

UNIVERSTE DE SAAD DAHLEB DE BLIDA

Faculté des Sciences de l'Ingénieur

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : Science des matériaux

DEFORMATION A CHAUD DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 2024

Par

AHMED YAHIA Fateh

Devant le jury composé de

T.Sahraoui

Maître de Conférence, U. de Blida

Président

M. Bouabdellah

Professeur, ENP, Alger

Examineur

A. Brahim

Maître de Conférence, U. de Blida

Examineur

M. Hadji

Professeur, U. de Blida

Rapporteur

Blida, février 2006

RESUME

Le comportement à haute température d'un alliage d'aluminium 2024 à été investi par des testes de traction uniaxiale à des températures variant entre 340C° à 490C° et de vitesse de déformation constante $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Les différents testes conduits sur cet alliage montre que les phénomènes de recristallisation et de précipitation très apparents à haute température, l'observation des surfaces des éprouvettes et les faciès de rupture, au microscope électronique à balayage (MEB), montre que la rupture est ductile à cause de la présence des cupules et des précipités dans les cupules, et à une température très élevée une présence de grains recristallisés. L'analyse chimique effectuée par le MEB, montre que les précipitations varies avec la température des essais.

Mots clés : Déformation à chaud, Alliage d'aluminium (Al-Cu-Mg), Précipitation, Taille de grain, Recristallisation, Haute température.

ABSTRACT

The behaviours at high temperature of an aluminium 2024 alloy at summer invested by test uneasily traction at temperatures varying between 340C with 490C and speed of constant deformation $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ S}^{-1}$. The different ones test led on this alloy shows that the phenomena of recrystallization and very apparent precipitation at high temperature, the observation of surfaces of the test-tubes and the fracture topographies, under the electron microscope with sweeping (MEB), shows that the rupture is ductile because of the presence of the cups and the precipitates in the cups, and at the temperature very high presence of the recrystallized grains. The chemical analysis carried out by the MEB, gives that precipitations varies with the temperature of the tests.

Key words: Hot deformation, aluminium Alloy (Al-Cu-Mg), Precipitation, Size of grain, Recrystallization, High temperature.

REMERCIEMENT

Je voudrai remercier de nombreuses personnes sans qui cette mémoire n'aurait pas pu aboutir. Leur soutien, quelque soit la nature, m'a beaucoup aidée tout au long de ces deux années.

Je tiens à remercier chaleureusement ceux qui ont participé directement à la progression de mes travaux :

Pr. M. HADJI, mon directeur de mémoire à l'énergie et aux idées débordantes, même si elles ne sont pas toujours faciles à mettre en oeuvre, mais sans lesquelles la science ne pourrait pas avancer.

Dr. T. SAHRAOUI, qui pour mon plus grand plaisir de m'enrichie d'échanges et de discussions.

J'aimerais remercier Pr. BACHA de m'avoir accepter dans son laboratoire (LTSM) et de m'avoir faciliter l'utilisation avec toutes libertés leurs équipements, Mr, MAGNOCHE d'avoir accepter de faire la traction à chaud dans le laboratoire du CRND et toute l'équipe du laboratoire.

J'aimerais remercier Mr. KAHAL, d'avoir accepter de fabriquer les éprouvettes.

Je remercie mes proches qui ont répondu présent à ma soutenance. Mes parents et mes frères pour leur appui psychologique dans les moments de découragement et dans une mémoire il y en a quelques-uns.

TABLE DES MATIERES

RESUME.....	
REMERCIEMENT.....	
TABLE DES MATIERES.....	
LISTE DES ILLUSTRATION, GRAPHIQUES ET TABLEAUX.....	
INTRODUCTION.....	10
1.ALUMINIUM ET ALLIAGES D'ALUMINIUM.....	11
1.1. Histoire	11
1.2. Principales caractéristiques de l'aluminium	12
1.3. Influence des éléments d'alliage	13
1.4.Etats métallurgiques.....	15
1.5.Les alliages d'aluminium de la série 2000.....	16
2. DEFORMATION A CHAUD.....	19
2.1. Introduction.....	19
2.2. Mise en forme à chaud.....	19
2.3. Écrouissage	19
2.4. Restauration et recristallisation.....	20
2.5. Interactions précipitation, déformation, recristallisation.....	29
2.6. Durcissement par précipitation.....	32
3. PRECIPITATION DANS LES ALLIAGES AlCuMg.....	36
3.1. Les différentes phases en présence.....	36
3.2. Séquence générale de la précipitation dans les alliages d'aluminium	37
3.3. Précipitation dans l'alliage 2024.....	37
3.4. Séquences de précipitation des AlCuMg.....	42
3.5. Précipitation hétérogène.....	44
4. TRACTION A HAUTE TEMPERATURE	
4.1 Matériaux	47
4.2 Eprouvettes d'essais	48
4.3 Traction à chaud.....	48
4.4 Dispositif expérimental	49
4.5 Résultats	55
4.6 Discussion des résultats	59
5.ETUDE MICROSTRUCTURALE	61
5.1. Evolutions structurales après déformation à chaud.....	61
5.2. Microscope optique	61
5.3. Microscope électronique à balayage.....	62
5.4. Résultats	62
5.5. Discussion des résultats	73
CONCLUSION.....	75
REFERENCES.....	

LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1.1 Différents subdivisions des états T avec mise en solution	16
Figure 1.2 Différents subdivisions des états T sans mise en solution	16
Figure 2.1 Mécanisme de restauration – recristallisation	21
Figure 2.2 Récapitulation des différentes étapes de la restauration	22
Figure 2.3 Répartition des phénomènes de restauration et recristallisation en fonction de la déformation et de la répartition des particules	23
Figure 2.4 Schémas de la relaxation plastique	23
Figure 2.5 Evolution de la microstructure au cours de la restauration dynamique	24
Figure 2.6 Evolution de la microstructure durant une recristallisation dynamique	26
Figure 2.7 Effet de la température sur la courbe contrainte-déformation	26
Figure 2.8 Effet de la contrainte et de la taille de grains sur la cinétique de recristallisation	27
Figure 2.9 Adoucissement lié à de la recristallisation dynamique lors d'un essai de torsion à chaud	28
Figure 2.10 Mécanisme de la recristallisation dynamique géométrique	28
Figure 2.11 Evolution de la dureté en fonction du temps pour différentes températures	30
Figure 2.12 Evolution de la conductivité électrique en fonction du temps	30
Figure 2.13 Représentation semi-quantitative de l'interaction entre la précipitation et la Recristallisation	31
Figure 2.14 Mécanisme de franchissement d'un précipité	32
Figure 2.15 Mécanisme de cisaillement se produisant dans un seul plan	33

Figure 2.16	Création de deux nouvelles interfaces lors du cisaillement d'un précipité	33
Figure 2.17	Création d'une paroi d'antiphase lors du passage d'une dislocation	34
Figure 2.18	Passage d'une dislocation autour de particules selon le mécanisme d'Orowan ou de contournement	35
Figure 2.19	Mécanisme de contournement par glissement dévié	35
Figure 3.1	Diagramme de phase d'un alliage ternaire AlCuMg	36
Figure 3.2	Structure cristallographique d'une zone GPB composé de plan de cuivre de Magnésium et d'aluminium intercalé	37
Figure 3.3	Structure cristallographique orthorhombique d'une zone GPB	40
Figure 3.4	Structure cristallographique de la phase S' et S	41
Figure 3.5	Comparaison des structures cristallographiques de la phase S	42
Figure 3.6	Evolution de la dureté lors d'un maintien en température à 150°C pour les alliages 2618 et 2024	43
Figure 3.7	Evolution de la dureté d'un Al-1,1Cu-1,7Mg (pds) recuit à 150°C et 200°C	43
Figure 3.8	Création d'une zone appauvrie en soluté au niveau d'un joint de grain	46
Figure 4.1	Photo de l'éprouvette	48
Figure 4.2	Photographie 1 Vue de dispositif thermique	49
Figure 4.3	Photographie 2 Vision générale du dispositif	50
Figure 4.4	Photographie 3 Extensomètre	50
Figure 4.5	Schéma d'ensemble du banc d'essais	51
Figure 4.6	Dispositif de régulation thermique	52
Figure 4.7	Dispositif de régulation mécanique	53
Figure 4.8	Système d'acquisition	54
Figure 4.9	Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température ambiante	55
Figure 4.10	Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 340°C	56
Figure 4.11	Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 390°C	56

Figure 4.12	Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 440°C	57
Figure 4.13	Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 490°C	57
Figure 4.14	Evolution du taux de la contraint en fonction de la température	58
Figure 4.15	Evolution du taux de l'allongement en fonction de la température	59
Figure 5.1	Microscope optique Laboratoire (LTSM)	62
Figure5.2	Observation par MO, précipitation aux joints des grains à la température 440°C,X1000.	63
Figure5.3	Observation par MO, précipitation aux joints des grains à la température 490°C,X1000.	63
Figure5.4	Observation par MO, après attaque de Keller Grains recristallisées à la température 340°C,X500.	64
Figure5.5	Observation par MO, après attaque de Keller Grains recristallisés à la température 390°C,X500.	64
Figure 5.6	Macro- fractographie de la surface à l'état reçu	65
Figure 5.7	Macro- fractographie de la surface à haute température.	65
Figure 5.8	Faciès de rupture à la température ambiante	66
Figure 5.9	Faciès de rupture à haute température	66
Figure 5.10	Faciès de rupture à haute température montre les grains recristallisés	67
Figure 5.11	Faciès de rupture à haute température présent l'arrachement de matière	67
Figure 5.12	Agrandissement d'une cupule à la température Ambiante	68
Figure 5.13	Agrandissement d'une cupule à haute température	68
Figure 5.14	Spectre d'analyse ponctuelle De particule à base d'aluminium	69
Figure 5.15	Point testé	69
Figure 5.16	Spectre d'analyse ponctuelle De particule à base d'aluminium	70
Figure 5.17	Point testé	70
Figure5.18	Spectre d'analyse ponctuelle de particule à base d'aluminium	71
Figure 5.19	Point testé	71

Figure 5.20	Spectre d'analyse ponctuelle de particule à base d'aluminium	72
Figure 5.21	Point testé	72
Tableau 1.1	Production mondiale d'aluminium	12
Tableau 1.2	Les méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques	13
Tableau 1.3	Etat de base des produits corroyés	15
Tableau 1.4	Représentation des différents alliages de la famille 2000	17
Tableau 3.1	Récapitulatif des différents modèles de maille cristallographique Proposés pour la phase S'(S)	41
Tableau 4.1	Composition chimique	47
Tableau 4.2	Caractéristique mécanique de l'alliage 2024	48
Tableau 5.1	Composition chimique	69
Tableau 5.2	Composition chimique	70
Tableau 5.3	Composition chimique	71
Tableau 5.4	Composition chimique	72

INTRODUCTION

Le cahier de charges d'une pièce mécanique exprime les fonctions à remplir, le rôle à jouer : être léger, « résister » à la déformation, à la température, avoir des surfaces adaptées à un bon contact, à la résistance à la corrosion.

La connaissance des matériaux, rendue objective par des modèles et des caractéristiques de comportement, est une étape nécessaire préalable à tout problème de choix. Elle nécessite de prendre en considération trois champs : la composition et la microstructure, les propriétés, et les aptitudes des matériaux ; et de relier ces champs de façon rationnelle : la science des matériaux s'intéresse aux liens entre les deux premiers, le génie des matériaux cherche à rendre compte des aptitudes à partir des propriétés [1].

Les alliages d'aluminium à durcissement structural (série 2000, 6000 et 7000) sont utilisés dans le cadre de l'allègement des structures de transport aérien, naval et terrestre.

Bien que les microstructures résultant de la déformation à chaud soient maintenant assez bien connues pour de nombreux alliages, le détail des mécanismes aboutissant à ces microstructures, ainsi que la relation entre ces microstructures et les propriétés mécaniques des éprouvettes testées ne sont pas encore maîtrisés. Par conséquent, l'objectif principal de ce travail a été de comprendre la genèse des microstructures caractérisées et le comportement mécanique de différentes éprouvettes testées à des températures différentes.

CHAPITRE 1

ALUMINIUM ET ALLIAGES D'ALUMINIUM

1.1. Histoire

L'aluminium est le métal le plus récemment découvert puisqu'il n'est utilisé industriellement que depuis la fin du XIX^e siècle.

Pourtant l'alun, sulfate double d'aluminium et de potassium, le composé d'aluminium le plus anciennement connu, était déjà décrit par PLINE l'ancien et utilisé à Rome.

Il a fallu attendre 1825 pour que HANS CHRISTIAN OERSTED obtienne l'aluminium à l'état de corps simple sous forme d'une poudre grise contenant encore une très grande quantité d'impuretés. En 1827 FRIEDRICH WOHLER obtint cette même poudre grise d'aluminium contenant cependant moins d'impuretés.

Ce n'est qu'en 1854 qu'Henri SAINTE-CLAIRE-DEVILLE présente le premier lingot d'aluminium obtenu à l'état fondu, par un procédé mis en application en 1859 de façon industrielle par HENRY MERLE dans son usine de Salindres (Gard), berceau de la société Pechiney. Mais ce procédé était compliqué ce qui donnait un métal très cher, réservé à des utilisations dans le luxe et l'orfèvrerie.

En 1886, PAUL LOUIS TOUSSAINT HEROULT France et CHARLES MARTIN HALL aux Etats Unis déposent indépendamment leurs brevets sur la production d'aluminium par électrolyse à chaud de l'alumine, oxyde déshydraté de l'aluminium, dissoute dans de la cryolithe fondue (fluorure double de sodium et d'aluminium).

HEROULT monte sa première usine en 1887 à Neuhausen en Suisse, sur une chute du Rhin, berceau de la société l'Aluminium Suisse. Il monte une usine en 1889 à Froges (Isère), berceau de l'hydroélectricité française développée par Aristide Bergès, puis une autre à La Praz dans la vallée de l'Arc (Savoie).

L'aluminium est entré dans sa phase industrielle ; sa production a connu en 100 ans une croissance prodigieuse, le mettant au premier rang des métaux non ferreux et au deuxième de tous les métaux derrière le fer, ainsi que l'illustre les chiffres suivants :

Tableau 1.1 : Production mondiale d'aluminium (en tonnes) [11].

Année	1888	1900	1930	1960	1993	1997
Production mondiale Tonnes	39	5700	269000	4624000	19816000	21800000

1.2. Principales caractéristiques de l'aluminium

La production d'aluminium ne représente que 2 % environ de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages arrivent en seconde position pour l'utilisation des matériaux d'aluminium peuvent subir les effets de la corrosion. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la fatigue corrosion, voire de la corrosion généralisée peuvent se développer. Pour des conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état.

1.2.1. La conductibilité électrique

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

1.2.2. Propriétés mécaniques

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

1.2.3. Propriétés de mise en forme

L'aluminium a une température de fusion relativement basse, d'environ 660 °C. Il en résulte une facilité de fusion qui présente un avantage certain pour les opérations de fonderie. L'aluminium est très ductile, on peut aisément le mettre en forme à l'état solide, par déformation plastique. Les alliages peuvent être mis en forme selon deux techniques :

Mise en forme par corroyage. Elle concerne les demi-produits et les produits finis. On travaille par déformation à chaud des lingots, des billettes ou des brames de coulée continue.

Mise en forme par fonderie. Pour les alliages corroyés, une distinction est faite entre les alliages non trempants et les alliages trempants. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable.

La principale méthode de durcissement par traitement thermique est donc le durcissement structural. La méthode par traitement mécanique est l'écrouissage tableau 1.2.

Tableau 1.2 : Les méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques [12].

Catégorie d'alliages	Méthodes d'amélioration des propriétés mécaniques
non trempant	addition d'éléments en solution solide, présence de secondes phases dispersées, écrouissage
trempant	Durcissement structural

1.2.4. Masse volumique

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

1.2.5. Résistance à la corrosion

Grâce à la couche d'oxyde qui se forme en surface, les alliages d'aluminium résistent à la corrosion. On peut rendre cette couche protectrice d'oxyde plus épaisse par anodisation. L'aluminium et ses alliages peuvent alors être utilisés sans protection supplémentaire comme revêtements extérieurs de bâtiments. Par contre, dans les milieux corrosifs, les alliages peuvent subir les effets de la corrosion. Des piqûres, de la corrosion sous contrainte, de la fatigue corrosion, voire de la corrosion généralisée peuvent se développer. Pour des conditions données, la sévérité de l'attaque dépend de l'alliage utilisé et de son état.

1.3. Influence des éléments d'alliage

La résistance mécanique de l'aluminium pur est relativement faible et interdite son emploi pour certaines applications. Cette résistance mécanique peut être notablement

augmentée par l'addition d'autres métaux, formant ainsi des alliages. Ceux-ci peuvent être classés en deux catégories :

- ✍ les alliages sans durcissement structural (alliages non trempants).
- ✍ Les alliages à durcissement structural (alliages trempants).

Cette différence entre alliages est due à l'élément d'addition principal, quelle que soit sa teneur.

Il n'y a rarement qu'un seul élément ajouté (élément principal). Des additions d'autres éléments secondaires vont aussi influencer sur les caractéristiques de l'alliage. Il y a enfin des éléments présents dans l'alliage sans qu'ils aient été ajoutés volontairement ; ce sont les impuretés dont les plus importantes sont le fer et le silicium, et dont il faut contrôler précisément la teneur pour certaines utilisations car leur influence peut être défavorable.

Tous les éléments jouent, par leur nature et leur teneur, sur plusieurs propriétés de l'alliage comme [12]:

- ✍ les caractéristiques mécaniques (charge de rupture R_m , limite élastique $R_{p0.2}$, l'allongement à la rupture $A\%$, la dureté HB)
- ✍ la masse volumique
- ✍ les conductivités électrique et thermique
- ✍ la résistance à la corrosion
- ✍ l'aptitude au soudage
- ✍ l'usinabilité
- ✍ l'aptitude à la déformation
- ✍ l'aptitude à l'anodisation.

L'aluminium est capable de se " marier " avec grand nombre d'autres éléments donnant ainsi naissance à beaucoup d'alliages différents ayant un faisceau de propriétés très larges et permettant de satisfaire un grand nombre d'applications.

Les alliages d'aluminium sont classés en sept familles selon l'élément principal d'addition. Dans chaque famille, les différents alliages ont des caractères " génétiques " communs mais ont aussi chacun leur propre personnalité. Les alliages sont communément désignés par un numéro à 4 chiffres dont le premier désigne la famille :

Aluminium sans élément d'addition : 1000

Aluminium + cuivre : 2000 concerne notre travail

Aluminium + manganèse : 3000

Aluminium + silicium: 4000

Aluminium + magnésium : 5000

Aluminium + magnésium + silicium : 6000

Aluminium + zinc + magnésium : 7000

1.4. Etats métallurgiques

On peut obtenir des alliages d'aluminium en divers états, écrouis ou trempés et vieillis. On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles. Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie. Les subdivisions des états de base sont indiquées par un ou plusieurs chiffres suivant la lettre de l'état de base tableau 1.3.

Tableau 1.3 : Etat de base des produits corroyés [14].

Aluminium et alliages d'aluminium NF EN 515	Etat de base
F	Etat brut de fabrication
O	Etat recuit
H	Etat écroui
T	Etat traité thermiquement
W	Etat trempé non stabilisé

1.4.1. Subdivision des états T

Le symbole T est toujours suivi de un ou plusieurs chiffres, ces chiffres indiquent une variante du traitement qui affecte de façon significative les caractéristiques par rapport à l'état T d'origine. Ces chiffres peuvent se rapporter respectivement à un ou plusieurs points suivants et figure 1.1, 2 [14] :

- traitement de mise en solution et/ou de précipitation
- importance de l'écrouissage après mise en solution
- détensionnement.

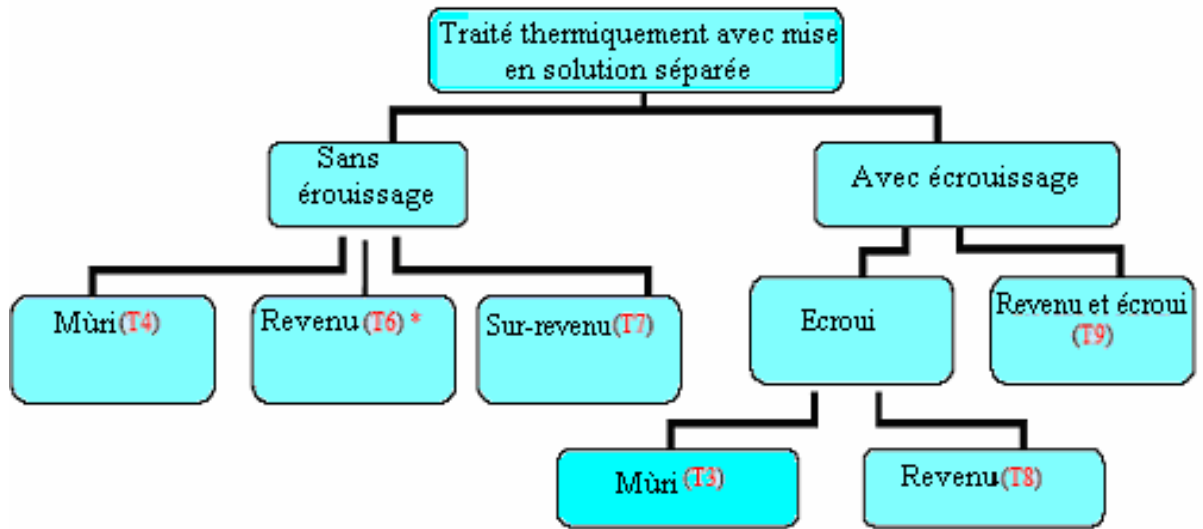


Figure 1.1: Différentes subdivisions des états T avec mise en solution [12].

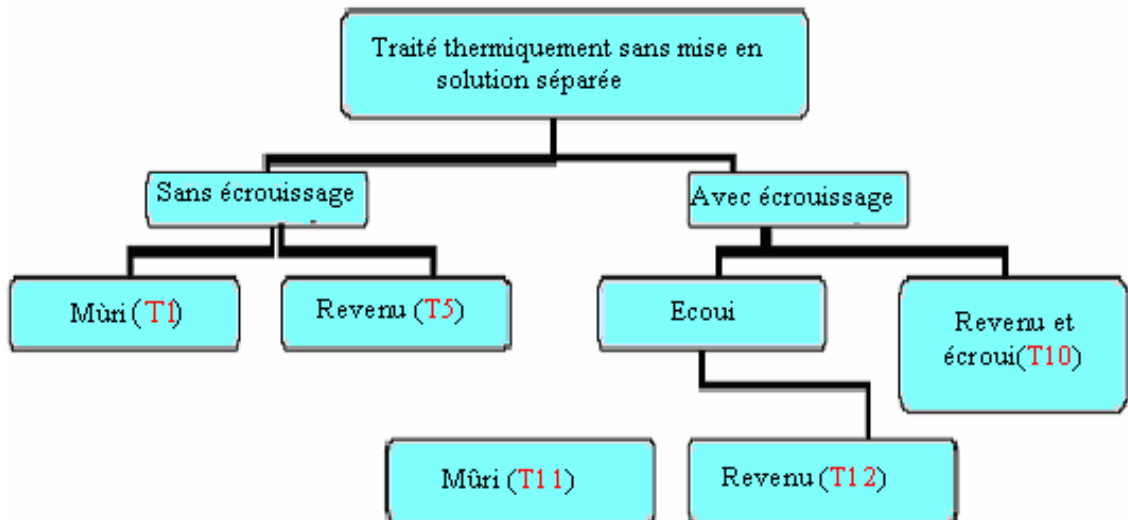


Figure 1.2 : Différentes subdivisions des états T sans mise en solution [12].

