

23/88
الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

Ministere de l'enseignement et de la recherche scientifique

1EX
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المكتبة
BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

Pour l'Obtention du Diplôme d'Ingénieur d'Etat

THEME

المكتبة
BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

**ELABORATION DES ALLIAGES 7020 ET 7051
ET ETUDE DE LEUR DURCISSEMENT STRUCTURAL**

Proposé par :

K. ABADLI

Etudié par :

RAZEM Nadji

Dirigé par :

K. ABADLI

PROMOTION JUIN 1988

E.N.P. - 10, Avenue Hacén Badi - EL-HARRACH - ALGER

23/88
الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

Ministere de l'enseignement et de la recherche scientifique

1EX
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المكتبة الوطنية للتكنولوجيا
BIBLIOTHEQUE المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

Pour l'Obtention du Diplôme d'Ingénieur d'Etat

THEME

المكتبة الوطنية للتكنولوجيا
BIBLIOTHEQUE المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

**ELABORATION DES ALLIAGES 7020 ET 7051
ET ETUDE DE LEUR DURCISSEMENT STRUCTURAL**

Proposé par :

K. ABADLI

Etudié par :

RAZEM Nadji

Dirigé par :

K. ABADLI

PROMOTION JUIN 1988

E.N.P. - 10, Avenue Hacén Badi - EL-HARRACH - ALGER

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
Ministere de l'enseignement et de la recherche scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES
Pour l'Obtention du Diplôme d'Ingénieur d'Etat

THEME

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

**ELABORATION DES ALLIAGES 7020 ET 7051
ET ETUDE DE LEUR DURCISSEMENT STRUCTURAL**

Proposé par :

K. ABADLI

Etudié par :

RAZEM Nadji

Dirigé par :

K. ABADLI

PROMOTION JUIN 1988

E.N.P. - 10, Avenue Hacén Badi - EL-HARRACH - ALGER

Handwritten text at the top of the page, possibly a title or header, which is mostly illegible due to fading.



Handwritten text on the right side of the page, oriented vertically, which is mostly illegible due to fading.

- D E D I C A C E S -
=====

- A MON PERE,

Qui n'attendait pour moi, que ce jour.

- A MA MERE,

Qui m'attend depuis toujours.

R E M E R C I E M E N T S

=====

Je tiens à remercier mon Promoteur, Monsieur K. ABADLI pour l'aide et les conseils qu'il m'a prodigués.

Je remercie vivement Monsieur N'GYEN pour avoir bien voulu accepter de présider le Jury de ce mémoire.

Que Monsieur CHITROUB trouve ici l'expression de mes remerciements pour avoir bien voulu juger ce travail.

J'exprime mes vifs remerciements à Mademoiselle BOUALI pour avoir donné son avis sur ce travail.

Mes remerciements vont à tous ceux qui sans leur aide ce travail ne verrait pas le jour.

J'exprime ma profonde gratitude à Madame K. SEBAIBI.

SOMMAIRE

- INTRODUCTION
- CHAPITRE I : DURCISSEMENT STRUCTURAL
 - 1. Introduction
 - 2. Durcissement de solution solide
 - 2.1 Origines des interactions des atomes étrangers avec les dislocations
 - 3. Précipitation et vieillissement
 - 3.1 Phénomène de précipitation
 - 3.2 Défauts cristallins et précipitation
 - 4. Durcissement structural par précipitation
 - 4.1 Interaction entre particules et dislocation
 - 4.2 Origine physique de durcissement
 - 4.3 Condition pratique de durcissement
 - 5. Système Al-Zn-Mg
 - 5.1 Durcissement en solution
 - 5.2 Processus de précipitation des alliages Al-Zn-Mg
- CHAPITRE II: GENERALITES SUR LES TRAITEMENTS THERMIQUES D'Al ET SES ALLIAGES
 - 1. Importance
 - 2. Principaux types de traitement thermique
 - 3. Etude phénoménologique
 - 3.1 Traitement d'homogénéisation
 - 3.2 Traitement de mise en solution
 - 3.3 Traitement de trempe
 - 3.4 Maturation
 - 3.5 Traitement de revenu
 - 4. Traitement thermique des alliages Al-Zn-Mg
 - 4.1 Homogénéisation
 - 4.2 Recommandations pour le traitement thermique de mise en solution
 - 4.3 Intervalle et vitesse critique de trempe
 - 4.4 Maturation des alliages Al-Zn-Mg
 - 4.5 Température et durée du traitement de revenu
- CHAPITRE III: PROPRIETES ET STRUCTURES DES ALLIAGES 7020 ET 7051
 - 1. Introduction
 - 2. Alliage du groupe Al-Zn-Mg
 - 3. Alliages 7020 et 7051
 - 3.1 Composition chimique
 - 3.2 Caractéristique mécanique
 - 3.3 Domaine d'utilisation
 - 4. Diagrammes d'équilibres
 - 4.1 Alliages binaires
 - 4.2 Alliages ternaires Al-Zn-Mg

- CHAPITRE IV: TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1. Elaboration

1.1 Dispositif d'élaboration

1.2 Préparation des alliages 7020 et 7051

2. Traitements thermiques

2.1 Homogénéisation

2.2 Mise en solution et trempe

2.3 Maturation

2.4 Revenu

3. Mesure de dureté

- CHAPITRE V: RESULTATS EXPERIMENTAUX ET INTERPRETATIONS

1. Influence des conditions de revenu

1.1 Alliage 7020

1.2 Alliage 7051

1.3 Comportement des alliages 7020 et 7051 à l'égard des memes conditions de revenu

1.4 Influence de la température de revenu

2. Influence du taux de Mg et Zn

- CONCLUSION

- BIBLIOGRAPHIE

INTRODUCTION.

INTRODUCTION.

Les impératifs économiques suscitent la mise au point de matériaux dotés de propriétés spécifiques pour répondre aux besoins des industries actuelles, ainsi par exemple, le remplacement de l'acier par des matériaux légers dans l'industrie automobile s'avère indispensable pour diminuer le poids des véhicules et améliorer le kilométrage.

Dans cette optique, nous nous sommes intéressés à l'étude et à l'élaboration d'alliages d'aluminium largement utilisés dans les domaines de transport et de la construction mécanique, mais qui sont inconnus sur le marché industriel Algérien.

Notre travail consiste en l'élaboration des alliages d'aluminium 7020 et 7051 et la mise en évidence de l'influence des facteurs temps et températures sur leur durcissement structural par mesure de dureté.

Dans un premier chapitre, il sera question du phénomène de précipitation et durcissement structural associé.

Au deuxième chapitre, on traitera les traitements thermiques des alliages d'aluminium avec les spécificités concernant les alliages 7020 et 7051, leurs propriétés et structures feront l'objet du troisième chapitre, on introduira les différentes techniques expérimentales utilisées dans le 4ème chapitre.

Le dernier chapitre sera consacré aux résultats expérimentaux et leur interprétation.

DURCISSEMENT
STRUCTURAL.

I. DURCISSEMENT STRUCTURAL.



1/ - INTRODUCTION.

