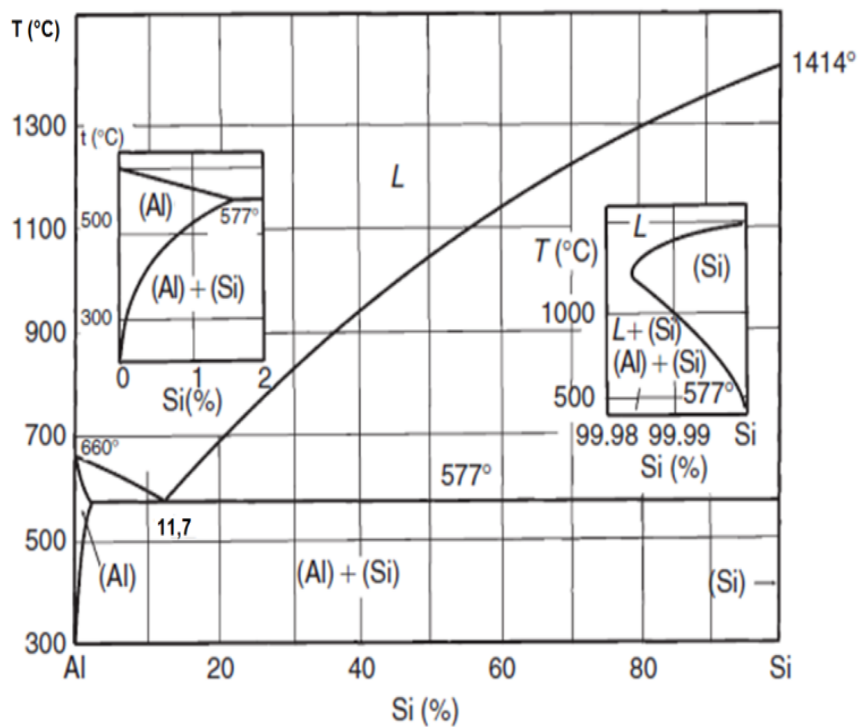


Figure I. 6. Diagramme de phase Al-Si [8].

I.4. Influence des éléments d'addition

Les principaux éléments d'alliage sont le silicium, le cuivre et le magnésium ; chacun de ces derniers influe sur plusieurs propriétés comme l'indique le **tableau I.2**

Tableau I.2. Influence des éléments d'addition [1]

Eléments d'addition	Si	Cu	Mg
Caractéristiques			
Fonderie	<p>L'augmentation de la teneur en silicium conduit à :</p> <ul style="list-style-type: none"> -Une amélioration de la coulabilité. -Diminution de la contraction volumétrique a la solidification (le silicium augmente en effet de 12 % de volume en se solidifiant). -Une diminution de la criquabilité qui devient nulle à partir de 7% de silicium. 	<ul style="list-style-type: none"> -La coulabilité passe par un minimum de 5% mais varie peu : -L'aptitude de la retassure la contraction volumétrique est peu modifiée par l'addition du cuivre ; -La criquabilité est très forte avec addition de cuivre. 	<ul style="list-style-type: none"> -La coulabilité est médiocre du fait de la forte oxydabilité du magnésium ; -L'aptitude à la retassure ; la contraction volumique est peu modifiée par le magnésium, mais celui-ci augmente la tendance à la microporosité. -La criquabilité est assez forte, mais diminue aux fortes teneurs en magnésium.
Mécanique	<ul style="list-style-type: none"> -La charge de rupture, la limite d'élasticité et la dureté augmentant un peu avec la teneur en silicium, alors que l'allongement diminue. L'alliage devient fragile à partir de la teneur eutectique. 	<p>Le cuivre améliore la charge e rupture et la limite d'élasticité au détriment de l'allongement. Les alliages aluminium-cuivre peuvent subir un traitement thermique de durcissement structural qui élève considérablement R, R0,2 et HB tout en conservant une plasticité convenable</p>	<p>Le magnésium augmente la charge de la rupture, la limite d'élasticité et la dureté au détriment de l'allongement. Un traitement thermique - Mise en solution en trempe, améliore les caractéristiques mécaniques, mais il se produit une maturation lente a la température ambiante qui provoque une fragilisation, même après plusieurs années</p>
Dilatation	<p>Le coefficient de dilation diminue avec la teneur en silicium.</p>		
Usinabilité	<ul style="list-style-type: none"> -Bonne jusqu'à 7 % de Si ; -Moyenne de 7 à 13 % de Si ; -Difficile au-delà de 15 % de Si ; 	<p>L'augmentation de la teneur en cuivre rend l'usinabilité excellente.</p>	<p>L'augmentation de la teneur en magnésium rend l'usinabilité excellente.</p>
Tenue à la corrosion	<p>Le silicium ne modifie pas la tenue à la corrosion de l'aluminium. Les alliages du moulage au silicium (sans cuivre) ont une très bonne tenue à la corrosion</p>	<p>Les alliages Al-Cu ont une mauvaise tenue à la corrosion, en particulier à la corrosion marine.</p>	<p>L'addition de magnésium a l'aluminium améliore sa tenue à la corrosion, en particulier à la corrosion marine</p>

II. LAMINAGE ET DEFORMATION PLASTIQUE

Le laminage consiste à déformer et allonger un lingot ou un demi-produit, porté parfois à la température de laminage, entre deux cylindres tournant en sens inverse. Cette déformation est poursuivie par des passages successifs soit entre les mêmes cylindres, soit dans une succession de paires de cylindres, de façon à aboutir à une forme géométrique utilisable, rail, poutrelle, etc. Les laminoirs finisseurs reçoivent toujours un produit de section carrée, rectangulaire ou ronde, appelé demi-produit, qui est délivré :

- soit directement par coulée continue ;
- soit à partir d'un lingot qui, pour des raisons de prix de revient aussi bien que de capacité de production [22].

Dans ce procédé de déformation plastique il y a deux types de laminage, le laminage à chaud et le laminage à froid.

II.1. Laminage à chaud

Au sens strict du terme, le laminage à chaud devrait s'appliquer seulement au laminage pratiqué dans une plage de température, telle que la recristallisation du métal se produise de façon continue pendant la déformation et tel que le laminage soit terminé à l'état complètement recuit du métal [2,5]. L'objectif de laminage à chaud est de rendre le métal aussi ductile que possible. La limite supérieure de la température est fixée par la présence d'eutectique et la fragilité à chaud des alliages, ainsi que par les risques de "collage" sur les cylindres des laminoirs dans le cas de l'aluminium [5].

II.2. Laminage à froid

Le laminage à chaud ne permet pas d'amener le métal jusqu'à l'épaisseur finale des produits demandés par les clients, c'est pourquoi on utilise le laminage à froid qui s'opère à la température ambiante. Il concerne essentiellement la fabrication des produits plats d'épaisseur égale à 3 mm [2]

Au cours du laminage à froid, la géométrie de la déformation est imposée : allongement dans la direction du laminage, amincissement dans la direction normale au plan de laminage et pratiquement pas de déformation dans la direction transverse. Du point de vue microscopique, les grains s'allongent dans la direction de laminage tandis que, dans la direction perpendiculaire au plan de laminage, la taille des grains diminue. On notera enfin que le laminage à froid ne se borne pas à allonger le grain du métal : il allonge également les porosités éventuelles et génère des alignements ou chapelets d'inclusions dans la direction de laminage [29].

II.3. Equipement de laminage pour les alliages d'Aluminium

Pendant le laminage, l'ébauche laminée passe par plusieurs étapes, à chaque étape il ya un équipement spécial avec son propre fonctionnement. Ces équipements sont les fours de chauffage, les laminoirs et les bobineuses

II.3.1. Les principaux types de fours de chauffage

a) Fours "Pit"

Ce sont des fours verticaux placés en fosse au-dessous de niveau de sol. Ils nécessitent, en général, un chargement vertical des plaques, effectué par des ponts spéciaux appelés ponts à pinces. Les fours "pit" présentent l'avantage de perte relativement faible d'où une consommation à la tonne réchauffée relativement réduite.

b) Fours à chaîne sans fin

Ces fours comportent une chambre horizontale, dans laquelle se déplace une chaîne sans fin, chargée des plaques à réchauffer placés à plat lorsque le four est en cycle de marche une plaque sort du four lorsqu'une autre en sort [2].

c) Fours poussant

Ces fours comportent une chambre horizontale, dans laquelle les plaques se déplacent en reposant sur des sabots glissants dans des "U" de guidage : chaque plaque est enfournée, montée sur ces sabots de la plaque à enfourner, lesquels poussant les sabots de la plaque précédente [2,5].

II.3.2. Les différents types de laminoirs

a) Laminage duo-réversible

L'installation la plus simple, encore largement utilisée, comporte une seule cage duo-réversible (*figure II.1.a*), pour réaliser la totalité du laminage à chaud : l'épaisseur des plaques de fonderie est de 200 à 250 mm ; l'ébauche est cintrée ou bobinée à 5 à 6 mm [2].

b) Laminage Quarto

Il est utilisé uniquement pour le laminage des produits plats à chaud et à froid ; il comporte, dans le même plan vertical, deux cylindres lamineurs de petit diamètre commandés par un seul moteur qui s'appuient sur deux gros cylindres appelés cylindres d'appui (*figure II.1.f*). L'utilisation du quarto est basée sur la réduction de la longueur de l'arc de contact conduisant à une diminution considérable des efforts lorsque l'on utilise des cylindres de diamètre réduit. [22].

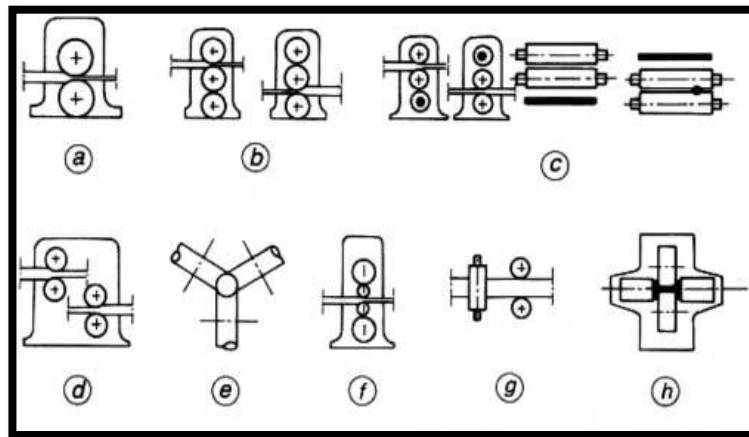


Figure II.1. Différents types de laminoirs : **a)** Duo ; **b)** trio ; **c)** duo alterné ; **d)** double duo, **e)** système Kocks ; **f)** quatre ; **g)** cage universelle pour brames larges ; **h)** cage universelle pour poutrelles [22].

c) Laminage tandem

On appelle laminage à chaud sur tandem l'opération effectuée sur plusieurs laminoirs irréversibles placés à la suite l'un de l'autre, qui transforment une ébauche en bande pour obtention des tôles.

II.3.3. Bobineuse

Dans un train de laminage à chaud, l'aluminium refroidi est souvent enroulé sur une bobine réceptrice afin de pouvoir être transporté vers une autre installation. La mesure et le contrôle de température au niveau de la section de laminage à froid sont essentiels afin de refroidir correctement le produit laminé avant son enroulement sur la bobine réceptrice [2].

II.4. Déformation plastique et système de glissement

Il est maintenant bien établi que la déformation plastique des cristaux métalliques est produite par le déplacement, sous l'action des contraintes, des dislocations qui contiennent ces cristaux, le mécanisme de base est le glissement des dislocations commencent à se déplacer lorsque une contrainte de cisaillement suffisante s'exerce dans leur plan de glissement. Pour se déplacer elles doivent en effet vaincre un certain nombre de résistance, ne seraient – ce que les forces de réseau. La contrainte appliquée fournit l'énergie nécessaire [23].

Le glissement est caractérisé par une direction et un plan ces éléments peuvent être déterminés à partir de l'observation des lignes de glissement dans des monocristaux d'orientation connue [23]. Le déplacement par glissement se fait suivant une direction cristallographique correspond toujours à une rangée de densité maximale [2,22]. Pour l'aluminium, comme pour les autres métaux appartenant au système CFC, à une température ambiante le système de glissement est le suivant [2,23]:

- Direction de glissement [110]
- Plan de glissement (111).

Le glissement se produit lorsque la composante de la tension tangentielle au plan (111) atteint une certaine valeur appelée cisaillement critique, valeur qui diminue lorsque la pureté du métal augmente.

II.5. Paramètres de laminage

Qu'il soit pratiqué pour améliorer les caractéristiques structurales ou mécaniques ou en tant qu'opération de mise en forme, le laminage est caractérisé par un taux de réduction ou d'écroutissage allant de 0 à 100 %, défini par le rapport [2]:

$$\frac{E - e}{E} \times 100 \quad (\text{II. 1})$$

Où :

E = épaisseur initiale.

e = épaisseur finale, après écroutissage.

II.5.1. Taux de déformation et coefficients de déformation

Les principaux paramètres de calcul pendant le laminage tel que la réduction totale, le taux de déformation et le coefficient d'allongement sont montrés sur *le tableau II.1*

Tableau II.1. Principaux paramètres de laminage [20].

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

Où :

e_0, e_1 : sont respectivement l'épaisseurs 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.5.2. Vitesse de laminage et vitesse de déformation

Selon l'épaisseur de la brame laminée on définit les vitesses de laminage et de déformation comme suit :

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 [5,21] :

$$ve = \frac{de}{dt} = \frac{\Delta e}{\Delta t} \quad (mm/s) \quad (II.2)$$

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 est exprimée comme suit [5]:

$$vd = \frac{d\epsilon e}{dt}$$

Or
$$\epsilon e = \frac{\Delta e}{e}$$

D'où
$$vd = \frac{de}{dt} \cdot \frac{1}{e} = \frac{ve}{h} \quad \text{en } (s^{-1}) \quad (II.3)$$

Au point de vue thermodynamique, lorsque le mouvement des dislocations est contrôlé par le franchissement d'obstacles localisés, sous l'action combinée de la contrainte et de l'agitation thermique, la vitesse de déformation ϵ pour les poly cristaux est donnée par une relation d'Arrhenius [23] :

$$\epsilon = \epsilon_0 \epsilon_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_0 - 2v^* \sigma}{K \cdot T}\right) \quad (II.4)$$

ΔH_0 : hauteur totale des obstacles ;

v^* : volume d'activation ;

K, T : sont respectivement la constante de Boltzmann et la température de déformation en degrés K

σ : contrainte appliquée.

II.6. Paramètres de la zone de déformation

Les principaux paramètres du foyer et de la zone de déformation définies les relations entre le diamètre des cylindres, la section du produit laminé, la pression et le travail du laminage ainsi que la condition d'entraînement. Pour cela considérons le laminoir le plus simple, c'est-à-dire celui qui est constitué de deux cylindres lisses sans *cannelures* (*figure II.2*).

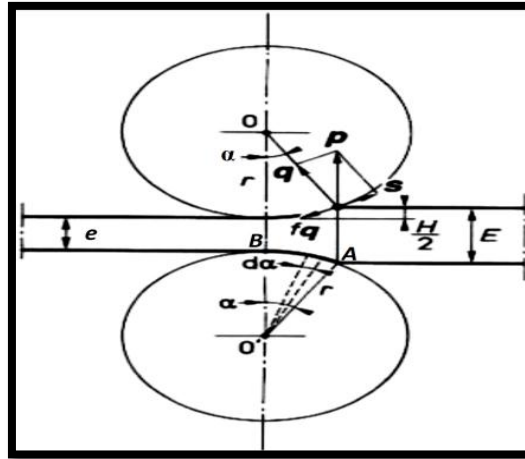


Figure II.2. Les principaux paramètres du laminage : f_q) coefficient de frottement barre contre cylindre ; H) réduction d'épaisseur due au laminage ; P) effort sur les deux cylindres ; q) composante radiale de p ; r) rayon du cylindre ; s) composante tangentielle de P ; α) angle de contact [22].

II.6.1. 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 [22,27] :

$$H/2 = r - r \cos \alpha \quad \text{d'ou} \quad \cos \alpha = 1 - \frac{1}{2} \cdot \frac{H}{r} \quad (\text{II.5})$$

Pour qu'il y ait entraînement, il faut que [2, 25,27]:

$$\frac{f_q}{q} \geq \tan \alpha \quad (\text{II.6})$$

II.6.2. 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 [5, 20, 21,27] :

$$AB = r \cdot \alpha \quad (\alpha \text{ en rad}), \quad AB = \frac{2\pi r}{360} \cdot \alpha \quad (\alpha \text{ en degré}) \quad (\text{II.7})$$

$$\text{Ou bien} \quad AB = \sqrt{r \cdot H} \quad (\text{mm}) \quad (\text{II.8})$$

II.6.3. Couple et puissance de laminage

Lorsque l'ébauche est laminée par les cylindres, la puissance et couple de laminage accomplis par ces derniers est exprimé comme suit (**figure II.3**),

Le calcul approché de la pression P de laminage nous a conduit à :

$$P = k \cdot \sqrt{r \cdot H} \quad (\text{en tonne}) \quad (\text{II.9})$$

Avec :

l : largeur du produit.

k : valeur moyenne de la résistance à la déformation des produits.

Cette force est répartie le long de l'arc de contact. Nous admettons que les résultantes des forces élémentaires est à une distance a de la ligne des centres des cylindres. Dans ces conditions le couple de laminage est $P \cdot a$ pour un cylindre, pour deux cylindres il sera égal à $2 \cdot P \cdot a$ [2,5].

a étant la fraction de la projection horizontale de l'axe de contact :

$$a = K \cdot \sqrt{r \cdot H} \quad (\text{II.10})$$

Où :

K : coefficient du couple $K=0,4$.

Le couple de laminage est donc [5] :

$$C = 2 \cdot P \cdot K \sqrt{r \cdot H} \quad (\text{II.11})$$

Le travail total τ effectué pour une révolution des deux cylindres est égal à [2,5] :

$$\tau = 2\pi a \cdot P \quad (\text{en m.kg}) \quad (\text{II.12})$$

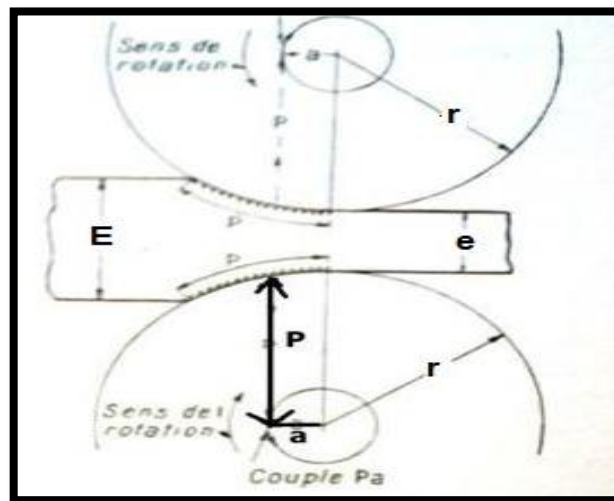


Figure II.3. Couple de base pour les deux cylindres [5].

Conclusion

Pendant le laminage le produit laminé subit une déformation plastique. Cette dernière se produit par le déplacement, des dislocations sous l'action des contraintes, les paramètres nécessaires qui interviennent dans la zone de déformation tel que le taux de déformation, le travail et la puissance appliquée par les cylindres influent de façon directe sur la déformation.

III.TRAITEMENTS THERMIQUES ET CHANGEMENTS STRUCTURAUX PENDANT LE MECANISME D'ADOUCCISSEMENT

Les traitements thermiques sont très importants pour l'aptitude à la mise en forme et le contrôle de la microstructure. Les traitements thermiques dans leur plus large sens, se rapportent à n'importe laquelle des opérations de chauffage et de refroidissement qui sont exécutées dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques, la structure métallurgique, ou l'état résiduel d'effort d'un produit métallique. Les traitements thermiques des matériaux déformés regroupent des processus de relaxation de la microstructure représentés en :

- restauration et recristallisation dynamique pendant la déformation.
- restauration et recristallisation statique après déformation.