1.5. Les alliages d'aluminium de la série 2000

Notre étude est effectuée sur un alliage d'aluminium de la série 2000 (Al-Cu) appelé duralumins.

Les alliages de la série 2000, à durcissement structural, forment une gamme importante d'alliages se caractérisant par [1].

- une résistance mécanique moyenne à l'état trempé mûri mais relativement élevée à l'état trempé revenu.
- une bonne tenue à chaud.
- une aptitude au soudage généralement mauvaise selon les procédés traditionnels.
- une résistance à la corrosion relativement faible en atmosphère corrosive

1.5.1. Différents alliages de la série 2000

On distingue plusieurs alliages de la série 2000. Le tableau 1.4, suivant donne les désignations des principaux alliages de famille 2000 et compare les désignations françaises et étrangères.

Tableau 1.4 : Représentation des différents alliages de la famille 2000[12].

France		Allemagne		USA	Grande Bretagne	
Nouveau	Ancien				Nouveau	Ancien
2011	AU5PbBi	AlCuBiPb	3.1655	2011	FC1	2011
2014	AU4SG	AlCuSiMn	3.1255	2014	(H15)	(2014A)
<u>2017A</u>	AU4G	AlCuMg1	3.1325	(2017)		
<u>2024</u>	AU4G1	AlCuMg2	3.1355	2024		
<u>2030</u>	AU4Pb	(AlCuMgPb)	(3.1645)			
<u>2618A</u>	AU2GN			(2618)	H16	2618A

1.5.1.1. Duralumin

On appelle duralumins les alliages Al-Cu-Mg additionnés de manganèse, le duralumin est durci par formation des zones GP de composition complexe et de phases métastables S' et η' .

Bien que le manganèse ne fasse pas partie des phases durcissantes, sa présence dans les alliages est utile. Il améliore la tenue du duralumin à la corrosion et sa présence sous forme de particules dispersées de la phase T ($Al_{12}Mn_2Cu$) augmente la température de recristallisation et améliore les propriétés mécaniques. Le duralumin contient comme inclusion le fer et le silicium. Le fer, en formant la combinaison $(Mn,Fe)Al_6$ qui se cristallise sous forme de lamelles grossières, diminue la résistance et la plasticité du

duralumin. De plus, le fer forme la combinaison Al_7Cu_2Fe qui ne se dissout pas dans l'aluminium ; En liant le cuivre, le fer de cette combinaison affaiblit au vieillissement l'effet durcissant. C'est pourquoi la teneur en fer ne doit pas dépasser 0,5 à 0,7%. Le silicium forme les phases Mg_2Si et $W(Al_xMg_5Cu_5Si_4)$ qui se dissolvent dans l'aluminium et, au vieillissement, durcissent l'alliage. Pourtant, le durcissement que produisent les phases Mg_2Si et W est faible ; Il s'ensuit que l'addition de silicium, en diminuant la quantité de phases durcissantes de base S et $?$, contribue à la dégradation de la résistance [15].

CHAPITRE 2

DEFORMATION A CHAUD

2.1. Introduction

On parle de déformation à chaud, lorsque se produit une restauration de la structure, ou une recristallisation qui s'oppose à l'effet de l'écroutissage : Sa limite inférieure dépend de la vitesse de déformation, de la température qu'on peut situer suivant la composition de l'alliage entre $0.7, 0.75 T_f$ (ou T_f est la température du métal en degré Kelvin). Les opérations de mise en forme à chaud se font par déformation plastique, elles ont pour effets de provoquer dans le métal la formation d'une texture dont les caractéristiques dépendent de la température [13].

2.2. Mise en forme à chaud

La mise en forme à chaud occupe une place très importante dans les cycles industriels de fabrication : presque toutes les pièces métalliques commencent par subir une ou plusieurs déformations à chaud. Certaines sont utilisées telles quelles (tôles fortes, rails et profilés, pièces matricées), et c'est donc la déformation à chaud qui fixe leur structure et leurs propriétés d'emploi. La plupart sont ensuite déformées à froid et, dans ce cas, les transformations de structure (ou de texture) résultant de la déformation à chaud peuvent modifier les conditions de cette seconde série d'opérations. Dans certains matériaux possédant une forte mémoire structurale, comme les alliages de titane, elles peuvent subsister en plus ou moins grande proportion jusqu'au niveau du produit fini. Enfin, les opérations de mise en forme à chaud permettent d'agir sur l'architecture du matériau ; elles sont alors qualifiées de traitements thermomécaniques [2].

2.3. Écroutissage

La déformation plastique d'un matériau cristallin modifie ses propriétés de par son influence sur sa structure interne ; Ces évolutions de propriétés et de microstructure, appelées

écrouissage, jouent un rôle très important pour les caractéristiques mécaniques du matériau. En effet, le durcissement par écrouissage est largement utilisé pour augmenter les caractéristiques mécaniques de nombreux alliages métalliques. De façon plus générale, c'est l'écrouissage qui confère aux alliages métalliques leurs propriétés essentielles de ténacité et de facilité (relative) de mise en forme. Dans le premier cas, l'écrouissage a lieu de façon très locale – en fond de fissure dans un matériau endommagé par exemple – et permet d'absorber l'énergie de sollicitation mécanique. Dans le deuxième cas, c'est l'ensemble du matériau subissant l'opération de mise en forme par grandes déformations plastiques qui est susceptible de s'écrouir. L'écrouissage dépend du matériau, de la quantité de déformation appliquée et des conditions de déformation (température, vitesse et mode de déformation) [3].

2.4. Restauration et recristallisation

La restauration et la recristallisation sont des phénomènes complexes qui ne sont pas aisés à découpler. Durant la déformation à chaud c'est la restauration et la recristallisation dynamique qui sont prépondérantes au cours de la déformation.

2.4.1. Introduction

L'énergie emmagasinée dans un matériau augmente durant la déformation plastique à cause de l'introduction de dislocations. Le matériau se retrouve dans un état thermodynamiquement instable. Lors d'un recuit, il a tendance à retourner dans un état plus stable grâce à l'activation de phénomènes tels que la restauration et la recristallisation [16].

La restauration implique un réarrangement des dislocations en une structure moins énergétique, comme par exemple la formation de sous joints de grains Figure 2.1b. Cependant, les propriétés du matériau ne sont que partiellement retrouvées car les structures de dislocations ne sont pas entièrement modifiées. En effet, lors de la restauration il n'y a pas migration des joints de grains fortement désorientés ($\theta = 10-15^\circ$) [17]. La diminution de dureté est modérée et la cinétique relativement lente. Durant la recristallisation il y a formation d'une nouvelle structure de grains dépourvue de dislocations Figure 2.1c. La germination des nouveaux grains a lieu dans les zones très déformées [16].

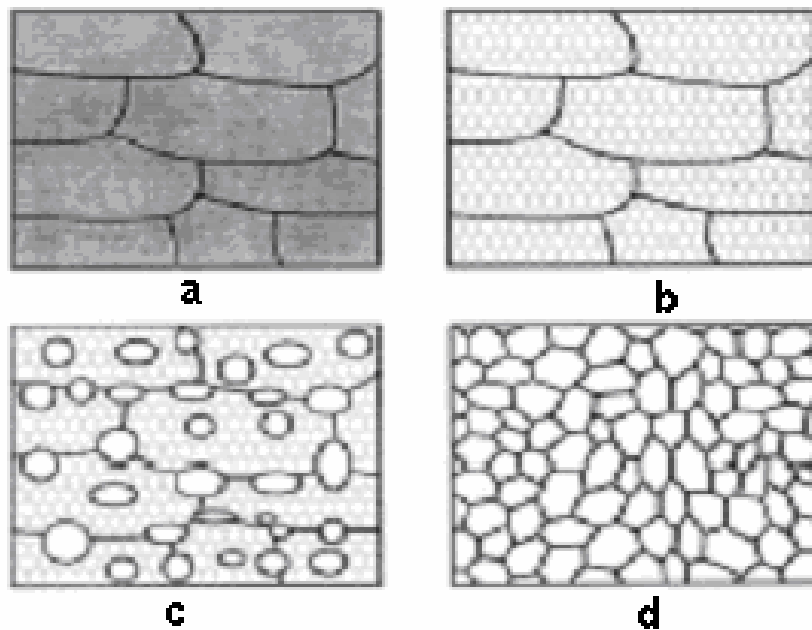


Figure 2.1: Mécanisme de restauration – recristallisation [16].

a) état déformé, b) restauré, c) partiellement recristallisé, d) totalement recristallisé

La restauration et la recristallisation sont en compétition durant un recuit. Dans le cas de matériaux à forte énergie de faute d'empilement, comme l'aluminium, les dislocations n'ont pas d'intérêt énergétique à se dissocier. Elles restent donc parfaites et gardent une grande mobilité, ce qui leur permet de s'annihiler facilement. Ce type de matériaux va donc privilégier la restauration. Néanmoins, la recristallisation est favorisée par l'augmentation de la température et de la vitesse de déformation [16].

2.4.2. Restauration et recristallisation statiques

Les phénomènes sont statiques lorsqu'ils se produisent durant le recuit d'un matériau déformé.

2.4.2.1. Restauration

Le recuit apporte suffisamment d'énergie pour mettre en mouvement les dislocations et leur permettre de s'annihiler soit par glissement soit par montée Figure 2.2.

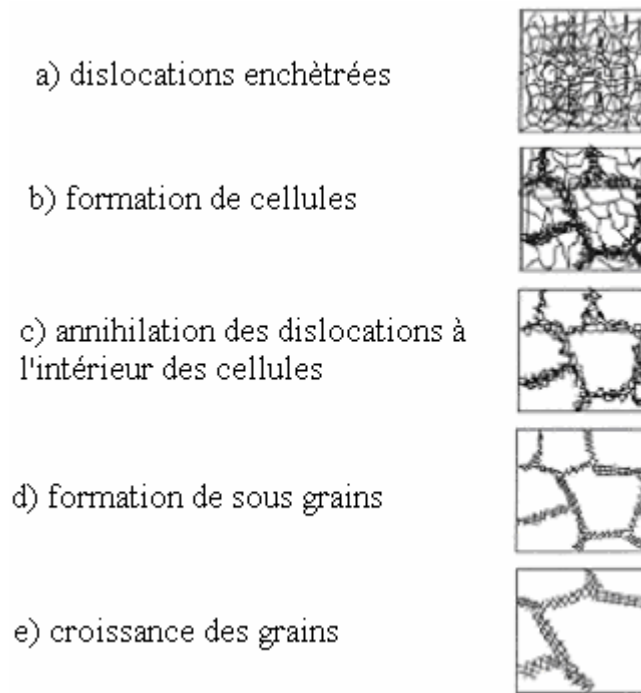


Figure 2.2 Récapitulation des différentes étapes de la restauration [16].

2.4.2.2. Recristallisation

La restauration est un mécanisme continu tandis que la recristallisation peut être continue ou discontinue. Cependant, une déformation plastique minimale est nécessaire pour activer la recristallisation.

2.4.2.2.1. Recristallisation continue

Il n'est pas évident de distinguer la recristallisation continue de la restauration. Tandis que la recristallisation continue met en jeu des joints de grains fortement désorientés, sans germination de nouveaux grains, la restauration est à l'origine de la migration de sous joints de grains [16,17].

2.4.2.2.2. Recristallisation discontinue

A partir d'une certaine déformation, on peut localement atteindre une densité critique de dislocations qui permet la genèse de nouveaux grains dépourvus de dislocations. Ces grains vont ensuite croître en consommant toute l'ancienne structure et la microstructure résultante contiendra très peu de dislocations. La germination et la croissance de nouveaux

grains peuvent être induites par la présence suffisante de particules secondaires dures telles que les intermétalliques Figure 2.3. Ce phénomène s'appelle la PSN ou Particule stimulated nucleation [16].

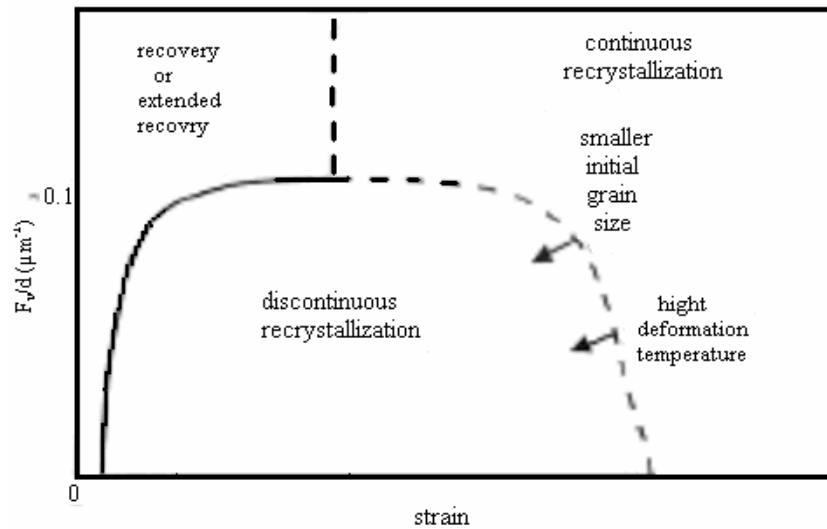


Figure 2.3: Répartition des phénomènes de restauration et recristallisation en fonction de la déformation et de la répartition des particules [16].

2.4.2.2.3. Rôle des particules secondaires sur la recristallisation

Au niveau des particules, une forte densité de dislocations et un large gradient d'orientations peuvent exister, ce qui favorise la recristallisation. La germination stimulée par particules est associée à la rotation de la structure granulaire dans le cas de particules mesurant plus de 100nm, ou à des zones déformées autour de petites particules lors de faibles déformations Figure 2.4. La recristallisation germe au niveau d'un sous grain contenu dans la zone déformée qui va croître jusqu'à complète consommation de cette zone [16,18].

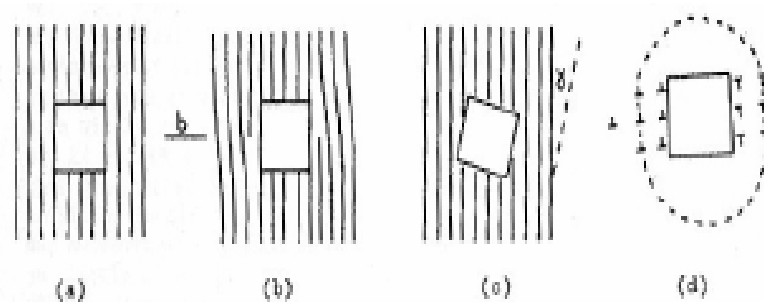


Figure 2.4: Schémas de la relaxation plastique a) non déformé b) non relaxé c) relaxation par rotation d) formation d'une zone déformée [16].

Si les particules ont une taille inférieure à 100nm, la germination et la croissance de nouveaux grains sont ralentis par la force de Zener. La même remarque est faite pour les alliages à solution solide, où ce sont les atomes de soluté qui ancrent les joints [18].

2.4.3. Restauration et recristallisation dynamiques

La restauration et la recristallisation dynamiques ont lieu durant une déformation à chaud.

2.4.3.1. Restauration

Durant les premiers stades de déformation, le nombre de dislocations s'accroît ce qui, d'une part augmente la contrainte et d'autre part entraîne la croissance de la force motrice de la restauration. Pendant cette période, une structure de sous grains se développe. A partir d'une certaine déformation, la création de dislocations par déformation et l'élimination de ces dernières par restauration s'égalisent, on est en équilibre dynamique Figure 2.5. Des joints faiblement désorientés sont formés comme en restauration statique. Cependant, la contrainte appliquée ajoute une pression qui stimule le mouvement des joints faiblement désorientés et donc deux joints opposés vont essayer de croître dans une direction opposée, ce qui permet de conserver une forme equiaxe durant la déformation [16].

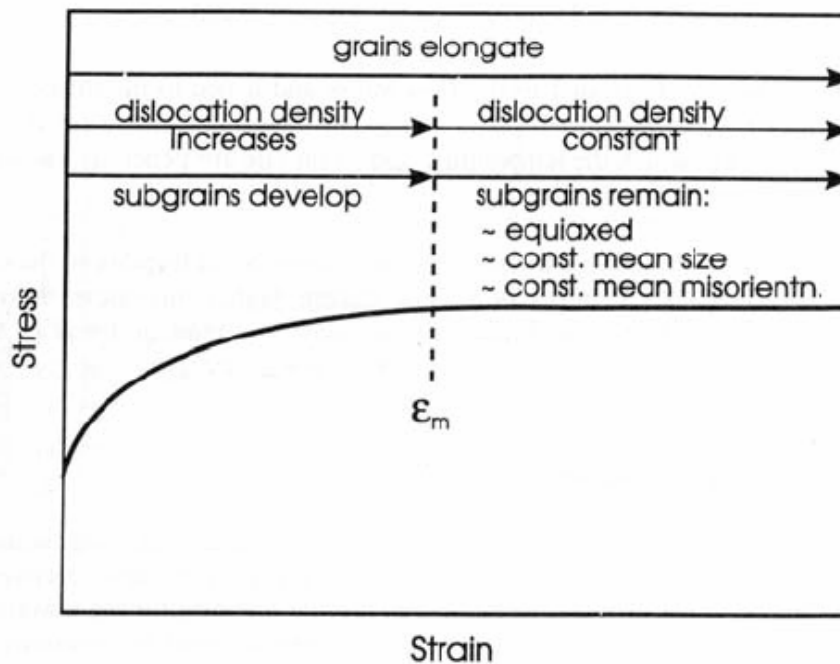


Figure 2.5: Evolution de la microstructure au cours de la restauration dynamique [16].

Pour les matériaux à forte énergie de faute d'empilement la montée des dislocations et le glissement dévié sont aisés. Par conséquent, la restauration dynamique est rapide à haute température [18].

2.4.3.2. Recristallisation

Comme pour la recristallisation statique, la recristallisation dynamique peut être continue ou discontinue.

2.4.3.2.1. Recristallisation continue

Lors de la recristallisation dynamique continue, la désorientation des sous joints augmente progressivement par l'absorption en continu des dislocations introduites par la déformation plastique [20].

2.4.3.2.2. Recristallisation discontinue

Une déformation critique est nécessaire pour initier la recristallisation dynamique. De nouveaux grains germent au niveau des anciens joints de grains formant un collier. Si la différence de taille entre les grains initiaux et les grains issus de la recristallisation est importantes alors plusieurs couches peuvent se développer jusqu'à un complet envahissement de l'ancienne microstructure Figure 2.6. Contrairement à la recristallisation statique, lors de la recristallisation dynamique la densité de dislocations augmente dans les nouveaux grains car le matériau continue à se déformer.

La courbe contrainte-déformation durant une recristallisation dynamique peut être caractérisée soit par un seul large pic soit par un ensemble de petits pics Figure 2.7. Cela dépend de la cinétique de recristallisation Figure 2.8. Pour de faibles contraintes de Zener, le matériau recristallise complètement avant de subir un nouveau cycle de recristallisation d'où la présence d'oscillations pour chaque cycle. Dans ce cas, on note une croissance des grains. Pour de fortes contraintes, un nouveau cycle de recristallisation commence alors que le premier n'est pas terminé, le matériau est continuellement dans un état de recristallisation partielle après le premier pic d'où la formation d'un plateau [21].

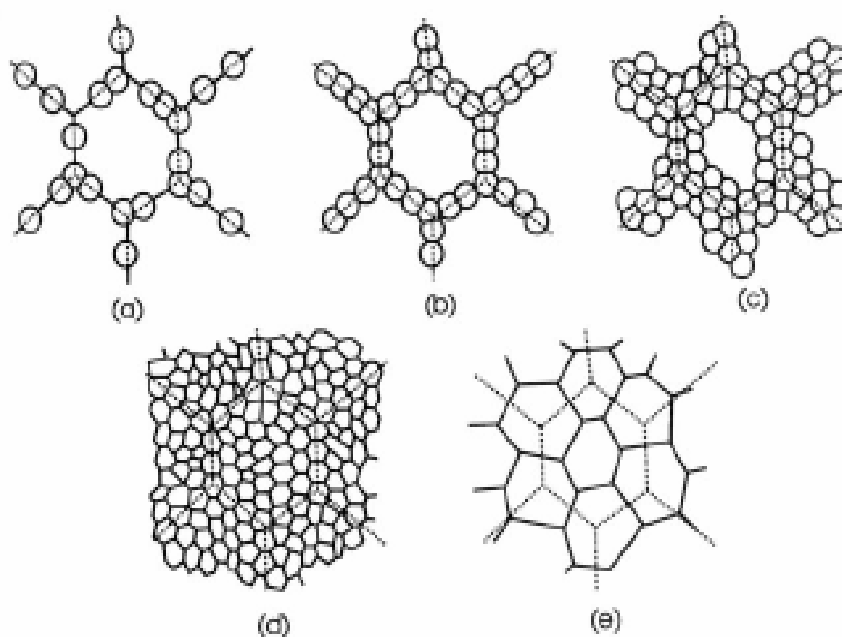


Figure 2.6 : Evolution de la microstructure durant une recristallisation dynamique [16]
 a et b) formation de germes au niveau des joints de grains c et d) multiplication des couches
 de sous grains jusqu'à totale recristallisation e) croissance des sous grains

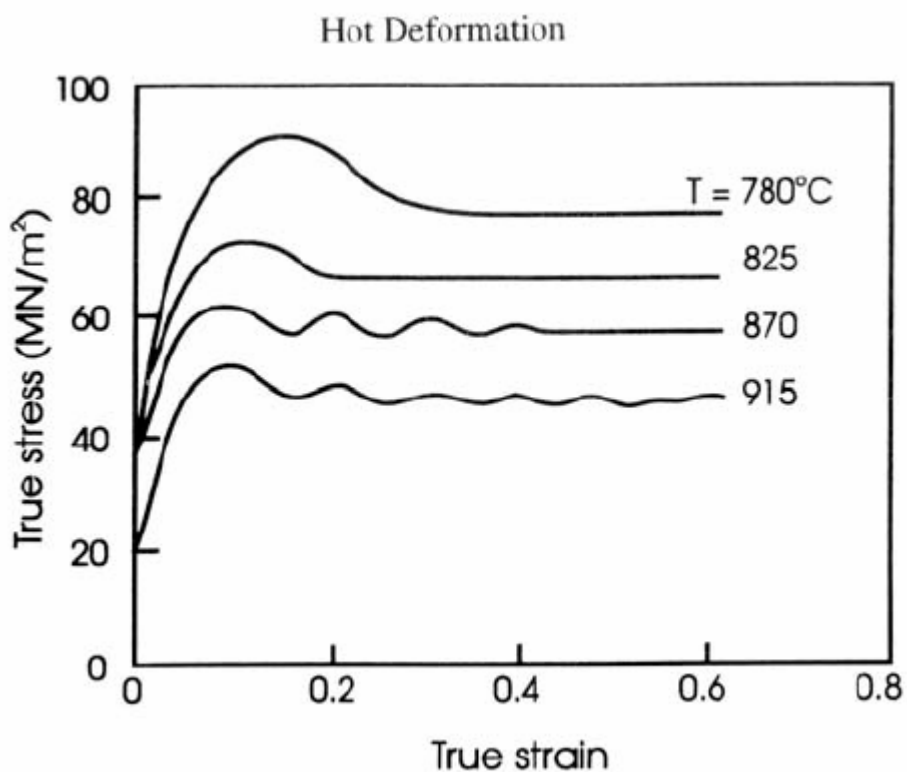


Figure 2.7: Effet de la température sur la courbe
 Contrainte- déformation [16].