Par durcissement on entend un accroissement des caractéristiques mécanique, de résistance, limite élastique, charge à la rupture et la dureté.

D'un point de vue macroscopique, cet accroissement s'accompagne d'une diminution de la plasticité du matériau.

D'un point de vue microscopique, la déformation est due à la propagation des défauts linéaires du cristal (dislocations), alors tout mécanisme permettant soit d'augmenter la contrainte nécessaire à ce mouvement, soit de ralentir ou de bloquer les dislocations est considéré comme un mécanisme de durcissement. On y parvient de diverses façons, en introduisant dans le matériau :

- 1) Des dislocations : durcissement par écrouissage
- 2) Des atomes étrangers en solution solide : durcissement de solution solide
- 3) Une phase dispersée, particules ou fibres
- 4) Des parois tel que joints de grain, macles.

2/ - DURCISSEMENT DE SOLUTION SOLIDE.

Dans un métal, les atomes étrangers peuvent être placés soit en insertion (cas des éléments de faible rayon atomique), soit se substituer aux atomes de la matrice. Dans ce dernier cas la substitution peut s'opérer sur des sites disposés aléatoirement ou au contraire les atomes étrangers peuvent former une surstructure.

2.1. Origines des interactions des atomes étrangers avec les dislocations.

La présence des atomes étrangers entraîne l'apparition d'une force de freinage due à l'interaction de ces atomes avec les dislocations.

Cette interaction a plusieurs origines, dont les principales sont :

2.1.1. L'effet de taille :

Un grand effet durcissant est obtenu en général lorsque la différence entre le rayon atomique du soluté et celui de la matrice est grande.

2.1.2. Effet "chimique" :

Il résulte de l'interaction soluté - solvant et solvant - solvant se traduisant par l'existence d'un ordre plus ou moins local.

2.1.3. Atmosphère de Cottrell :

Elle consiste en un regroupement d'atomes de soluté au voisinage des défauts linéaires, bloquant ainsi le mouvement de ces derniers.

2.1.4. Effet SUZUKI :

Consistant en un regroupement d'atomes de soluté au voisinage des défauts d'empilements, pouvant conduire au durcissement de la solution solide.

3/ - PRECIPITATION ET VIEILLISSEMENT.

3.1. Phénomène de précipitation.

3.1.1. Conditions pour obtenir un phénomène de précipitation :

- Un alliage est susceptible de donner lieu à un phénomène de précipitation s'il réunit les trois conditions indispensables qui sont :

a/ - Le diagramme d'équilibre entre l'élément de base et l'un au moins des éléments d'alliage doit avoir une solubilité à l'état solide qui augmente avec la température fig. (1) pour le système Al - Zn - Mg le zinc vérifie bien cette condition.

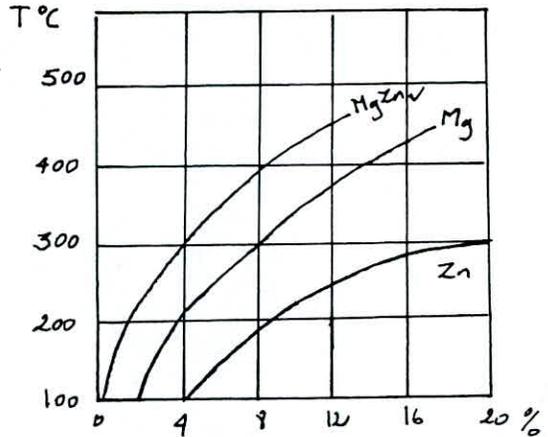


Fig 1. Limite de solubilité

b/ - Le retour à l'équilibre physico chimique à partir de la solution suractivée doit se faire par une précipitation fine et homogène.

c/ - Le retour à l'équilibre physico chimique doit se faire en passant par des formes transitoires de précipitation présentant avec la matrice une cohérence par épitaxie (relation d'orientation entre le précipité et la matrice d'aluminium).

3.1.2. Mécanisme de décomposition de la solution solide :

La solution solide sursaturée en soluté et en lacunes de trempe est thermodynamiquement instable et évoluera vers l'état d'équilibre, cette évolution est favorisée même à

basse température du fait de la concentration élevée en défauts lacunaires qui permettent, pour les solutions solides de substitution des vitesses de diffusions supérieures aux conditions habituelles.

La précipitation peut apparaître soit dans l'ensemble de la matrice (précipitation homogène ou généralisée) soit au contraire dans des sites particuliers (précipitation hétérogène et localisée).

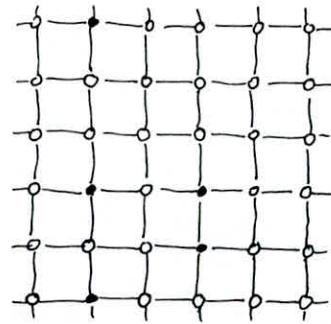
3.1.3. Stade d'évolution de la précipitation généralisée :

On distingue cinq grands stades d'évolution lors de ce type de précipitation, fig (2).

- a/ - Les atomes de soluté constituent des amas, ils tendent à se grouper dans des régions où ils ne substituent aux atomes de la matrice, il y a enrichissement local en soluté sans qu'il y ait modification structurale. Ces zones peuvent avoir une taille de plusieurs centaines d'atomes, elles donnent lieu à de diffraction lorsqu'elles sont suffisamment grandes, il s'agit de zone de Guinier - Preston (G.P).
- b/ - Les amas se développent et s'organisent tridimensionnellement faisant apparaître ainsi la première phase metastable β'' qui est totalement cohérente avec le réseau de la matrice appelée zone Guinier - Preston II (G.P. II).

L'origine de la cohérence des précipités se trouve dans le fait que l'énergie de surface d'un interface est plus élevée lorsqu'il est incohérent que dans le cas où il est cohérent.

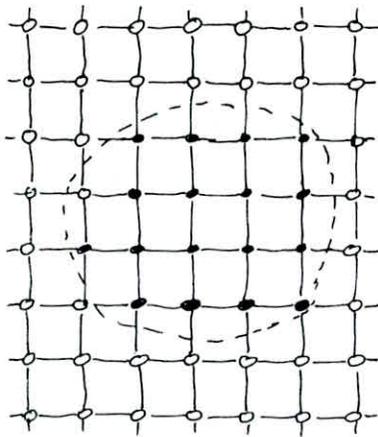
La perte de cohérence augmente l'énergie de surface de la particule.



solution solide α sursaturée



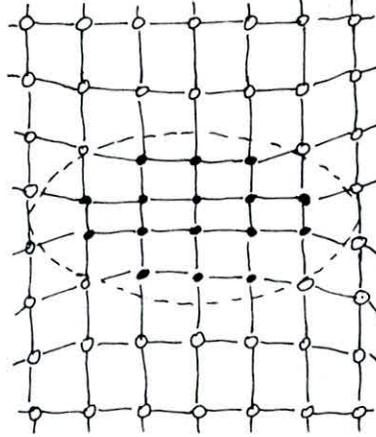
1^{er} stade



regroupement en amas



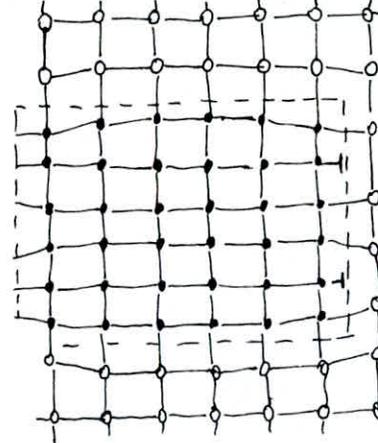
2^e stade



Formation d'une phase cohérente β''