Cependant, quand le terme est appliqué aux alliages d'aluminium, son utilisation fréquemment est limitée aux opérations spécifiques utilisées pour améliorer les propriétés mécaniques comme la résistance à la déformation et la dureté de ces alliages.

III.1. Types de traitements thermiques

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

III.1.1. Les traitements dits d'homogénéisation

Les traitements dits d'homogénéisation consistent à maintenir le métal à une température assez élevée (le plus souvent entre 450 et 610 °C) pendant des temps prolongés (en général durant 6 à 48 h) [2,24]. Généralement pratiqués sur les produits coulés tel que les plaques ou billettes avant leur transformation ou également sur les produits déjà corroyés ou coulés, afin de faciliter leur transformation ou d'améliorer les propriétés mécaniques, des produits obtenus [24].

III.1.2. Les traitements d'adoucissement

III.1.2.1. Traitements thermiques par recuit ou restauration

Ces traitements sont généralement appliqués en cours ou en fin de la transformation structurale

Les traitements de restauration correspondent à une amélioration et un affinement du réseau du métal écroui. Cette amélioration est d'autant plus marquée que le traitement

est effectué à une température inférieure à celle du seuil de recristallisation, et elle reste tributaire de la température et de la durée du traitement, pour un alliage donné. Dans la pratique industrielle, deux types de traitements sont essentiellement utilisés pour obtenir les états restaurés, à savoir :

— les traitements de courte durée (quelques minutes) généralement effectués dans des fours à passage; ces traitements consistent alors en des chauffages rapides à température relativement voisine de celle de la recristallisation, avec de faibles tolérances de temps et de température.

— les traitements de longue durée (quelques heures) consistant en un chauffage à température plus basse que précédemment, mais avec des tolérances assez grandes de temps de recuit ou restauration, généralement appliqués en cours ou en fin de transformation [24].

III.1.2.2. Traitement de recuit de recristallisation

Les traitements de recuit de recristallisation augmentent de façon considérable la plasticité mais diminuent, en contrepartie, la limite d'élasticité, la charge de rupture et la dureté. Le traitement de recuit de recristallisation conduisant à la naissance de nouveaux cristaux, on recherche en général une recristallisation à grains fins. En effet, on sait qu'un grain trop grossier se produit lors d'une déformation plastique. Toutefois, dans certaines conditions, il est possible d'obtenir un grain de recristallisation grossier, ce grain apparaissant généralement soit par recristallisation sur écrouissage critique, soit par recristallisation secondaire [24].

La température de recristallisation (T_{rec}) varie selon la nature d'un alliage à un autre ainsi que la teneur des éléments d'addition, mais en général elle est calculée par la relation suivante [5, 23,24] :

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

III.1.3. Les traitements de trempe structurale

III .1.3.1. La trempe

Le traitement de trempe consiste essentiellement à porter l'alliage à une température suffisante pour qu'il se trouve, aussi complètement que possible, à l'état de solution solide et à le refroidir rapidement afin qu'il conserve pendant quelque temps, à la température ambiante, un état très voisin de celui qu'il avait à la température de mise en solution [25].

III.1.3.2. La maturation

La maturation appelée autrefois " vieillissement " a lieu spontanément à la température ambiante; elle est marquée par le rassemblement de certains atomes [25].

III.2. La restauration

Les modifications de structure produites par déformation constituent un écart à l'équilibre du métal. L'énergie libre augmente surtout par l'addition d'une énergie de déformation correspondante à l'introduction d'un grand nombre de dislocations. Mais la formation des lacunes et le passage de certains atomes en position interstitielle l'augmentent aussi. La structure a donc tendance à retourner vers l'état d'équilibre au cours de ce traitement, c'est-à-dire qu'elle se restaure.

Suivant l'anisotropie de l'énergie de surface, l'état d'équilibre idéal est soit un cristal unique sphérique, soit un cristal dont les surfaces sont des plans cristallographiques d'énergie de surface minimum. Lorsque les forces responsables de la déformation sont relâchées, le retour à l'équilibre est partiel. Il se poursuit sous l'effet de l'agitation thermique, cette étape est appelée *la restauration* [18].

La restauration est le stade de recuit qui précède celui de l'apparition de nouveaux grains à faible densité de dislocation ou encore, c'est tout processus thermique qui ne fait pas appel au mouvement des joints, elle peut s'effectuer soit :

- pendant la déformation et elle se nomme *la restauration dynamique*.
- après la déformation elle se nomme *la restauration statique*.

La restauration est un processus microstructural enchainé c'est-à-dire une série de micro-mécanismes qui sont schématisés dans *la figure III.1*

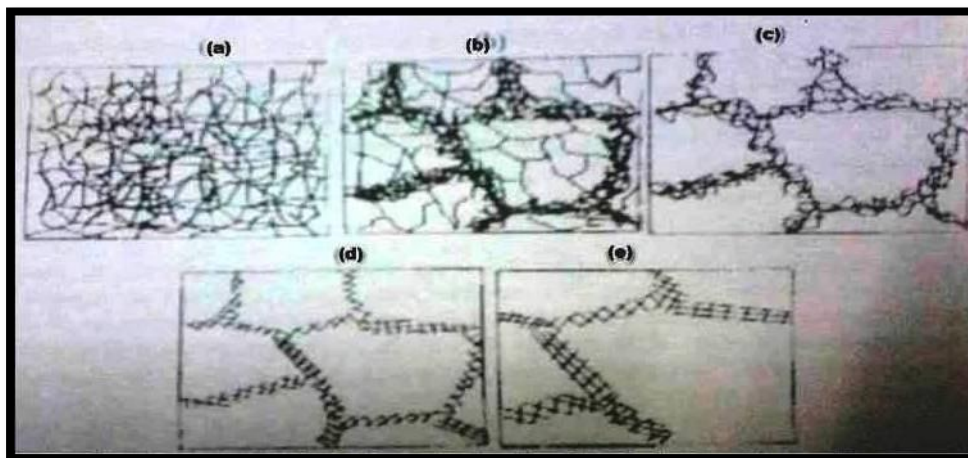


Figure III.1. Mécanisme de restauration : *a) enchevêtrement des dislocations ; b) formation des cellules ; c) annihilation des dislocations dans les cellules ; d) formation des sous grains ; e) croissance des sous grains* [18].

III.3. La recristallisation

Pour certains matériaux, la restauration n'est pas suffisamment efficace en termes d'élimination de l'écrouissage. D'où le recours à la recristallisation où l'adoucissement se produit alors par la germination et la croissance de nouveaux grains qui entraînent une élimination beaucoup plus rapide des dislocations. Les

grains écrouis, fortement « allongés », sont peu à peu remplacés par des nouveaux grains équiaxes. Qu'il s'agisse de recristallisation ou de transformation allotropique, les sites préférentiels de germination des nouveaux grains métallurgiques sont les joints de grains. Ils constituent en effet des circuits de diffusion efficaces et, dans le cas de la recristallisation, des zones d'accumulation de l'érouissage qui, s'il peut paraître homogène à l'échelle macroscopique, est en réalité fortement hétérogène à l'échelle microscopique [26].

La recristallisation, également, se présente sous deux formes, la dynamique et la statique.

III.3.1. Recristallisation dynamique

C'est un processus d'adoucissement qui a lieu *pendant* la déformation, et est une caractéristique de certains métaux qui ont une énergie en défauts d'empilement *assez basse* [26,28] et dans laquelle la restauration dynamique est incapable de réduire la densité de dislocations pour stabiliser le niveau de la contrainte, il existe une valeur *critique* de la déformation au delà de laquelle de nouveaux grains peuvent apparaître. La présence de ces grains recristallisés, contenant une très faible densité de dislocation, induit un adoucissement très efficace de la structure. La courbe de comportement (*figure III.2*) est caractérisée par un pic de contrainte [28].

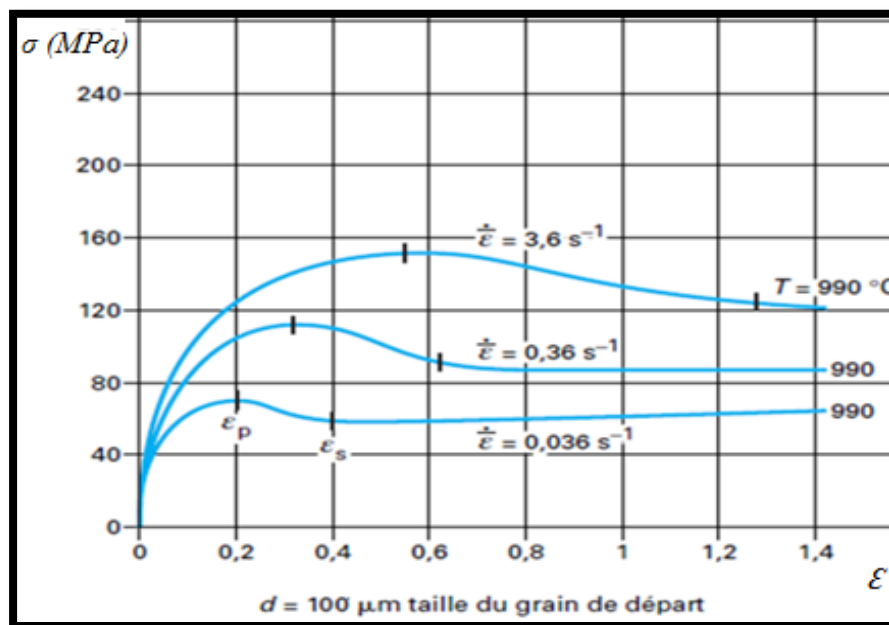


Figure III.2. Loi du comportement contrainte-déformation d'un acier C-Mn-Nb. ϵ : déformation équivalente ; σ : contrainte ; $\dot{\epsilon}$: vitesse de déformation ; ϵ_p : déformation au pic de contrainte ; ϵ_s) déformation d'entrée dans le régime stationnaire [26].

III.3.2. Recristallisation statique

C'est le mode privilégié d'évolution structurale des métaux déformés plastiquement par laminage, forgeage ou extrusion, et maintenus à une *haute température*. La recristallisation statique est un processus diffusionnel gouverné par germination et croissance [26].

III.3.2.1. Mécanisme de recristallisation et évolution structurale

La recristallisation est habituellement divisée en deux stades: la germination et la croissance des germes.

a) La germination

La germination c'est l'étape initiale de la précipitation, à partir de la matrice, des germes stables riches en soluté et dotés d'une interface bien définie avec la matrice. Les germes peuvent résulter de fluctuations statistiques de composition de taille suffisante au sein de la solution solide avec une cinétique de formation très rapide en présence de lacunes en sursaturation, ou se former préférentiellement sur les défauts du réseau ou sur les interfaces préexistantes entre les différents grains [28].

b) La croissance

Les grains se développent aux dépens d'un entourage qui est apparemment dans le même état de perfection. Cette croissance se produit spontanément lorsqu'on poursuit le recuit après la recristallisation totale. La force motrice de la recristallisation n'existe plus ; cependant le métal n'est pas dans son état le plus stable, à la limite cet état stable serait le monocristal. Le métal recristallisé possède un excès d'énergie sous formes des joints de grains et la force motrice est l'énergie interraciale de ces joints.

III.3.2.2. Cinétique de la recristallisation

La déformation plastique fait apparaître dans le métal des régions qui peuvent servir des germes à la recristallisation ou qui sont favorables à la germination des nouveaux grains. Dans certaines conditions, le nombre de sites de germination augmente avec le taux d'écrouissage. Il peut être évalué par la vitesse de recristallisation, qui représente le rapport du volume recristallisé par unité de temps et qui s'écrit [18]:

$$v = \dot{N} \cdot G \quad (III.2)$$

Où :

\dot{N} : est le nombre des nouveaux germes par unité de temps ;

G : est la vitesse de croissance des germes ;

Les résultats relatifs à la cinétique de recristallisation statique (*figure III.2*) sont habituellement exprimés par l'équation d'AVRAMI [26]:

$$FR(t) = 1 - \exp(-(K.t)^n) \quad (III.3)$$

Où :

$FR(t)$: la fraction volumique recristallisée ;

K, n : constantes empiriques à une température constante;

t : temps de recristallisation en second.

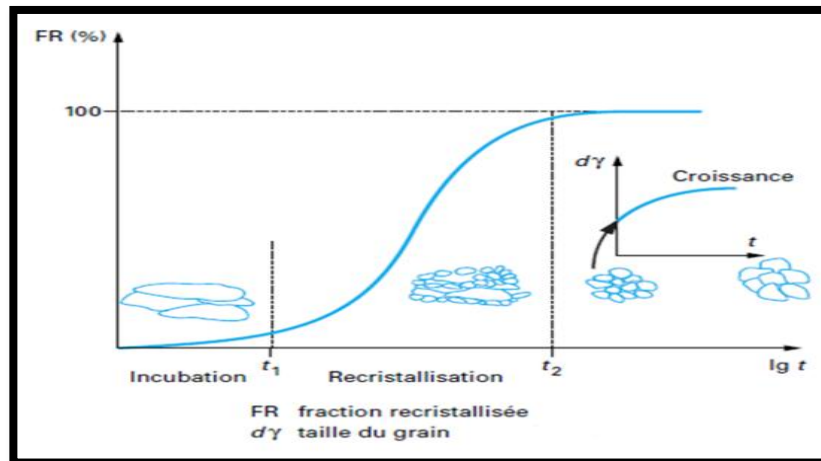


Figure III.3. Cinétique de la recristallisation [26].

Contrairement au cas de la recristallisation statique, l'avancée de la recristallisation dynamique ne dépend pas du temps mais de la déformation appliquée, où le paramètre temps est remplacé par le paramètre déformation.

III.4. Influence des variables thermomécaniques sur l'état métallurgique de l'alliage

Différents paramètres sont à même d'influencer l'état métallurgique de l'alliage au cours de sa recristallisation, nous en citerons quelques uns dans ce qui suit.

III.4. 1. Effet du taux de déformation

Plus la déformation appliquée est forte, plus l'énergie emmagasinée dans la structure est importante et plus la force motrice de la recristallisation est élevée. Cela se traduit par une accélération des cinétiques en termes de germination (temps d'incubation plus court) et en termes de croissance des grains (pente de la courbe plus forte). Il faut néanmoins indiquer l'existence d'un taux de déformation critique en deçà duquel il n'y a pas de recristallisation ; les études publiées par différentes équipes situent cette déformation critique autour de 5 à 7 %. En ce qui concerne la taille de grain en fin de recristallisation, plus le taux de déformation appliqué sera élevé, plus les sites de germination seront nombreux : en conséquence, la taille de grain recristallisé diminue lorsque la déformation augmente (*figure III.4*)[26].

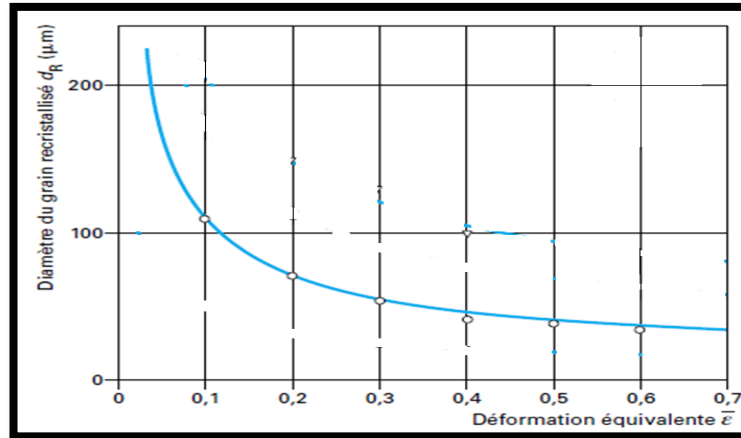


Figure III.4. Influence du taux de déformation sur le diamètre des grains [18,26].

III.4.2. Effet de la température

Deux phénomènes antagonistes sont associés à l'effet de température. D'un côté, à taux de déformation constant, plus la température est élevée, plus l'écroutissage de la structure à l'arrêt de la déformation est faible en raison d'une plus importante restauration dynamique (niveau de contrainte plus bas quand la température augmente) avec, pour conséquence, une force motrice à priori plus faible. En revanche, l'effet considérable de la température sur les phénomènes de diffusion accélère la croissance des nouveaux grains recristallisés et, donc, la cinétique. démontre que le second effet est largement prépondérant. Plus la température est élevée, plus le grain recristallisé est gros. Cela est la conséquence des deux phénomènes décrits ci-dessus, plus la température est élevée, plus l'écroutissage en fin de déformation est faible et donc moins nombreux sont les germes nouveaux grains. En outre, plus la température est élevée, plus la croissance des nouveaux grains sera rapide [23].

III.4.3. Effet de la vitesse de déformation

Ce paramètre a un effet limité sur la recristallisation statique. Une vitesse de déformation plus élevée accélère légèrement la cinétique. Cela est la conséquence d'un écroutissage plus important à taux de déformation donné. Pour la même raison, la taille du grain recristallisé est légèrement plus fine [26].

CONCLUSION

L'adoucissement du métal déformé se fait par plusieurs mécanismes selon l'énergie en défauts d'empilement et pendant cet adoucissement il ya un changement et une évolution structurale qui se traduisent par la germination et la croissance des nouveaux grains. Plusieurs facteurs thermiques et mécaniques, tels que la vitesse de déformation, taux de déformation et la température de recristallisation interviennent, pendant et après la déformation par laminage et influent directement sur la structure.

ETUDE EXPÉRIMENTALE

IV. EQUIPEMENTS ET PROCEDURES EXPERIMENTALES

IV.1. Introduction

Ce travail a pour but d'analyser et d'essayer de comprendre l'influence du taux de déformation par laminage et la température du traitement thermique après déformation sur la microstructure ainsi que l'influence de ces paramètres sur les propriétés mécaniques de l'alliage A-U4G (2024).

Les travaux expérimentaux sont réalisés au niveau du laboratoire de l'école nationale polytechnique

IV.2 Matériau étudié

L'alliage A-U4G (2024), désigne le *duralumin* c'est un alliage d'Al-Cu qui appartient à la série 2000 des alliages d'aluminium. La composition chimique de cet alliage est montrée dans le *tableau IV.1*

Cet alliage est en usage depuis maintenant plus de cinquante ans, il trouve ses domaines d'application principaux en aéronautique dans la fabrication de tôles de fuselage et dans l'industrie automobile, il offre d'excellentes propriétés mécaniques et chimiques.

Tableau IV.1 composition chimique de l'alliage A-U4G (2024) [4].

Eléments de l'alliage	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Zn	Ti
Proportion %	3,8 - 4,9	0,4 - 1,2	0,5	0,5	0,3 -0,9	0,1	0,25	0,15

IV.3. Echantillonnage

Les échantillons utilisés ont la forme des petites ébauches de 5mm d'épaisseur et de 7mm de largeur comme le montre *la figure IV.1*

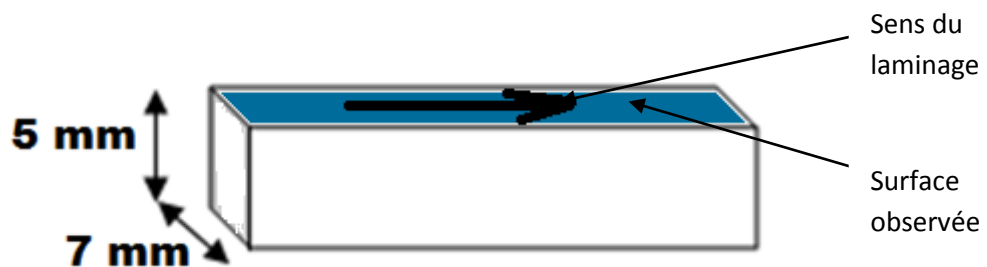


Figure IV.1. Dimensions des éprouvettes étudiées.

IV.4 Equipements de laminage et du traitement thermique

IV.4.1 Equipement et procédure du laminage

Le laminage a été effectué à l'aide du laminoir manuel représenté sur la *figure IV.2*.