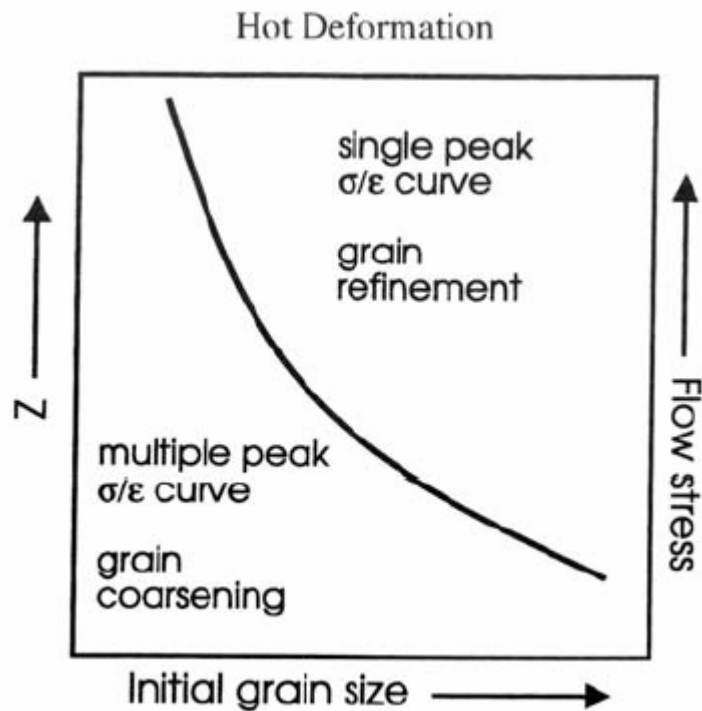


Figure 2.8: Effet de la contrainte et de la taille de grains sur la cinétique de recristallisation [16].

2.4.3.2.3. Recristallisation dynamique géométrique

Ce procédé est utilisé pour expliquer la formation de cristallites fortement désorientées dans l'aluminium pur très déformé à haute température. Mc QUEEN et co-auteurs [22] sont les premiers à avoir introduit la notion de recristallisation dynamique géométrique. Lors d'essais de torsion à chaud, $e = 40$ et $T = 400^\circ\text{C}$, un adoucissement important apparaît dû à une recristallisation dynamique Figure 2.9.

Durant la torsion, les grains s'allongent puis les joints de grains s'ondulent au contact des sous grains. La densité de dislocations à l'intérieur des grains reste constante même si la déformation augmente. De plus, durant la déformation l'aire des joints de grains augmente de façon importante sans que le nombre de grain ne change. A partir du moment où l'épaisseur du grain en torsion devient égale à deux fois la taille d'un sous grain, un tiers des sous joints sont déjà fortement désorientés à cause d'une interaction entre les sous joints et les joints de grains Figure 2.10. Cette fraction ne change pas si l'on augmente la déformation et son apparition est soudaine, preuve que le phénomène en cours n'est pas une recristallisation dynamique continue. La microstructure se compose donc de sous grains séparés par des cristallites très désorientés [22, 23,24].

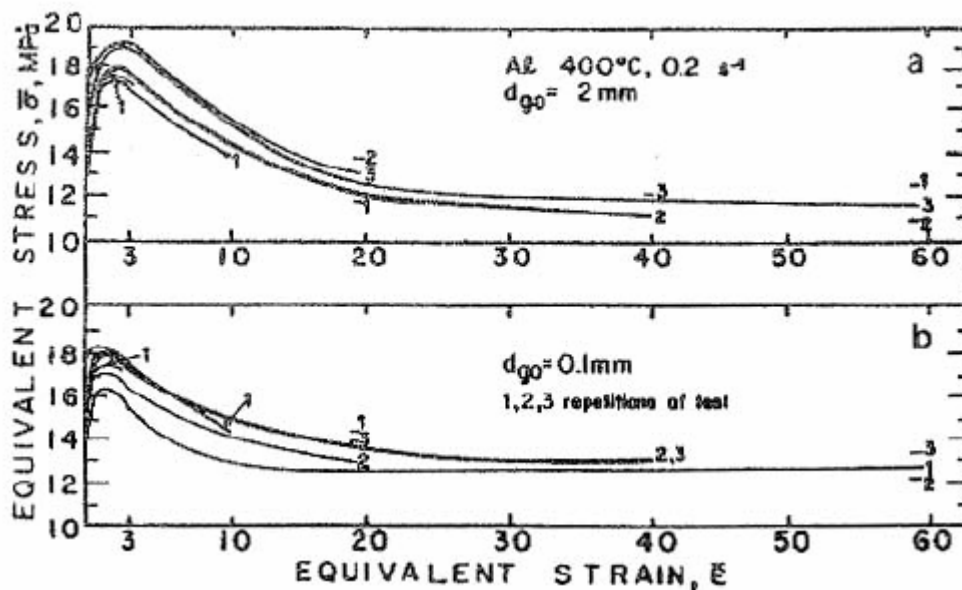


Figure 2.9 : Adoucissement lié à de la recristallisation dynamique lors d'un essai de torsion à chaud. [22].

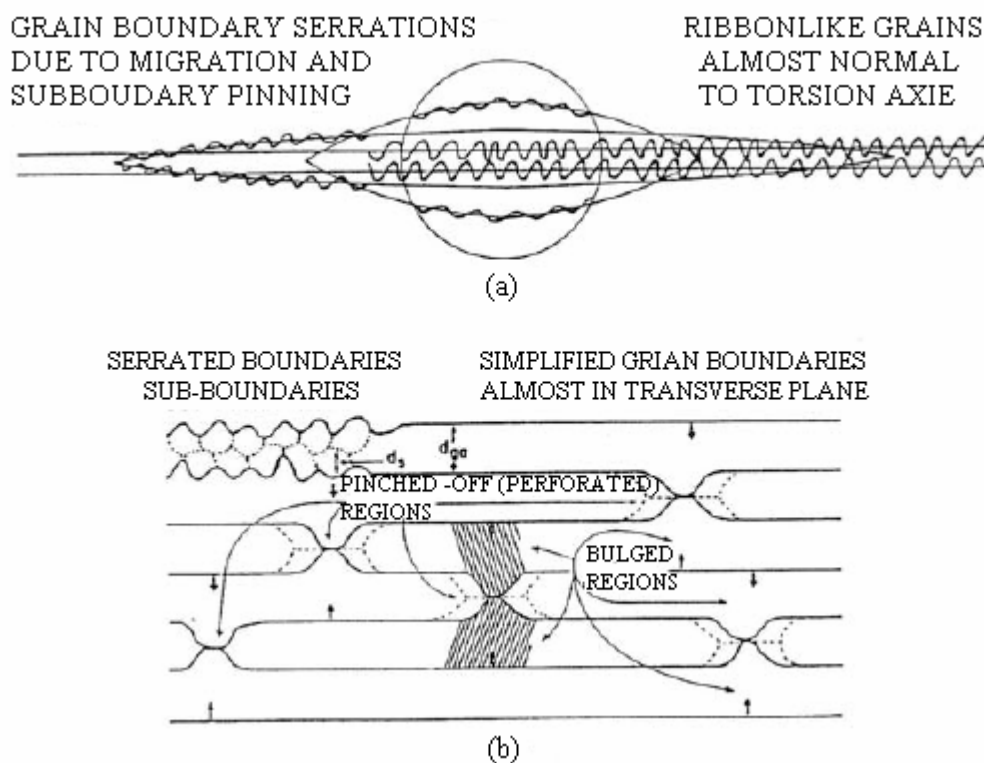


Figure 2.10 : Mécanisme de la recristallisation dynamique géométrique. Allongement et ondulation des grains jusqu'à ce que $d_{ga} = 2d_s$ puis interaction Entre sous joints et joints de grains [24].

2.5. Interactions précipitation, déformation, recristallisation

Durant la déformation les mécanismes de restauration, de recristallisation et de précipitation sont mis en jeu. Ces phénomènes peuvent être dynamiques ou statiques mais aussi interagissent les uns avec les autres. Cette partie développera brièvement les interactions possibles entre ces mécanismes.

2.5.1. Influence des dislocations sur la cinétique de précipitation

Bardi et co-auteurs se sont intéressés à la précipitation dynamique de la phase S, dans un alliage 2618, par des essais de torsion à chaud. Cette étude fait intervenir les interactions entre les dislocations, la restauration et la précipitation. Afin d'accommoder la différence de taille entre les atomes d'aluminium et les atomes de solutés, les éléments d'alliage ségrégent sur les dislocations, ce qui facilite la germination de précipités. Durant le chauffage et la stabilisation en température de l'essai de torsion, il n'y a pas de germination. La précipitation prend place uniquement lors de la déformation à chaud avec une cinétique très rapide à cause de la forte densité de dislocations. A basse température, il se forme des zones GPB et de la précipitation fine et cohérente. A haute température, c'est la forme métastable S' voire la forme stable S qui précipite, ce qui induit une augmentation de la conductivité électrique et une chute de la dureté Figure 2.11 [25].

Sur la Figure 2.12, nous voyons que le comportement d'un matériau déformé puis recuit et d'un matériau déformé à chaud est différent. Le matériau déformé puis recuit précipite de façon semi-cohérente, voir incohérente, immédiatement en induisant une haute conductivité électrique. Par contre le matériau déformé à chaud, à la même température, ne précipite que des zones GPB. En effet, dans le premier cas, la densité de dislocations est très importante dès le début du recuit ce qui accélère et favorise la précipitation hétérogène. Dans le cas du matériau déformé à chaud, il y a moins de dislocations et la température n'est pas assez haute, ce sont donc les zones GPB qui germent de façon homogène [25].

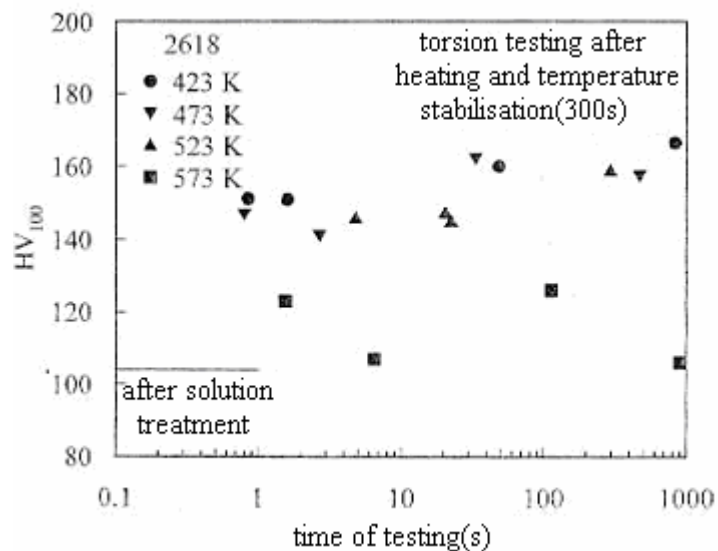


Figure 2.11 : Evolution de la dureté en fonction du temps pour différentes températures [25].

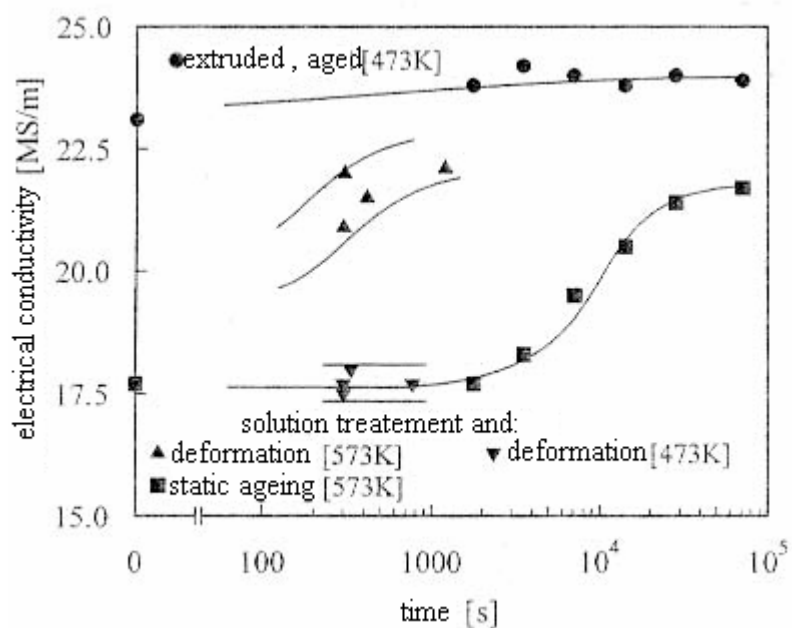


Figure 2.12: Evolution de la conductivité électrique en fonction du temps. Echantillon recuit après mise en solution (carré), essais de torsion à chaud (triangles), Échantillon extrudé puis recuit (rond) [25].

2.5.2 Interaction entre la restauration et la précipitation

Les dislocations s'accumulent jusqu'à ce que la force motrice emmagasinée déclenche la restauration. A ce moment là, un équilibre se crée entre la formation et l'annihilation des dislocations. Le mécanisme est plus complexe quand l'alliage présente de la

précipitation dynamique. Si ces précipités sont suffisamment fins, ils vont ancrer les dislocations qui deviennent peu mobiles, ce qui freine la restauration. En croissant, ces précipités ont un effet d'ancrage moins efficace et la restauration devient de nouveau possible. En conclusion, nous avons vu que la déformation avait tendance à accélérer la cinétique de précipitation de la phase S, qui à son tour peut ralentir fortement la restauration. La microstructure dépend donc de la cinétique de création et d'annihilation des dislocations ainsi que de la cinétique de la germination et de la croissance des précipités [26].

3.5.3. Interaction entre la précipitation et la recristallisation

La restauration induit la migration de sous joints de grains qui s'enrichissent en dislocations. Ce phénomène induit l'augmentation de l'angle de désorientation des sous joints de grains qui finissent par devenir des joints de grains. Par la suite, la recristallisation remplace la restauration. Jones et Humphrey ont mis en évidence l'effet de la précipitation sur la recristallisation à partir d'un alliage AlSc déformé puis recuit Figure 2.1. A basse température ($T < B$) la restauration et la précipitation ont lieu avant la recristallisation. La précipitation est suffisamment fine pour bloquer les joints de grains et donc la recristallisation. A haute température ($T > A$) la recristallisation est plus rapide, elle se termine avant le début de la précipitation. Par ailleurs, entre les deux températures A et B, la recristallisation et la précipitation sont en compétition [27].

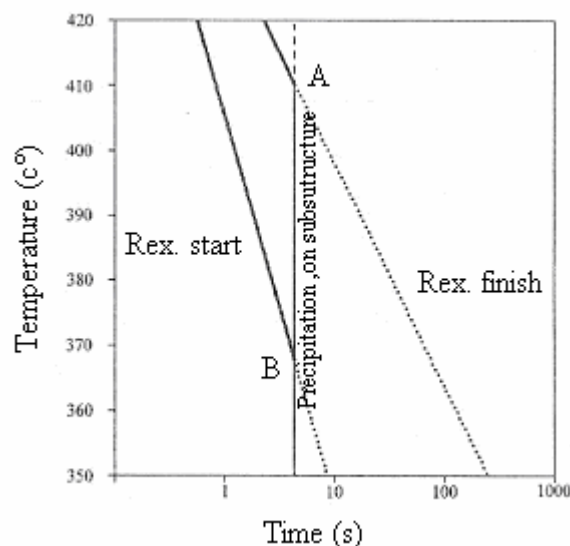


Figure 2.13 : Représentation semi-quantitative de l'interaction entre la précipitation et la recristallisation [27].

2.6. Durcissement par précipitation

Le durcissement par précipitation est très important dans les alliages d'aluminium. Il est lié à l'interaction précipitée - matrice qui dépend de la nature de la particule et de sa relation cristallographique avec la matrice. Les dislocations peuvent soit cisailer la particule soit la contourner Figure 2.14. La limite élastique ou la dureté sont particulièrement sensibles à l'état de précipitation [28].

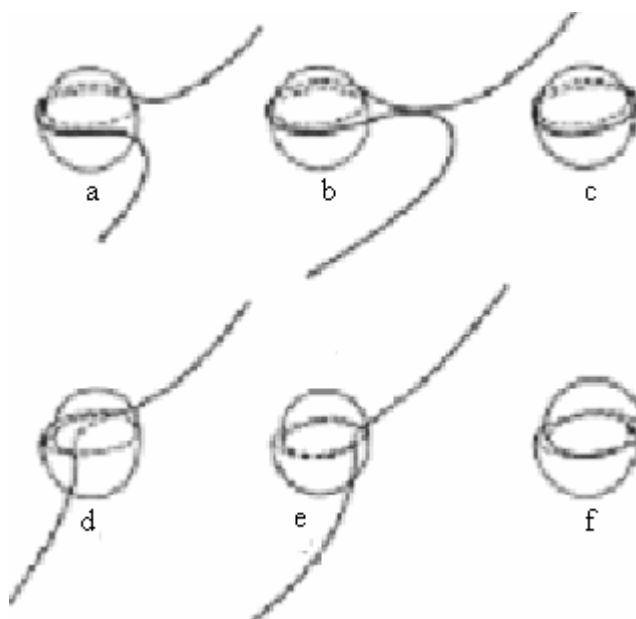


Figure 2.14 : Mécanisme de franchissement d'un précipité :
a, b, c contournement et d, e, f cisaillement [28]

2.6.1. Le cisaillement

Dans le cas de faibles déformations plastiques, le cisaillement de précipités n'apparaît que lorsque ceux-ci sont cohérents ou semi-cohérents et que la dislocation peut glisser de façon continue entre la matrice et les précipités Figure 2.15 [29].

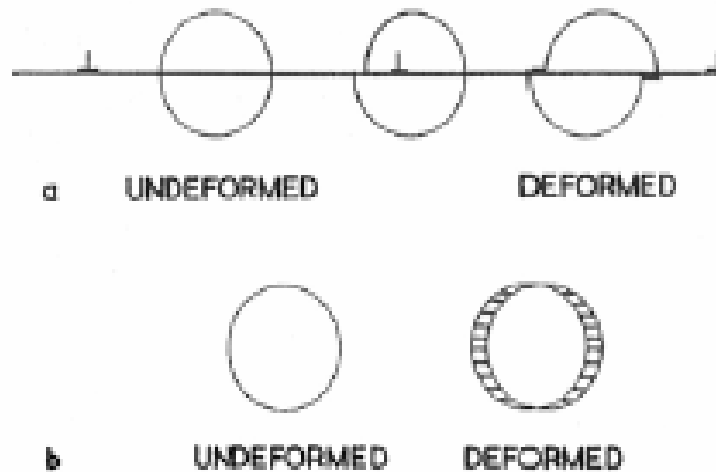


Figure 2.15 : Mécanisme de cisaillement se produisant dans un seul plan [29].

Le cisaillement d'un précipité peut conduire à différents types de durcissement. Le durcissement d'origine chimique est lié à la formation de deux nouvelles interfaces précipités-matrice Figure 2.16. Le cisaillement de précipités ayant une structure ordonnée peut conduire à un durcissement par effet d'ordre atomique en formant une paroi d'antiphase Figure 2.17 [30].

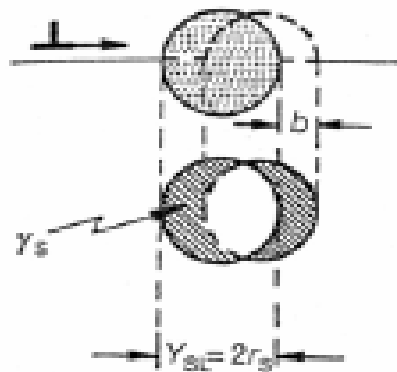


Figure 2.16 : Création de deux nouvelles interfaces lors du cisaillement d'un précipité [30].

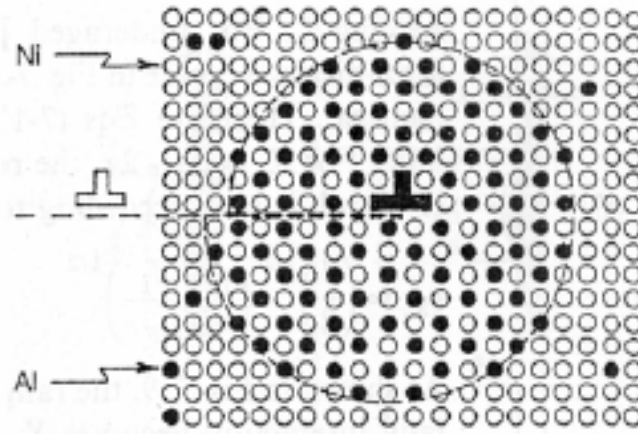


Figure 2.17 : Création d'une paroi d'antiphase lors du passage d'une dislocation [30].

2.6.2. Le contournement

Dans les alliages sur-revenus, les dislocations franchissent les précipités par contournement. Le contournement d'Orowan ou le contournement primaire sans déviation est le mécanisme le plus simple, dans ce cas la dislocation reste dans son plan de glissement. Les deux brins de la ligne de dislocation s'incurvent de part et d'autre de l'obstacle, puis se recombinent, permettant l'échappement de la dislocation et laissant une boucle autour du précipité Figure 2.18. Ce mécanisme concerne les précipités non cohérents avec la matrice, cas des dispersoïdes et des précipités structuraux grossiers. Il se produit aussi quand le champ de distorsion élastique empêche les dislocations d'approcher de la particule [28.30].

Dans le cas de l'aluminium le contournement primaire est peu observé à cause de la forte énergie de faute d'empilement qui rend facile le glissement dévié des dislocations par changement de plan de glissement. Le glissement dévié s'accompagne de la formation de boucles prismatiques et de crans sur la ligne de dislocation Figure 2.19. Ce mécanisme génère de nombreux débris qui jouent le rôle de nouveaux obstacles [28].