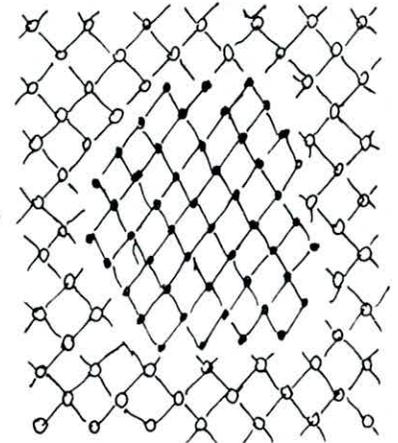
3^{em} stade



phase semi-cohérente β'



4^{em} stade



phase incohérente β

Fig - Les stades de la précipitation continue

3.1.4. Zones de Guinier - Preston :

Ces zones sont une portion du réseau de la solution solide où la concentration des atomes dissous est élevée, et où le réseau peut-être plus ou moins distordu sans qu'il y ait rupture de cohérence (1).

3.1.4.1 - Cinétique de la formation des zones G.P.

Au cours du maintien à la température de maturation, l'élimination graduelle des lacunes en sursaturation se produit par formation de boucle de dislocations. Le coefficient de diffusion pour la formation des zones diminue au cours de la maturation.

Deux phénomènes en concurrence se produisent simultanément, la ségrégation en amas des atomes de soluté facilitée par la présence des lacunes en excès et l'élimination de ces défauts sous forme de boucle (2).

3.1.4.2 - Interaction entre les lacunes et les zones.

Il a été avancé que, dans certains cas, elle pourrait être d'origine chimique, c'est-à-dire que les lacunes devraient être considérées comme constituant de certaines phases et que ces défauts pourraient jouer un rôle non négligeable dans la germination de la précipitation (4).

Dans de nombreux cas, il apparaît que ce sont les contraintes présentes dans la matrice autour des zones qui sont à l'origine de l'ancrage des lacunes lesquelles se trouvent ainsi attirées par les régions en compression.

3.1.4.3 - Relation entre les zones et les particules de précipité.

La précipitation des phases durcissantes se fait après formation des zones de Guinier - Preston. Existe-t-il une relation entre ces deux stades de la précipitation ? Les zones de Guinier - Preston sont-elles les germes

à partir desquels croissent les particules de précipité ? En comparant la morphologie de la précipitation formée en présence et en l'absence des zones, ceci peut être réalisé expérimentalement par une trempe au-dessus de la température de reversion qui conduit à la formation de la phase intermétallique sans passer par le stade des zones, cette phase a une morphologie grossière aux joints et sous-joints de grain, alors que les particules de précipités formées en présence de zones sont beaucoup plus fines et dispersées de façon homogène dans la matrice (9), mais ces particules ne sont pas aux nombres de zones, il est probable que seulement une fraction de zones sert de germes aux précipités alors que le reste se dissout (5). Seules les zones ayant des dimensions supérieures à une valeur critique de servant de germes aux particules de précipités (6).

3.1.5. Précipitation localisée :

L'étude de la précipitation généralisée nous a permis d'associer à chaque stade de son évolution un défaut structural spécifique qui favorisait le développement d'un précipité plutôt que d'un autre, si ces défauts préexistent dans la matrice, ils peuvent permettre le développement direct des précipités correspondant. Trois grands cas sont envisageables.

- a) - L'existence de défauts linéaires (dislocations résultant d'un écrouissage et boucles lacunaires) favorisent le développement de précipités type B'.
- b) - L'existence de défauts de surfaces (joint de grains, macles, parois d'anti-phases) favorisent le développement de précipités type B.

à partir desquels croissent les particules de précipité ? En comparant la morphologie de la précipitation formée en présence et en l'absence des zones, ceci peut être réalisé expérimentalement par une trempe au-dessus de la température de reversion qui conduit à la formation de la phase intermétallique sans passer par le stade des zones, cette phase a une morphologie grossière aux joints et sous-joints de grain, alors que les particules de précipités formées en présence de zones sont beaucoup plus fines et dispersées de façon homogène dans la matrice (9), mais ces particules ne sont pas aux nombres de zones, il est probable que seulement une fraction de zones sert de germes aux précipités alors que le reste se dissout (5). Seules les zones ayant des dimensions supérieures à une valeur critique de servant de germes aux particules de précipités (6).

3.1.5. Précipitation localisée :

L'étude de la précipitation généralisée nous a permis d'associer à chaque stade de son évolution un défaut structural spécifique qui favorisait le développement d'un précipité plutôt que d'un autre, si ces défauts préexistent dans la matrice, ils peuvent permettre le développement direct des précipités correspondant. Trois grands cas sont envisageables.

- a) - L'existence de défauts linéaires (dislocations résultant d'un écrouissage et boucles lacunaires) favorisent le développement de précipités type β' .
- b) - L'existence de défauts de surfaces (joint de grains, macles, parois d'anti-phases) favorisent le développement de précipités type β .

- c) - L'existence de défauts tridimensionnels (joints triples, inclusion) favorisent le développement de précipités .

Il est à remarquer qu'il y a plusieurs moyens pour atteindre la phase d'équilibre :

- Soit en partant de la précipitation généralisée et en passant par tous les stades intermédiaires (précipitation continue).

- Soit en partant d'une précipitation localisée à partir de défauts linéaires ou de surface qui aboutira à la formation du précipité d'équilibre.

- Soit en formant directement le précipité d'équilibre (précipitation discontinue).

3.1.6. Reversion :

Si on porte à une température légèrement supérieure à leur limite de stabilité des précipités cohérents (zone β'') pendant un temps court, le soluté se remettra en solution sans qu'il reste de trace des précipités existant auparavant et sans qu'il y ait formation de précipités β' (7). Ce traitement, connu sous le nom de reversion, est pratiqué pour ralentir l'évolution ultérieure de l'alliage à plus basse température.

Il n'est pas de même pour les précipités β' (semi-cohérent), les défauts structuraux associés à ces précipités sont plus difficiles à éliminer et conduisent en pratique rapidement à la formation des précipités B, il ne s'agit donc que d'une redissolution partielle.

3.1.7. Conditions de formation de diverses phases au cours du revenu :

Il serait très intéressant de savoir dans quelles conditions il y a formation de telle ou telle phase au cours du revenu.

Ces conditions dépendent de l'historique de l'alliage (élaboration, traitement thermique, écrouissage ...).