Figure IV.2. Photo du laminoir manuel utilisé.

Le laminage, s'effectue par plusieurs passes entre les cylindres du laminoir, dont chacune a pour effet de diminuer l'épaisseur de l'échantillon de 0,125 mm. Le contrôle de l'épaisseur se fait par un volant qui se trouve au dessus des cylindres, ce volant est gradué de telle façon que lorsqu'on le fait tourner d'un quart de tour, l'épaisseur diminue de la valeur indiquée précédemment et on fait passer l'échantillon, entre les cylindres, autant de fois qu'il le faut pour atteindre l'épaisseur désirée.

- Laminage à froid

Nous avons procédé, dans une première étape, au laminage à froid d'un échantillon pour voir jusqu'à quelle limite nous pouvons le laminer sans fissuration. Cet échantillon a présenté des fissures multiples vers le taux de déformation de 72,4%, ce taux étant calculé selon la formule $\tau = \frac{E-e}{E} \times 100$ où E = épaisseur initiale et e = épaisseur finale (§ II.5.2)

Aussi, pour les besoins de notre étude, nous avons travaillé sur 3 lots d'échantillons, au nombre nécessaire pour les besoins de notre étude, qui ont subi divers taux de déformation comme précisé dans le tableau ci-dessous :

Numéro de l'échantillon	Taux de déformation appliqué ϵ_h %
Lot 1	20
Lot 2	40
Lot 3	55,7

Les échantillons ainsi laminés à des taux différents, subissent ensuite des revenus de recristallisation, à deux températures différentes pour des temps différents.

- Laminage à chaud.

Dans une seconde étape, nous avons procédé au laminage d'échantillons ayant subi au préalable un traitement de revenu à une certaine température pour différents temps ; et ce, pour voir jusqu'où on peut repousser la limite de laminage de notre matériau d'étude.

IV.4.2. Equipement et procédure du revenu de recristallisation.

Les traitements de recuit de recristallisation sont faits dans un four, de type Carbolite, 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 1200°C. Le four est équipé d'un système de régulation de température assez précis. Le four utilisé est représenté sur la *figure IV.3*.



Figure IV.3. Four utilisé pour le recuit de cristallisation (Carbolite).

Les échantillons laminés subissent un traitement de recuit de recristallisation. Nous avons optés pour deux températures T_1 et T_2 , choisies à la base du diagramme de phases Al/Cu (*figure IV.4*), et pour différents temps.

- Pour la première température, T_1 , nous la fixons à $210 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ pour des temps, $t = 2 ; 4 ; 6 ; 8 ; 16$ et 48 h . Et ce, pour pouvoir suivre progressivement l'évolution de la structure du matériau laminé.
- Pour la deuxième température, T_2 , nous la fixons à $350 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ pour divers temps, $t = 30\text{mn} ; 1\text{h} ; 1\text{h}30\text{mn} ; 2\text{h}$ et 22h .

Ici, la température est dans la fourchette telle que préconisée par la bibliographie pour un temps optimal de 0,5 à 3h.

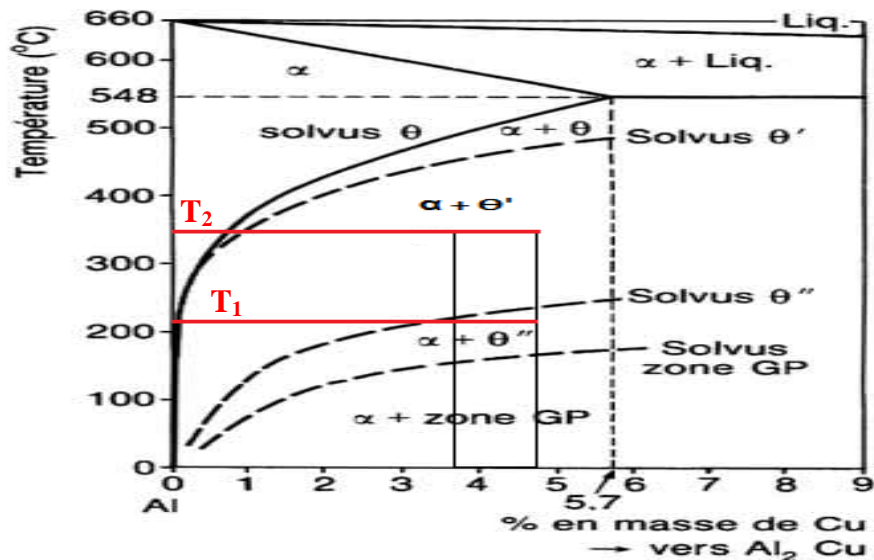


Figure IV.4. Diagramme d'équilibre de phases stables et métastables du système Al-Cu [31].

IV.5. Préparation métallographique des échantillons

La préparation métallographique des échantillons se fait à travers plusieurs étapes.

IV.5.1. Enrobage

L'enrobage des échantillons s'est fait à froid, dans des moules en caoutchouc siliconé avec une résine (poudre + liquide). Le principal objectif de l'enrobage à froid c'est d'éviter toute transformation structurale qui peut influencer sur les résultats expérimentaux.

IV.5.2. Polissage

Le polissage mécanique réalisé manuellement vise, en plus de les nettoyer, à rendre les surfaces uniformes et lisses, afin d'en faciliter l'observation au microscope, entre autre. Il consiste à abraser la surface, à l'aide de papiers abrasifs de grade progressif, montés sur des tourets de polissage dont la vitesse est de 300 à 400 tr/min.

La diminution de la taille des grains abrasifs d'un papier à l'autre permet d'affiner progressivement l'état de polissage et de diminuer la rugosité moyenne de la surface à observer. Métallique, la surface à polir se couvre de rayures de plus en plus fines,

caractéristiques des sillons laissés par les grains du papier. Le polissage à la main des échantillons s'est fait selon la séquence suivante : 600, 800, 1000, 1200.

La dernière étape du polissage est un polissage de finition, au terme duquel les rayures qui subsistent des polissages précédents sont effacées, ce qui conduira à un état de surface miroir. Elle est faite sur un feutre de velours imbibé de la solution de l'alumine Al_2O_3 .

Ce dernier polissage est effectué sur la polisseuse de la **figure IV.5**, de modèle « *metkon FORCIPOL IV GRANDER polisher* ».



Figure IV.5. Polisseuse utilisée (*metkon FORCIPOL IV GRANDER polisher*).

IV.5.3. Attaque chimique

Le but essentiel de l'attaque chimique étant de révéler la microstructure de la surface de l'échantillon, nous vérifions au microscope optique que cette surface ne présente aucune rayure, afin que l'observation microscopique à venir soit plus nette.

Dans le cas des alliages de l'aluminium, l'attaque chimique se fait généralement à l'aide de la solution keller, qui est le mélange de trois acides HF, HCl et HNO_3 , dans les proportions qui suivent :

- 2,5 ml de HNO_3 (acide nitrique).
- 1,5 ml de HCl (acide chloridrique).
- 1 ml d'HF (acide fluordrique).
- 95 ml de l'eau distillée.

La durée d'attaque chimique varie entre 1 minute et 2 minutes.

Après ça, les échantillons sont nettoyés sous un jet d'eau de robinet, pour les débarrasser de la couche noire qui s'est formée sur leurs surfaces.

IV.6. Observation microscopique

L'étude des microstructures est une étape importante pour la bonne compréhension de l'influence des variables thermomécaniques sur l'alliage en question.

Nos échantillons préparés convenablement, sont ensuite observés au un microscope optique du type *OLYMPUS*, à différents grossissements : 50, 100, 200, 500, et 1000. Ce microscope (*figure IV.6*) est relié, d'une part, à une caméra du type *SONY*, et d'autre part, à l'écran d'un ordinateur. Il permet, ainsi, la capture de photos de la structure observée sur une région choisie de l'échantillon, ainsi que le traitement d'image grâce au logiciel *ARCHIMED 6.5.5* intégré.



Figure IV.6. Microscope optique utilisé (OLYMPUS).

L'observation des microstructures au microscopique nous permet de suivre leur évolution sous l'effet du laminage d'une part, puis sous l'effet du traitement thermique de recristallisation après laminage, d'autre part.

IV.7. Analyse quantitative

Après l'observation microscopique qui reste une analyse qualitative, nous procédons à une analyse quantitative des images capturées sur le microscope optique. Nous calculons la taille moyenne des grains, par le biais du logiciel de traitement d'image, *IMAGE-J*.

La procédure du calcul passe par les étapes suivantes :

- Filtrage et réglage des images à l'aide du *Microsoft office Picture manager*.
- Obtention des images filtrés et les ouvrir par le logiciel *IMAGE-J*, telle présentée dans la capture écran de la *figure IV.7*
- Calibrage du logiciel *IMAGE-J* par l'option *set scale*.

- Détermination de la taille moyenne des grains d_{moy} se fait par la méthode des segments (montrés par la couleur jaune), où ces derniers doivent passer par le maximum de grains comme le montre la **figure IV.7**.
- Evaluation de la taille moyenne des grains, donnée par la longueur d'un segment (*length*) divisée par le nombre des grains découpés par ce segment.

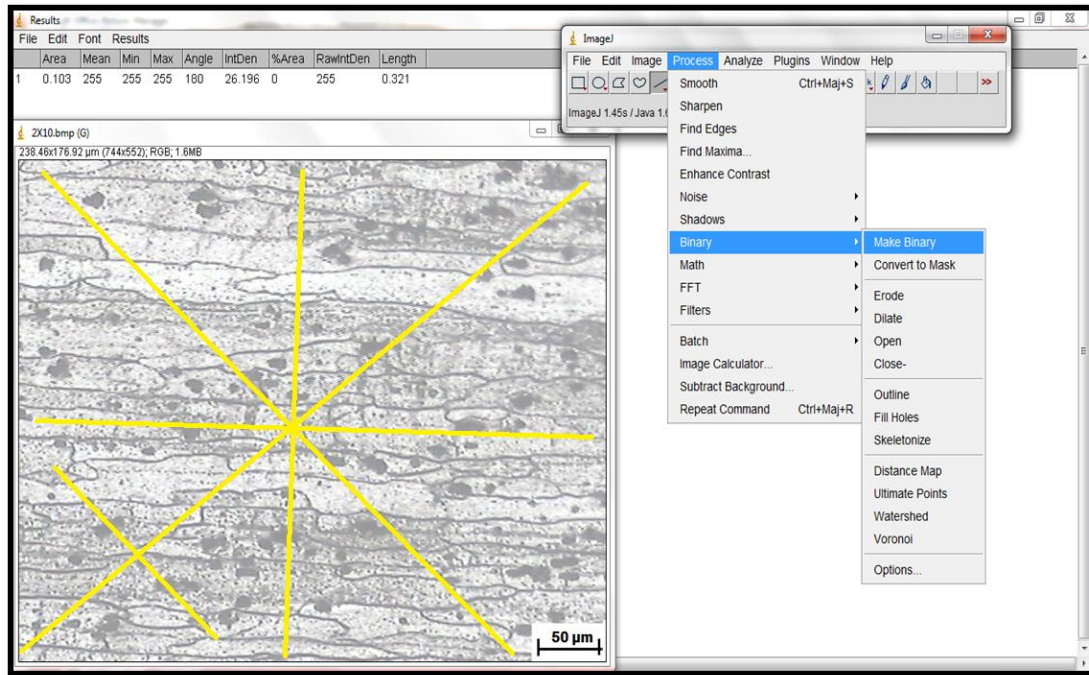


Figure IV.7. Capture écran du logiciel IMAGE-J traitant une image.

Les valeurs relevées pour les dimensions moyennes des grains, sont reportées dans les **Tableaux A.2.1. et 2** de l'**Annexe2**

IV.8. Essais de microdureté

Essai mécanique qui reste largement utilisé sur les matériaux, et permet de déterminer les caractéristiques essentielles des métaux et notamment la résistance à la pénétration d'un corps dur (essai de dureté et microdureté). Le principal intérêt de ces essais est de fournir des données numériques au constructeur mécanicien.

En particulier, les changements microstructuraux à l'issue de la déformation et de la recristallisation ont un impact direct sur les valeurs de dureté. L'essai permet aussi de déterminer facilement si un matériau a subi des traitements mécaniques et thermiques [18].

a) principe de l'essai de dureté VIKERS (HV)

En 1925, Smith et Sandland du royaume uni ont développé un essai d'impression qui utilise un pénétrateur en diamant de forme pyramidale. Le schéma (*figure VI.8*) montre des exemples des creux de Vickers illustrant l'influence de la force d'essai sur la taille du creux. L'essai a été développé parce que l'essai brinell, qui utilise un pénétrateur sphérique en acier durci, n'est pas très approprié pour tester certains matériaux tels que les aciers durs [19]. Ils ont choisi la forme pyramidale avec un angle de 136° entre les faces opposées [20].

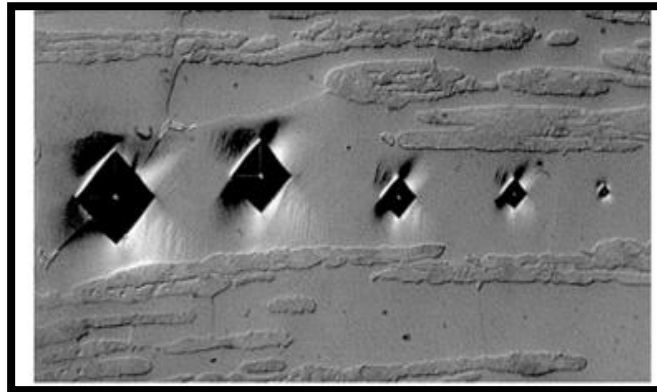


Figure IV.8. Traces de la pyramide du pénétrateur [19].

Si P est la charge appliquée en kgf, α est l'angle de la pyramide et d sa diagonale (*figure IV.9*), la microdureté HV (kgf/mm^2) est alors donnée par la relation suivante [19,20]:

$$HV = \frac{2000P \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = \frac{1854,4 P}{d^2}$$

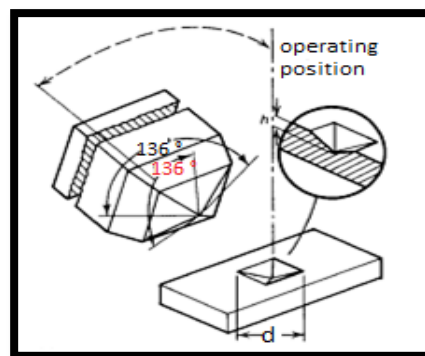


Figure IV.9. Géométrie du pénétrateur et de l'empreinte [10].

b) La microdureté

Les essais de microdureté, de même principe que ceux de la dureté, sont réalisés particulièrement dans le but de déterminer les propriétés à l'intérieur des grains, soit de la matrice, soit de ses divers constituants.

Les mesures de microdureté, pour donner des résultats satisfaisants, doivent être faites en précisant tous les paramètres: charge appliquée, vitesse de mise en charge, préparation de l'échantillon (mode de polissage), structure micrographique selon l'alliage étudié; elles nécessitent des précautions multiples, comme l'élimination des vibrations au cours des mesures, et des qualités particulières pour les appareils (forme du diamant, caractéristiques optiques, précision mécanique).

Pour notre part nous avons essentiellement mesuré la microdureté, même si la mesure de dureté nous aurait certainement donné des informations supplémentaires.

Les mesures de la microdureté sont réalisées à l'aide du microduromètre du type *SHIMADZUH HMV-M3* présentée sur la *figure IV.10*, dans les conditions suivantes :

- vitesse de pénétration : moyenne.
- temps d'appui est de 5 secondes.
- charge appliquée est de 100grs.



Figure IV.10. Microduromètre utilisé (SHIMADZUH HMV-M3).

Une fois l'essai de microdureté réalisé, nous évaluons la moyenne des deux diagonales mesurées, d_{moy} , sur les empreintes laissées par le pénétrateur. La microdureté est ensuite directement déduite d'une table, accompagnant l'appareil, qui relie HV du matériau à d_{moy} de l'empreinte du pénétrateur sur la surface de ce matériau.

Chaque valeur de microdureté relevée et exploitée pour les tracés des courbes dans la partie résultats et interprétations, est la moyenne de plusieurs essais.

Les valeurs relevées pour les $HV_{0,1}$, sont reportées dans les *Tableaux A.3.1. et 2* de l'**Annexe3**

CHAPITRE V

RÉSULTATS ET INTERPRÉTATIONS

V. RESULTATS ET INTERPRETATIONS

V.1. Laminage a froid

La déformation des alliages à température ambiante implique un écrouissage, lequel est considéré parfois comme l'un des moyens d'élever la limite élastique et la dureté du matériau. Une structure écrouie est caractérisée par des perturbations structurales ne se trouvant pas généralement en équilibre thermodynamique. Pratiquement une structure écrouie ne peut pas être adaptée à n'importe quel usage industriel car les propriétés d'emploi des métaux et alliages sont gouvernées par la microstructure et le degré de dispersion des phases qui les constitue [3]. Un apport d'énergie est nécessaire pour restaurer les propriétés et la structure que le métal possédait avant écrouissage.

V.1.1. Caractérisation structurale de l'alliage A-U4G (2024) de référence

La figure V.1 présente la structure de l'alliage A-U4G (2024) à l'état initial avant déformation : cette structure biphasée est constituée d'une phase α (la phase claire) qui représente l'Al et une deuxième phase sombre composée d'Al + θ' (Al₂Cu) avec précipitation intergranulaire du composé S' (Al₂CuMg) au niveau des joints de grains comme le montre l'agrandissement de la *figure V.1.a*. la taille moyenne des grains est de 67 μm et la microdureté HV_{0,1} initiale est de 106,53.

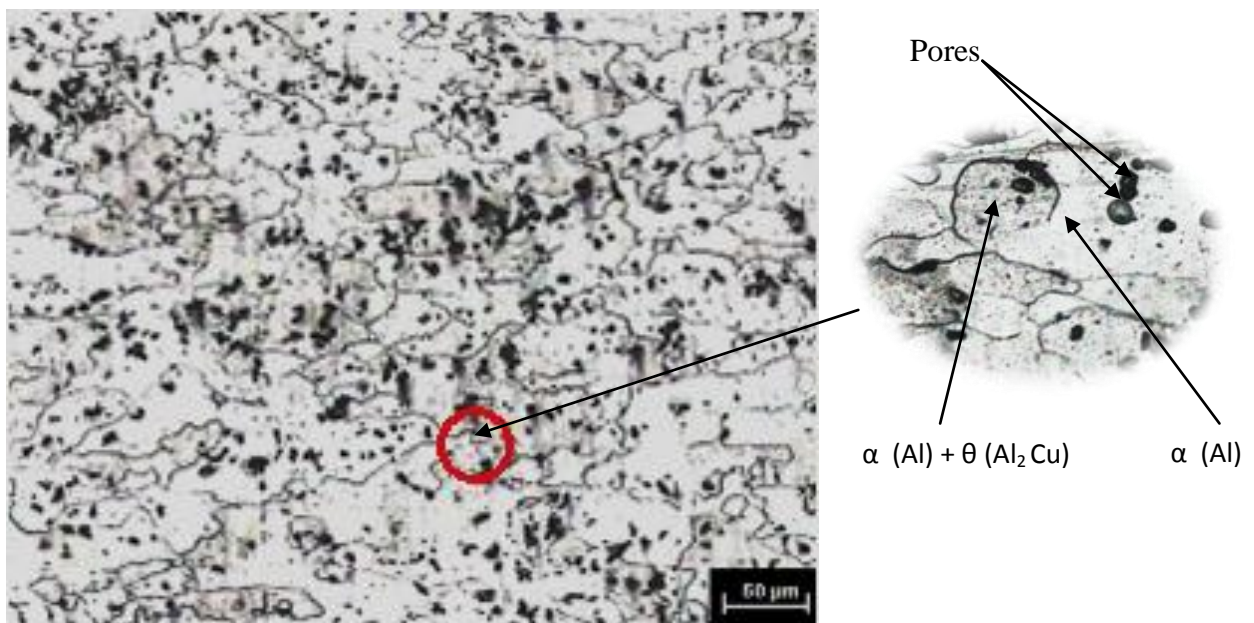


Figure V.1. Micrographie initiale de l'alliage A-U4G (2024).