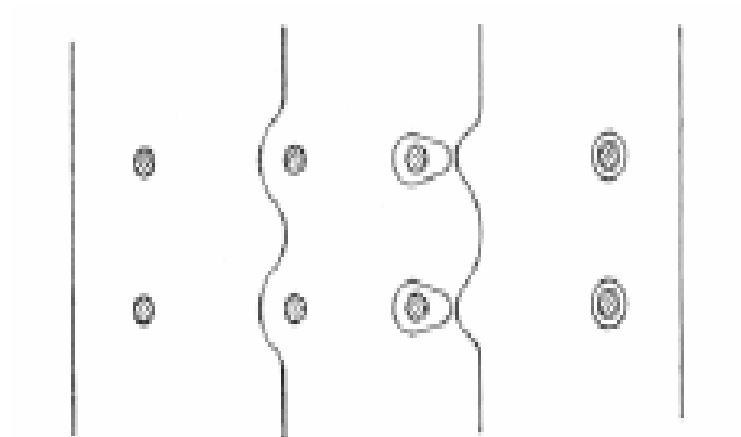


Figure 2.18 : Passage d'une dislocation autour de particules selon le mécanisme d'Orowan ou de contournement [30].

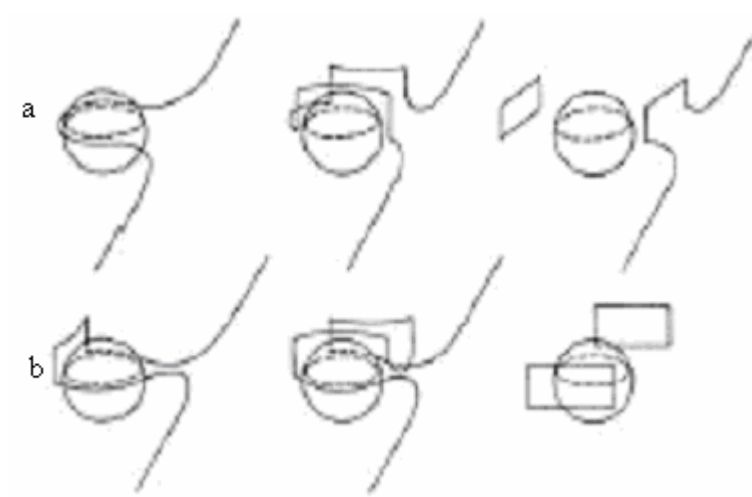


Figure 2.19 : Mécanisme de contournement par glissement dévié [28].

a) dislocation coin

b) dislocation vis

CHAPITRE 3

PRECIPITATION DANS LES ALLAIAGES AlCuMg

3.1. Les différentes phases en présence

Nous ferons ici une description succincte des différentes phases observées dans l'alliage de la série 2024.

3.1.1 Intermétalliques

Durant la solidification, il y a formation de composés intermétalliques. Ces particules ont une influence non négligeable sur la recristallisation et donc sur la taille de grain. Elles contiennent souvent les éléments Al, Fe, Mn. Les intermétalliques peuvent aussi jouer le rôle de sites pour la précipitation hétérogène et donc induire la formation d'une zone appauvrie en soluté autour d'eux, appelée PFZ ou precipitate free zone [28].

3.1.2. Dispersoïdes

Les alliages peuvent contenir une fine distribution de dispersoïdes. Ces particules sont incohérentes avec la matrice et contiennent les éléments Mn, Fe, Cr, et Zr. Elles se forment durant la déformation à chaud et mesurent entre 10 et 100nm. Elles retardent la recristallisation et la croissance des grains en ancrant les joints de grains et peuvent aussi jouer le rôle de sites de précipitation hétérogène [29].

3.1.3. Précipitation durcissant

Les précipités durcissants améliorent les propriétés mécaniques de l'alliage. Ils se forment à partir des éléments d'alliage (ici Cu et Mg) et à assez basse température. Ils peuvent être remis en solution par un traitement thermique, dans le cas de l'alliage 2024 les conditions sont de 1h à 520°C [6].

3.2. Séquence générale de la précipitation dans les alliages d'aluminium

La séquence de décomposition des précipitations est les suivantes dans différents cas.

3.2.1. Solution solide sursaturée

Après une remise en solution totale des atomes de soluté, l'alliage est trempé pour empêcher la décomposition de la solution en précipités d'équilibres grossiers. On obtient une solution solide sursaturée en éléments d'alliage et en lacunes [6].

3.2.2. Zones GP

La solution solide sursaturée est métastable. Durant la maturation à température ambiante, l'alliage se durcit progressivement et la solution solide se décompose pour former de petits agglomérats d'atomes de soluté (les zones Guinier - Preston ou zones GP) en très grand nombre (10^{17} à 10^{18} /cm³) [6].

3.2.3. Précipités de transition

Un revenu (100 à 200°C) dissout les zones GP et permet la précipitation de particules très fines (2 à 50nm) et très nombreuses (10^{16} à 10^{17} /cm³) qui durcit l'alliage à son maximum. Ces précipités sont des composés intermétalliques métastables ou précipités de transition qui possèdent un réseau cristallin et une composition chimique propre, par exemple θ'' et θ' pour les alliages Al-Cu [36].

3.2.4. Composé intermétallique d'équilibre

La précipitation du composé intermétallique d'équilibre appauvrit au maximum la matrice en soluté. Ce stade n'est souvent possible que lors d'un sur-revenu. L'alliage connaît alors un adoucissement dû à la coalescence des précipités [31].

3.3. Précipitation dans l'alliage 2024

Plusieurs séquences de précipitation sont possibles suivant les teneurs respectives en cuivre, en silicium libre (abstraction faite des atomes de soluté piégés par les dispersoïdes ou par les phases hors solution non dissoutes après la trempe) [6].

3.3.1. Séquence de précipitation

La phase durcissante qui précipite dans les alliages AlCuMg dépend de la quantité de cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement. Si ce rapport est supérieur à 8, l'agent durcissant est alors Al_2Cu . Dans un alliage avec un rapport compris entre 4 et 8 les deux types de précipités sont activés (Al_2Cu et Al_2CuMg). Entre 4 et 1,5 seul Al_2CuMg contrôle les propriétés et en dessous de cette proportion les propriétés dépendent de Al_6CuMg_4 [8]. Figure 3.1.

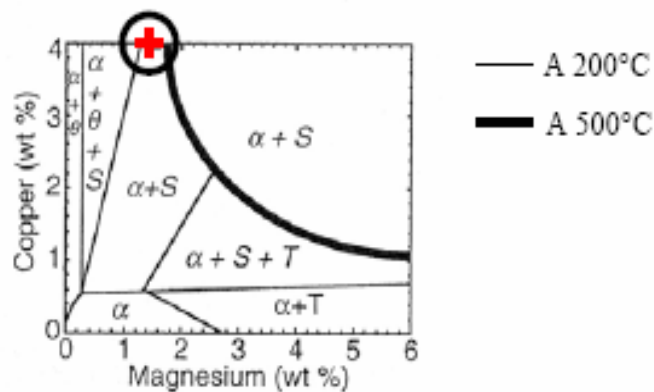


Figure 3.1 : Diagramme de phase d'un alliage ternaire AlCuMg [8]

La première séquence de précipitation de la phase S fut établie par BAGARYATSKII [9] :

Solution solide sursaturée a ? zones GPB ? Phase S'' ? Phase S' ? Phase S

Avec zones GPB pour zones de Guinier-Preston-Bagaryatskii. Ce nom fut donné par BAGARYATSKII [9], pour différencier les clusters d'atomes observés dans les alliages ternaires AlCuMg, des zones Guinier-Preston se formant dans les alliages binaires Al-Cu. Cette séquence de précipitation est à l'heure actuelle encore très controversée.

3.3.2. Zones GPB

Pour une température proche de 80°C, il y a formation de zones GPB qui se dissolvent à 200°C. La structure des zones GPB n'a pas été définitivement établie mais il est généralement admis qu'elles se composent d'un arrangement d'atomes de Cu, Al et Mg [10].

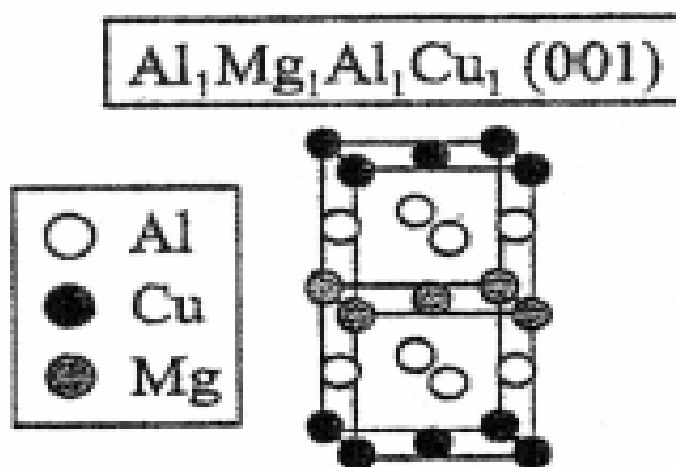


Figure 3.2 : Structure cristallographique d'une zone GPB composé de plan de cuivre de magnésium et d'aluminium intercalé [7]

En s'appuyant sur une étude en diffusion des rayons X aux petits angles, GOMIERO [35] représente les zones GPB comme étant une succession de plans $\{100\}$ a quasi purs de cuivre et des plans $\{100\}$ a riches en magnésium. Pour MONDOLFO [8] la ségrégation des atomes de soluté se ferait sur les plans $\{210\}$ a. CHRAI [39] propose plutôt une structure monocouche cohérente selon $\{001\}$ a avec une largeur de 4nm et une épaisseur de 0,2nm. Par des calculs d'enthalpie de formation, WOLVERTON [7] confirme la possibilité d'avoir les deux types de modèles Figure3.2. En s'appuyant sur des clichés de diffraction X, GEROLD et HABERKON[28] proposent un modèle basé sur une maille tétragonale du type AuCuI contrairement à MONDOLFO qui présente une maille orthorhombique, avec comme paramètre $a = 0,4$ nm, $b = 0,906$ nm et $c = 0,725$ nm Figure3.3. Cette structure se rapproche beaucoup de la structure de la phase stable S.

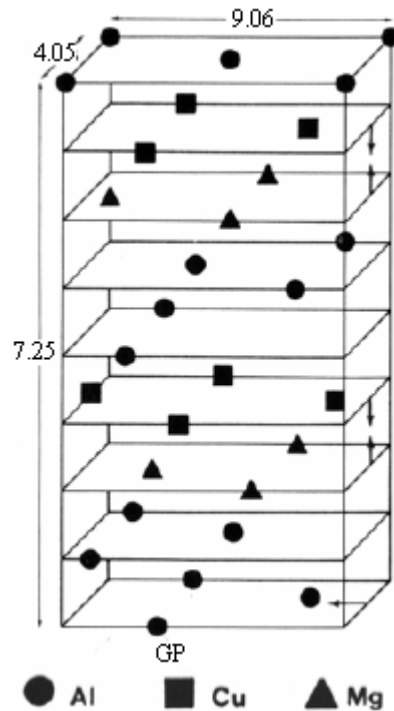


Figure 3.3 : Structure cristallographique orthorhombique d'une zone GPB [8]

3.3.3. Les phases S' et S

3.3.3.1. Structures cristallographiques des phases S' et S

Quasiment tous les auteurs considèrent que la phase S'est une version un peu distordue de la phase S. GUBTA [33] montre que les structures cristallographiques des phases S' et S sont les mêmes et que seuls les paramètres de maille sont légèrement différents. La transformation de S' en S provoque une perte de cohérence avec la matrice [10].

Plusieurs modèles ont été proposés pour définir la maille cristallographique de la phase S'(S). Certains sont récapitulés dans le Tableau.3.1. PERLITZ et WESTGREN [37] proposent une maille contenant 16 atomes avec la répartition Al:Cu:Mg = 2:1:1. La maille est orthorhombique de groupe d'espace avec comme paramètres $a=0,4\text{nm}$ $b=0,923\text{nm}$ et $c=0,714\text{nm}$ Figure3.5. Les positions atomiques ont été définies par diffraction des rayons X et le volume atomique de cette structure n'est inférieur que de 0,43% à celui de la matrice.

MONDOLFO [8] garde le même modèle, cependant les positions atomiques sont très différentes Figure 3.4 et les paramètres de maille varient un peu.

Tableau 3.1 : Récapitulatif des différents modèles de maille cristallographique proposés pour la phase S'(S).

Auteurs	maille	Proportion	atomes/maille	Paramètres
Perlitz [37]	Orthorombique	Al:Cu:Mg = 2:1:1	16	a=0,4nm b=0,923nm c=0,714nm
Mondolfo [8]	Orthorombique	Al:Cu:Mg = 2:1:1	16	a=0,401nm b=0,925nm c=0,715nm
Radmilovic [34]	Orthorombique	Al:Cu:Mg = 2:1:1	16	a=0,403nm b=0,930nm c=0,708nm
Yan [43]	Orthorombique	Al:Cu:Mg = 2:1:1	4	a=0,4nm b=0,461nm c=0,718nm
Cuisiat [30]	Orthorombique	Al:Cu:Mg = 4:2:2	8	a=0,401nm b=0,925nm c=0,715nm

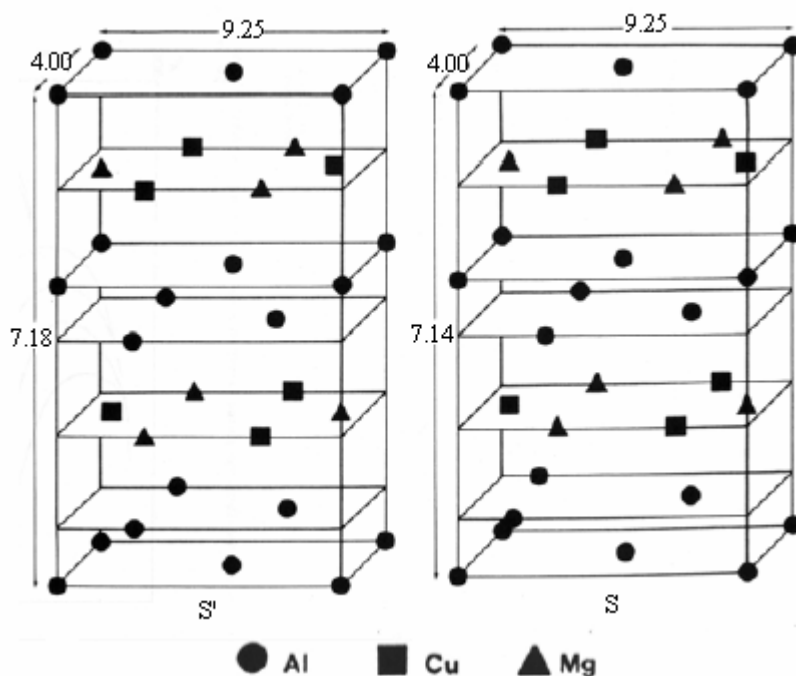


Figure 3.4 : Structure cristallographique de la phase S' et S [8].

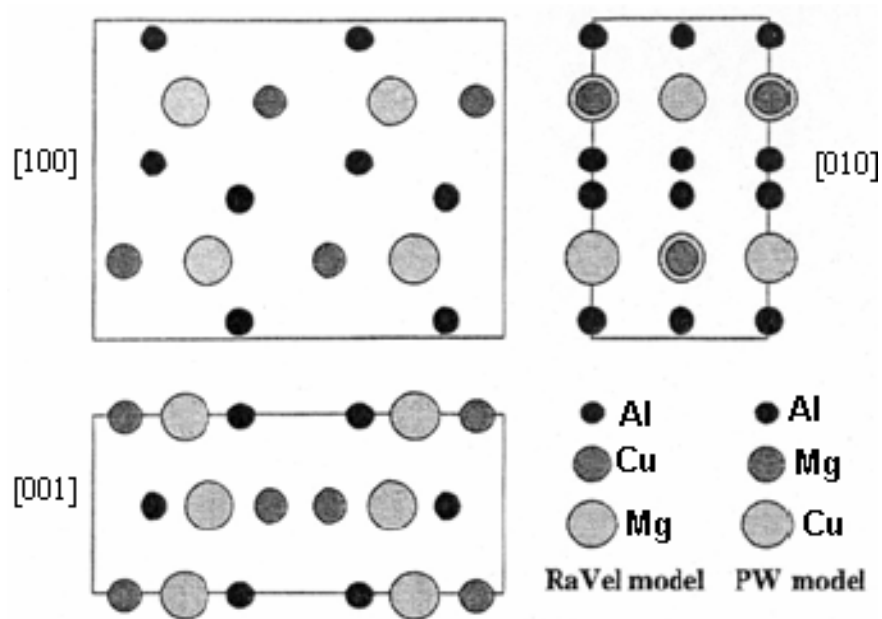


Figure 3.5 : Comparaison des structures cristallographiques de la phase S, RADMILOVIC [34] et le modèle de PERLITZ et WESTGREN [37].

3.4. Séquences de précipitation des AlCuMg

3.4.1. Premiers stades de durcissement

La courbe de durcissement d'un alliage d'aluminium AlCuMg, remis en solution solide, en fonction du temps de maintien pour une température comprise entre 150°C et 200°C se compose de deux étapes Figure 3.6. La première montée en dureté se fait rapidement (1 minute) et représente 60 à 70% du durcissement total observé dans cet alliage. Puis la dureté reste constante pendant une centaine d'heures suivie par un second pic. Les causes microstructurales à l'origine de ces durcissements restent encore très controversées [10].

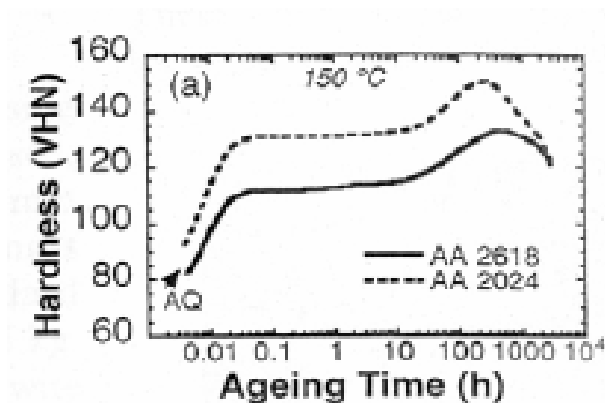


Figure 3.6 : Evolution de la dureté lors d'un maintien en température à 150°C pour les alliages 2618 et 2024 [10].

Depuis SILCOCK [35]. Le premier stade de durcissement est attribué à la formation de zones GPB et le second pic à la précipitation de la phase S'(S). Pour REICH et Co-auteurs [42] le premier stade de durcissement serait plutôt lié à l'interaction entre les atomes de soluté et les lacunes car la dureté du premier stade augmente avec l'introduction d'une déformation Figure 3.7. Ces ensembles bloqueraient le mouvement des dislocations provoquant un durcissement. Les co-clusters se formeraient durant le plateau de dureté.

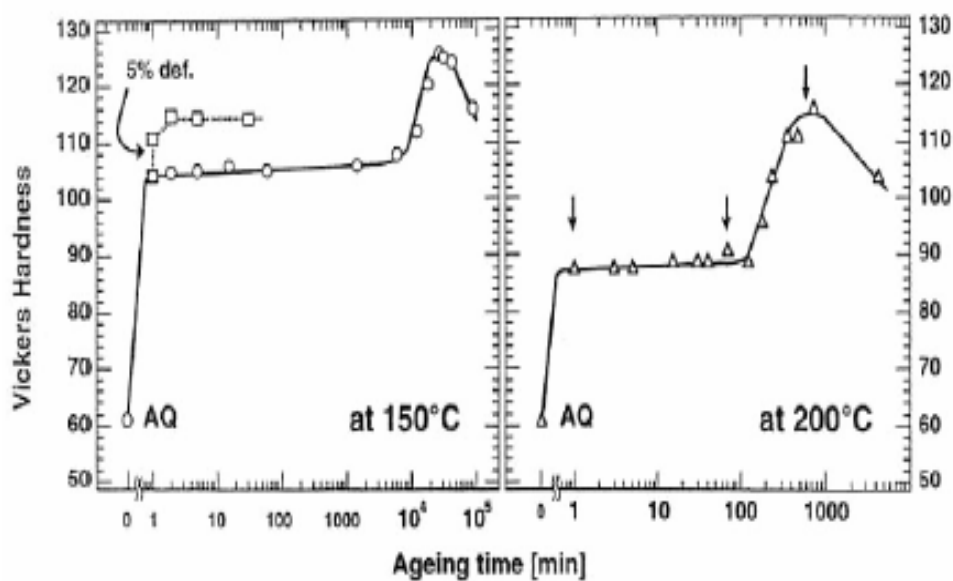


Figure 3.7 : Evolution de la dureté d'un Al-1,1Cu-1,7Mg (pds) recuit à 150°C et 200°C [42].

D'après RATCHEV et Co-auteurs[38] les zones GPB seraient bien présentes durant le premier stade de durcissement mais leur contribution serait négligeable face à celle de la phase S'' qui germerait sur les dislocations . Cette interaction précipités S'' et dislocations empêcherait le mouvement de ces dernières.

3.4.3. Séquences de précipitation

De plus en plus d'auteurs s'accordent pour dire que la séquence de précipitation des alliages du type 2024 se divise en deux. D'un côté la précipitation de la phase S'' ou GPB2 découlant des zones GPB et de l'autre la précipitation de la phase S'(S) [41].

Solution solide sur-saturée a ? GPB ? GPB2 ou S''

Solution solide sur-saturée a ? S' ? S

Par rapport à SHIH [40], considère que la phase S' serait issue de clusters riches en cuivre et en magnésium et non directement de la solution solide.

Solution solide sur-saturée a ? GPB ? S''.

Solution solide sur-saturée a ? clusters ? S' ? S

Pour ZAHRA [32], les clusters se composent de deux familles, ceux riches en cuivre qui participe à la formation des précipités S'' et ceux riches en magnésium qui aboutissent à la précipitation de S' et S.

Solution solide sur-saturée a ? clusters riches en cuivre ? GPB ? S''

Solution solide sur-saturée a ? clusters riches en magnésium ? S' ? S

D'autres séquences de précipitation ont été proposées mais ne seront pas exposées.

3.5. Précipitation hétérogène

3.5.1. Précipitation sur dislocations

Les dislocations sont des sites privilégiés de la précipitation car un germe qui se forme sur une dislocation diminue l'énergie élastique due au champ de déformation lié à cette dislocation. De plus, la diffusion de lacunes et de soluté se fait plus rapidement et la dislocation accommode la différence de maille entre le précipité et la matrice [10].

A forte sursaturation, la germination homogène se fait rapidement et donc il n'y a pas vraiment de différence de taille entre la précipitation homogène et hétérogène. Cependant, les

précipités qui germent sur des dislocations peuvent être d'un autre type que les précipités homogènes [10].