Il a été constaté qu'une température de revenu relativement basse entraîne l'apparition d'une précipitation généralisée qui conduit par précipitation continue jusqu'à la phase d'équilibre du moins quand le temps de revenu est accessible.

Une augmentation de température favorise la précipitation localisée sur les dislocations ou sur les joints.

L'augmentation de la densité de dislocation favorisera le développement des précipités de type B' alors que l'affinage du grain favorisera le développement des précipités B.

3.2. Défauts cristallins et précipitation.

D'après ce qui précède, l'évolution des divers stades de la précipitation et les défauts cristallins sont étroitement liés.

Les lacunes, ces vides qui existent quand l'emplacement normal d'un atome n'est pas occupé, sont répartis aléatoirement dans le cristal. Leur concentration croît exponentiellement avec la température, tout en restant faible selon la loi :

$$C = A \exp \left(- \frac{E_f}{KT} \right)$$

avec : E_f , A, K et T respectivement :

- E_f : énergie de formation d'une lacune,
- A : constante,
- K : constante de BOLTZMANN
- T : température absolue.

3.2.1. Evolution des lacunes en sursaturation au cours de la maturation :

Des examens, au microscope électronique, d'alliage d'aluminium trempé, ont permis d'observer que :

a) - La condensation des lacunes en sursaturation ne se produit en général qu'après maintien prolongé à l'ambiante.

b) - L'élimination des lacunes en excès se fait de différentes façons mais fréquemment par formation de boucle de dislocation.

3.2.2. Interaction entre lacunes et atomes de soluté :

L'interaction entre lacunes et atomes de soluté, résultant en grande partie de l'effet de taille de l'atome en solution, est caractérisée par une énergie d'interaction E_B . (8)

Cette interaction agit fortement sur le processus et la vitesse de condensation des lacunes amenées en sursaturation à l'ambiante par trempe. En outre, la diffusivité élevée des éléments d'addition au cours de la formation des amas est expliquée par la présence de couple lacunes - atomes en solutions d'où la grande influence de cette interaction sur la cinétique de formation des amas.

3.2.3. Origine et influence des dislocations :

Les dislocations sont des régions perturbées du cristal situé entre deux parties en parfaite coïncidence, que l'on peut considérer ayant subi un glissement l'un par rapport à l'autre.

L'une des origines des dislocations dans un alliage est la

différence de contraction entre la matrice et les autres phases au refroidissement. La multiplication et le mouvement des dislocations constituent la déformation plastique, leur interaction avec les particules est déterminante à la fois et pour la nature de précipité et pour le mécanisme de leur franchissement.

4/ - DURCISSEMENT STRUCTURAL PAR PRECIPITATION.

Il était question pour l'évolution des stades de la précipitation de l'existence des défauts cristallins, lacunes, dislocations ... etc. Or, il en est de même pour le durcissement, phénomène dont l'idée de base est que les particules précipitées jouent le rôle d'obstacles au mouvement de dislocation dans les plans de glissement.

La théorie de dislocation, rend compte et d'une façon satisfaisante de la contribution de la taille, de la forme, de l'espacement des particules à la résistance de ces particules au mouvement des dislocations.

4.1. Interaction entre particules et dislocations.

Plusieurs cas peuvent se présenter, et cela en fonction des grandeurs des forces mises en jeu.

Dans le cas où la force exercée par la dislocation sur la particule est inférieure à la force d'interaction entre la particule et la dislocation, celle-ci reste ancrée sur la particule. Si la force exercée est suffisante pour que la particule soit franchie par la dislocation, deux mécanismes sont envisagés.

4.1.1. Mécanisme de cisaillement :

Les dislocations peuvent cisailer les particules, fig. (4) c'est le cas des particules cohérentes ou

A la suite d'un refroidissement rapide par trempe, les lacunes en excès ne peuvent pas être absorbées par les puits (joint de grain, atome interstitiel ...) et le métal est sursaturé en lacunes. Celles-ci se rassemblent alors ultérieurement, lors d'un revenu, fig (3) et donnent naissance à des boucles des dislocations.

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

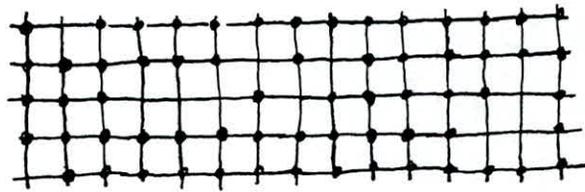
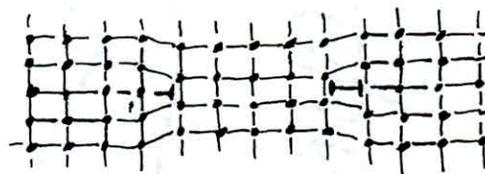


Fig. 3 - a) Concentration des lacunes dans un même plan.



b) Effondrement des parois pour donner une boucle de dislocation.

éventuellement semi-cohérentes présentant une continuité entre les plans de glissement de la matrice et des particules.

4.1.2. Mécanisme de contournement :

Les dislocations ne peuvent pas pénétrer les particules, alors sous l'effet de la contrainte appliquée, elles se courbent et contournent ces particules en laissant une boucle autour d'elles (mécanisme d'OROWAN), fig. (5). C'est le cas des particules incohérentes dont le réseau cristallin n'a aucune relation d'orientation avec la matrice, en général, elles ne peuvent être cisailées et sont contournées.

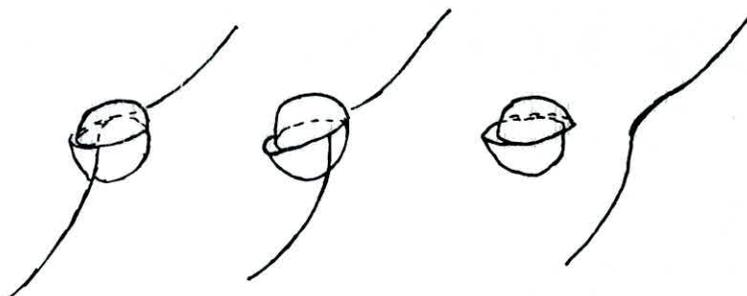


Fig. 4 - Franchissement d'un précipité par une dislocation par cisaillement.

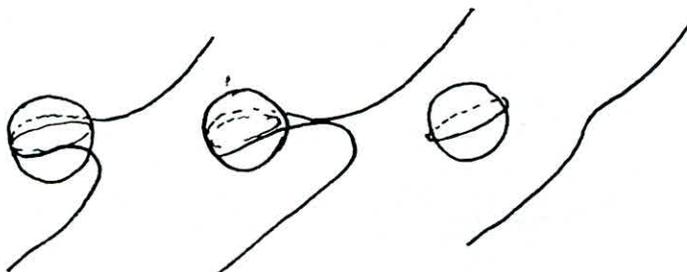


Fig. 5 - Franchissement d'un précipité par contournement.