V.2. Effet du taux de déformation ϵ_h % sur la microstructure, la taille des grains et la microdureté de l'alliage.

Divers échantillons de l'alliage A-U4G (2024) sont déformés par laminage à froid, sous différents taux, et nous étudions l'effet de cette déformation sur la microstructure, la dimension moyenne des grains ainsi que la microdureté de l'alliage, dont nous reportons les résultats dans ce qui suit

V.2.1. La microstructure

L'évolution de la microstructure de l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux de déformation par laminage est représentée sur la *figure. V.2*. Au cours de cette déformation les grains progressivement dans la direction du laminage. Cet allongement semble plus marqué à partir du taux de laminage de 40 %.

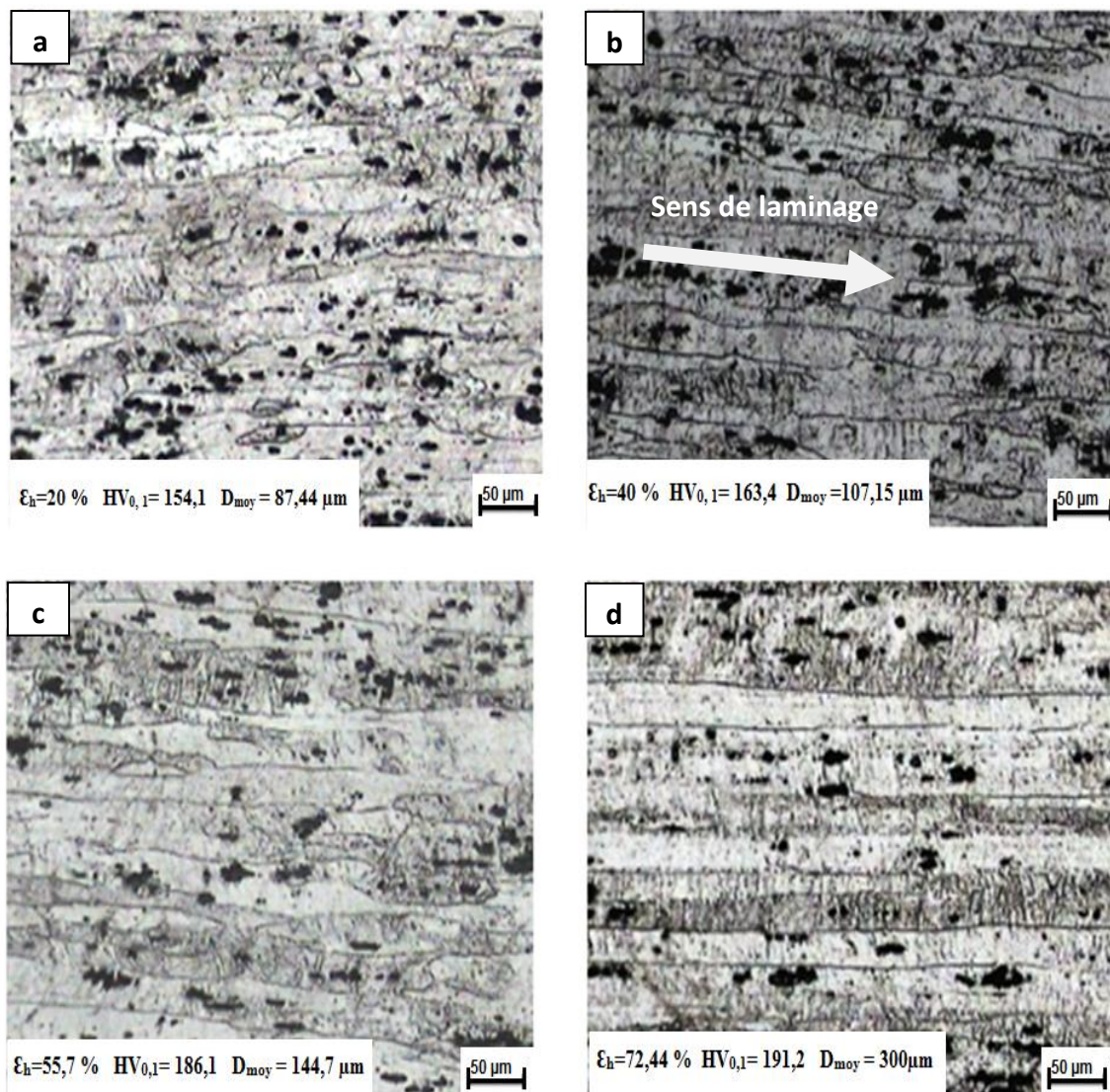


Figure V.2. Evolution de la microstructure l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux de laminage, ϵ_h % : a) 20% ; b) 40% ; c) 55,7 % ; d) 72,44%

Arrivé à un taux de laminage de 72,44 % le matériau déformé se fissure sur les cotés. Cette fissuration peut être expliquée par les précipités qui existent d'ores et déjà dans le matériau et qui constituent des points d'ancrage au déplacement des dislocations amenant ainsi au fendillement sur les bords de l'échantillon

V.2.2. La taille moyenne des grains

Traitées par le logiciel Image J les différentes microstructures, ci-dessus, présentent des grains de dimensions moyennes reportées sur la *figure V.3* qui illustre l'influence du taux de laminage sur la taille des grains déformés.

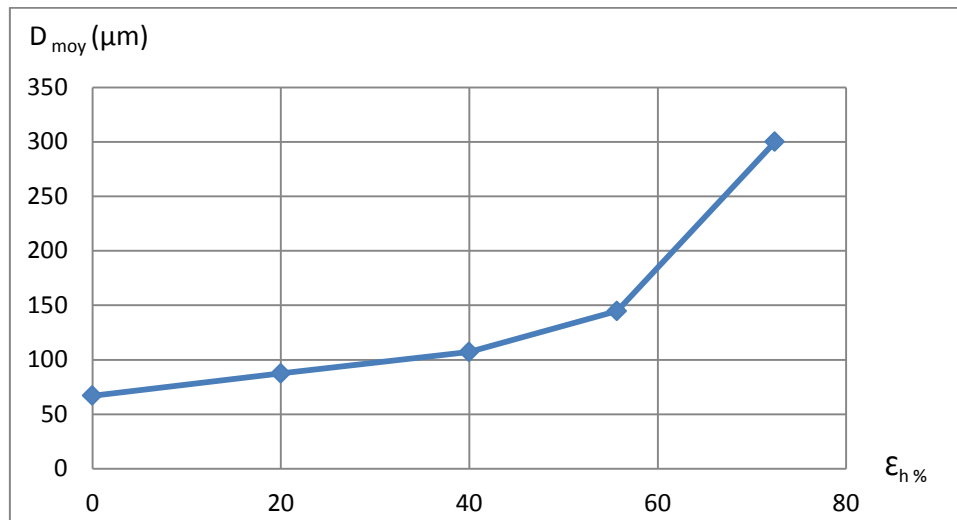


Figure V.3. Variation de la taille moyenne des grains de l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux déformation par laminage, ϵ_h %..

On remarque que la taille moyenne des grains augmente proportionnellement avec le taux de laminage, elle passe de **67 μm** pour l'état initial, non déformé, à **300 μm** pour un taux maximal de laminage de **72,44 %**.

Comme le laminage s'est à froid, la déformation est assurée par le glissement des dislocations. L'allongement des grains est dû au maclage ou éventuellement au microglissement des éléments de la matière les uns par rapport aux autres à l'intérieur de chaque grain déformé sous l'influence de la contrainte appliquée. Comme ça a été expliqué précédemment dans le § II

V.2.3. La microdureté HV_{0,1}

La *figure V.4* nous montre l'évolution de la microdureté en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %, effectué à froid.

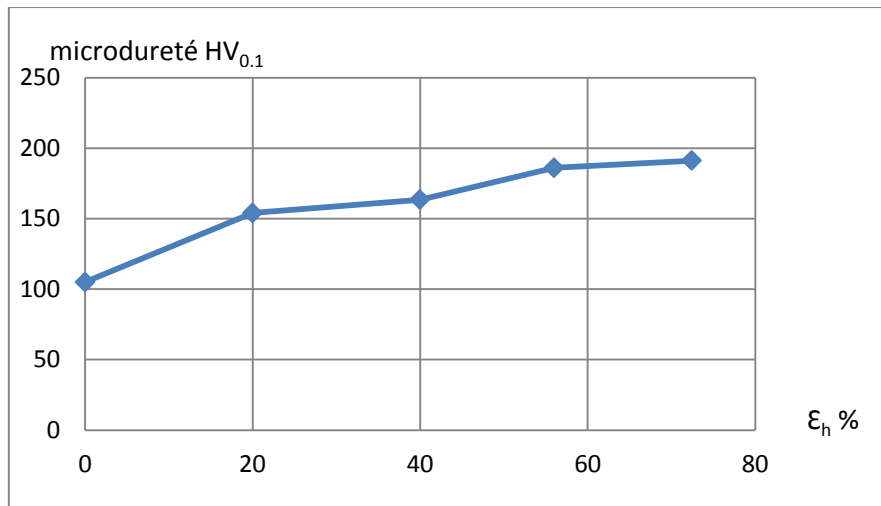


Figure V. 4. Variation de la microdureté, $HV_{0,1}$, de l'alliage A-U4G (2024) en fonction du taux de déformation par laminage, ϵ_h %.

La courbe montre que la microdureté $HV_{0,1}$ est proportionnelles au taux de laminage ϵ_h % ; plus la déformation est élevée plus la microdureté augmente. Elle passe de **106,53 HV** pour l'échantillon témoin, non laminé, à **191,23 HV** pour un taux de laminage maximale de **72,44 %**, lequel taux amène à la fissuration sur les cotés, de l'échantillon.

L'augmentation de la microdureté est causée essentiellement par l'écroutissage du matériau. L'écroutissage, ici par laminage, fait que la structure est caractérisée par une orientation des grains et une forte densité de défauts, en particulier les dislocations qui se multiplient rapidement dès le début de l'écroutissage et s'accumulent dans les joints de grains, ce qui gêne leur mouvement et elles auront de plus en plus de difficultés à franchir les interfaces, ce qui fait augmenter les propriétés mécaniques.

V.3. Effet du traitement thermique de recuit de recristallisation sur la microstructure

Après déformation à froid le matériau laminé, à différents taux, est hors équilibre thermodynamiquement et pour lui faire regagner son état d'équilibre nous lui faisons subir un traitement thermique de recuit de recristallisation statique pendant différents temps de maintien. Cette partie nous présente les résultats expérimentales obtenus après le traitement de recuit à deux différentes températures (210 °C et 350 °C) sur des échantillons déformés par laminage à différents taux (20 % ; 40 % et 55,7 %) les résultats porte sur le changement et l'évolution microstructurale durant le recuit, et l'influence du taux de laminage et la température sur le mécanisme de recristallisation.

V.3.1. Recuit de recristallisation à T= 210°C

Le traitement de recuit de recristallisation est effectué à une température assez basse (210 °C) pendant des durées plus ou moins longues (2h, 4h, 6h, 8h, 16h, 48h) pour pouvoir suivre l'évolution de la microstructure des échantillons laminés à différents taux.

V.3.1.1. Effet du temps de recuit, après laminage, sur la microstructure

a) Recuit de recristallisation après déformation par laminage à froid à $\epsilon_h = 20\%$

L'évolution de la microstructure (*figure V.5.b*) au cours du recuit après un taux de déformation de 20 % montre qu'après 2heures de maintien, rien n'a bien changé et ce n'est qu'à partir de 4 heures que de nouveaux petits grains, équiaxes apparaissent (encerclés sur les photos) accolés aux bords des anciens grains allongés. Ils sont issus de petits germes qui sont apparus au niveau des points triplés, les points doubles et les joints de grains, et croissent au détriment des grains allongés avec le temps de maintien. Cette dernière étape connue pour être celle de la croissance des grains, qui devient très lente à la fin de la recristallisation, mais elle continue jusqu'à 48 heures où on voit une recristallisation presque complète.

L'apparition des dits germes ne commence qu'après 4heures de recuit car ces derniers nécessitent certain temps avant de se former, cette période est appelée temps d'incubation.

La dernière microstructure (*figure V.5.f*), plus isotrope, présente les nouveaux grains équiaxes, orientés au hasard, de taille plus fine, $D_{\text{moy}} = 25,44\mu\text{m}$, comparativement à la microstructure brute de laminage (*figure V.2.a*) où les grains sont allongés, dans la direction du laminage, et d'une dimension moyenne environ quatre fois plus élevée, $D_{\text{moy}} = 87,44 \mu\text{m}$

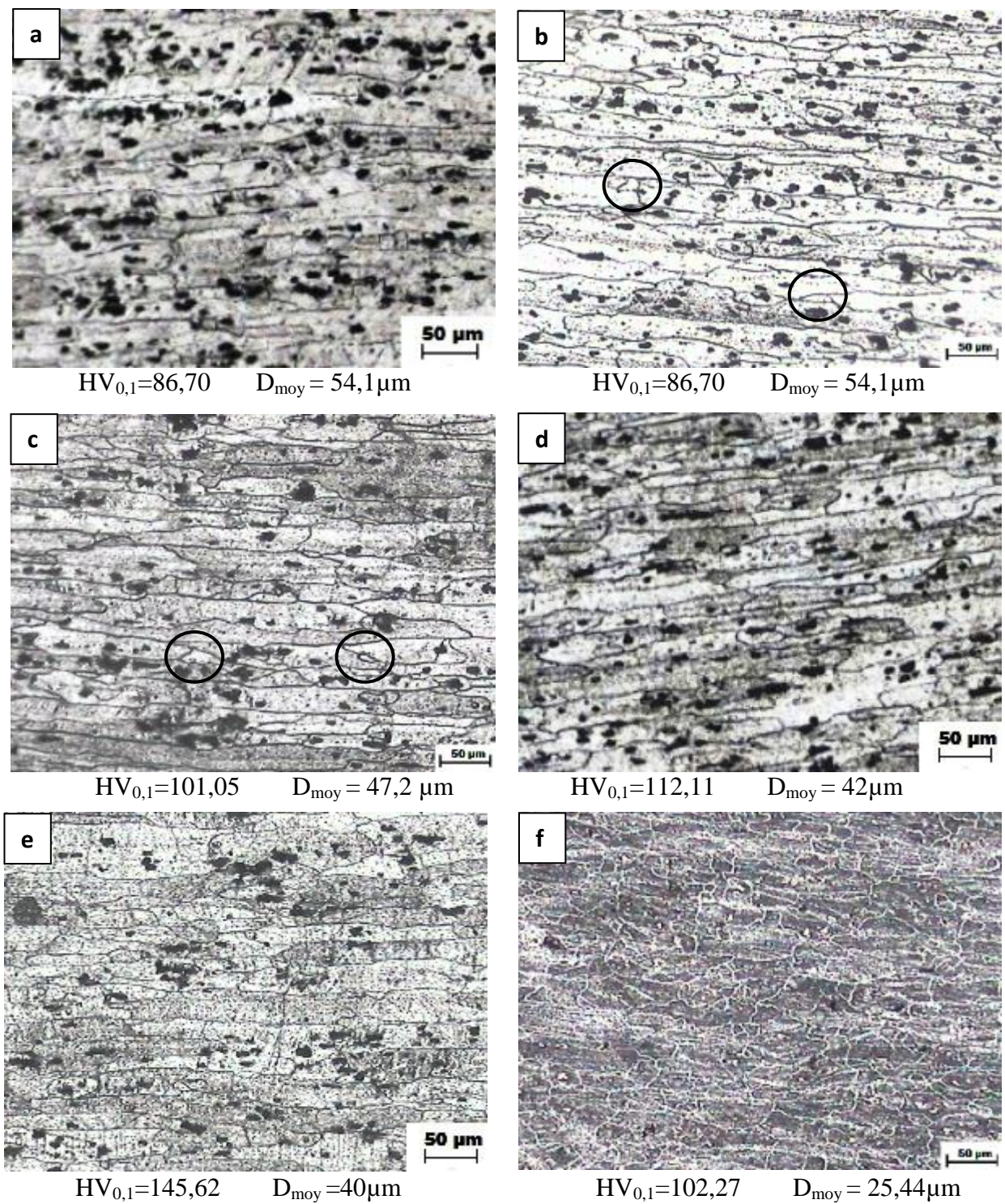


Figure V.5. Evolution de la microstructure de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 20 % et recuit à 210°C pendant : a) 2h ; b) 4h ; c) 6h ; d) 8h ; e) 16h ; f) 48h (GX 100).

b) Recuit à 210°C après déformation, par laminage à froid, à $\epsilon_h = 40\%$

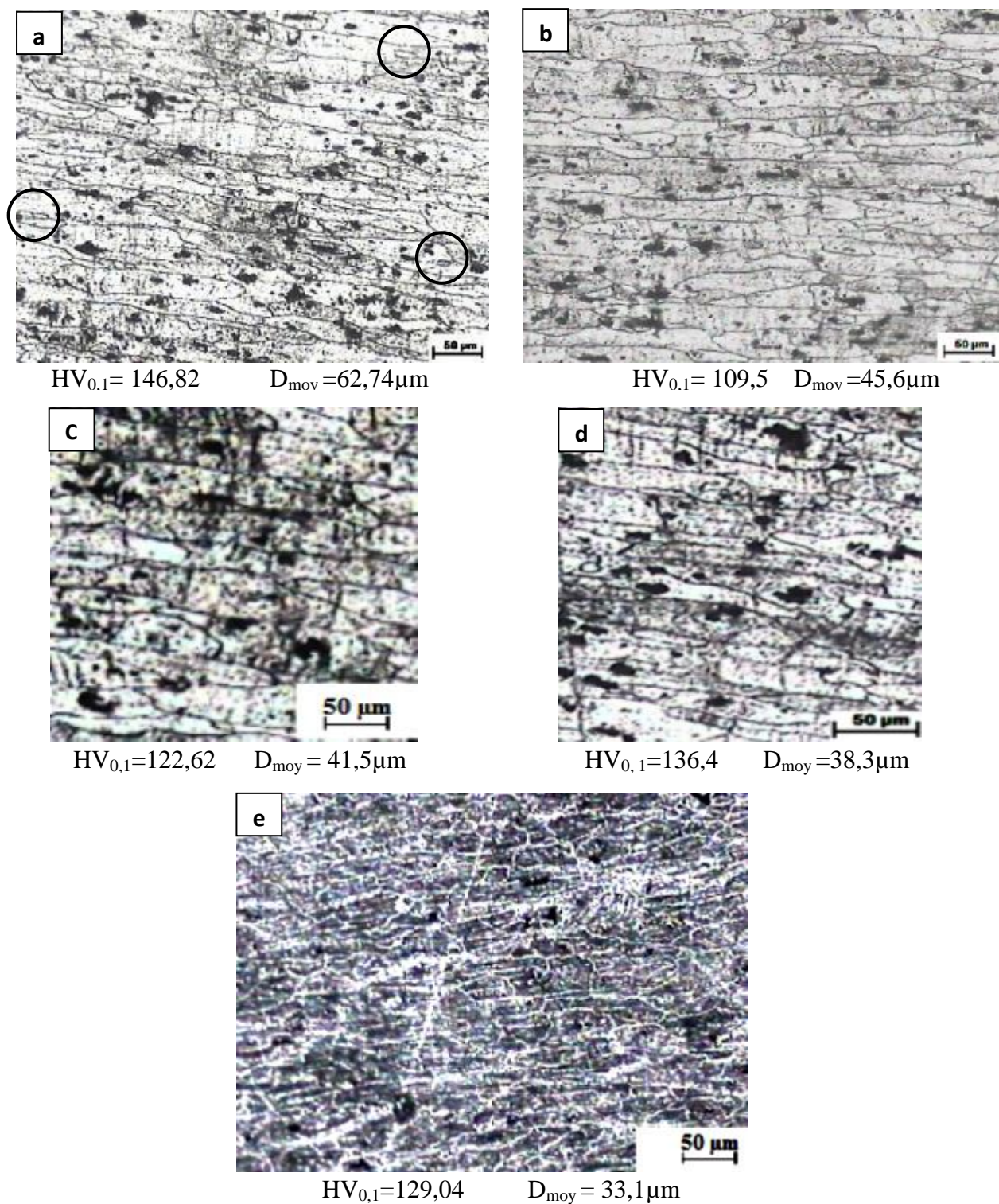


Figure V.6. Evolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 40 % et recuit à 210 °C pendant : a) 2h ; b) 4h ; c) 6h ; d) 8h ; e) 16h (GX 100)

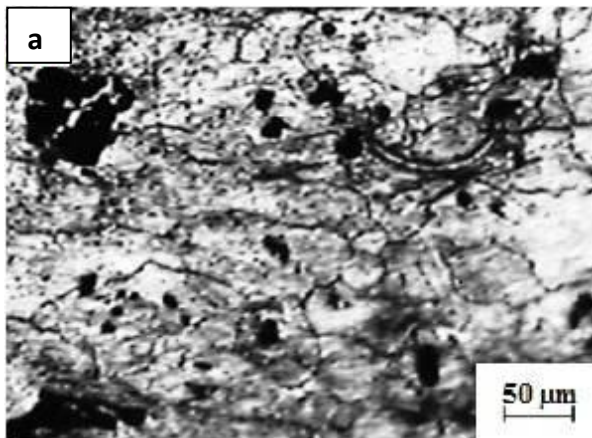
La figure V.6 ci-dessus illustre l'évolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 40 % et recuit pendant différents temps, de 2 heures jusqu'à 16 heures. Après 2 heures de maintien (*figure V.6.a*), on voit des petits grains (encerclés sur la photo) qui apparaissent déjà, signe que l'étape de germination s'est faite plus rapidement comparativement à celle du cas du laminage à 20 % qui ne commence que vers 4 heures de maintien.