3.5.2. Précipitation aux joints de grain

Les précipités germant aux joints de grain sont dans un état énergétique moindre que ceux germant de façon homogène. La précipitation hétérogène de particules incohérentes de phases intermétalliques d'équilibre (aux joints de grain) et celles de phases métastables semi-cohérentes (aux joints de sous grains) provoquent le drainage du soluté le long des interfaces ayant servi de sites de germination. Cela conduit à un gradient de concentration en soluté favorisant la formation de zones dénudées en précipités même à basse température. Dans les zones trop appauvries, la sursaturation en soluté peut alors devenir insuffisante, à une température de revenu donnée, pour permettre la germination homogène des précipités métastables Figure 3.8. Cette zone appauvrie en soluté et en lacunes s'appelle la PFZ ou precipitate free zone [6].

Pour éviter la formation de la PFZ il existe plusieurs méthodes :

- L'addition d'éléments modifie la structure des précipités qui peuvent germer de façon cohérente et ne pas demander de lacunes.
- Une déformation plastique avant le vieillissement produit des sites dans la PFZ où les précipités peuvent germer [43].
- L'addition d'éléments qui stabilise les amas de lacunes près des joints de grains.

3.5.3. Précipitation sur intermétalliques ou dispersoïdes

Les intermétalliques sont des sites privilégiés de la germination grâce à la structure atomique qui existe à l'interface ou plus fréquemment au fait qu'un élément rentrant dans la précipitation se trouve en forte concentration [43].

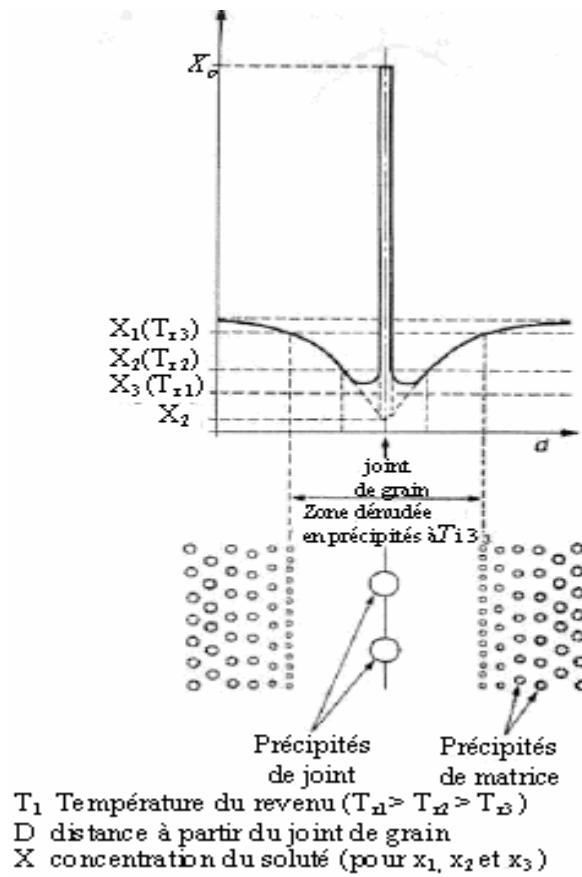


Figure 3.8 : Création d'une zone appauvrie en soluté au niveau d'un joint de grain [6].

CHAPITRE 4

TRACTION A HAUT TEMPERATURE

4.1 Matériaux

Le matériau qui fait l'objet de notre étude est un alliage d'aluminium d'aéronautique importé, fournie par la société aire Algérie sous forme d'une tôle rectangulaire de dimensions 200×95×4 mm. Connue sous le nom 2024 (Al-Cu-Mg) ou AU4G1 à l'état métallurgique T₃.

T₃ = Trempe + écrouissage + maturation

La composition chimique et les caractéristiques mécaniques, sont données par les tableaux suivants :

4.1.1 Composition chimique

Tableau 4.1 : Composition chimique [12].

Elément	Cu %	Mg %	Mn %	Si %	Fe %	Zn %	Cr %
AU4G1 FRANCE	3.7 – 4.7	12 – 1.9	.5 - .0.9	0.4 Max	0.5 Max	0.1 Max	/
2024 USA	3.8 - 4.9	1.2 - 1.8	0.3 – 0.9	0.5 Max	0.5 Max	0.25 Max	0.1 Max

4.1.2 Caractéristiques mécaniques

Tableau 4.2 : Caractéristiques mécaniques de l'alliage 2024[12].

Alliage	Etat	Caractéristiques mécaniques			Résist. corrosion	Aptitu. soudage	Usina.	Aptitu. déform.	Aptitu. anodis.	Applications
		Rm MPa	Rp02 MPa	A%						
2024	T3	465	320	18	C	D	B	D	C	Aéro.

4.2 Eprouvettes d'essais

On distingue deux types d'éprouvettes utilisées dans les travaux à chaud tubulaire ou plate.

4.2.1 Dimensions des éprouvettes

Les éprouvettes utilisées dans les tests de traction à chaud sont normalisées sous la norme ASTM E112, sont de forme plate, et dont les dimensions sont les suivantes : Une longueur totale de 42 mm, et la longueur utile de 14 mm, et une section rectangulaire de $3 \times 2 \text{ mm}^2$, et les autres sections de forme rectangulaire sont de dimension 14×13 et centré par un trou de 5mm de diamètre Figure 4.1.



Figure 4.1 : Photo de l'éprouvette

4.2.2 Usinage des éprouvettes

L'usinage des éprouvettes réalise dans la société POVAL (Ex-SONACOM ; Berrouaghia) à l'atelier de fonderie suivie d'une opération de polissage pour améliorer l'état de sa surface.

4.3 Traction à haute température

Pour connaître l'influence de la température élevée sur le comportement de l'alliage d'aluminium 2024.

On opte pour une approche séquentielle qui consiste à discrétiser l'étude en différenciant chaque cas et le cas qui le suit en différenciant chaque cas et le cas qui le suit par une différence de température appelée pas on a :

- ? Le domaine de température variant entre 340°C à 490°C, avec un pas de 50°C et une vitesse de déformation constante de 10^{-2} , nous allons programmer des essais de traction à chaud de chaque température, avec un essai à la température ambiante.

4.4 Dispositif expérimental

Pour réaliser les essais de traction à chaud nous utilisons une installation expérimentale, disponible au laboratoire du centre de recherche Nucléaires (CRND) permettant la réalisation de tels essais. Nous parlerons du fonctionnement général du dispositif à l'aide d'un schéma et de photos, nous évoquerons les systèmes et types de chargement.

4.4.1 Vue d'ensemble du dispositif

Le banc d'essais est schématisé sur la figure 4.5. Trois photos. (Cf. photographie1, photographie2, et photographie3) présentent le dispositif sous différents angles :

- ✍ La première photo donne une vision générale du dispositif proche entourant le spécimen.
- ✍ La deuxième s'attarde sur le dispositif thermique.
- ✍ La dernière montre l'extensomètre.

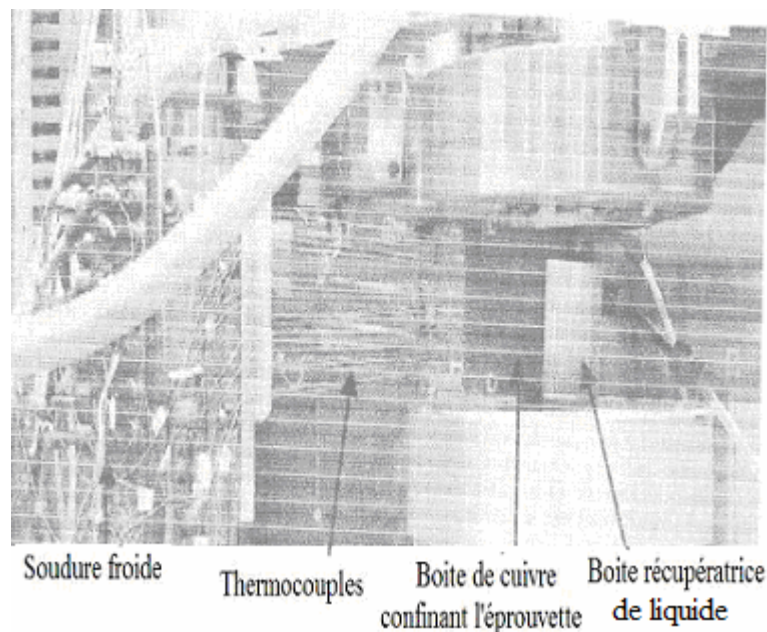


Figure 4.2: photographie 1 Vue de dispositif thermique

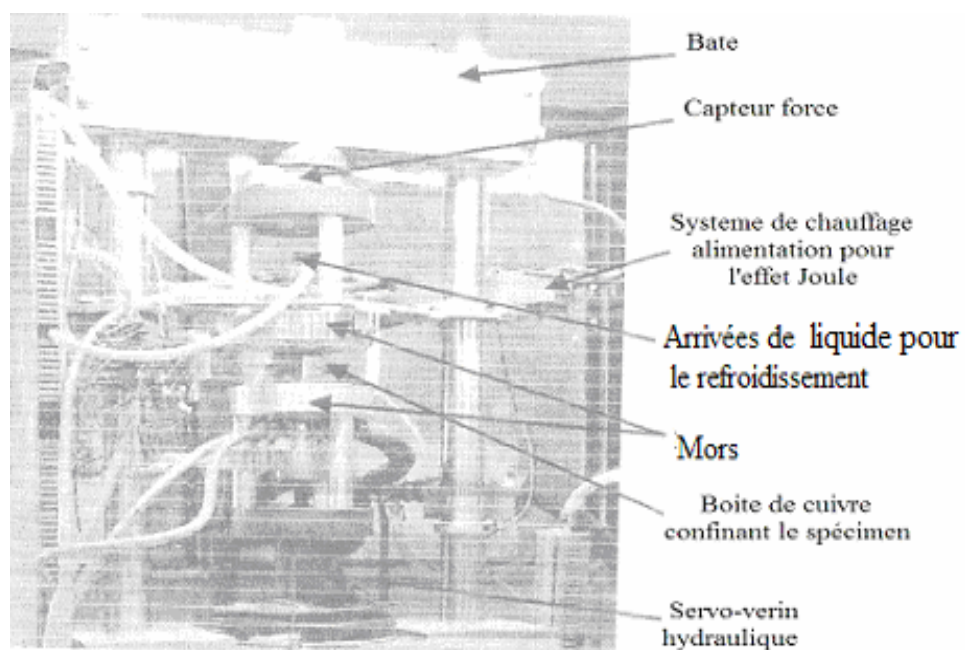


Figure 4.3 : Photographie 2 Vision générale du dispositif

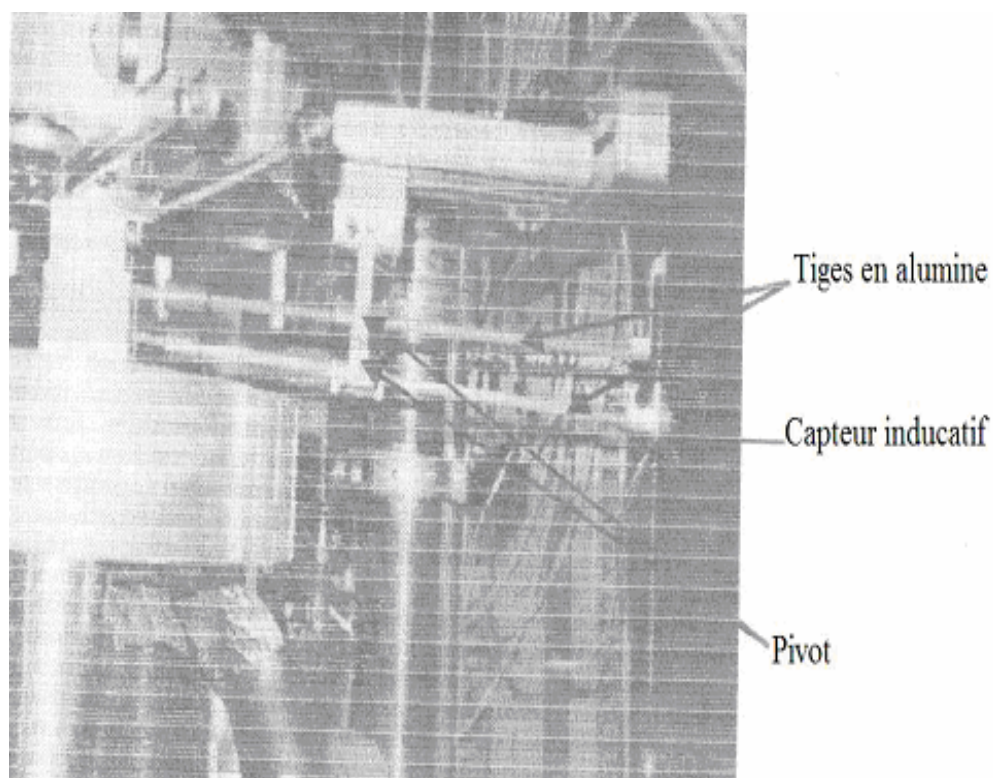
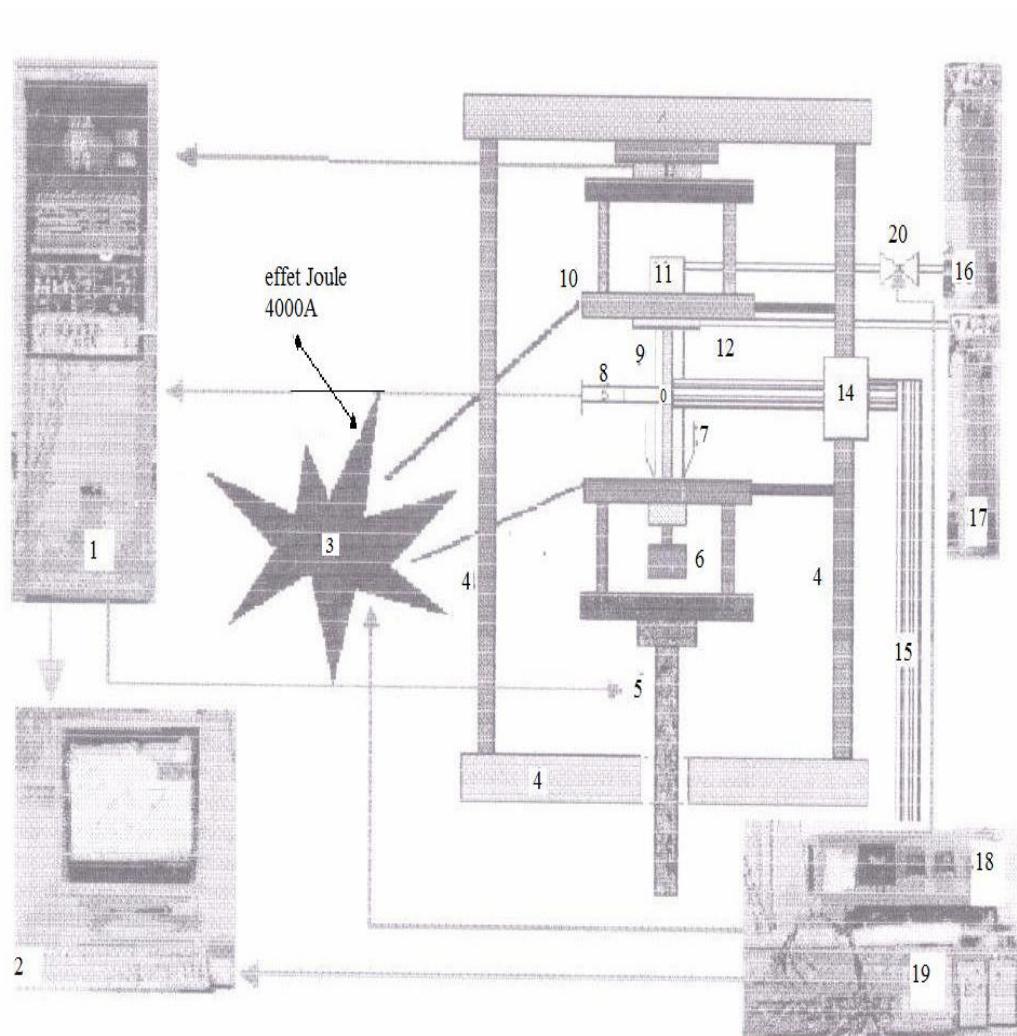


Figure 4.4 : Photographie 3 Extensomètre



- | | |
|--|--|
| 0 éprouvette | 11 conduites pour les arrivées de liquide |
| 1 programmateur et conditionneur mécanique | 12 conduites pour l'arrivée d'eau |
| 2 acquisitions des mesures | 13 capteur force |
| 3 alimentation électrique (effet Joule) | 14 soudure froide |
| 4 Bâti | 15 thermocouples |
| 5 servo-vérin hydraulique | 16 liquide |
| 6 Boîte récupératrice de liquide | 17 eau |
| 7 boîte récupératrice d'eau | 18 programmateur et régulateur thermique |
| 8 extensomètre | 19 conditionneur thermique |
| 9 boîte de cuivre confinant l'éprouvette | 20 électrovanne régulant les débits d'eau
et liquide de refroidissement |
| 10 mors | |

Figure 4.5 : Schéma d'ensemble du banc d'essais

4.4.2 Dispositif thermique et mécanique

Il y a deux types de chargement à considérer, le chargement thermique, et le chargement mécanique. A ceux-ci s'associent trois types de mesures, la température, l'allongement et la force.

Nous parlerons des dispositifs du banc d'essais relatifs au chargement thermique, puis au chargement mécanique. Nous traiterons les mesures en même temps.

4.4.2.1 Dispositif thermique

Le chauffage se fait par effet Joule, le dispositif est alimenté par un courant de 4000A. La vitesse de montée en température atteint aisément les 100°C/s. En effet l'éprouvette est Tubulaire ou plate, de 2mm d'épaisseur, ce qui rend le chauffage plus rapide. Il est possible de chauffer jusqu'à des températures supérieures à 1100°C.

Le chargement thermique dépende d'un dispositif de régulation, Rappelons qu'un dispositif de régulation est une boucle qui comprend : un capteur, un régulateur, et un organe de commande. Le régulateur compare le signal donné par le capteur avec la consigne programmée, et envoie l'information à l'organe de commande. Le dispositif expérimental de régulation thermique est représenté sur la figure 4.6.

. Les thermocouples sont des thermocouples de type K Chromel-Alumel gainés en téflon, et de diamètre très petit.

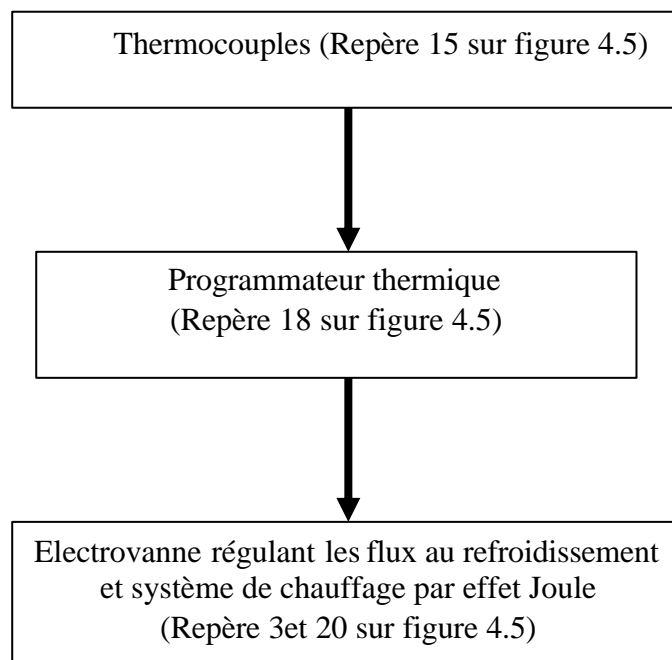


Figure 4.6 : Dispositif de régulation thermique

4.4.2.2. Dispositif mécanique

Le dispositif de régulation mécanique utilise un servo-vérin hydraulique comme organe de régulation, un programmeur mécanique comme organe de commande, et un capteur de force pour mesurer les charges appliquées figure 4.7.

Le capteur de force communique la charge en cours au programmeur mécanique. Ce dernier envoie une information au servo-vérin hydraulique suivant si la consigne programmée correspond à celle identifiée. Le servo-vérin hydraulique permet d'appliquer à tout moment du cycle thermique un chargement uni axial de traction ou compression de 100KN au maximum. Il permet également d'appliquer des charges suivant de différentes vitesses.

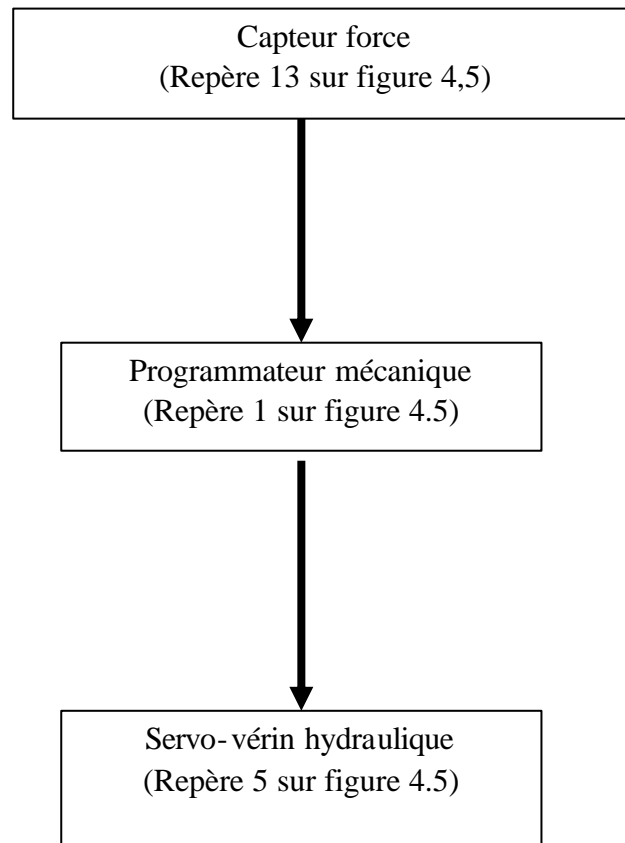


Figure 4.7: Dispositif de régulation mécanique

4.4.3. Dispositif d'acquisition

Le dispositif d'acquisition est constitué d'une unité de transfert de données centrale reliée à un ordinateur (occupée par un logiciel, NB : fabriqué en Algérie) qui stocke les données. Simultanément avec l'opération de stockage le logiciel permet le suivi graphique des courbes (Quand le matériel est fiable) Figure 4.8.