Donc, lorsque l'alliage présente une distribution fine de précipité, les particules sont cisailées par les dislocations, par contre ces défauts sont forcés entre deux particules voisines lorsque celles-ci sont plus espacées. Alors qu'est ce qui détermine le passage d'un type de déformation à l'autre ? Cette transition d'un type de déformation à l'autre peut être attribuée à trois phénomènes :

- Changement du type de précipité,
- Variation de la cohérence de l'interface,
- Modification des distances inter particules.

Il semble que ce dernier facteur soit le plus important (9).

4.2. Origines physiques du durcissement.

4.2.1. Franchissement par cisaillement :

Le cisaillement d'un précipité cohérent fait appel à des effets à courte distance qui se manifestent quand la dislocation entre en contact avec le précipité et s'accompagne de la création de deux interfaces, fig. (6).

- Une interface à l'intérieur du précipité (BC) d'énergie σ_p dû au désordre, créé par le passage de la dislocation, si celui-ci est ordonné, cette énergie d'interface est prise en considération dans le calcul de la contrainte d'écoulement.

- Une interface supplémentaire matrice - précipité dont l'énergie d'interface σ_s intervient si le précipité n'est pas ordonné, en particulier pour les précipités cohérents très plats, car le rapport surface /volume de ces particules est important. Le durcissement dépendra alors du mode de cisaillement (parallèlement ou perpendiculairement aux plaquettes).

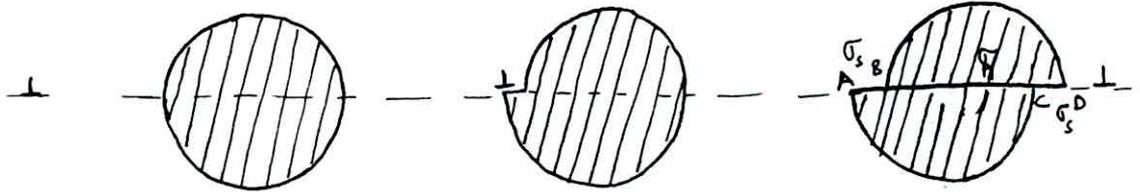


Fig. 6 - Cisaillement d'un précipité : création d'un interface précipité matrice (AB, CD) et d'un interface à l'intérieur du précipité (BC).

L'élevation de la limite élastique, dans ce cas est alors liée à la plus grande difficulté de propagation des dislocations. En effet, la dislocation doit d'abord traverser le champ de contraintes produit par le précipité dans la matrice (contraintes de cohérences), ensuite si le précipité est ordonné, le passage de la dislocation se traduit par la création d'interface interne à la particule.

4.2.2. Effet à longue distance :

4.2.2.1 - Influence des modules élastiques de cisaillement.

Si G_p et G_m sont les modules élastiques de cisaillement respectivement du précipité et de la matrice et que la dislocation est droite et parallèle à l'interface situé à une distance r de cet interface.

On a une force d'interaction donnée par :

$$F = \frac{G_m b^2}{4 r} \cdot \frac{G_p - G_m}{G_p + G_m}$$

\vec{b} étant le vecteur de Burgers.

- Si $G_p < G_m$ cas des particules molles, F est négative est donc attractive.
- Si $G_p > G_m$ F est répulsive, cas des particules dures, cet effet peut avoir une grande importance dans le cas d'un contournement par le processus d'OROWAN.

4.2.2.2 - Effet de cohérence.

L'écart à la cohérence entre la matrice et le précipité supposé de forme sphérique et dont les paramètres réticulaires respectivement a_m et a_p est :

$$d = \frac{1}{2} \frac{a_m - a_p}{a_m + a_p}$$

ce précipité développe un champ de contraintes dans la matrice, exerçant une force attractive ou répulsive selon le cas sur la dislocation.

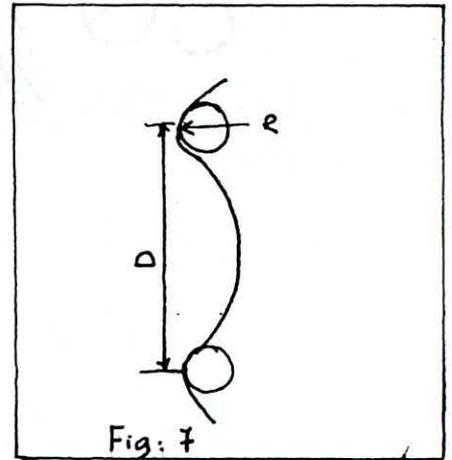
L'analyse théorique du durcissement associé conduit à des expressions de contraintes d'écoulement proportionnelles au facteur de cohérence d .

4.2.3. Franchissement par contournement :

Dans ce cas la dislocation courbée, fig. (7) sous l'effet de la contrainte exercée, prend une position d'équilibre instable, au-delà de laquelle, elle se développe dans la matrice et contourne le précipité en laissant une boucle résiduelle autour de lui. La contrainte d'OROWAN correspondante a pour expression :

$$\Delta \tau = \frac{Gb}{D - 2R}$$

- G : module de cisaillement
 b : vecteur de Burgers
 D : distance inter particules
 R : rayon de courbure



4.3. Conditions pratiques du durcissement.

Les propriétés d'un alliage susceptible d'un durcissement structural par précipitation, dépendent essentiellement de la répartition, de la taille et de la nature des précipités. On peut améliorer les propriétés mécaniques si on parvient lors du revenu à obtenir une germination homogène des précipités, avec une grande densité et qu'ils aient une morphologie tel qu'ils constituent des obstacles efficaces au mouvement des dislocations (précipité cohérent introduisant de fortes contraintes dans la matrice, fine précipitation, semi-cohérente ..) or ces caractéristiques dépendent étroitement des conditions de mise en solution, trempe et revenu.

4.3.1. Conditions de mise en solution et de trempe :

Le temps de mise en solution doit être suffisant pour que tous les éléments donnant lieu à une précipitation puissent être dissous.

- La température de mise en solution doit être la plus élevée possible afin d'obtenir la plus grande concentration possible d'élément durcissant en solution solide toutefois il faut éviter la formation de phase liquide aux joints.

- Si la vitesse de trempe est trop faible la précipitation peut s'amorcer au cours du refroidissement avec formation de zones ou de germes.

Si cette précipitation ayant lieu dans un intervalle de températures supérieures à celle du revenu, alors au cours du traitement du revenu ultérieur une précipitation grossière est obtenue, elle est difficile à contrôler et nuira à l'obtention d'une fine distribution de précipités.

Il es à noter que le traitement de mise en solution pourra conduire à une recristallisation en grains plus ou moins fins.

4.3.2. Condition de revenu :

La microstructure obtenue est fonction des conditions de revenu, et lorsqu'on part d'une solution solide parfaite, les courbes de la dureté en fonction du temps de revenu présentent un seul maximum ou des maxima secondaires selon que la précipitation comporte un seul stade conduisant à la phase d'équilibre ou plusieurs stades intermédiaires avant que ne se forme cette phase d'équilibre.

- L'amplitude du maximum et le temps de maintien correspondant dépendent étroitement de la température de revenu.

- L'augmentation de la température de revenu provoque en général la diminution de l'amplitude du maximum, celui-ci est atteint pour des temps de maintien plus court.