La vitesse de la croissance des germes est plus rapide avec l'augmentation du temps de maintien comme le montre les *figures V.6. b, c et d*

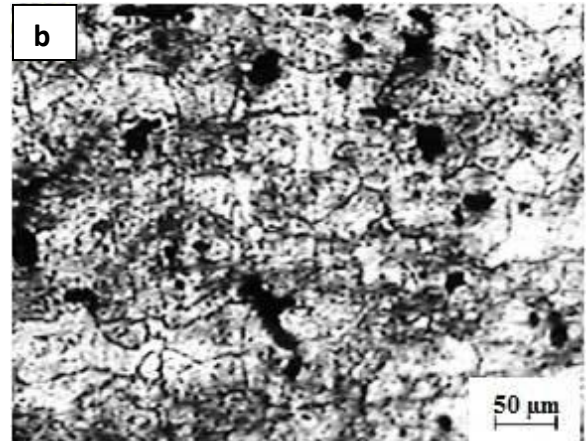
La *figure.6.e* représente une microstructure dont les grains sont équiaxes et fins, de taille moyenne de 33 μ m où la recristallisation est presque totale après 16 heures de temps de maintien.

La recristallisation est plus rapide pour un taux de déformation de 40 % par rapport au taux de déformation de 20 %, et ce à cause de l'énergie emmagasinée dans le matériau lors de l'écroutissage, elle est considérée comme étant le moteur du processus de recristallisation. Cette énergie augmente avec le taux de déformation, aussi plus l'énergie emmagasinée est grande plus la recristallisation est rapide [26].

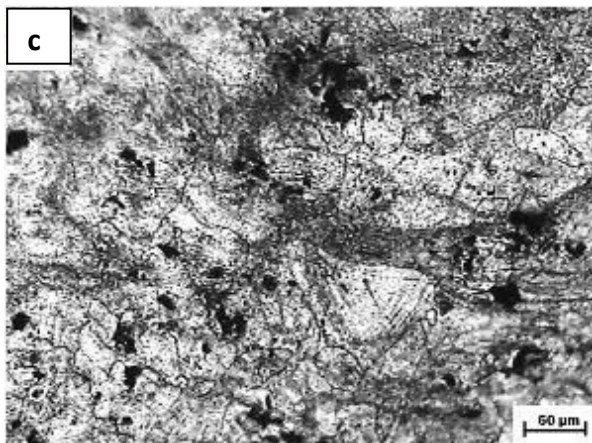
c) Recuit à 210°C après déformation, par laminage à froid, à $\epsilon_i = 55,7\%$



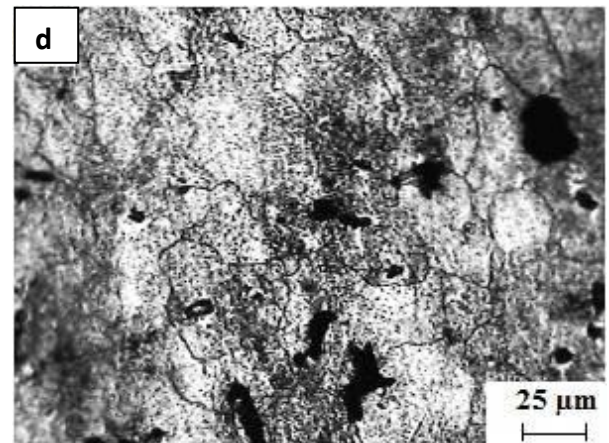
HV_{0,1} = 134,3 D_{moy} = 44,8 μm



HV_{0,1} = 112,5 D_{moy} = 37,3 μm



HV_{0,1} = 109,28 D_{moy} = 43,2 μm



HV_{0,1} = 99,65 D_{moy} = 46,14 μm

Figure V.7. Evolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 55,7 % et recuit à 210 °C pendant : a) 2h ; b) 4h ; c) 6h ; d) 8h (GX 100).

La **figure V.7** présente l'évolution microstructurale de l'alliage 2024 déformé à 55,7% et ensuite recuit à 210 °C à différents temps. On remarque que la recrystallisation à ce taux de laminage est accélérée par rapport aux taux de laminage précédents (20 % et 40 %) on voit que les grains déformés sont presque recrystallisés après 2 heures du temps de maintien comme montre la **figure V.7.a**. La recrystallisation est terminée après 4 heures (**figure V.7.b**) où on remarque que la microstructure est presque équiaxe, dont la taille moyenne des grains est de 37,3μm.

Après 6 heures de maintien et lorsque la recristallisation complète a été atteinte, les grains recristallisés continuent à croître sous l'effet de la température et le temps de maintien où on voit que la taille des grains est plus grosse ($D_{moy} = 46,14\mu m$) vers 8 heures de maintien, que celle des grains recristallisés, à un temps de maintien plus bas (*figure V.7.c et d*).

Par ailleurs notre matériau d'étude, AU4G (2024), étant un alliage à durcissement structural on remarque sur les différents temps de maintien que la précipitation des composés intermétalliques comme le α (Al_2Cu) et le S' (Al_2CuMg) augmente avec le temps de recuit. On voit que la surface devient de plus en plus recouverte des petites particules sous forme de taches noirs ces dernières représentent le composé α avec la précipitation de S' au niveau des joints de grains.

Le résultat principal des études conduites sur ce thème montre que plus la recristallisation est rapide, plus la croissance des grains après recristallisation complète est importante. C'est le cas à haute température ou pour de forts taux de déformation [26], phénomène que nous avons rencontré à $\epsilon_n = 55,7\%$.

V.3.1.2. Effet du temps de recuit, à $T = 210^{\circ}\text{C}$, conjugué aux taux de déformation, sur la taille des grains recristallisés.

La **figure V.8** nous montre la variation de la taille moyenne des grains recristallisés en fonction du temps de maintien pour les différents taux de déformation (20 % ; 40 % et 55,7 %). Le calcul de la taille des grains se fait par le logiciel **IMAGE J** en utilisant la méthode des segments comme expliqué précédemment (§ IV.7).

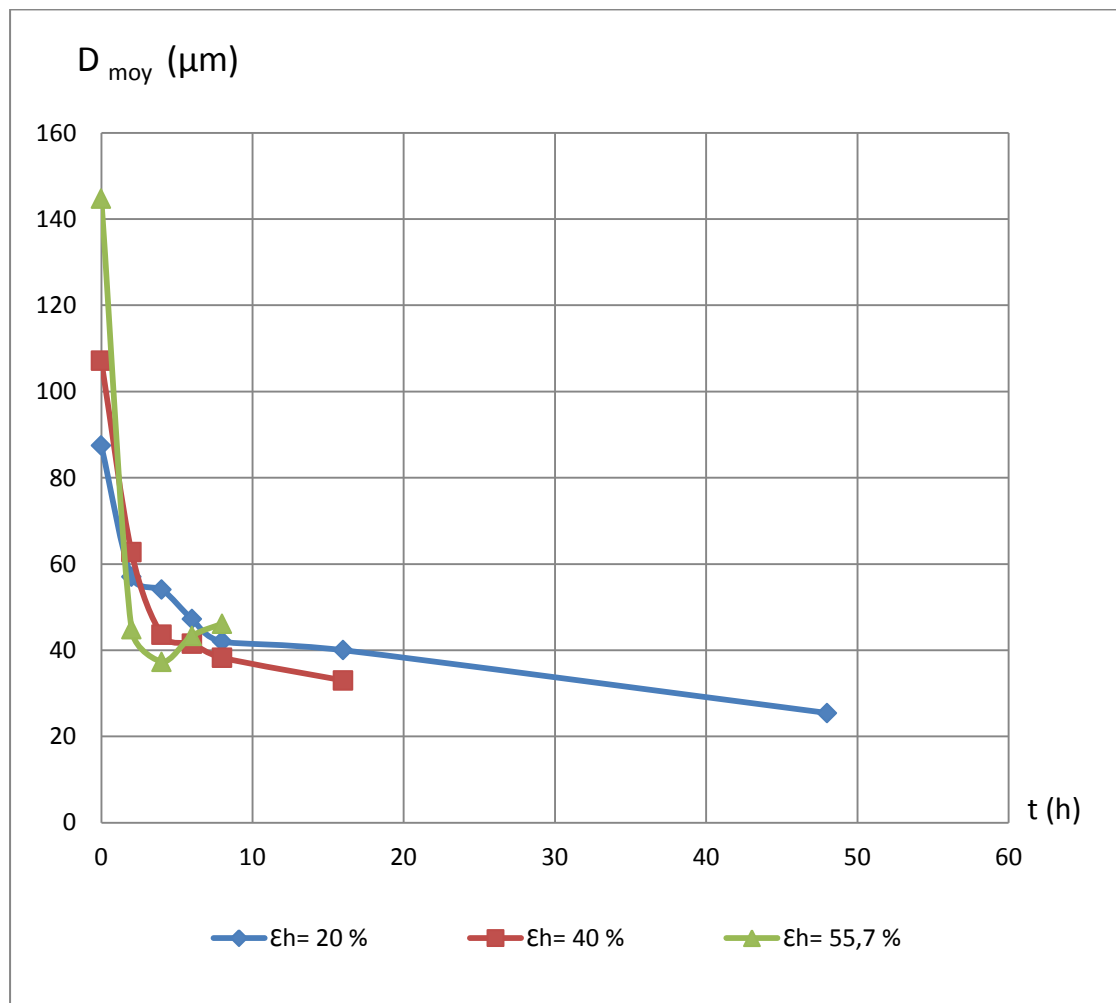


Figure V.8. Effet du temps de recuit de recristallisation à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la taille moyenne des grains de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux.

NB : pour le cas de 55,7% à partir de 8 heures de recuit la surface des échantillons est devenue difficile à visualiser.

D'après la **figure V.8**, on voit que la variation de la taille des grains a la même allure pour les taux de déformation 20 % et 40 %. On remarque qu'il y a une chute brutale de la taille moyenne des grains, cette diminution est plus grande dans le cas du laminage

à 40 % que 20 % pour le même temps de maintien (4heures) si on vient à comparer la taille moyenne des grains pour le taux de 20 % elle diminue de 87 μm à 54,3 μm , alors qu'elle diminue de 107,15 μm jusqu'à 43,6 μm pour un taux de laminage de 40 %.

La diminution de la taille des grains continue avec l'augmentation du temps de maintien jusqu'à la fin du traitement thermique.

La courbe de la variation de la taille des grains en fonction du temps pour un taux de déformation de 55,7 % est différente de celles à 20 et 40% , on remarque qu'il y a une chute importante de la taille des grains elle diminue de 144,7 μm à 37,3 μm pour un temps de maintien de 4 heures. Après cette durée la taille des grains commence à augmenter et elle arrive à 46,14 μm pour 8 heures de maintien.

Plus le temps de maintien est élevé plus la diminution de la taille des grains est importante, ceci est dû à la recristallisation qui augmente progressive avec le temps de maintien et rend les grains de plus en plus fins jusqu'à ce qu'elle se termine.

L'augmentation de la taille des grains avec le temps pour le cas de déformation à 55,7 % est causée par le fait qu'à ce stade nous entrons dans la phase du grossissement des grains qui suit la recristallisation, laquelle est terminée alors que le matériau est encore chaud.

Le temps de maintien nécessaire pour la diminution de la taille des grains est inversement proportionnelle au taux de déformation, ceci est dû à l'énergie stockée dans le matériau écroui : plus le taux est élevé plus cette énergie est grande ce qui fait accélérer la recristallisation et démunie le temps de maintien.

V.3.1.3. Effet du temps de recuit, à $T = 210\text{ }^{\circ}\text{C}$, conjugué au taux de déformation sur la microdureté $\text{HV}_{0,1}$

Le temps de maintien influe d'une manière différente sur les propriétés mécaniques du matériau déformé, à différents taux de déformation par laminage à froid, comme le montrent les *figures V.9, 10 et 11*, à cause des changements structuraux qui se produisent lors du traitement thermique.

- a) Effet du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté $\text{HV}_{0,1}$ pour $\epsilon_h = 20\%$.

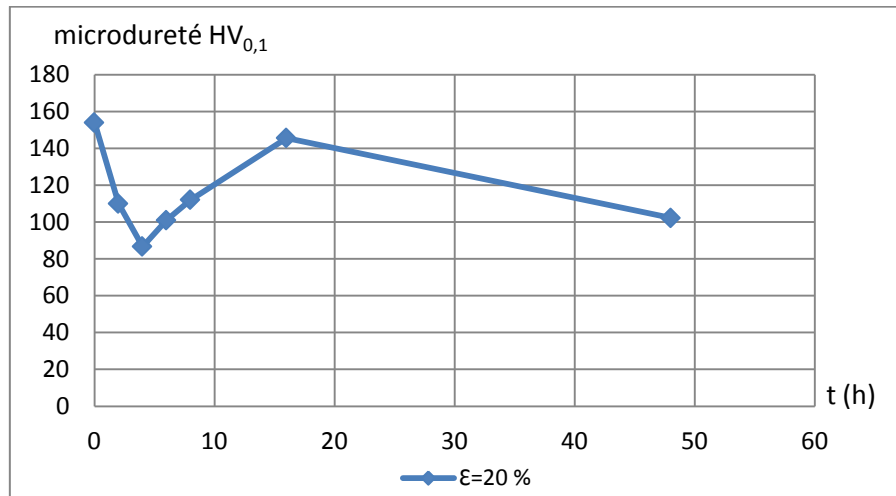


Figure V.9. Effet du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 20 %.

La courbe de la **figure V.9** montre que la microdureté diminue avec le temps de 154,1 jusqu'à 86,7 durant 4 heures de maintien puis la microdureté augmente d'une façon progressive est atteint la valeur de 145,62, ensuite elle diminue une autre fois jusqu'à la fin du temps du maintien où elle aura la valeur de 102,27.

- b) Effet du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté $\text{HV}_{0,1}$ pour $\epsilon_h = 40\%$.

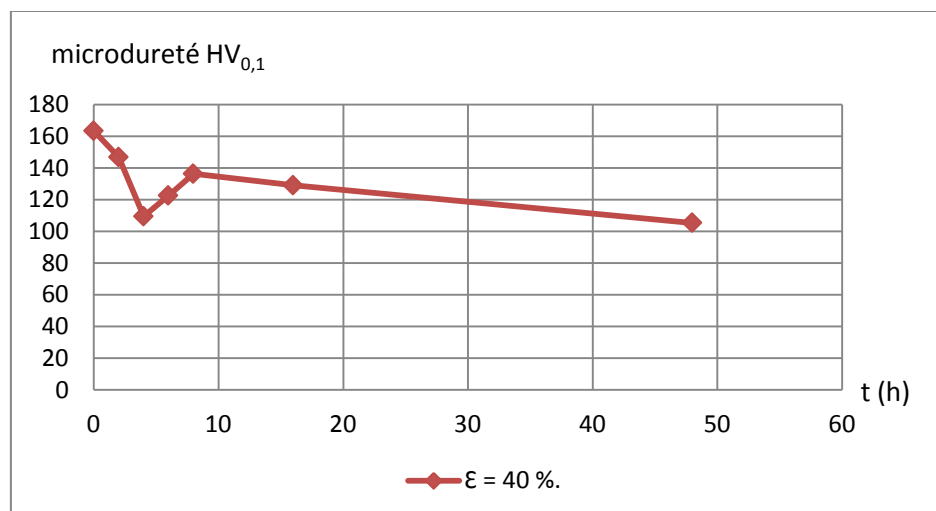


Figure V.10. Effet du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 40 %.

Dans la **figure V.10** la microdureté varie de telle façon qu'elle diminue de 163,4 jusqu'à 109,5 dans les premiers temps de recuit (jusqu'à 4 heures) ensuite elle augmente jusqu'à 136,4 à 8 heures et puis elle diminue à 105,37 à la fin du traitement de recuit.

c) Effet du temps de maintien à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté $\text{HV}_{0,1}$ pour $\epsilon_h = 55,7\%$.

La courbe de la variation de la microdureté en fonction du temps de maintien pour un taux de laminage de 55,7 %, est illustrée sur la **figure V.11**

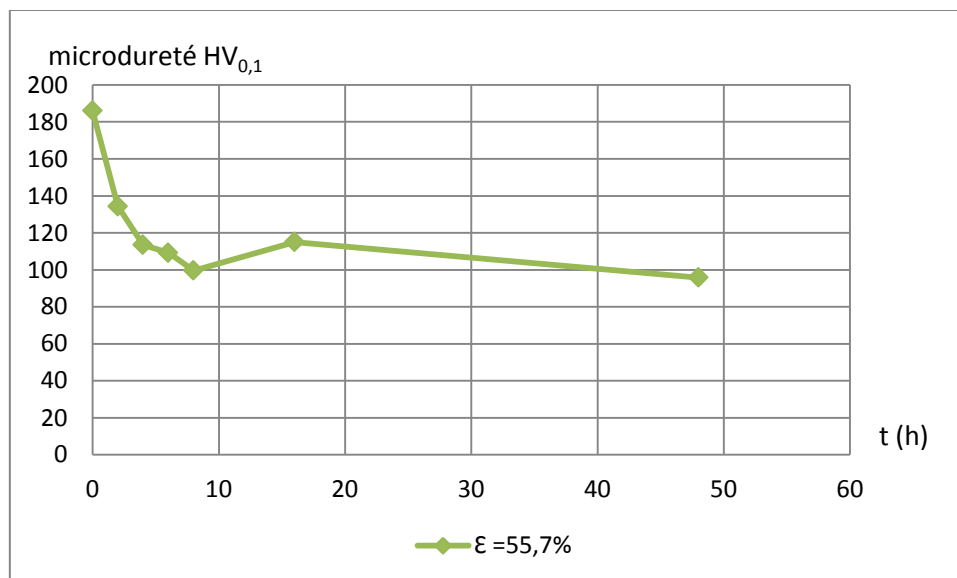


Figure V.11. Effet du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à 55,7 %.