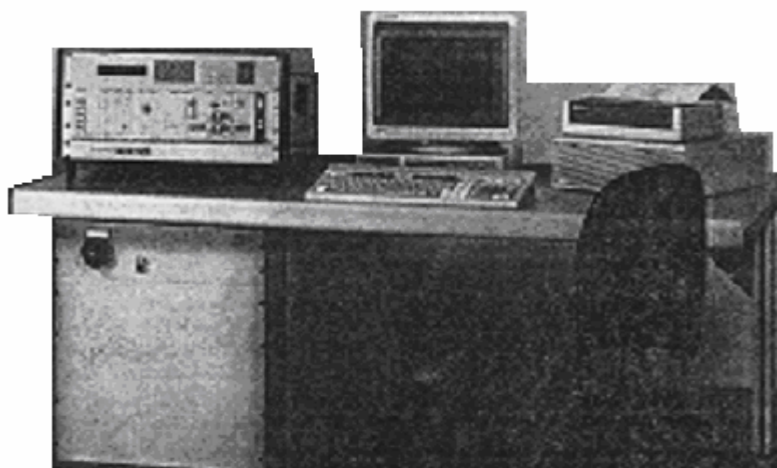


Figure 4.8 : Système d'acquisition

4.5 Résultats

Les résultats d'essais conduits sur l'alliage A-U4G1 sont présentés au-dessous selon l'ordre croissant de la température. Nous compterons donc, dans un premier lieu, le résultat d'essai réalisé à la température ambiante suivi par les résultats d'essais réalisés à hautes températures.

4.5.1 Résultat d'essai de traction à la température ambiante

La figure 4.9 représente le résultat obtenu par l'essai de traction à la température ambiante et a l'état reçu, permet de donner les caractéristiques mécaniques du matériau.

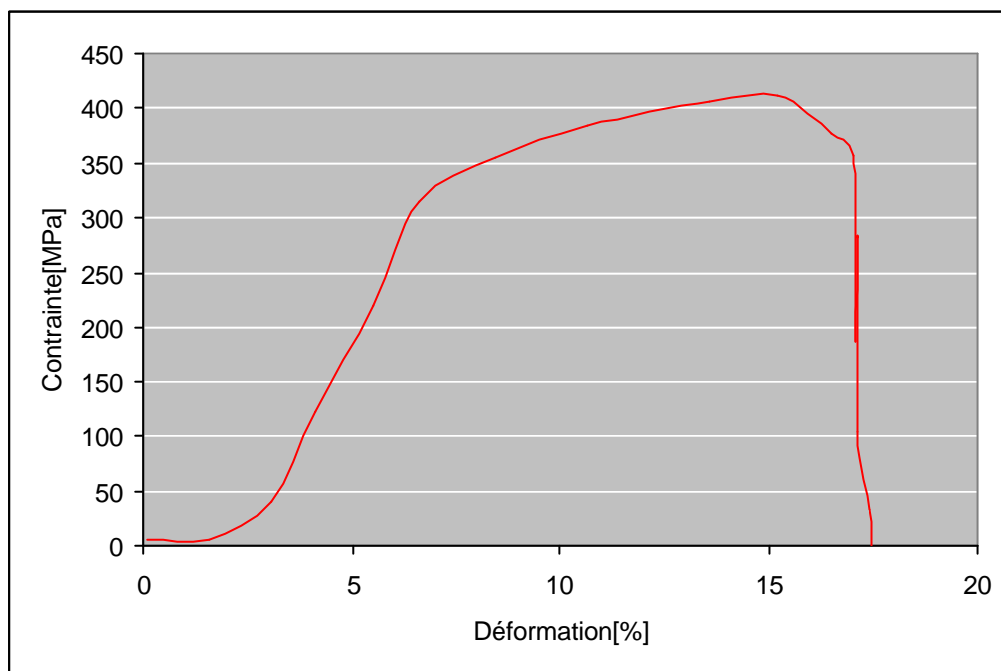


Figure 4.9 : Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température ambiante

4.5.2 Résultats d'essais de traction à haute température

Les résultats d'essais de traction à haute température effectués sur l'alliage d'aluminium 2024 à T_3 sont représentés dans les figures 4.9, 10, 11, 12 suivantes :

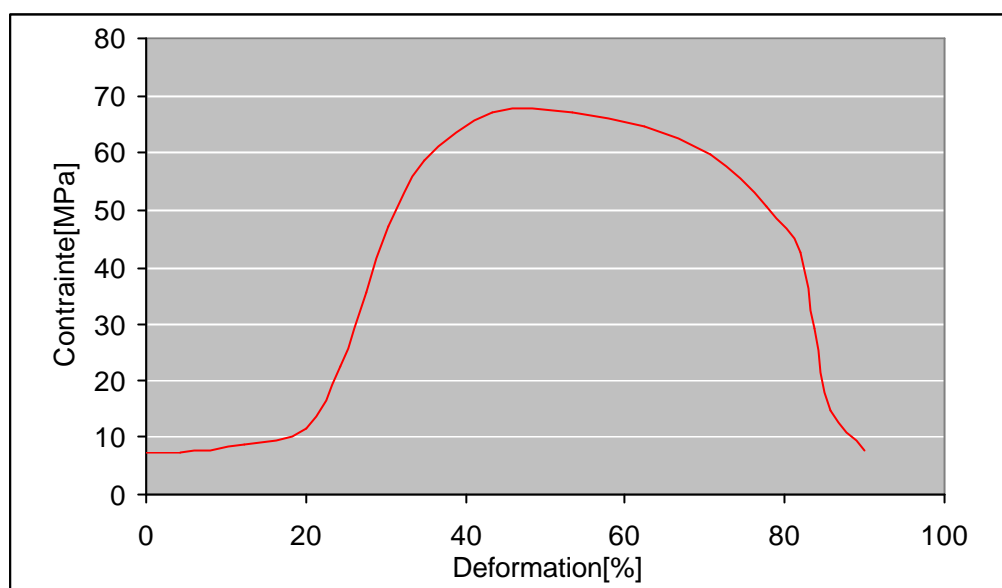


Figure 4.10 : Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 340°C

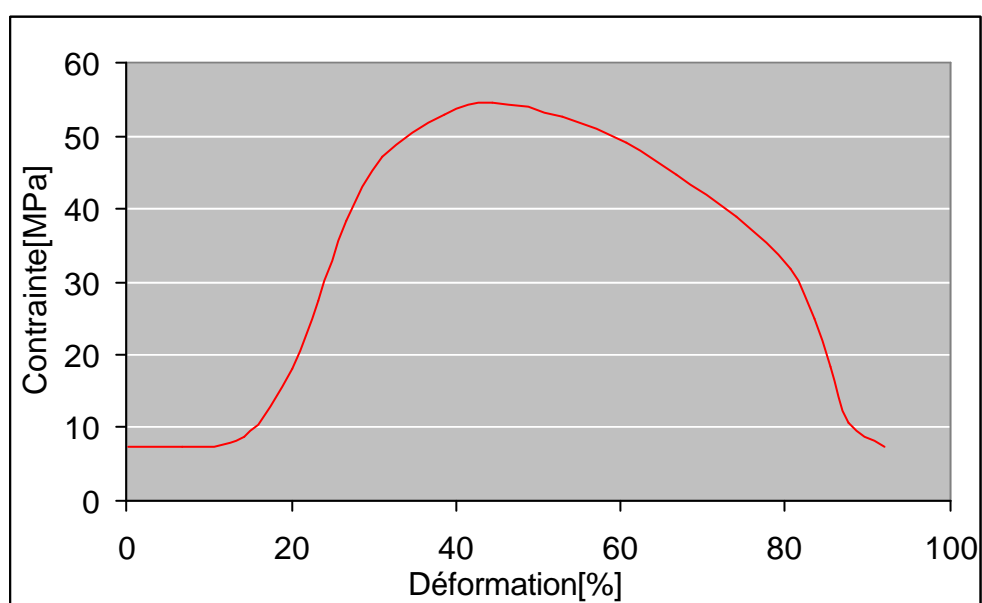


Figure 4.11 : Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 390°C

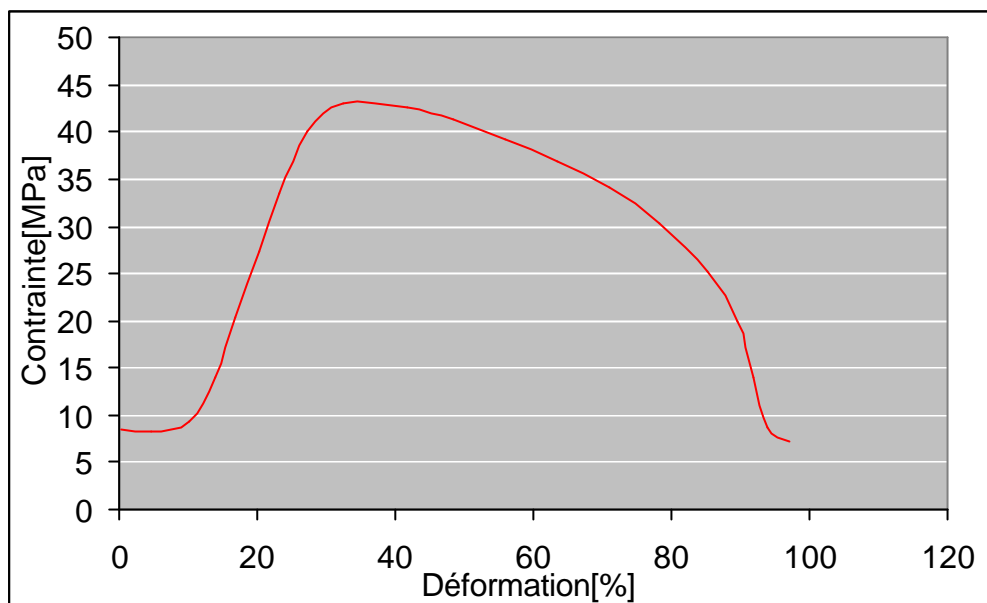


Figure 4.13 : Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 440°C

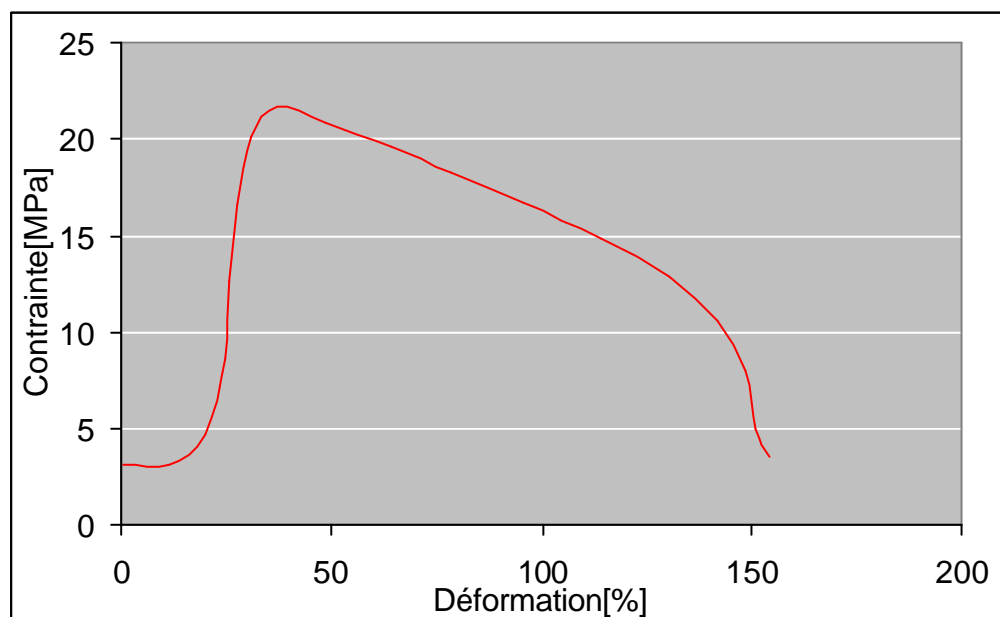


Figure 4.13 : Courbe $s = f(e)$ du A-U4G1 testé à la température 490°C

4.5.3 Evolution des contraintes en fonction de la température

La figure 4.14 informe que la contrainte diminue avec l'augmentation de la température, ce qui conduit à un adoucissement relatif à l'augmentation de la température.

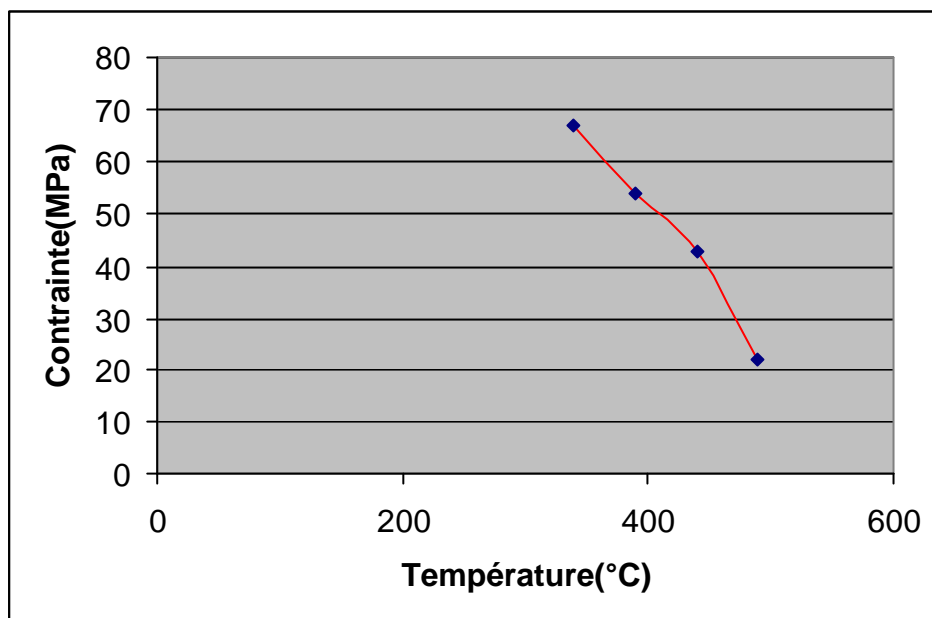


Figure 4.14 : Evolution du taux de la contraint en fonction de la température

4.5.3 Evolution des allongements en fonction de la température

La figure 4.15, montre une augmentation du taux de déformation relatif à l'augmentation de la température de déformation.

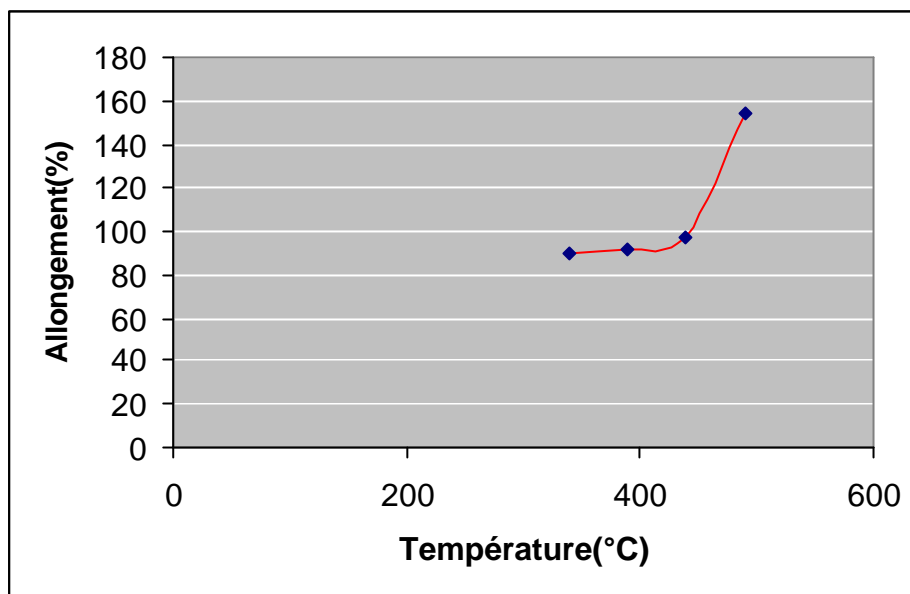


Figure 4.15 : Evolution du taux de l'allongement en fonction de la température

4.6 Discussion des résultats

Par la déformation à haute température, nous entendons des températures de sollicitation telles que les propriétés plastiques ainsi que les évolutions microstructurales sont fortement influencées par la diffusion d'atomes pendant la durée de la déformation, donc les phénomènes physiques concernés sont essentiellement la restauration, la précipitation, et la recristallisation.

Dans les figures 4.14, 15 les valeurs correspondantes de la contrainte et d'allongement dépendent de la température de déformation.

Dans la déformation à chaud le durcissement par écrouissage (augmentation de la densité de dislocation) directement aux cours de la déformation alterné avec le processus d'adoucissement (diminution de la densité de la dislocation) par recristallisation dynamique pendant la déformation, la recristallisation réduit brusquement la charge de rupture, alors que la plasticité s'améliore.

L'adoucissement est dû à la suppression des distorsions du réseau et à une diminution brusque de la densité des dislocations [15]. A cause des évolutions de la microstructure au cours de la recristallisation dynamique. La recristallisation dynamique

produit essentiellement le développement de cellules de dislocation et une structure de sous joint de grain en des angles et une transformation plastique le processus est respecté de façon continue durant la déformation et permet éventuellement le développement d'un état stationnaire de la taille des grains recristallisés [5].

D'autre part la diminution de la contrainte aussi dépend de la coalescence de précipités. De nombreux métaux, comme les superalliages à base de nickel ou encore les alliages d'aluminium à durcissement structural, doivent leur résistance à une fine dispersion de particules de seconde phases, mais si la température de fabrication ou d'utilisation de ces alliages est trop élevée, ces particules peuvent grossir et la résistance mécanique de l'alliage s'effondrera, au cours de la coalescence les petits précipités deviennent plus petits et finalement disparaissent alors que les gros précipités croissent à leur dépens[11].

CHAPITRE 5

ETUDE MICROSTRUCTURALE

5.1. Évolutions structurales après déformation à chaud

Les structures résultant des processus de restauration dynamique et de recristallisation dynamique continue ou discontinue ne sont généralement pas stables. Durant le refroidissement final, ou entre les passes dans les procédés multi passes, elles se transforment donc de manière statique, c'est-à-dire en l'absence de la contrainte macroscopique imposée. En fait, ce sont les caractéristiques de ces transformations statiques qui déterminent véritablement la structure et les propriétés des produits formés à chaud. Alors qu'il existe seulement deux mécanismes d'adoucissement dans le cas du recuit effectué sur un métal après déformation à froid, la restauration et la recristallisation statiques, trois processus distincts ont été identifiés après déformation à haute température :

La restauration statique ; La recristallisation statique conventionnelle ; La recristallisation méta dynamique (ou post-dynamique).

Les aspects microstructuraux des deux premiers mécanismes sont exactement les mêmes que leurs équivalents après déformation à froid. En revanche, la recristallisation méta dynamique ne peut intervenir que si la déformation à chaud antérieure a donné lieu à une recristallisation dynamique discontinue. Contrairement à la recristallisation statique, elle n'est précédée d'aucune période d'incubation, car elle consiste en la croissance de germes formés avant l'arrêt de la déformation [2].

5.2. Microscopie optique

La microscopie optique a été utilisée pour caractériser la structure granulaire des échantillons ayant subi le traitement à chaud : taille et forme des grains, grains recristallisés, précipitation. Les échantillons sont polis au papier abrasif respectivement (400, 600, 800, 1000, 1200) puis à la pâte diamantée. Ensuite une attaque chimique, (solution composée de 1 ml de HF et 1.5ml de HCL concentré et 2.5 ml de HNO₃ et 95 ml de H₂O) pour avoir la précipitation au niveau des joints de grain et la recristallisation et non recristallisation des joints.

Et d'autre attaque a été utilisée seulement pour avoir les précipitations. De composition (0.5 ml de HF dans l'eau distille) .Temps de maintien relative à la concentration de HF.



Figure 5.1 : Microscope optique Laboratoire (LTSM).

5.3. Microscope Electronique à balayage

Les pièces mécaniques rompues soient en service, soit en cours de fabrication (demi-produits ou ébauches) présentent des surfaces de cassure qui reflètent, d'une part, leur structure métallurgique et, d'autre part, les conditions d'utilisation ou de fabrication. Des cassures sont également produites en laboratoire soit après entaille, soit sur une fissure préexistante : cela constitue une méthode de mise en évidence de la structure [4].

La lecture des cassures, naturelles ou provoquées, apporte toujours de précieux renseignements sur le métal, sur l'amorce de la cassure, sur les conditions de sollicitation. C'est pourquoi toute fissure ou cassure doit être immédiatement protégée contre toute détérioration mécanique ou chimique [4].

La microscopie électronique à balayage reste cependant l'outil indispensable à l'observation des surfaces de rupture (macro et microfractographie), Le contraste obtenu en électrons secondaires permet de visualiser le relief et de distinguer les différents modes de rupture. Le MEB fournit d'autre part un excellent contraste chimique, avec les électrons rétro diffusés. Nous avons pu, de cette manière, caractériser la fraction surfacique de particules intermétalliques sur les faciès de rupture pour les diverses températures.

5.4. Résultats

Les résultats sont le fruit d'une simple observation visuelle des photos MO et MEB.

5.4.1. Observation par MO

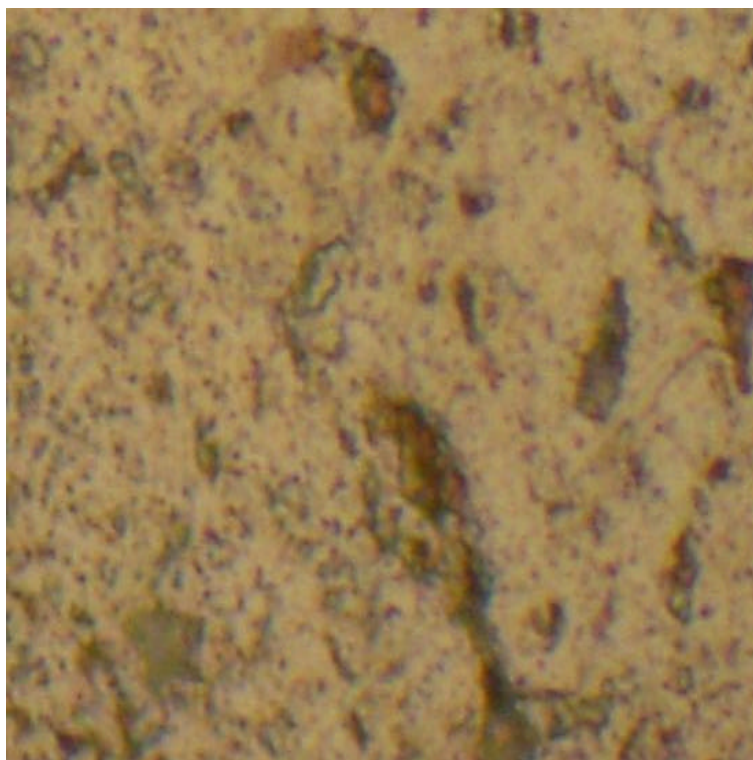


Figure5.2 : Observation par MO, précipitation aux joints des grains
à la température 440°C, X1000.