- La dureté la plus importante est en général obtenue à partir d'une fine précipitation cohérente, pour cela, il faut souvent effectuer un revenu assez long à basse température ou en procédant alors à un double vieillissement qui consiste en un revenu à température assez basse permettant d'obtenir une bonne distribution de germe suivi d'un revenu à plus haute

température permettant d'obtenir une bonne distribution de germe suivie d'un revenu à plus haute température permettant de faire croître plus rapidement ces germes tout en conservant leur répartition initiale.

5/ - SYSTEME Al - Zn - Mg.

5.1. Durcissement en solution.

Vu les grandeurs des rayons atomiques des 3 éléments utilisés ($R_{Al} = 1,43$, $R_{Mg} = 1,60$ et $R_{Zn} = 1,38 \text{ \AA}$) on peut dire à priori que la solution formée est une solution solide de substitution, cette addition d'éléments d'alliages à l'aluminium accroît sa limite élastique (10) d'autant plus que l'intensité de champ de contrainte autour des atomes étrangers est grande, celle-ci est favorisée par une grande différence entre les rayons atomiques, et une affinité inter atomique élevée.

5.2. Processus de précipitation des alliages Al - Zn - Mg.

Ce système est l'un des quatre systèmes utilisés industriellement pour le durcissement structural, c'est le composé inter métallique $Mg Zn_2$ (II) de structure hexagonale qui précipité assurant ainsi le durcissement, son processus de précipitation peut être schématisé comme suit :

- à température ambiante et au-dessous de $75^\circ C$, il se forme des zones Guinier -Preston de forme sphérique difficilement décelables au microscope électronique, mais qui produisent un durcissement déjà important.

- entre 75 et $135^\circ C$, il apparaît un premier précipité de transition, hexagonal, mais qui est rapidement remplacé par la

phase M' - Mg Zn₂ qui confère aux alliages leur durcissement maximal.

- Au-dessus de 135°C, c'est-à-dire au cours du traitement de sur-revenu, la phase M' perd sa cohérence et se transforme en phase d'équilibre M - Mg Zn₂, hexagonale.

5.2.1. Forme et structure des zones Guinier-Preston :

Dans le système Aluminium - Zinc - Magnésium se forment des zones G-P sphérique où les contraintes dues aux atomes de Mg, qui sont nettement plus gros que ceux d'Al, sont diminuées par la présence des atomes de Zn qui sont plus petits ces zones G-P sphérique sont constituées par des plans d'atomes de Mg et Zn alternés (11).

5.2.2. Germination des particules de précipité dans le système Al-Zn-Mg :

La valeur de la dimension critique d_c nécessaire aux zones servant de germes aux particules de précipité dans le cas des alliages Al - Zn - Mg dépend de plusieurs facteurs (6) : elle est d'autant plus petite que la sursaturation est plus élevée et que la température est plus basse.

TRAITEMENTS
THERMIQUES.

II. GENERALITES SUR LES TRAITEMENTS THERMIQUES D'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES.

1/ - IMPORTANCE.

L'aluminium et ses alliages couvrent une gamme très étendue de caractéristiques mécaniques, allant par exemple pour la charge de rupture de 50 MPa pour l'Al raffiné jusqu'à 750 MPa pour l'alliage (7049 A).

Une telle gamme est obtenue non seulement en agissant sur la composition des alliages, mais aussi et pour une partie très importante en effectuant des traitements thermiques qui permettent d'agir dans deux sens, à savoir :

- Soit dans le sens d'une diminution de la résistance mécanique s'accompagnant d'une amélioration de la plasticité (traitement d'adoucissement).

- Soit au contraire, dans le sens d'une augmentation de la résistance mécanique (traitement de durcissement).

En outre, pour l'aluminium, les traitements ne concernent pas seulement la résistance mécanique mais, ils sont susceptibles d'influencer un grand nombre d'autres propriétés très importantes, entre autres l'aptitude à la déformation à chaud ou à froid; la résistance à la corrosion, à la fatigue, au fluage; la conductivité électrique; la stabilité dimensionnelle. La tendance actuelle, vise la mise au point de traitement spécifique en vue d'améliorer une propriété donnée d'un alliage déterminé.

2/ - PRINCIPAUX TYPES DE TRAITEMENTS THERMIQUES.

On peut classer les traitements thermiques appliqués à

l'aluminium et ses alliages en trois types principaux :

- traitement d'homogénéisation,
- traitement d'adoucissement par recuit,
- traitement de trempe structurale.

2.1. Vocabulaire des traitements thermiques.

2.1.1. Homogénéisation :

Traitement comportant un chauffage à température relativement élevée appliqué à certain produit brut de fonderie ou corroyés.

2.1.2. Recuit :

Traitement thermique ayant pour but d'adoucir un métal ou un alliage durci par écrouissage ou par trempe.

2.1.3. Trempe structurale .:

Traitement thermique assurant un durcissement structural, ce traitement comprend généralement une mise en solution suivi immédiatement,

- d'un refroidissement convenable maintenant la solution en sursaturation (trempe) '

- d'une maturation ou / et d'un revenu produisant le durcissement.

2.1.3.1 - Mise en solution.

Traitement qui consiste à chauffer un alliage à une température convenable et maintenu à cette température pendant un temps suffisant pour permettre aux constituants so-

lubles d'entrer en solution solide où ils seront retenus en état sursaturés après la trempe.

2.1.3.2 - Maturation.

Evolution spontanée à température ordinaire de la solution sursaturée, après cette évolution l'alliage est dit à l'état mûri.

2.1.3.3 - Revenu ou maturation artificielle.

Durcissement à température supérieure à la température ambiante, d'une solution solide sursaturée obtenu par trempe.

3/ - ETUDE PHENOMENOLOGIQUE.

3.1. Traitement thermique d'homogénéisation.

Le traitement consiste à maintenir à une température assez élevée et pendant des temps prolongés les pièces coulées afin de faciliter leur transformation ou d'améliorer leurs propriétés.

Les effets de l'homogénéisation peuvent être plus ou moins complexes suivant l'alliage auquel ils s'appliquent. D'une façon générale plusieurs types d'évolution sont aisément observables dans les alliages d'aluminium à savoir :

- la dissolution de phases intermétalliques en excès,
- le nivellement des concentrations dans la solution solide,
- la coalescence de phases intermétalliques déjà présentes,
- la précipitation de nouvelles phases intermétalliques.

3.2. Traitement de mise en solution.

La mise en solution des alliages d'aluminium a pour caractère remarquable d'avoir une cinétique à peu près indépendante de la température (temps de saturation de la solution est le même pour diverses températures).

Dans la pratique, il n'y a pas intérêt à dépasser la température qui permet de dissoudre au maximum les éléments actifs de l'alliage, parce que au-delà de cette température, il y a risque d'apparition des phénomènes de brûlures causant l'effondrement de la résistance mécanique et de l'allongement relatif, tandis que la dureté n'est pas sensiblement affectée.