Cette courbe a la même forme que les précédentes (à $\epsilon_h = 20\%$; 40%), elle continue à diminuer jusqu'à 99,65 à 8 heures de maintien puis elle augmente à 115 à 16 heures, ensuite elle diminue à 95,86 à la fin du traitement thermique.

Aussi nous avons sens les mêmes interprétations que les précédentes

V.3.1.4 Etude de l'effet du taux de laminage et du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$, sur la microdureté $\text{HV}_{0,1}$

La *figure V.12* montre l'influence du temps de maintien à la température de 210°C sur la microdureté $\text{HV}_{0,1}$ pour des différents taux de déformation par laminage (20 % ; 40 % et 55,7 %). En fait, elle récapitule les résultats précédents.

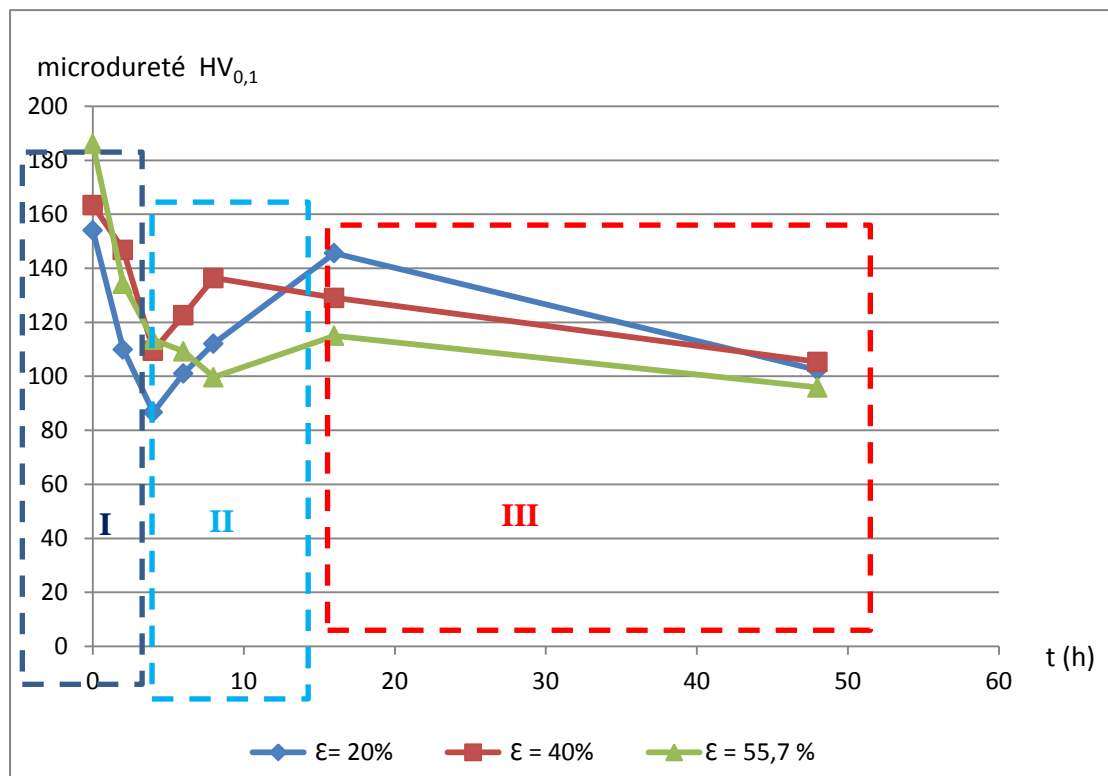


Figure V.12. Comparaison de l'effet du temps de recuit à $T = 210^{\circ}\text{C}$ sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024) déformé à $\epsilon_h = 20$; 40 et 55,7%

On distingue d'après les courbes de la microdureté en fonction du temps, trois stades de variation :

- 1^{er} stade (I) : diminution de la microdureté avec le temps de recuit.
- 2^{ème} stade (II) : augmentation de la microdureté avec le temps jusqu'à une valeur de transition.
- 3^{ème} stade (III) : diminution de la microdureté jusqu'à la fin de recuit.

La forme de ces courbes est le résultat de l'interaction de deux phénomènes différents, tel que l'a déjà souligné S.BENSAADA [32]. Le premier c'est l'adoucissement par recristallisation statique, cette transformation microstructurale entraîne une inversion des propriétés mécaniques du matériau déformé, A-U4G (2024), qui tendent à

revenir à l'état initial (avant déformation). L'allure de la microdureté est caractérisée par une diminution continue en fonction du temps de recuit.

Le deuxième phénomène qui intervient c'est le durcissement structural qui fait que la microdureté augmente progressivement avec le temps, ce durcissement se produit par formation des zones GP formées de petits amas d'atomes de soluté [31] et le durcissement optimal est attribué à la précipitation de la phase Θ'' métastable.

La diminution de la microdureté (3ème stade) est due essentiellement à deux causes :

- la disparition des zones GP qui ont une durée de vie limitée et à la transformation de la phase Θ'' à Θ' .
- le grossissement des grains après recristallisation comme dans le cas de déformation à 55,7 %, qui rend le matériau plus ductile.

V.3.1.5. Effet du taux de déformation sur la fraction recristallisée

La fraction recristallisée FR(%) est calculée par la relation empirique de GLEITER et HORONBOGEN [33] :

$$FR (\%) = \frac{HV (t) - HV_0}{HV_{max} - HV_0} \quad (V.1)$$

Où :

HV_0 : microdureté de l'échantillon initial

HV_{max} : microdureté maximale après déformation.

$HV (t)$: microdureté pendant le temps t de recuit.

Les valeurs de la fraction recristallisée, FR(%), sont reportées dans le **Tableau A.4.1** de l'**Annexe 4**.

Le taux de déformation par laminage influe sur la cinétique de recristallisation comme le montre la **figure V.13**. On remarque que plus le taux de laminage est grand plus le temps d'incubation est petit et plus la fraction recristallisée atteint le 100 % rapidement.

Plus la déformation appliquée est forte, plus l'énergie emmagasinée dans la structure est importante et plus la force motrice de la recristallisation est élevée. Cela se traduit par une accélération des cinétiques en terme de germination, temps d'incubation plus court, et en terme de croissance des grains où la pente A de la courbe est plus forte ($A = 0,04$ pour une déformation de 20 % , $A = 0,11$ pour 40 % et $A = 0,163$ pour 55,7 %) telle que déjà notifiée par P. FABRÈGUE [26].

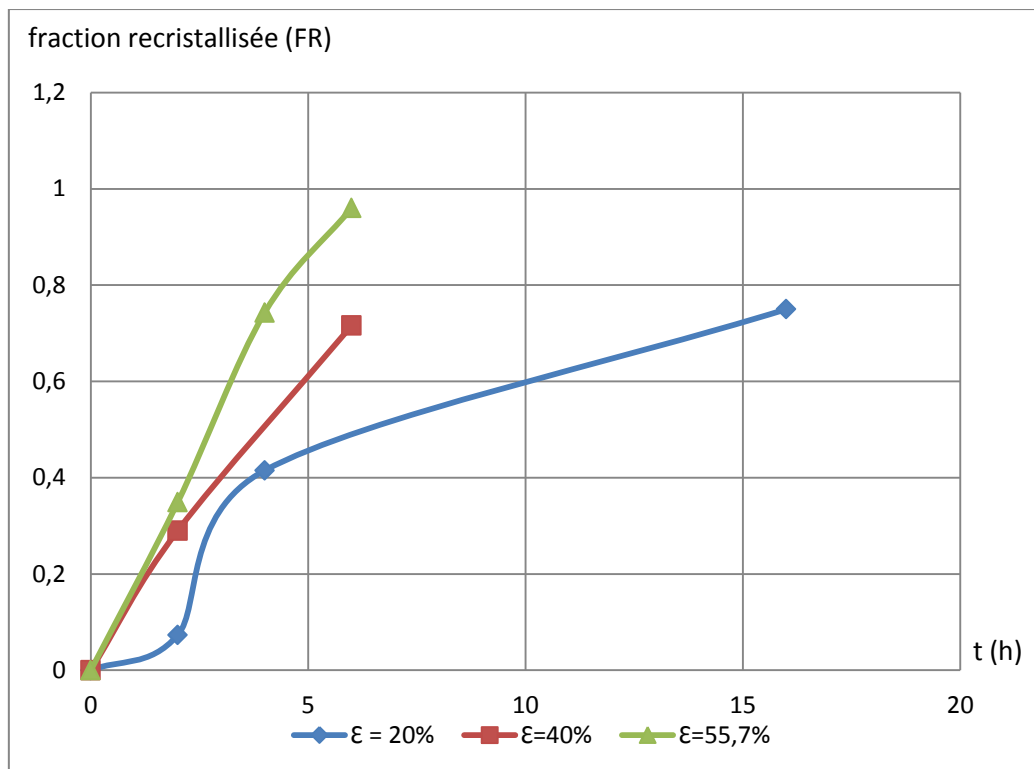


Figure V.13. Evolution de la fraction recristallisée en fonction du temps de recuit à 210 °C, pour de différents taux de laminage, $\epsilon_h = 20 ; 40$ et 55,7 %.

V.3.2. Recuit de recristallisation à T= 350 °C

Le recuit de recristallisation est effectué à la température de 350 °C pendant différents temps, 30min, 1 heure, 2 heures et 22 heures. En augmentant la température par rapport à celle du premier recuit qui a été réalisé à une température de 210 °C, nous soulignons l'effet de la température sur la microstructure de l'alliage déformé.

V.3.2.1. Effet du recuit, après laminage, sur la microstructure

a) Recuit à 350°C après déformation, par laminage à froid, à $\epsilon_h = 20\%$

D'après la figure V.13.a on remarque que la recristallisation n'est pas démarrée si on vient à comparer la *figure V.14.a avec la figure V.14.b*. Ce retard est dû principalement au temps d'incubation nécessaire pour la formation des germes.

Après une heure de maintien la recristallisation est accélérée comme le montre la *figure V.14.c*. Les petits grains commencent à croître au niveau des points triplés et aux joints de grains jusqu'à 2 heures (*figure V.14.d*) où on observe une microstructure presque équiaxe avec des grains de tailles différentes dont la moyenne est de 38 μm la recristallisation totale après cette durée de maintien est presque atteinte.

Après 2 heures les grains recristallisés vont subir un grossissement dû à l'effet de la température.

Si on vient à observer la précipitation on remarque que cette dernière commence après une heure et elle continue à augmenter avec le temps de maintien, la surface de la microstructure devient de plus en plus recouverte des petites taches noires c'est le précipité Θ' d'après le diagramme indiqué dans la *figure IV.4*

La précipitation de ces composés intermétalliques se fait par germination et croissance selon la théorie de GIBBS.

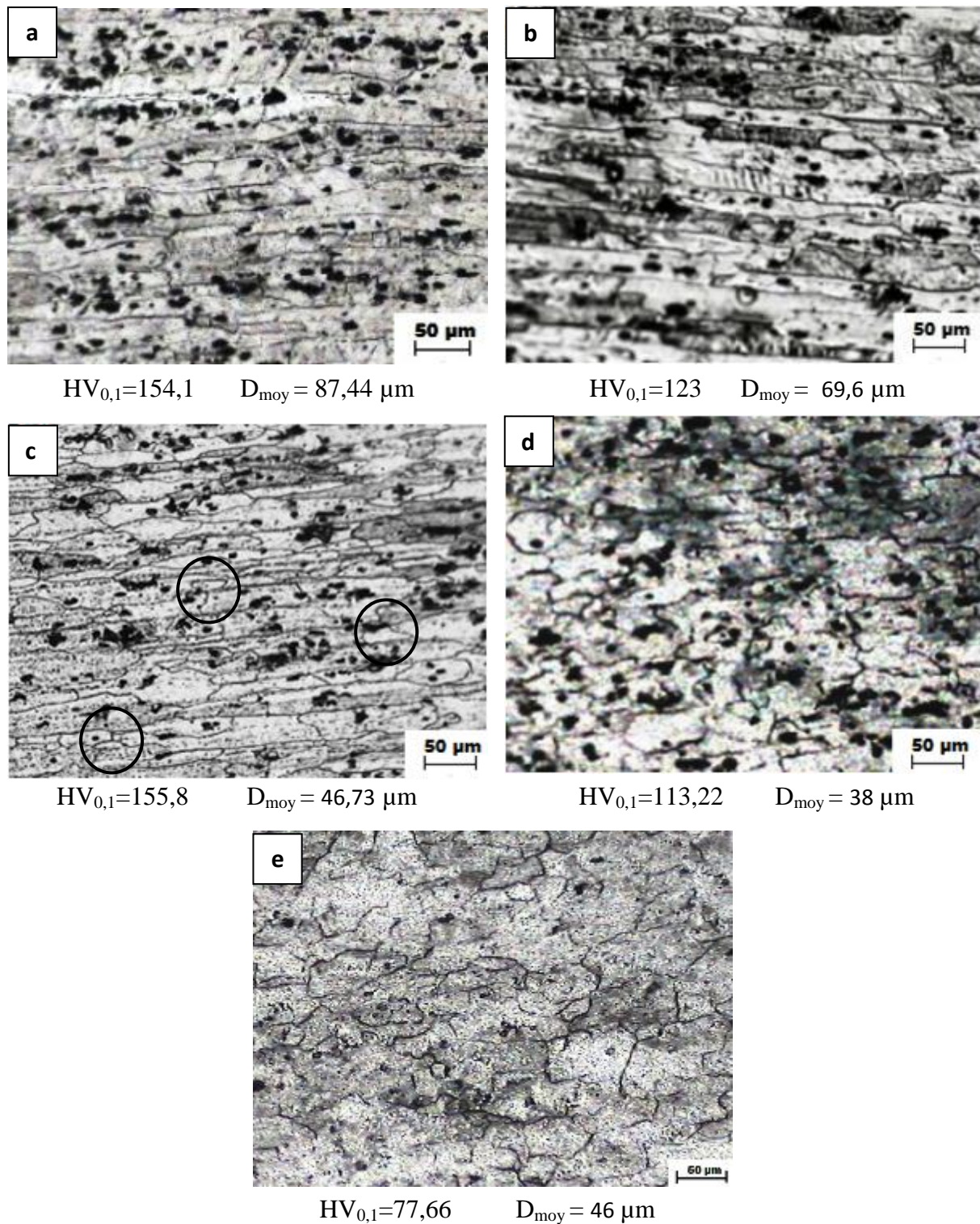
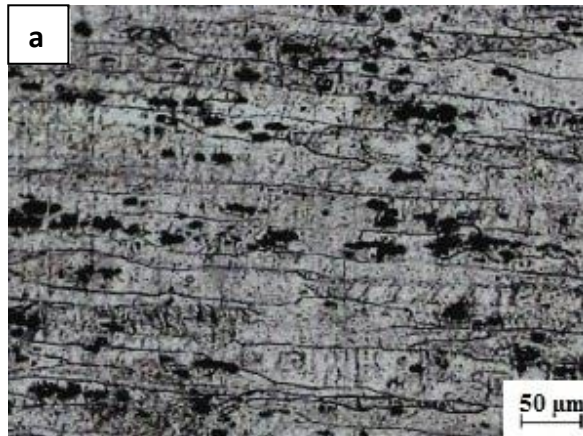


Figure V.14. Evolution microstructurale de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 20 % et recuit à 350 °C pendant : a) 0h ; b) 30 min ; c) 1h ; d) 2h ; e) 22h (GX 100).

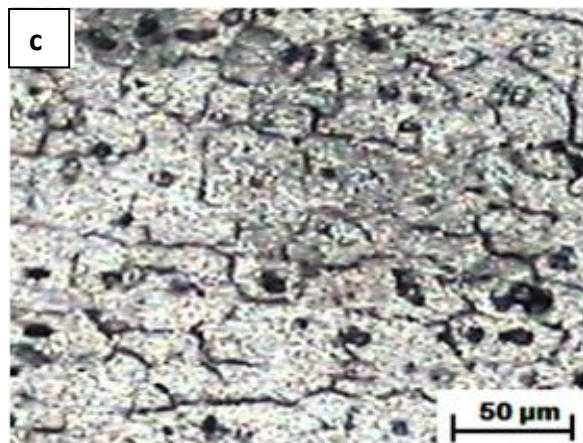
a) Recuit à 350°C après déformation, par laminage à froid, à $\epsilon_h = 40\%$



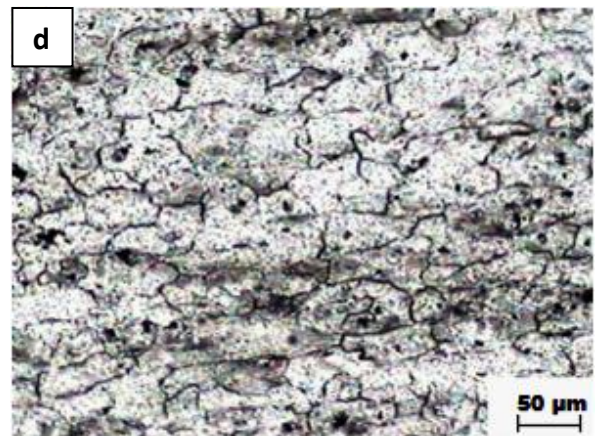
$HV_{0,1}=163,4$ $D_{moy}=107,15\mu m$



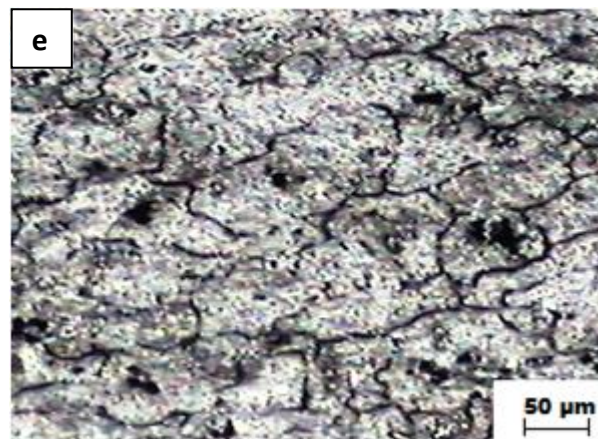
$HV_{0,1}=160,4$ $D_{moy}=46,73\mu m$



$HV_{0,1}=155,8$ $D_{moy}=36,5\mu m$



$HV_{0,1}=148,4$ $D_{moy}=43,32\mu m$



$HV_{0,1}=94,47$ $D_{moy}=48,4\mu m$

Figure V. 15. Micrographie de l'alliage A-U4G (2024) laminé à 40 % puis recuit à 350 °C pendant : a) 0h ; b) 30 min ; c) 1h ; d) 2h ; e) 22h (G X 100).

D'après la **figure V.15.b** la recristallisation est importante après 30 minutes de recuit à 350 °C par rapport au cas précédent (déformation 20 %) où la recristallisation n'a pas commencé.

Cette accélération est due à la forte énergie emmagasinée dans le matériau écroui, en effet plus cette énergie est élevée plus la recristallisation est rapide

Pendant 1 heure de maintien la structure est presque recristallisée totalement comme montre la **figure. V.15.c** la structure est équiaxe dont la taille moyenne des grains est de 36,5µm.

Après 2heures on remarque qu'il ya une légère augmentation de la taille moyenne des grains recristallisés ($D_{moy} = 43,32\mu m$) c'est le grossissement des grains il continue à se produire jusqu'à 22heures (**figure V.15.e**) où la taille moyenne des grains est devenue plus grande ($D_{moy} = 48,4 \mu m$).

Le grossissement des grains conséquence de l'effet de la temperature car l'énergie emmagasinée du matériau écroui est totalement consommée pendant la recristallisation.

V.3.2.2. Effet du temps de recuit, à $T = 350^{\circ}C$, conjugué aux taux de déformation, sur la taille des grains recristallisés.