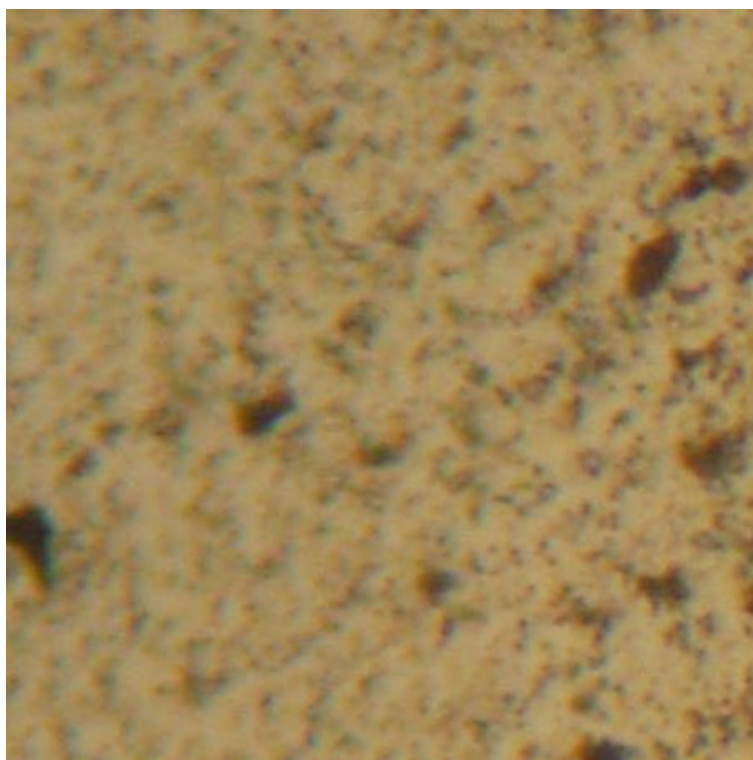


Figure5.3 : Observation par MO, précipitation aux joints des grains
à la température 490°C ,X1000.

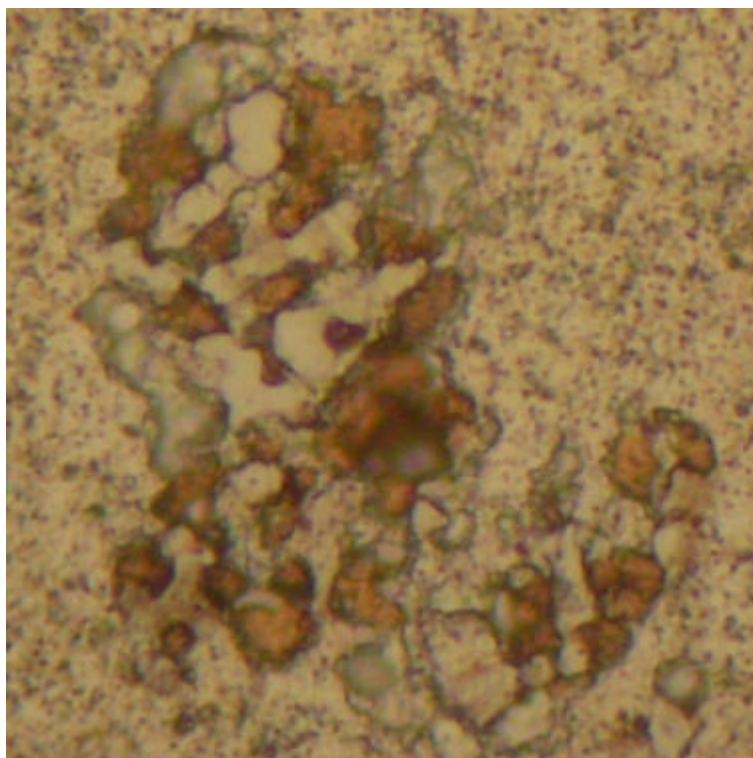


Figure5.4 : Observation par MO, après attaque de Keller
Grains recristallisés à la température 340°C, X500.

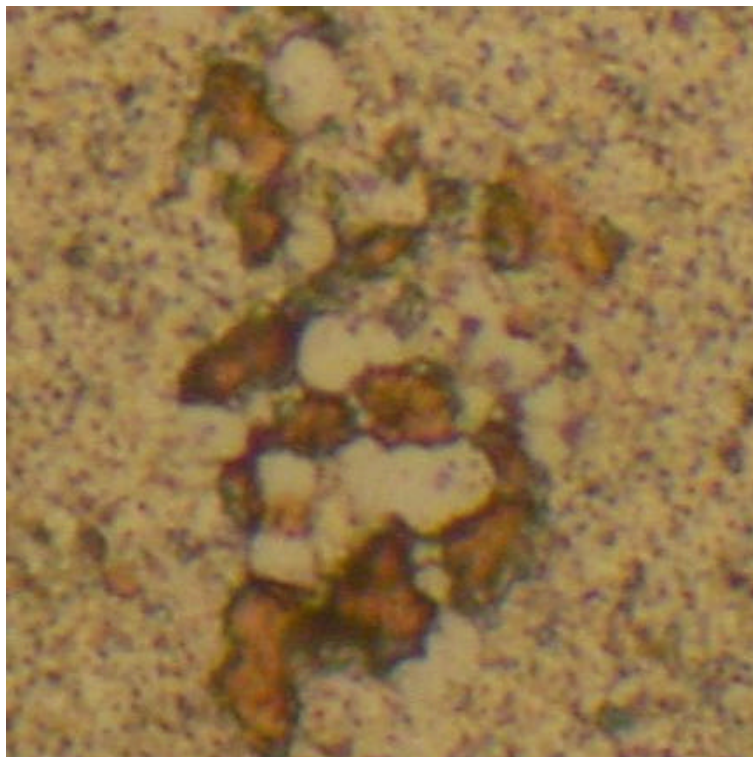


Figure5.5 : Observation par MO, après attaque de Keller
Grains recristallisés à la température 390°C, X500.

5.4.2. Observation par MEB

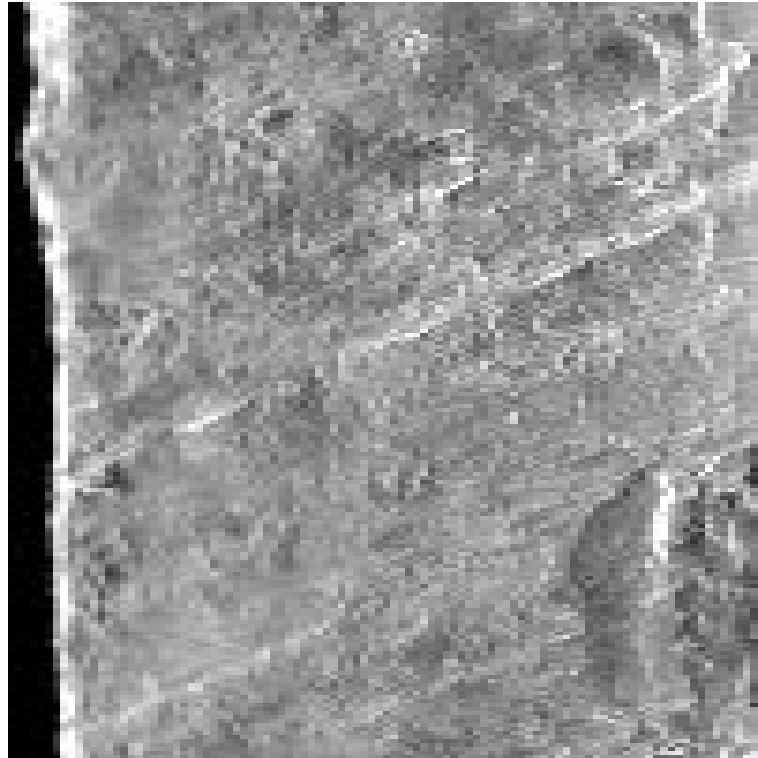


Figure 5.6: Macro- fractographie de la surface à l'état reçu.

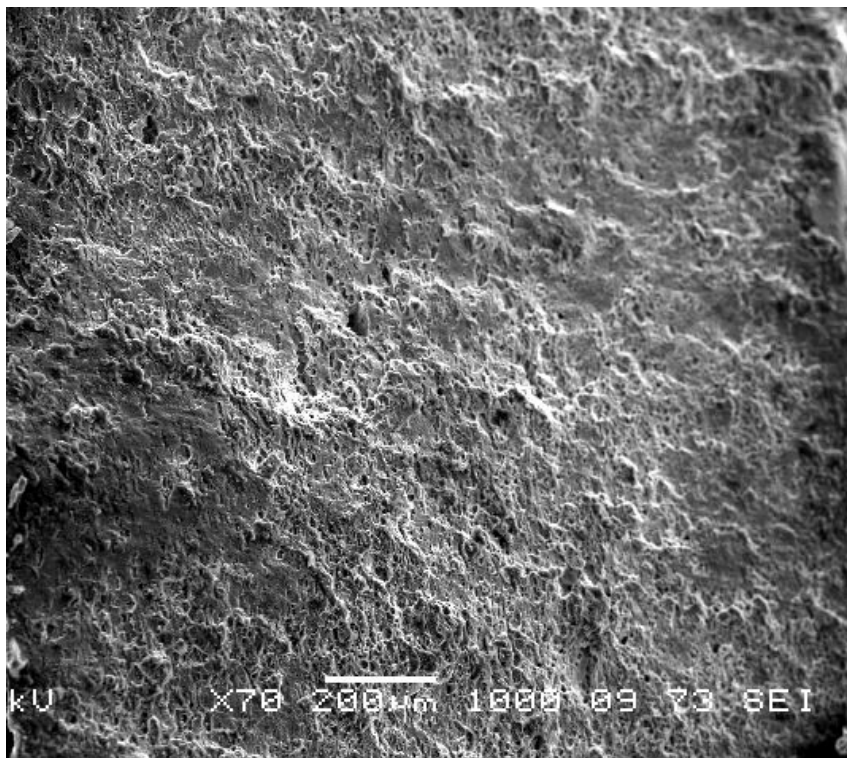


Figure 5.7: Macro- fractographie de la surface à haute température.

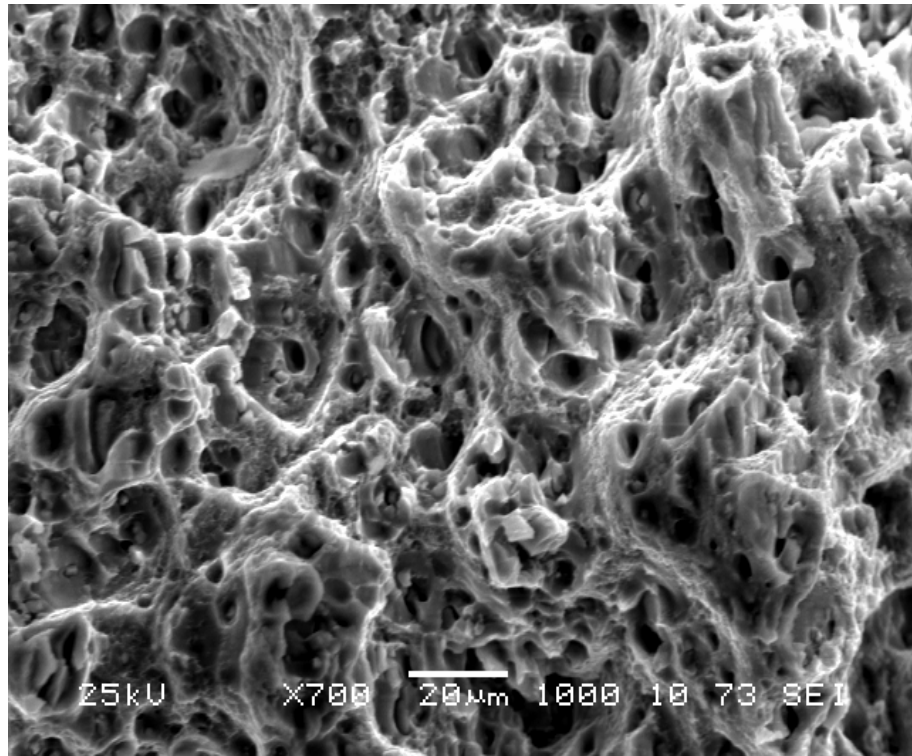


Figure 5.8: Faciès de rupture à la température ambiante.

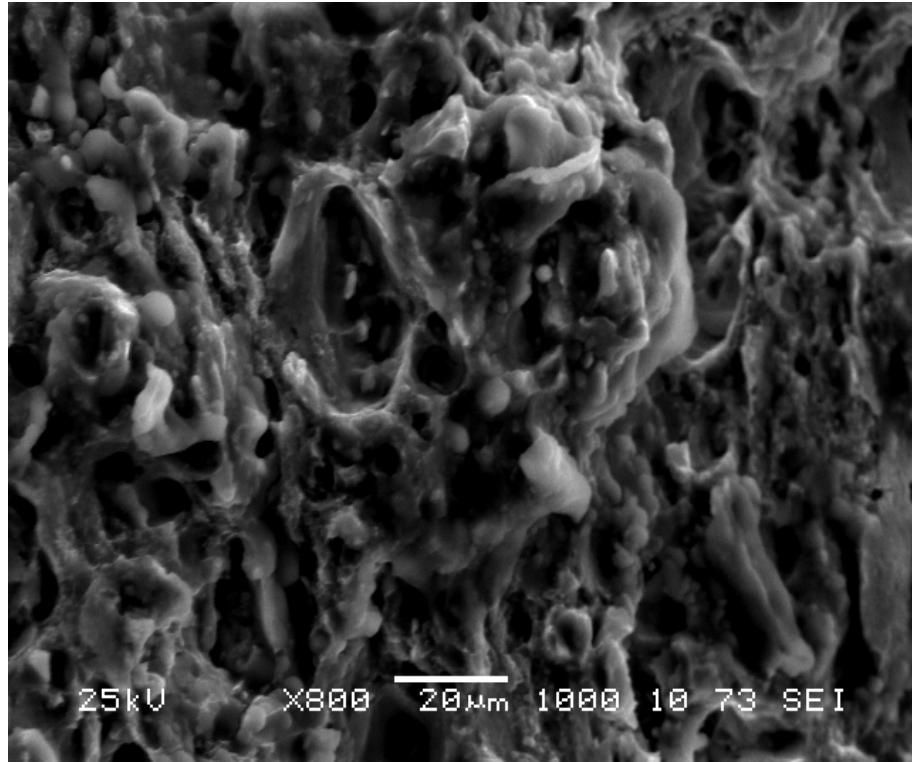


Figure 5.9: Faciès de rupture à haute température.

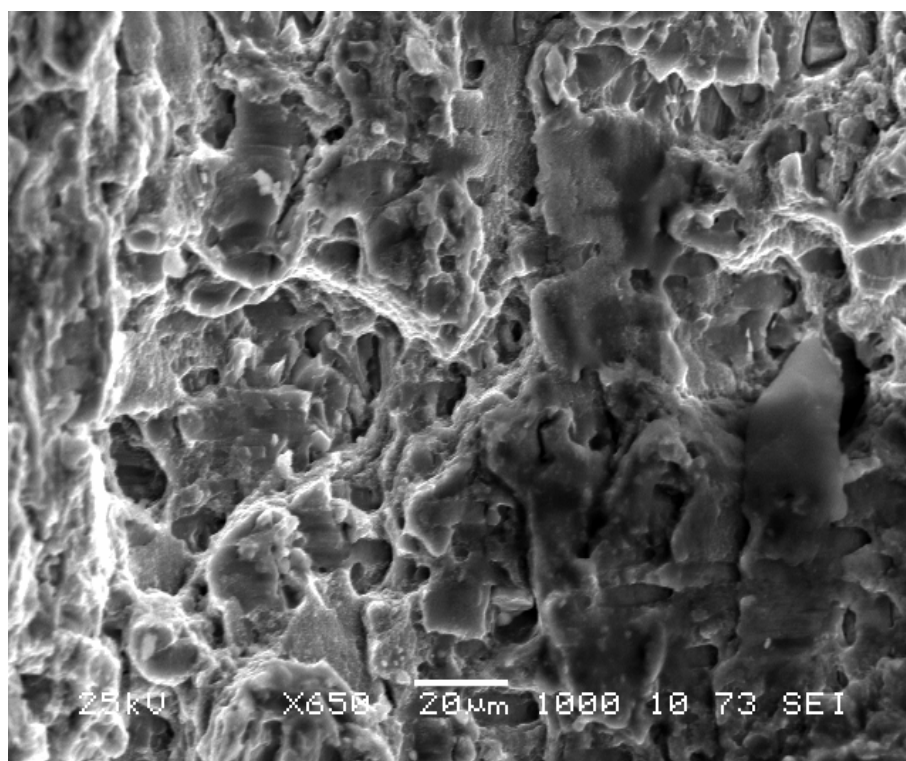


Figure 5.10 : Faciès de rupture à haute température montre les grains recristallisés.

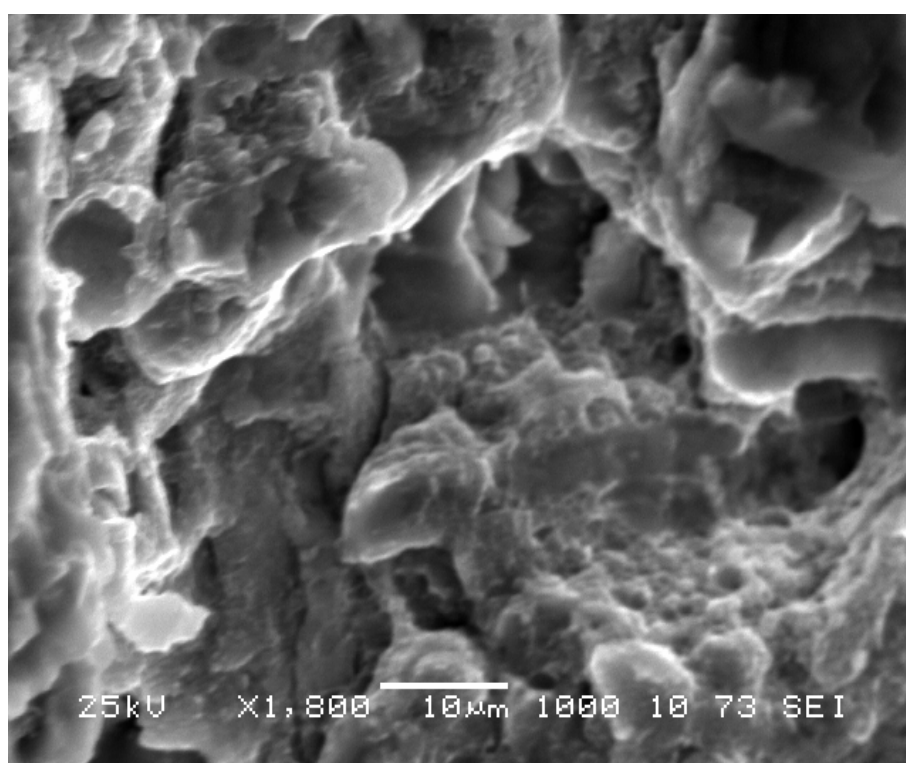


Figure 5.11: Faciès de rupture à haute température présent l'arrachement de matière.

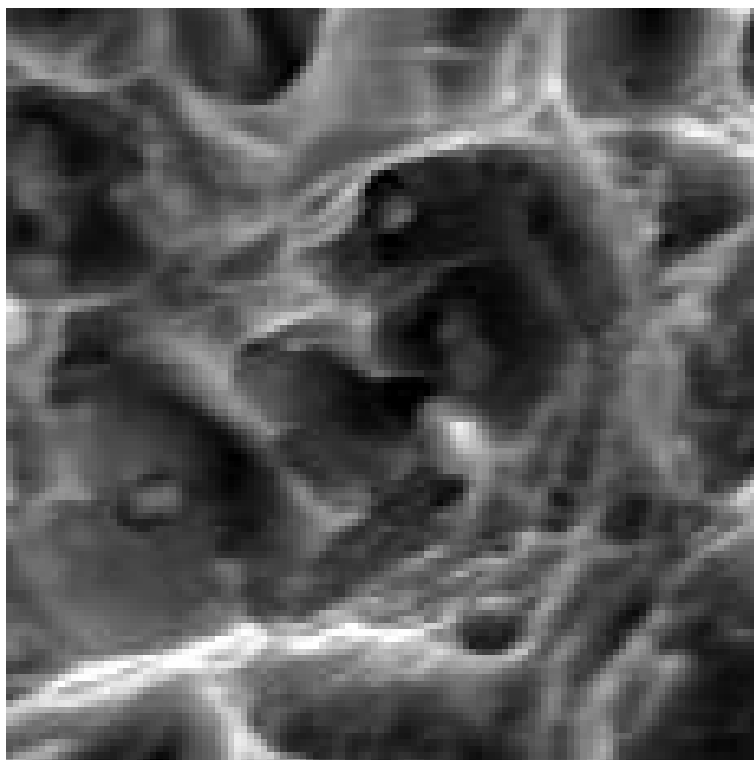


Figure 5.12 : agrandissement d'une cupule à la température Ambiante.

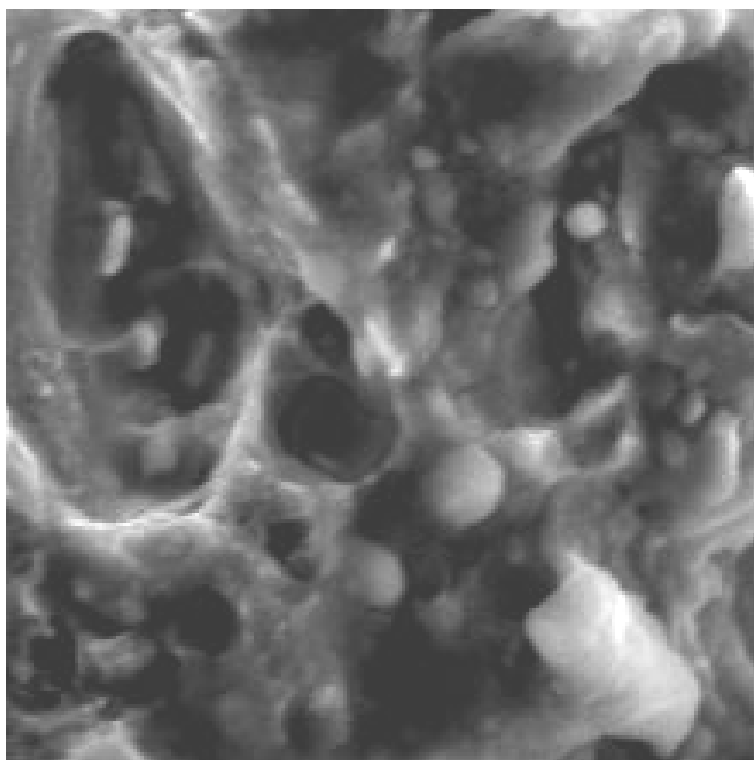
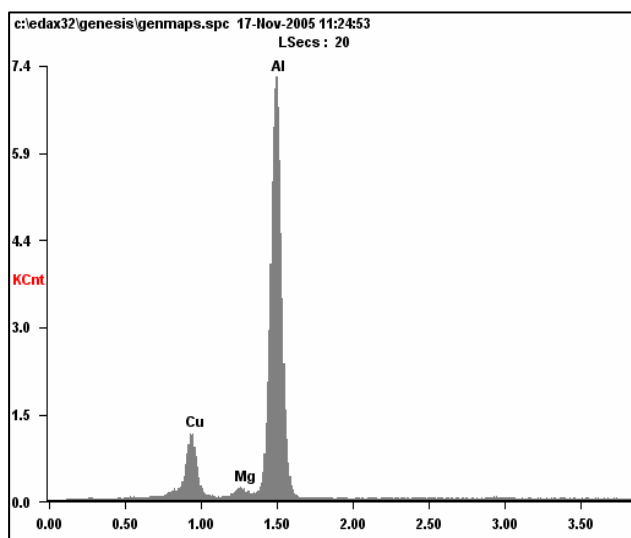


Figure 5.13: Agrandissement d'un cupule à haute température.