3.3. Traitement thermique de trempe.

L'obtention d'une solution sursaturée à l'ambiante exige un refroidissement assez énergique, en effet pour les alliages d'aluminium, les caractéristiques mécaniques sont optimales si la concentration de la solution solide est sensiblement la même qu'à la température de mise en solution, en revanche, le refroidissement n'est pas nécessairement très rapide d'où la notion de vitesse critique de trempe mais en réalité les vitesses de refroidissement nécessaires ne sont pas les mêmes dans tout l'intervalle de température qui s'étend entre la température de mise en solution et la température ordinaire.

Il y a lieu de remarquer que les caractéristiques obtenues après trempe et maturation sont considérablement abaissées par un séjour relativement court à des températures appartenant à un certain intervalle qui diffère d'un alliage à un autre. Ce phénomène est mis en évidence par les courbes T.T.P. (temps, température, propriétés).

3.3.1. Vitesse critique de trempe :

La vitesse critique de trempe est la vitesse de refroidissement minimale qui permet d'obtenir à la température ambiante la solution solide sursaturée, garantissant ainsi les caractéristiques mécaniques de l'alliage considéré.

3.3.2. Influence des dimensions et de l'état de surface des produits trempés sur la vitesse de refroidissement :

Bien que les alliages d'aluminium bénéficient d'une conductivité thermique élevée, il serait difficile de réaliser des grandes vitesses au coeur des produits épais. La théorie de la propagation de la chaleur prévoit que les vitesses de refroidissement au coeur sont inversement proportionnelles au carré de la dimension caractéristique.

La forme des produits intervient également sur la vitesse de refroidissement. Enfin, l'état de surface des produits est un facteur intervenant également sur la vitesse de refroidissement lors de la trempe. Les pièces présentant des surfaces découpées ou fraîchement usinées ont des faibles vitesses de refroidissement tandis que la présence du film d'oxyde, accroît la vitesse de refroidissement.

3.3.3. Fluide de trempe et son influence :

On peut associer à chaque milieu de trempe une vitesse de refroidissement qui sera déterminante pour les caractéristiques mécaniques de l'alliage. Dans la pratique de la trempe des alliages d'aluminium, la trempe à l'eau est le procédé le plus largement utilisé parce que le plus efficace, néanmoins le choix de la température de l'eau est d'une extrême importance.

La trempe à l'eau froide est favorable à une bonne résistance mécanique et à la résistance à la corrosion.

En revanche, elle peut engendrer des contraintes internes dans le cas des produits épais ou de forme complexe, ces contraintes sont diminuées dès que la température de l'eau de trempe dépasse 60°C.

Pratiquement, la trempe à l'eau froide, inférieure à 40°C est recommandée pour tous les produits de faible épaisseur.

3.3.4. Influence du temps de transition entre mise en solution et trempe :

Le temps de transition - temps s'écoulant entre la sortie du four se mise en solution et l'immersion dans le fluide de trempe - ne doit pas être long, car il affecte considérablement les caractéristiques mécaniques. Ce phénomène est dû, au refroidissement généralement faible des produits pendant ce temps, si ce temps est assez long, la température des produits pénètre dans l'intervalle critique, une partie au moins de cet intervalle est parcourue à faible vitesse d'où altération des caractéristiques mécaniques.

3.4. Maturation.

La maturation est caractérisée par l'évolution des caractéristiques mécaniques en fonction du temps de maintien après trempe à la température considérée, température qui peut varier entre - 20 à 40°C. Le comportement des alliages lors de la maturation est très variable d'une famille à une autre.

L'évolution des caractéristiques mécaniques en fonction du temps est faible durant une période dite d'incubation, d'autant plus longue que la température est plus basse.

Vers la fin de cette période, la maturation s'accélère, sa vitesse passe par un maximum, puis décroît de nouveau et les caractéristiques mécaniques tendent asymptotiquement vers des valeurs limites.

La période d'incubation offre un grand avantage elle permet d'effectuer des mises en formes ou travail sur trempe fraîche. Pour augmenter la durée de cette période, on peut introduire les produits dans un milieu froid.

3.5. Traitement de revenu.

L'élévation de la température de maturation accélère la maturation de l'alliage mais en modifie l'allure.

Il est à remarquer que pour des revenus à des températures suffisamment élevées, la résistance mécanique des alliages trempés et revenus passe par un maximum pour une durée de revenu d'autant plus courte que la température est plus élevée, de plus les revenus à températures plus élevées, durant des temps plus courts, conduisent à des caractéristiques plus faibles que des revenus prolongés à des températures plus basses.

D'une façon générale, si l'on veut obtenir une résistance mécanique élevée, et conserver néanmoins des allongements substantiels, il faut choisir un revenu à températures pas trop élevées et de durée prolongée.

3.5.1. Influence du temps d'attente entre trempe et revenu :

Les courbes de revenu ne sont pas identiques si l'on part d'un état fraîchement trempé ou d'un état trempé et mûri. Les alliages d'aluminium réagissent différemment à l'influence de la maturation naturelle entre trempe et revenu.

3.5.2. Influence de la durée de montée à la température de revenu :

Industriellement, l'échauffement durant le traitement de revenu est généralement lent. La période de montée en température peut agir dans une certaine manière comme une maturation naturelle accélérée.

Donc pour les alliages influencés favorablement par le temps d'attente entre trempe et revenu, un échauffement lent lors du revenu a un effet bénéfique.

3.5.3. Influence de l'écroissage entre trempe et revenu :

L'écroissage entre trempe et revenu présente deux effets distincts :

- Il produit un durcissement par écroissage.

- Il modifie la cinétique et la distribution de la précipitation lors du revenu, la cinétique de décomposition de la solution solide est plus rapide (germination des précipités sur les dislocations est facilitée) mais également la précipitation est plus grossière et moins finement répartie.

Ces deux effets ont des actions inverses sur les caractéristiques mécaniques des alliages, le premier tend à augmenter la résistance mécanique, le second au contraire tend à la diminuer.

4/ - TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES Al - Zn - Mg.

4.1. Homogénéisation.

Pour les alliages du système Al - Zn - Mg les traitements d'homogénéisation ont des effets importants par suite de

la dissolution des différentes phases eutectiques formées à la solidification tout en conservant les phases peu solubles, les effets les plus significatifs sont :

- L'augmentation de la ductilité, cette amélioration est d'autant plus importante que l'alliage est plus chargé en éléments d'addition et contient une fraction volumique plus élevée des phases eutectiques.

- La diminution de la résistance à la déformation.

- La diminution de la température de recristallisation.

- L'amélioration de l'isotropie des caractéristiques mécaniques.

Les durées de ce traitement varient de 5 à 48h (17) elles sont d'autant plus longues que la section des produits est plus importante les températures les plus généralement appliquées pour les alliages 7020 et 7051 sont de 420 à 550°C (17).

4.2. Recommandations pour les traitements de mise en solution.

- Si la température a été trop faible, la mise en solution est incomplète et le produit risque de présenter des caractéristiques insuffisantes non conformes aux spécifications.

- Une précision de $\pm 5^\circ\text{C}$ (18) sur le produit est absolument nécessaire, sauf exception.