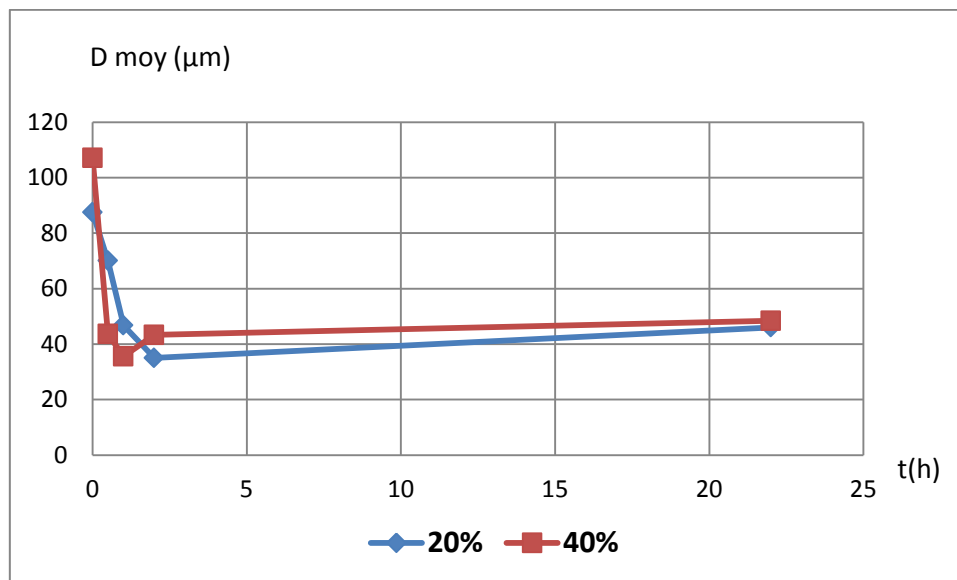


Figure V.16. Variation de la taille des grains en fonction du temps de recuit de recristallisation à $T=350^{\circ}C$, de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux, $\epsilon_h = 20$ et 40%..

La **figure V.16** indique qu'il ya une chute importante de la taille des grains qui va diminuer de 87 μm à 38,5 μm après 2 heures de maintien pour le taux 20% par contre

cette chute est plus importante pour le taux de 40 % où la taille moyenne des grains diminue de $107,15 \mu\text{m}$ à $33 \mu\text{m}$ après 1 heure de maintien.

La taille des grains commence à augmenter après 2 heures, elle atteint $46 \mu\text{m}$ pour le taux de laminage de 20 % à la fin du traitement de recuit.

Pour le taux de laminage de 40 % l'élévation de la taille des grains commence après 1 heure de recuit et elle continue jusqu'à la fin de recuit où la taille des grains devient de l'ordre de $48,4 \mu\text{m}$.

La diminution de la taille des grains est proportionnelle à l'augmentation du temps ; plus le temps de maintien augmente plus la recristallisation est accélérée et plus la taille de grains diminue car cette dernière est une fonction de temps d'après l'équation de JOHNSON MELL AVRAMI (§ III.3).

L'augmentation de la taille des grains est due au grossissement après recristallisation. Cette élévation est proportionnelle au temps de recuit.

Le temps de maintien de recuit de recristallisation est inversement proportionnel au taux de déformation. Ça est du, comme ça a été dit plus haut, à l'énergie stockée dans le matériau écroui qui augmente avec le taux de laminage. Plus cette énergie est grande plus la recristallisation est rapide plus le temps nécessaire pour diminuer la taille des grains est lui même démunie.

V.3.2.3. Effet du temps de recuit, à $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$, conjugué au taux de déformation, sur la microdureté $HV_{0,1}$

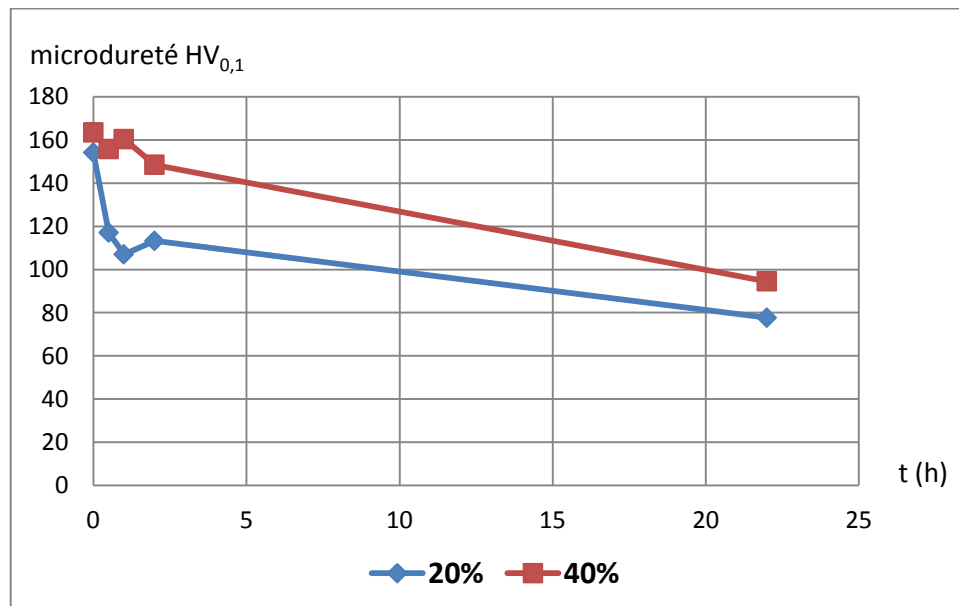


Figure V.17. Variation de la microdureté en fonction du temps de recuit à $T = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux, $\epsilon_h = 20$ et 40% .

D'après la *figure V.17* on remarque que la courbe de 20 % est similaire à celle de l'alliage 2024 déformé à 20 % et recuit à température de 210 °C.

La courbe comporte une diminution de la microdureté de 154,1 à 107,64 pour 1 heure de maintien puis elle augmente à 113,22 à 2 heures ensuite elle rediminue à 22 heures jusqu'à 77,66.

Pour le taux de déformation 40 % on voit qu'il ya une diminution de la microdureté jusqu'à 156 puis elle monte à 160 et après 1 heure elle rediminue jusqu'à 94,47 à 22 heures.

Plus le temps augmente plus la microdureté diminue jusqu'à à point de transition (1heure dans le cas du 20 %). ça due à l'adoucissement du matériau par recristallisation statique qui est une fonction du temps.

L'augmentation de microdureté est causée par le durcissement structural par formation des zones GP et précipitation de la phase métastable Θ' .

La nouvelle diminution de la microdureté après le durcissement est due à la disparition des zones GP et la transformation de la phase métastable Θ' à Θ -Al₂Cu et elle due aussi au grossissement des grains après recristallisation où la taille des grains augmente avec le temps de maintien.

V.3.2.4. Effet du recuit, après laminage, sur la fraction recristallisée

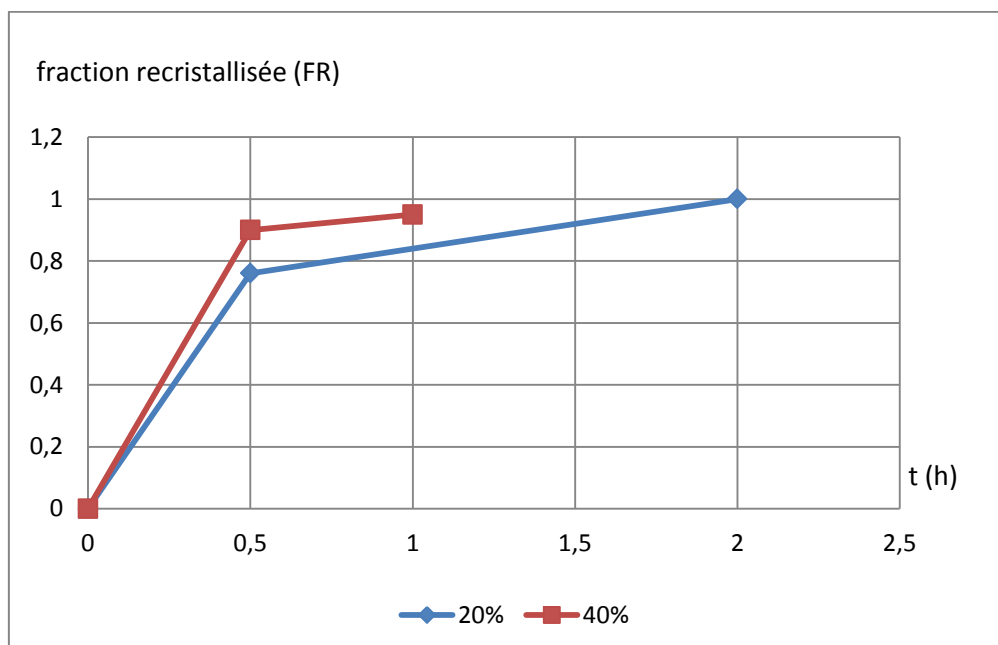


Figure V.18. Evolution de la fraction recristallisée en fonction du temps de recuit à 350 °C de l'alliage A-U4G (2024) laminé à différents taux, $\epsilon_h = 20$ et 40% .

Les valeurs de la fraction recristallisée, FR(%), sont reportées dans le **Tableau A.4.2** de l'**Annexe 4**.

D'après la figure V.18 on voit que la cinétique de la recristallisation est plus rapide dans le cas de 40 % que celui de 20 %. C'est la même explication du cas précédent, recuit 210 °C.

En conclusion Le taux de déformation par laminage influe sur l'état métallurgique de l'alliage A-U4G (2024) déformé à froid comme suit :

- Plus le taux de laminage augmente plus la microstructure devient allongée, d'un allongement qui augmente proportionnellement avec ce taux.
- La microdureté augmente progressivement avec le taux d'écroutissage.
- Plus le taux de déformation est élevé plus la recristallisation est rapide et plus la taille moyenne des grains recristallisés est petite.
- Le temps de maintien pour la recristallisation est inversement proportionnel au taux de déformation.
- L'augmentation du taux de déformation provoque l'accélération de la cinétique de recristallisation.

V.4. Etude de l'effet des deux températures de recuit, 210°C et 350°C, sur l'état métallurgique du A-U4G (2024) laminé

Au cours de notre travail expérimental on a effectué le traitement de recuit à deux températures pour comprendre quel est l'effet de ce paramètre sur la taille des grains et sur la microdureté.

V.4.1. Comparaison de l'effet des deux températures de recuit sur la taille moyenne des grains.

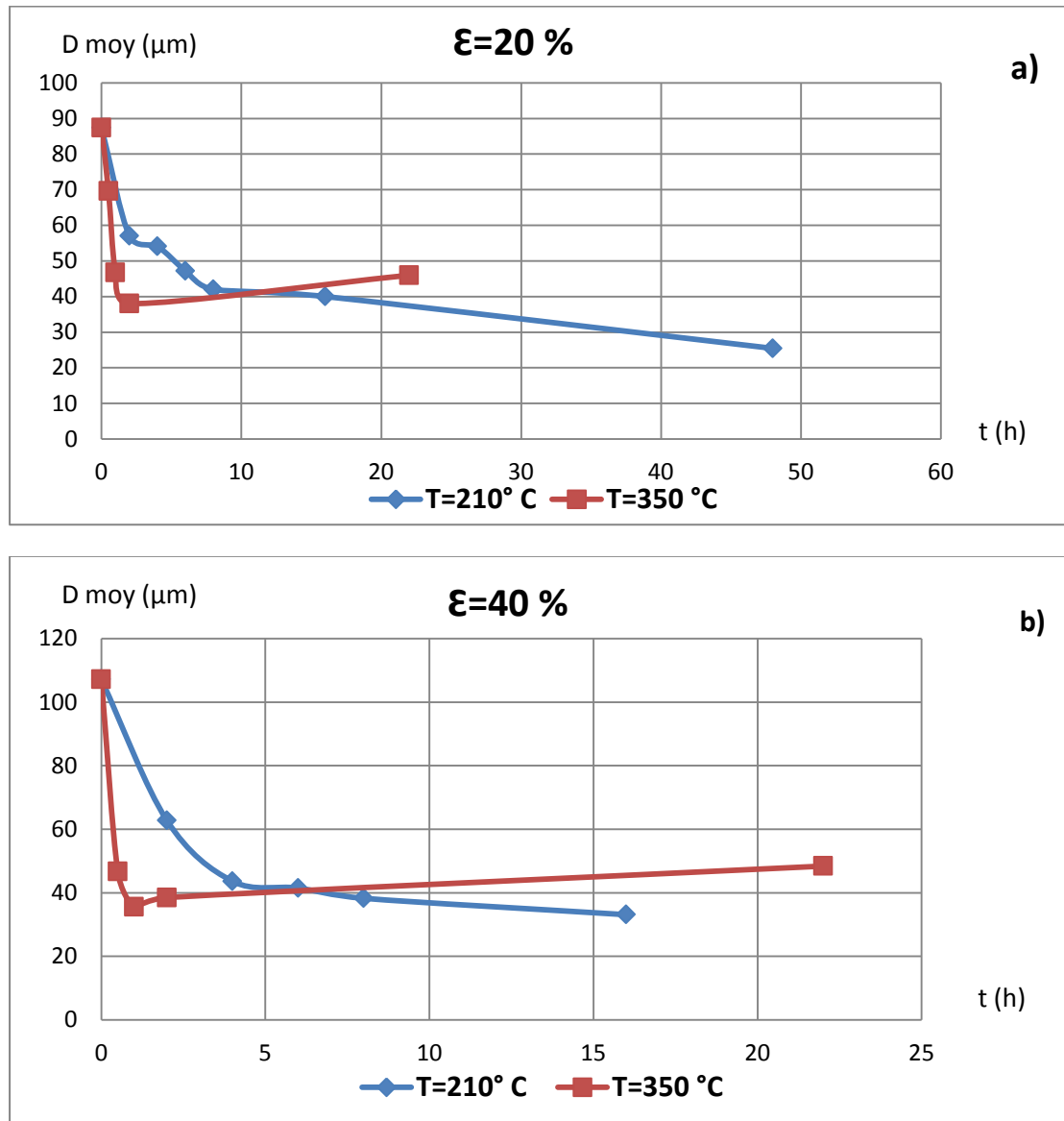


Figure V.19. Comparaison de l'effet de la température sur la taille des grains durant le recuit à $T=210$ et 350 °C : a) $\epsilon_h = 20$ % ; b) $\epsilon_h = 40$ % .

La *figure V.19.a* et la *figure V.19.b* présentent la même allure. La diminution de la taille des grains est plus grande et plus rapide dans le cas de la température 350°C par rapport à celle de 210°C pour les deux taux de laminage (20% et 40 %).

La recristallisation est presque terminée à 2 heures de maintien dans le cas de 20 % pour la température 350 °C par contre ne se termine qu'après 48 heures de maintien pour la température de 210 °C.

Le grossissement des grains commence plus rapidement pour le cas de 40 % que pour celui de 20 %.

La recristallisation nécessite une énergie d'activation pour qu'elle commence à se produire, l'augmentation de la température fournit une énergie supplémentaire qui fait accélérer le phénomène de la recristallisation statique et diminuer ainsi le temps de recristallisation.

V.4.2. Comparaison de l'effet des deux températures de recuit sur la microdureté $HV_{0,1}$

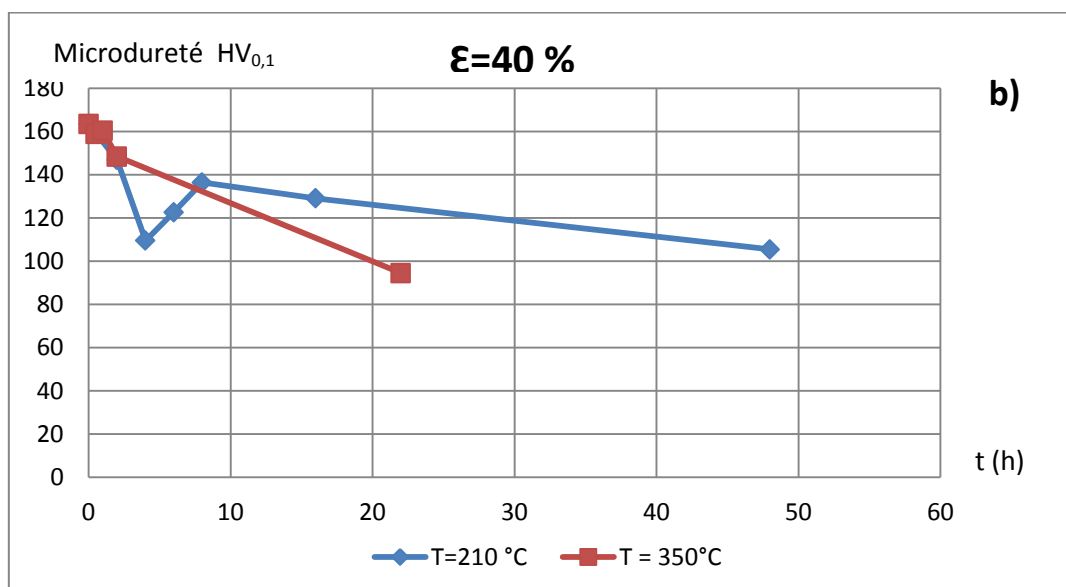
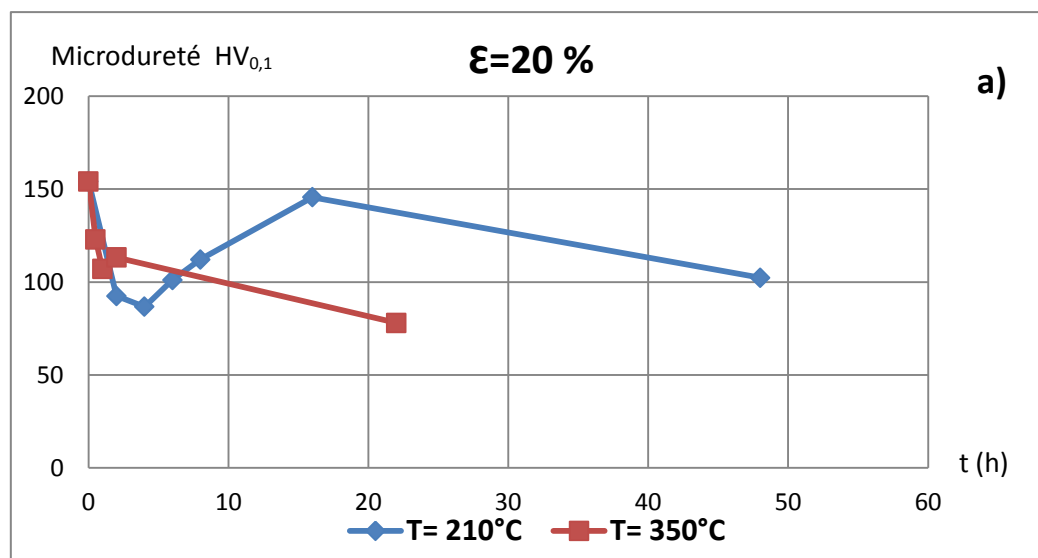


Figure V.20. Comparaison de l'effet de la température sur la microdureté durant le recuit à $T = 210$ et 350 °C : a) $\epsilon_r = 20\%$: b) $\epsilon_r = 40\%$.

Dans la *figure.20.a*, pour $\epsilon_h = 20\%$, on voit que la courbe de la microdureté en fonction du temps de $210\text{ }^\circ\text{C}$ est similaire à celle de $350\text{ }^\circ\text{C}$ elle comporte 3 domaines :

- 1^{er} Domaine correspond à une diminution de la microdureté.
- 2^{ème} Domaine 2 correspond à une augmentation de la microdureté.
- 3^{ème} Domaine 3 correspond à une diminution de la microdureté.

La durée de ces domaines est plus petite dans le cas de recuit à $350\text{ }^\circ\text{C}$ par rapport à celle du cas de recuit à $210\text{ }^\circ\text{C}$

L'augmentation de la microdureté $HV_{0,1}$ dans le 2^{ème} domaine, pour le recuit à $350\text{ }^\circ\text{C}$, est plus petite et passe de $107,04$ à $113,22$, comparée à celle pour le recuit le à $210\text{ }^\circ\text{C}$, qui passe de $86,7$ à $145,62$.