5.4.3. Analyse des précipitations

Tableau 5.1: Composition chimique.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>CuL</i>	18.45	08.75
<i>MgK</i>	01.28	01.59
<i>AlK</i>	80.27	89.66

Figure 5.14: Spectre d'analyse ponctuelle
De particule à base d'aluminium.

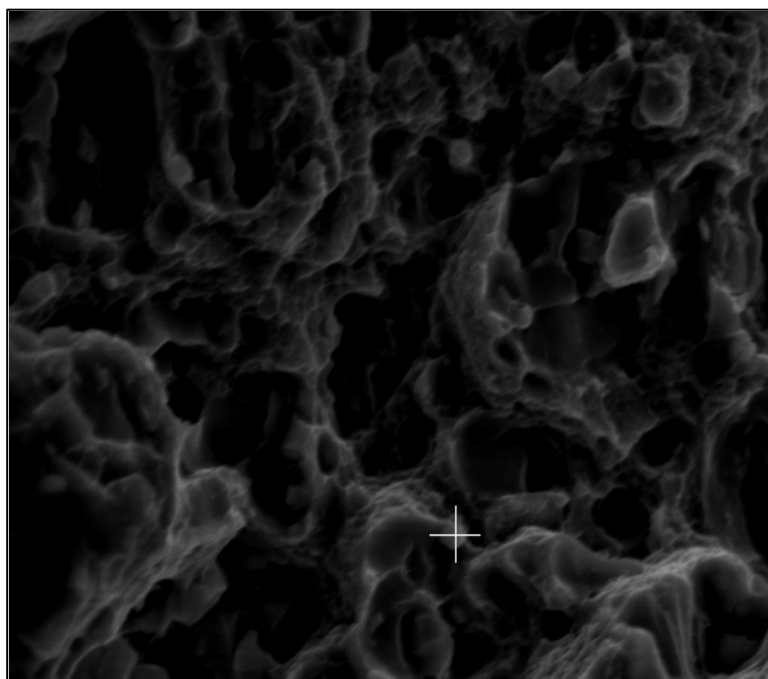
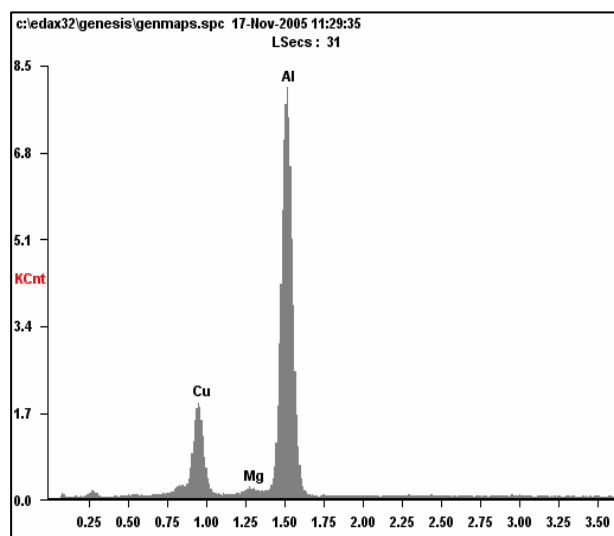


Figure 5.15 : Point testé.

Tableau 5.2: Composition chimique.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>CuL</i>	24.79	12.26
<i>MgK</i>	00.76	00.98
<i>AlK</i>	74.46	86.76

Figure 5.16: Spectre d'analyse ponctuelle
De particule à base d'aluminium.

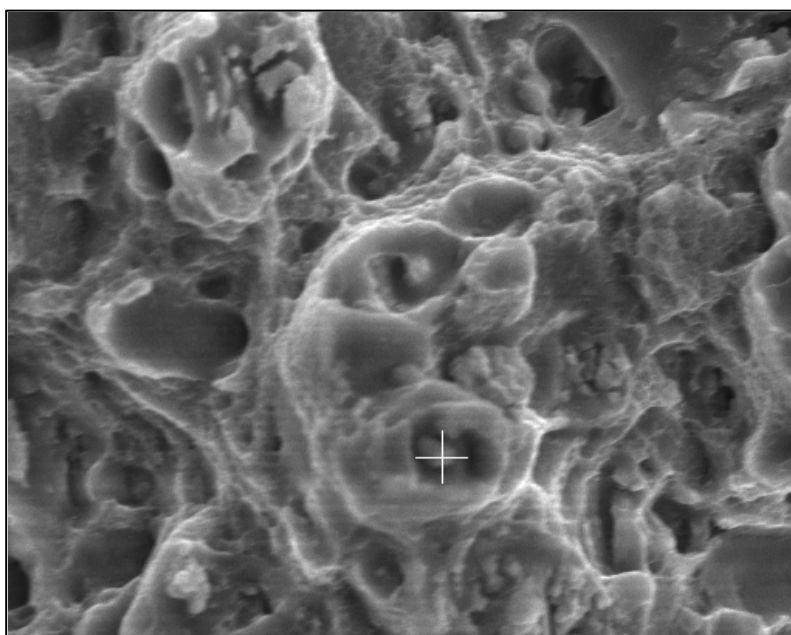
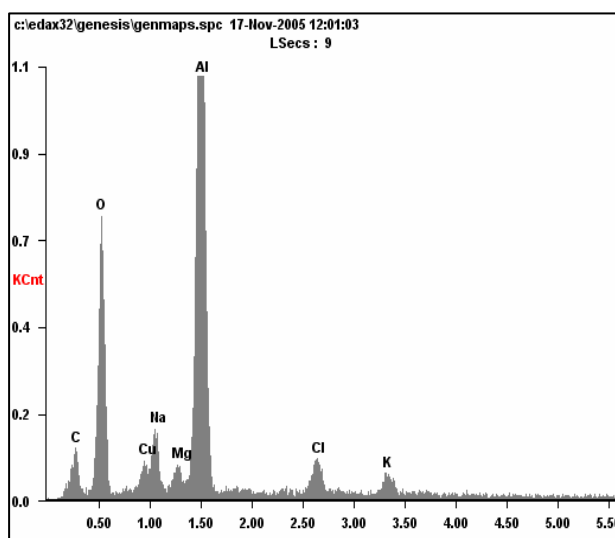


Figure 5.17 : Point testé.

Tableau 5.3 : Composition chimique.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>C K</i>	21.74	33.21
<i>O K</i>	32.24	36.97
<i>CuL</i>	03.78	01.09
<i>NaK</i>	03.94	03.14
<i>MgK</i>	01.37	01.04
<i>AlK</i>	33.89	23.04
<i>ClK</i>	01.83	00.95
<i>K K</i>	01.20	00.56

Figure 5.18 : Spectre d'analyse ponctuelle
De particule à base d'aluminium.

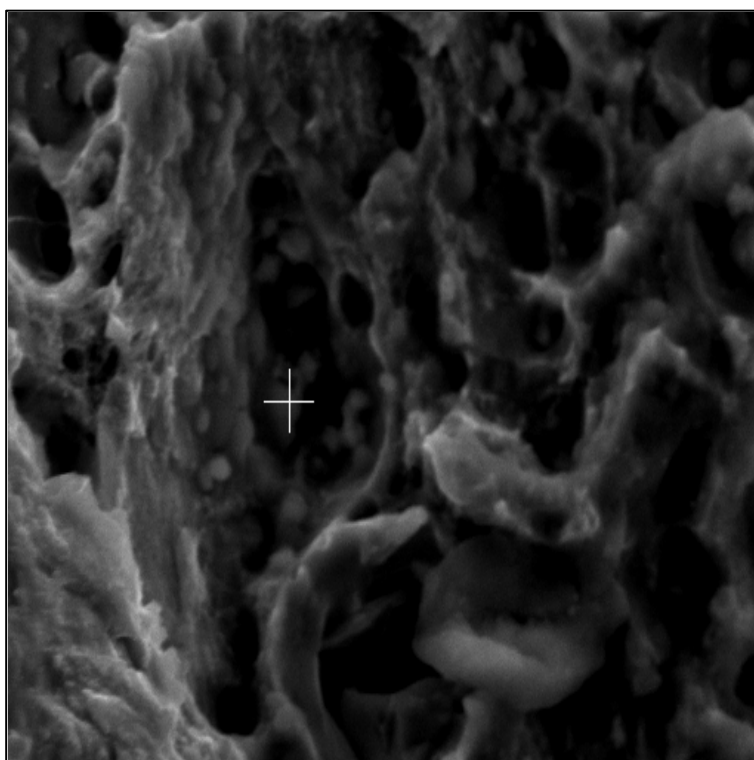


Figure 5.19 : Point testé.

Tableau 5.4: Composition chimique.

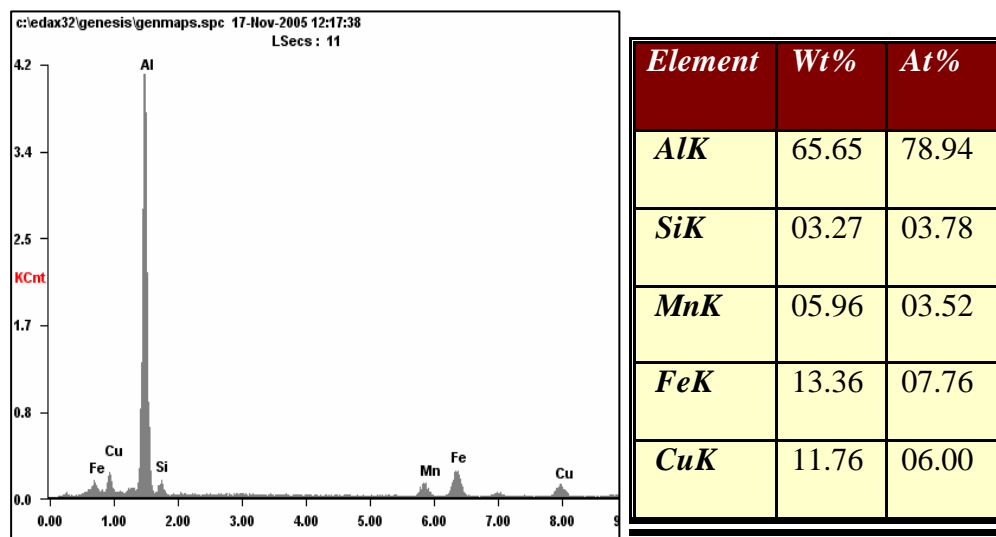


Figure 5.20 : Spectre d'analyse ponctuelle
de particule à base d'aluminium.

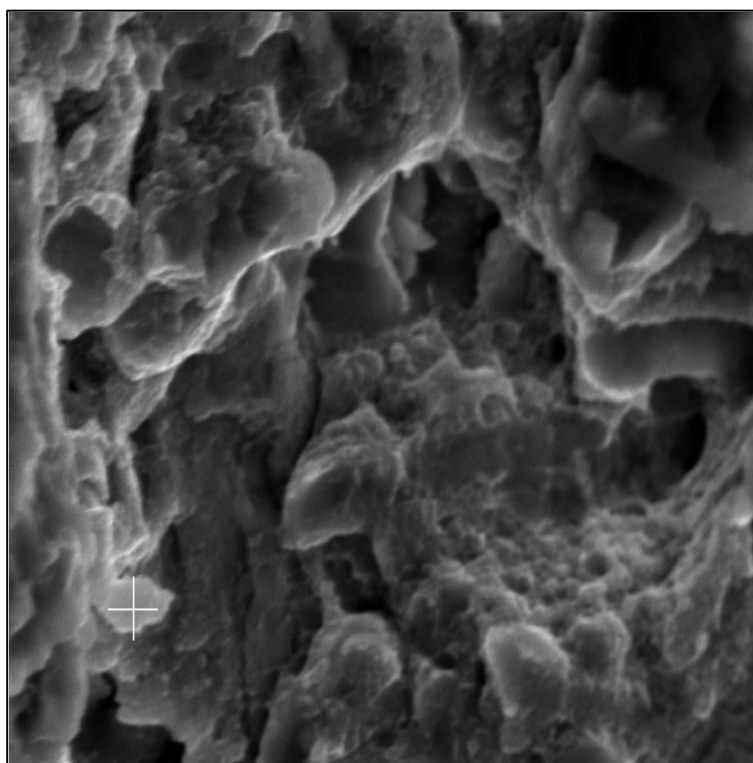


Figure5.21 : Point testé.

5.5. Interprétation des résultats

5.5.1. Examen par MO.

Les figures 5.4, 5 illustrent l'influence de la température de la déformation sur la microstructure de l'alliage d'aluminium 2024, ils permettent de dire que la dimension des grains recristallisés est variée suivant l'augmentation de la température de la déformation, la fraction volumique des grains recristallisés augmente avec l'augmentation de la température de la déformation.

La formation des précipitations et/ou des inclusions à différentes formes aux joints des grains, due à la variation des températures de la déformation figure 5.2, 3.

Nous n'avons pas observé de variation de la fraction de grains recristallisés sur toute l'éprouvette.

Les particules intermétalliques : elles servent en effet de germes pour recristallisation selon mécanisme type PSN (Particle Stimulated Nucleation) HUMPLEREYS [16], leur efficacité en tant que germe dépend à la fois de leur fraction volumique et de leur taille.

Cependant la comparaison des figures 5.4, 5 tend à montrer que la plupart des particules intermétalliques à la température 390C° ont participé à la formation d'un grain recristallisé alors que à la température 340C° présente des particules intermétalliques au milieu de grains recristallisés ; En conséquence la différence serait plutôt due à une morphologie et à une taille différentes de ces particules.

5.5.2. Examen par MEB

Avant d'interpréter l'ensemble des faciès de rupture, il est nécessaire de rappeler des différents mécanismes d'endommagement opérant dans le matériau ; la rupture ductile, rupture fragile, rupture ductile fragile.

La comparaison entre les figures 5.6, 7 montre les effets de la température de la déformation sur l'état de surface de l'éprouvette testée.

Les figures 5.8, 9 Montrent une ductilité caractérisée par la présence de cupules, cette rupture ductile semble être liée essentiellement à la présence d'inclusions ou de précipités, favorise la formation de microcavités, et leur allongement dans le sens de la déformation.

La périphérie du joint de grain représente une zone plus molle après un traitement au pic car à cet instant la différence de limite d'écoulement entre la matrice et la PFZ est maximale. De ce fait la déformation se localise davantage aux joints de grains et les fragilise plus rapidement, par le développement de cavités au niveau des précipités intergranulaires grossiers [36]. Par ailleurs La morphologie du faciès de la rupture dépend de la nature du grains, il semble que les surfaces soient plutôt facettées pour les grains recristallisés, la figure 5.10 présente une rupture ductile.

Sur la figure 5.11 l'arrachement de matière qui est une caractéristique de la rupture ductile.

Les particules sont difficilement visibles en fond de la cupule figure 5.12, 13 et sont généralement trop petites pour que l'on puisse en déterminer la composition à partir d'une analyse X au MEB.

L'analyse chimique des précipités (intermétalliques et disperso?des) effectuées au MEB montrent qu'ils appartiennent à la famille $Al_6(Cu,Mn,Fe)$ et Al_2CuMg et d'autres inclusions tableaux 5.1,2,3,4. Les zones GPB ne peut pas voir par le MEB.

CONCLUSION

- L'examen par microscopie électronique à balayage des faciès de rupture montre que la rupture de l'alliage d'aluminium 2024 à haute température est ductile.
- L'allure de la déformation en fonction de la température présente des valeurs adjacentes aux températures 340°C, 390°C, 440°C, et une grande valeur à la température 490°C.
- Les valeurs des contraintes diminuées proportionnellement à l'augmentation des températures de la déformation à chaud.
- Les microstructures indiquent qu'il y a des atomes de cuivre de la couleur jaune n'est pas dissoudre dans les grains recristallisés.
- La formation des précipitations et/ou des inclusions à différentes formes aux joints des grains et dans les grains, due à la variation des températures de la déformation.
- Pour une meilleure compréhension des phénomènes de la précipitation et l'interaction entre la précipitation et la recristallisation, nous avons besoins à des méthodes des caractérisations très avancées (Microscope électronique à transmission Calorimétrie Différentielle à Balayage, Diffusion centrale des rayons X).

REFERENCES

1. Philippe Chomel « Comportement thermomécanique des alliages métalliques » Technique de l'ingénieur Précis BM 5012.
2. Frank Montheillet « Métallurgie en mise en forme » Technique de l'Ingénieur Précis M 600.
3. Bruno Chenal et Julian Driver « Écrouissage d'alliages d'aluminium », Techniques de l'Ingénieur précis M230.
4. Jean Pokorny et Annick Pokorny « Métallographie », Techniques de L'ingénieur Précis M90.
5. H.Chokshi, A.Meyers « The prospects for superplasticity at high strain rates », sciapla Metallurgica, Vol.25 N4 April 90 p605.
6. Bruno Dubost et Pierre Sainfort « Durcissement par précipitation des alliages d'aluminium » Techniques de l'Ingénieur précis M 240.
7. C. Wolverton. « Acta Materialia », 2001, vol.49, p3129
8. L.F. Mondolfo. « Aluminium Alloys/Structure and properties», Butterworth, London, 1976
9. Y.A Bagaryatskii. « Doklady Akademii nauk S.S.S.R. », 1952, vol.87, p397.
10. S.P. Ringer, T. Sakurai et I.J. Polmear. « Acta Materialia, » 1997, vol.45, p3731.
11. Michel Colombié « Matériaux Métalliques».
12. Site, « [http :\\ www.lesnonferreux.com](http://www.lesnonferreux.com)».
13. J.M.Durlot « Des Matériaux », Edition de l'école Polytechniques de Montréal Canada.
14. Jean Barralis, Gérard Maeder « Précis Métallurgie » AFNOR, p124, 125.
15. I.Lakhtine « Métallographie et Traitement Thermique des Métaux », Edition Mir. Moscou.

16. F.J. Humphreys. « Recrystallization '90 », ed. by T. Chandra, The Materials, Metals and Materials Society, 1990.
17. R. Doherty et al. « Materials Science and Engineering ». , 1997, vol.238, p219.
18. M.G. Ardakani et F.G. Humphreys. « Acta Metallurgica », 1994, vol.42, p763.
19. P.R. Mould et P. Cotterill. «Journal of Materials Science», 1967, vol.2, p241.
20. K. Tsuzaki, H. Xiaoxu et T. Maki. « Acta Materialia » 1996, vol.44, p4491.
21. T. Sakai et J.J. Jonas. « Acta Metallurgica », 1984, vol.32, p189.
22. H.J. Mc Queen, O.Knustad, N. Ryum et al. « Scripta Metallurgica, », 1985, vol.19, p73.
23. M.E. Kassner. «Metallurgical Transactions», 1989, vol.20A, p2182.
24. J.K. Solberg, H.J. Mc Queen, N. Ryum et al. « Philosophical Magazine », 1989, vol.60, p447.
25. F. Bardi, M. Cabibbo et S. Spigarelli. « Materials Science and Engineering», 2002, vol.A334, p87.
26. K.K. Chawla, A.H. Esmaeli, A.K. Datye et al. « Scripta Metallurgica » 1991, vol.25, p1315.
27. M.J. Jones et F.J. Humphreys. « Acta Materialia », 2003, vol.51, p2149.
28. V. Gerold. « Dislocations in Solids», 1979, chapter 15 , part 3.
29. A. Kelly et R.B. Nicholson. «Progress in Materials Science», 1963, vol.10, p151.
30. F. Cuisiat, P. Duval et R. Graf. « Scripta Metallurgica, », 1984, vol.18, p1051.
31. B. Reppich. « Materials Science and Technology A Comprehensive Treatment», Ed. by R.W. Cahn, P. Haasen and E.J. Kramer, Vol 6 Plastic Deformation and Fracture of Materials, chapitre 7.
32. A.M. Zahra, C.Y. Zahra, C.A. Charaï et al. « Scripta Materialia », 1998, vol.39, p1553.
33. A.K. Gupta, P. Gaunt et M.C. Chaturvedi. « Philosophical Magazine », 1987 , vol.55, p375.
34. V. Radmilovic, R. Kilaas, U. Dahmen et al. « Acta Materialia », 1999, vol.47, p3987.
35. J. Silcock. «Journal of the Institute of Metals», 1960-1961, vol.89, p203.
36. David Dumont, « Relations Microstructure / Ténacité dans les alliages aéronautiques de la série 7000 », Thèse de docteur de I N P de Grenoble, France, 2001.

37. H. Perlitz et A. Westgren. « Mineralogisch Geologi », 1943, vol.16, p13
38. P. Ratchev, B. Verlinden, P. de Smet et al. « Acta Materialia », 1998, vol.46, p3523
39. A. Charai, T. Walther, C. Alfonso et al. « Acta Materialia », 2000, vol.48, p2751
40. H.C. Shih, N.J. Ho et J.C.Huang. « Metallurgical and Materials Transactions A » 1996, vol.27A, p2479
41. H.S. Rosenbaum et D. Turnbull. « Acta Metallurgica », 1959, vol.7, p664
42. L. Reich, S.P. Ringer et K. Hono. « Philosophical Magazine Letters », 1999, vol.79, p639
43. J. Yan, L. Chunzhi, Y. Minggao. « Journal of Materials Science Letters », 1990, vol.9, p421

APPENDICE A
LISTE DES SYMBOLES

F_V	: Fraction volumique
d	: Diamètre
Z	: Paramètre de ZINER
ϵ	: Déformation
ϵ_e	: Déformation équivalente
θ	: Désorientation
σ	: Contrainte
$\dot{\epsilon}$: Vitesse de déformation
A	: Allongement
s	: Seconde
$^{\circ}C$: Degré sil suce
%	: Pourcent
HV	: Dureté
T	: Température
m	: Mètre
cm	: Centimètre
mm	: Millimètre
nm	: Nanomètre
ml	: Millilitre

APPENDICE B
LISTE DES SYMBOLES

Fr	: Fer
Cu	: Cuivre
Mn	: Manganèse
Mg	: magnésium
Al	: Aluminium
Zn	: Zinc
Cr	: Chrome
Si	: Silicium
HF	: Acide fluorhydrique
H ₂ O	: Eau
HNO ₃	: Acide nitrique
HCL	: Acide clore