L'augmentation de la microdureté $HV_{0,1}$ dans le 2^{ème} domaine est plus petite et plus rapide elle passe de $107,04$ à $113,22$ par contre dans le cas de recuit à $210\text{ }^\circ\text{C}$ elle passe de $86,7$ à $145,62$. Pour le taux 20% . Dans le cas de laminage à 40% la microdureté passe de 109 à 136 pendant 4heures pour $T = 210\text{ }^\circ\text{C}$ par contre elle augmente de $158,8$ à 160 pendant 30 min . pour $T = 350\text{ }^\circ\text{C}$.

L'augmentation de la température de recuit fait diminuer rapidement la microdureté pour un même taux de déformation. Cette diminution rapide est due à la cinétique de recristallisation qui est influencée par la température, plus la température est élevée plus la recristallisation est rapide

La légère augmentation de la microdureté pour le cas de $350\text{ }^\circ\text{C}$ serait probablement due à la formation des zones GP et précipitation du composé intermétallique métastable Θ' de même que l'augmentation de la microdureté pour le cas de $210\text{ }^\circ\text{C}$ serait également causée par la formation des zones GP et précipitation du composé Θ'' métastable.

V.4.3. Comparaison de l'effet des deux températures de recuit sur la cinétique de recristallisation.

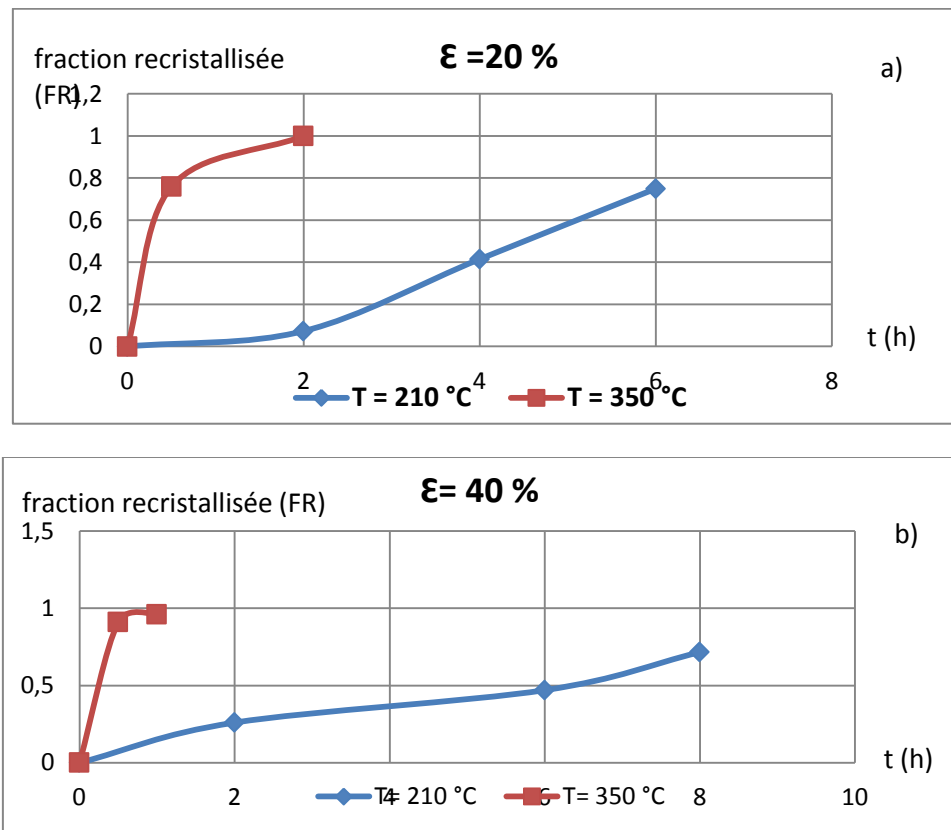


Figure V.21. Effet de la température de recuit sur la fraction recristallisée pour :

a) $\epsilon_h = 20\%$ b) $\epsilon = 40\%$.

La température de recuit influe sur cinétique de recristallisation statique qui devient beaucoup plus rapide à température plus élevée (**figure V.21**). De même que la période d'incubation s'en trouve fortement influencée, comme on le voit, à 210°C elle est plus allongée qu'à 350°C.

En conclusion, nous pouvons dire que la température de recuit influe sur l'alliage A-U4G (2024) déformé, par laminage à froid, à différents taux comme suit :

- plus la température de recuit augmente plus la recristallisation est rapide.
- le temps de maintien est inversement proportionnel à la température de recuit.
- la vitesse de diminution de la taille des grains pendant le recuit augmente avec la température.
- le temps d'incubation pour la cinétique de recristallisation diminue avec augmentation de la température de recuit pour le même taux de laminage.

V.5. Laminage à chaud

Au cours de notre travail sur le laminage à froid on a remarqué que le taux de laminage pour l'alliage A-U4G (2024) étudié est limité dans un intervalle de [50 % , 56 %] après cet intervalle le matériau laminé se fissure sur les cotés (*figure V.22*) et ces fissures augmentent progressivement avec le taux de laminage.

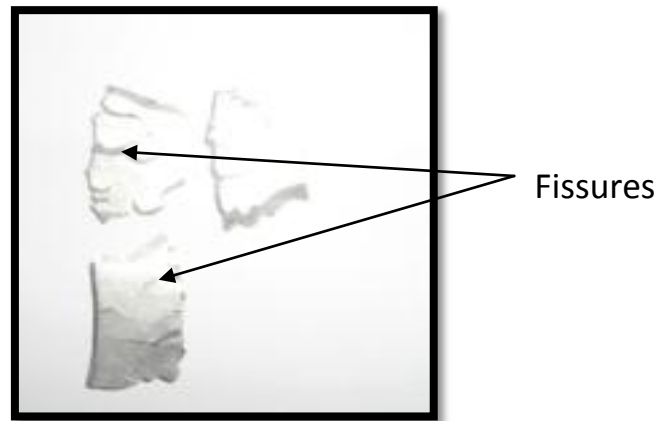


Figure V.22. Photo des échantillons fissurés (laminés à 70 %).

Aussi, nous avons tenté un laminage à chaud, dans le but de repousser cette limite du taux. Nous avons effectué le laminage à chaud statique, c'est-à-dire nous avons chauffé les échantillons à une température de 210 °C , à différents temps, ensuite nous les avons laminés jusqu'à la limite possible sans qu'apparaissent des fissurations. Nos résultats sont regroupés dans *tableau V.1*.

Tableau V.1. Variation de la limite du taux de laminage en fonction du temps de recuit à 210°C

Temps de maintien (heure)	0	4	6	8
Taux de laminage maximal (%)	56	57	70	75,3

On remarque d'après le tableau que le taux de déformation augmente avec la durée de chauffage, ce qui est tout à fait légitime.

L'augmentation de taux de laminage est due essentiellement au fait que, au cours du chauffage, les précipités qui constituaient, à partir d'une certaine limite, des points d'encrage pour les dislocations, les empêchant de se déplacer amenant ainsi à la fissuration, se diluent dans la matrice permettant un meilleur écoulement de ces dislocations. Et à mesure que le temps de chauffage augmente, les précipités se diluent de plus en plus, et la limite de laminage est repoussée vers des valeurs plus élevées.

CONCLUSION GENERALE

Ce travail nous a permis de montrer l'effet du taux de déformation, par laminage à froid, sur la microstructure, la taille moyenne des grains ainsi que sur la microdureté de l'alliage A-U4G (2024), avant et après le traitement de recuit de recristallisation à deux températures différentes, $T_1 = 210^\circ\text{C}$ et $T_2 = 350^\circ\text{C}$.

Au travers de cette étude, nous avons pu mettre en évidence l'effet du taux de laminage conjugué au temps et à la température de recuit de recristallisation, sur la microstructure, la taille des grains et sur la microdureté $HV_{0,1}$.

Les résultats des essais effectués ont montré que le taux de laminage, le temps de recuit et la température de recristallisation agissent fortement sur l'état métallurgique et la microdureté du matériau étudié. Les conclusions suivantes peuvent être tirées de cette présente étude :

- Plus le taux de laminage augmente plus la microstructure devient allongée elle augmente proportionnellement avec ce taux.
- La microdureté augmente progressivement avec le taux d'écroutissage.
- Plus le temps de recuit de recristallisation augmente plus la recristallisation est accélérée.
- Plus le taux de déformation est élevé plus la recristallisation est rapide plus et la taille moyenne des grains recristallisés diminue.
- Le temps de maintien pour la recristallisation est inversement proportionnel au taux de déformation.
- Plus la température de recuit augmente plus la recristallisation est rapide.
- Le temps de maintien est inversement proportionnel à la température de recuit pour le même taux de déformation.
- La vitesse de diminution de la taille des grains pendant le recuit est proportionnelle avec la température de recuit.

Nous avons par ailleurs tenté un laminage à chaud, dans le simple but de voir jusqu'où nous pouvons repousser la limite de déformation sans fissuration pour nos échantillons, qui est passée de 55,7% ,à froid, à 72,4%, à chaud. .

Aussi, comme perspective nous pensons qu'il serait intéressant de faire le même travail mais en laminage à chaud, et ce, à diverses températures, lequel laminage sera également suivi d'un recuit de recristallisation. Ca permettra une meilleure compréhension de l'effet de ces deux paramètre sur l'état métallurgique de l'alliage A-U4G (2024).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] Michel COLOMBIE et coll. "*Matériaux métalliques*". Dunod, Paris, l'usine nouvelle (2008)
- [2] PECHINEY. "*ALUMINIUM tome 1. Production, propriétés, alliages, fabrication des demi-produits*". 61 boulevard Saint-germain. Eyrolles, Paris (1964).
- [3] E.C. LARKE. "*Laminage des produits plats*". Dunod, Paris (1963).
- [4] A. Kearney, Avery Kearney "*Aluminum Foundry Products*" Committee, ASM International. Handbook HAND BOOK Volume 02: *Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Mat.*: ASM international 10^{ème} édition (1990).
- [5] D, C. G R A R. "*Aluminium and its alloys. Their properties thermal treatment*". 12 ORANGE STREET LEICESTER SQUARE : C O N S T A B L E & C O M P A N Y L T D.
- [6] J.B. ROCHETTE. "*Laminage à froid et contrôles non destructifs*". ALGER
- [7] C. VARGEL. "*Propriétés générales de l'aluminium et de ses alliages*". techniques de l'ingénieur M-4661 (2008).
- [8] G. DOUR. "*Aide mémoire fonderie : alliages, procédés, propriétés d'usage, défauts*". Dunod, Paris, l'usine nouvelle (2004).
- [9] L. KABA. "*Etude des paramètres du soudage TIG Pulsé sur l'alliage d'Aluminium 2024 T3*". Mémoire de PFE, ENP, Alger (2009).
- [10] M. ELBESSEGHI. "*Elaboration et caractérisation des multimatériaux projetés thermiquement à base d'alliage d'aluminium*". Mémoire de PFE, ENP, Alger (2007).
- [11] C. VARGEL. "*Le comportement de l'aluminium et de ses alliages*". Dunod, Paris (1979).
- [12] V. ZOLOTOREVSKY, N.A.BELOV. "*Casting aluminium alloys*". Elsevier,
- [13] MF. JONES, DRH. ASHBY. "*Matériaux 2. Microstructure et mise en œuvre*". Dunod, Paris (1991).
- [14] N. ZOUAI, A.H. SAIGH. "*Influence de la nature du courant et du gaz de protection sur l'alliage d'Aluminium en soudage*". Mémoire de PFE, ENP, Alger (2008).
- [15] B. NABI. "*Influence du dégazage à l'état liquide et solide sur des alliages d'aluminium*". Mémoire de PFE, ENP, Alger (2009).
- [16] N.CHERIET. "*Etude du comportement en fatigue-corrosion de l'alliage Al-Cu-Mg 2024 T3*". Mémoire de PFE, ENP, Alger (1992).
- [17] J.L.MURRAY. "*Aluminium binary alloy phase diagrams*". Committee, ASM International. Handbook. HAND BOOK volume 3 : *Alloy phase diagrams*. ASM International (1992).

- [18] **S.DJERAF.** *Etude comparative de l'influence du taux de déformation et de temperaturede recuit sur la microstructure et le propriétés mécaniques de deux aciers à haute limite d'élasticité HLE de type API X70* ". mémoire de magister.ENP. (2012).
- [19] **GEORGE F. VANDER.VOORT, BUEHLER LTD.** "*Microindentation Hardness Testing* "Committee, ASM Handbook. *HANDBOOK volume 8: Mechanical Testing and Evaluation.* ASM internationale (2000) . pp 469,470, 471.
- [20] **D. FRANÇOIS.** "*Essais mécaniques des métaux - Essais de dureté*". Techniques de l'Ingénieur, M4160 , (2005).
- [21] **H.S. VALBERG, Henry S.** "*Applied Metal Forming including FEM analysis*" . NEW YORK : Cambridge University Press (2010) . 978-0-521-51823-9.
- [22] **M. BONAUD.** " *Généralités. Fabrications des demi- produits et ébauches*". Techniques de l'Ingénieur, M7900, (1993), P 2-5-9.
- [23] **Y.QUERE, Y.ADDA, J.M. DUPOUY, J.PHILIBERT .** "*Eléments de métallurgie physique, tome 5 déformation plastique* ". INSTN collection enseignement (1991).
- [24] **R. DEVELAY.** "*Traitements thermiques des alliages d'aluminium*" . Techniques de l'Ingénieur , M1290, (1986) , P 4-11-13-15-26-28.
- [25] **Michael Wisti and Mandar Hingwe.** "*Tempering of Steel*". Committee, ASM International. Handbook. *HAND BOOK volume 04: Heat trating.* ASM international (1991).
- [26] **P. FABRÈGUE.** "*Métallurgie du laminage à chaud*". Techniques de l'Ingénieur , M7860, (2000), P 6-7-8.
- [27] **P. MONTMITONNET.** " *Laminage à chaud - théorie du laminage*". Techniques de l'Ingénieur, M7840, (1991), P 9 -10.
- [28] **A. KAHLOUCHE.** "*Influence des variables thermomécaniques sur la structure et les propriétés mécaniques d'un acier doux*". Mémoire de PFE, ENP, Alger (2006).
- [29] **P. BIAUSSER, H. CHOQUET.** "*Métallurgie des tôles laminées sur des trains continus*". Technique d'ingenieur, M3066, (2000), p 16-17.
- [30] **J. DRIVER, B. CHENAL .** " *Ecrouissage des alliages d'aluminium*". Techniques de l'Ingénieur, M230, (1999) , p 6-8.
- [31] **P. SAINFORT, B. DUBOST.** "*Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium*". Techniques de l'Ingenieur, M240 , (1991), p 4-8-12-18-19.
- [32] **S. BENZAADA .** "*Effet de l'écrouissage sur la taille des grains lors des recuits de recristallisation et de précipitation*" . Université Mohamed Khider , Biskra (2005).
- [33] **Z. CHAIEB.** "*Contribution à l'étude du durcissement par précipitation de l'alliage Al-2,6Cu-1Mg*". mémoire de magistère, USTHB (2010).

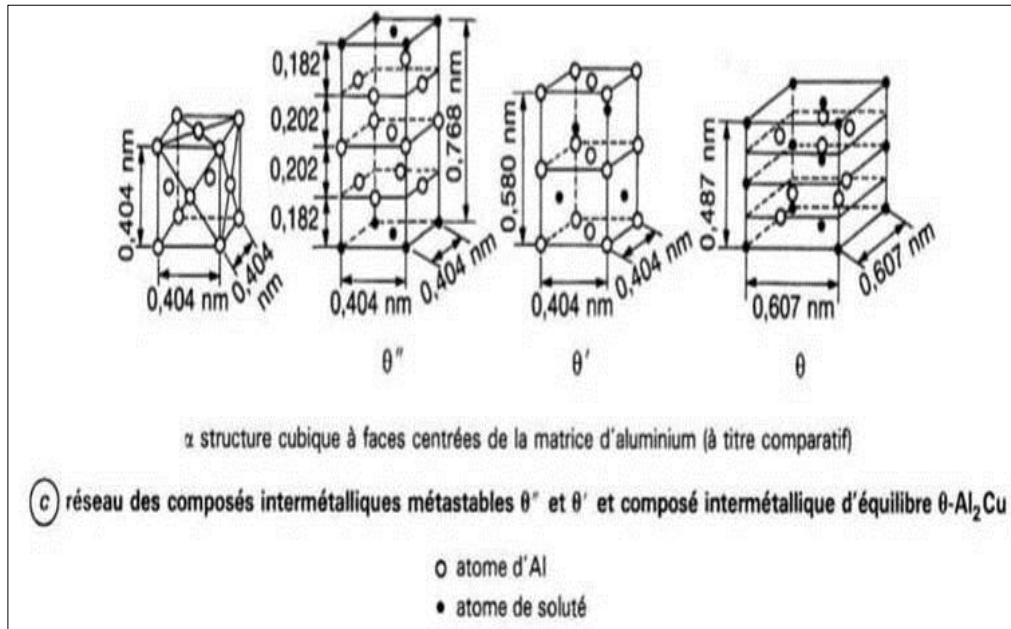
ANNEXE 1

Figure A.1. Réseau des composés intermétalliques θ'' , θ' et θ [31].

ANNEXE 2

Tableau A.2.1. Valeurs de la *taille moyenne des grains en μm* lors du recuit à 210°C pendant différents temps, après différents taux de laminage ϵ_h %

		$D_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$						
		0	2h	4h	6h	8h	16h	48h
ϵ_h %	tps de recuit							
	20 %	87,44	57	54,1	47,2	42	40	25,44
	40 %	107,15	62,74	43,6	41,5	38,26	33	...
	55,7 %	144,7	44,82	37,3	43,32	46,14

Tableau A.2.2. Valeurs de la *taille moyenne des grains en μm* lors du recuit à 350°C pendant différents temps, après différents taux de laminage ϵ_h %

		$D_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$				
		0	0,5h	1h	2h	22h
ϵ_h %	tps de recuit					
	20 %	87,44	69,6	46,73	38	46
	40 %	107,15	46,73	35,6	38,5	48,4

ANNEXE 3

Tableau A.3.1. Valeurs moyennes de la *microdureté* $HV_{0,1}$ lors du recuit à 210°C pendant différents temps, après différents taux de laminage, ϵ_h %

		* $HV_{0,1}$						
		0	2h	4h	6h	8h	16h	48h
ϵ_h %	tps de recuit							
	20 %	154.1	110	86.70	101.05	112.11	145.62	102.27
	40 %	163.4	146.82	109.52	122.62	136.4	129.04	105.37
	55.7 %	186	134.3	113.50	109.28	99.65	115	95.85

Tableau A.3.2. Valeurs moyennes de la *microdureté* $HV_{0,1}$, lors du recuit à 350°C pendant différents temps, après différents taux de laminage, ϵ_h %

		* $HV_{0,1}$				
		0	0,5h	1h	2h	22h
ϵ_h %	tps de recuit					
	20 %	154,1	117	107,04	113,22	77,66
	40 %	163,4	160,4	161,4	148,4	94,47

*Chaque valeur de microdureté est la moyenne de 6 essais.

ANNEXE 4

Tableau A.4.1. Valeurs de la fraction recristallisée **FR (%)**, lors du recuit à **210°C** pendant différents temps, après différents taux de laminage, ϵ_h %.

		FR (%)						
		0	2h	4h	6h	8h	16h	48h
ϵ_h %	tps de recuit							
	20 %	0	0,073	0,415	0,114	0,117	0,72	...
	40 %	0	0,29	0,94	0,716	0,47	0,703	...
	55.7 %	0	0,329	0,743	0,96

Tableau A.4.2. Valeurs de la fraction recristallisée **FR (%)**, lors du recuit à **350°C** pendant différents temps, après différents taux de laminage, ϵ_h %.

		FR (%)				
		0	0,5h	1h	2h	22h
ϵ_h %	tps de recuit					
	20 %	0	0,76	-	1	-
	40 %	0	0,91	0,96	-	-