4.2.1. Température de mise en solution et conditions de trempe :

Alliage	Etat	Température	Milieu de trempe
7020	Tous produits	$450 \pm 10^\circ\text{C}$	air ou eau (18)
7051	"	$450 \pm 10^\circ\text{C}$	" (18)

4.2.1. Durée de la mise en solution :

Elle dépend de la nature de l'alliage et aussi de ses dimensions.

Pour une épaisseur ou diminution minimale variant entre 6,4 et 12,7 mm un temps minimal de 65 mn est recommandé (18).

4.3. Intervalle et vitesse critique de trempe.

Des études ont montré que l'intervalle critique pour les alliages de la famille 7000 s'étend à peu près de 290 à 400°C (18) et que leur vitesse critique de trempe est évaluée à 0,5° C/S (18).

4.4. Maturation des alliages de la série 7000.

Avec ses alliages, la maturation est lente et il est estimé qu'un palier satisfaisant est atteint qu'après deux ou trois mois de maturation, mais le processus peut être accéléré en augmentant la température du milieu ambiant, néanmoins, ces alliages sont favorablement influencés par l'attente entre trempe et revenu, les caractéristiques mécaniques sont d'autant plus élevées que le temps d'attente a été plus long. Pratiquement, il est recommandé pour ces alliages un temps d'attente minimal de 5 à 7 jours (18).

4.5. Température et durée du traitement de revenu.

Le traitement de revenu pour les alliages de la série 7000 correspond à des optimisations ou à des compromis très pointus des caractéristiques. Pour cela, il est recommandé le traitement suivant :

Alliage

Revenu

7020

5 jours à 20°C + 4h à 100°C + 24h à 140°C

ou 5 jours à 20°C + 4h à 100°C + 8h à 160°C

La précision de la température de revenu est : $\pm 5^{\circ}\text{C}$ (18).

PROPRIETES
ET
STRUCTURES.

PROPRIETES
ET
STRUCTURES.

III. PROPRIETE ET STRUCTURES DES ALLIAGES 7020 ET 7051

I. INTRODUCTION

L'aluminium pur présente certains propriétés qui font de lui un élément très compétitif à l'égard de plusieurs métaux, en particulier les aciers ordinaires, mais il est sérieusement handicapé par ses faibles caractéristiques mécaniques (tableau 1) d'où son utilisation pour la plupart du temps sous forme d'alliage.

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques de toles d'aluminium (A5)

Materiau	degré de deformation à froid	Charge de rupture Kgf/mm^2	limite élastique Kgf/mm^2	allongement %
A 99,5 (A5)				
Recuit	0	6,5 - 10	$\leq 5,5$	35 - 45
demi dur	30	11 - 14	9-13	4-10
dur	>50	15 - 18	13-17	2 - 6

L'emploi de l'aluminium et ses alliages découle de leur caractéristiques spécifiques tels que:

1) Légèreté

Avec une densité de 2,7 et à volume égal, il est trois fois plus léger que l'acier ($d = 7,85$) d'où son emploi pour:

- les éléments mobiles
- les éléments soumis à des mouvements alternatifs pour diminuer les forces d'inertie.

.../...

- Les structures statiques, où le poids propre constitue une partie importante de la charge supportée.

2) Résistance aux agents atmosphériques et chimiques

La surface de l'Al se couvre naturellement d'une couche d'alumine, qui le protège efficacement, cette protection peut être renforcée par un traitement approprié.

3) Elasticité.

Le module d'élasticité de l'aluminium ($E = 7000$) est trois fois plus faible que celui de l'acier ($E = 21000$), par une même déformation élastique, les contraintes sont trois fois plus faibles. Par conséquent, l'aluminium absorbe bien les chocs, il subit bien les dilatations thermique différentielle et permet la réalisation de ressort à lames de haute flexibilité.

4) Maintien des caractéristiques à basses températures et très basses températures.

L'Aluminium et ses alliages maintiennent intégralement ou améliorent leur caractéristiques (tableau 2) à basses températures ce qui les désignent pour exécuter les réservoirs à gaz liquéfiés.

Tableau 2: Caractéristiques de l'aluminium à basses températures.

Metal	Temperature °C	limite élastique kgf/mm ²	Charge de rupture kgf/mm ²	Allongement %
A5 recuit	20	1,25	7	40
	-138	2	9,5	46
	- 196	2,5	16	50
A5 écroui	20	7,5	8	22
	- 138	8	11	32
	- 196	10	16,5	43

5) - Facilité de mise en oeuvre

L'Al et ses alliages se forment, s'usinent avec des machines courantes et ceci avec des grandes vitesses d'opérations. Ils peuvent être extrudés suivant des formes les plus divers.

6) - Résistance mécanique

Certains alliages joignent à leur grande légèreté une très grande résistance, équivalente à celle des aciers courants, ces alliages sont utilisés par la mise en forme des pièces et structures ayant une grande résistance tels que les fuselages d'avions, des toles pour l'industrie automobile, dans le bâtiment....etc.

7) - Conductibilité thermique et électrique

L'excellente conductibilité thermique ($C = 0,52 \mu\text{th, Cm} / \text{Cm}^2 \text{ S}^\circ\text{C}$ à 20°C) et électrique

($2,630 \cdot 11 \mu\Omega\text{-Cm}^2/\text{Cm}$ à 20°C) le classe immédiatement après le cuivre. Une exploitation de la légèreté, la résistance mécanique, de la conductibilité électrique élevée des alliages d'Al permet de diminuer le prix de revient de certaines installations.

2. Alliages du Groupe Al - Zn - Mg

Entre dans cette famille des alliages ternaire Al - Zn - Mg avec les teneurs suivantes en éléments d'addition
 $\text{Zn} = 2,76 \text{ à } 6 \text{ pour cent}$ et $\text{Mg} = 0,3 \text{ à } 3,5 \%$

Caractéristiques

En plus des propriétés déjà citées, les alliages de ce groupe présentent d'autres caractéristiques d'un grand intérêt industriel.

.../...

Cet intérêt est dû aux facteurs suivants:

- Intervalle de mise en solution très vaste (320 à 550 °C pour la plupart)
- Faible vitesse de trempe, permettant dans bien des cas, que l'opération de trempe puisse être effectuée simplement à l'air libre ou l'air pulsé.
- durcissement important pouvant être obtenu par simple maturation à la température ambiante et qui peut être complété par un revenu à basse température (100 à 160°C)
- après soudage et simple maturation à l'air ambiant, les alliages de ce groupe peuvent présenter des caractéristiques mécaniques nettement supérieures à celles qui peuvent être obtenues avec les autres alliages d'Al traditionnels et soudables.

3. Alliages 7020 et 7051

Pour notre étude, nous avons opté pour l'élaboration des deux alliages faisant partie de la série 7000 (Al -Zn - Mg).

Leur grand intérêt résulte du fait qu'ils sont auto-trempants et présentent des caractéristiques intéressantes après soudage.

3.1 Composition chimique

En plus des éléments d'addition et des impuretés inévitables tels que le fer et le silicium, d'autres éléments peuvent être présents pour différentes raisons. (Tableau:3)

.../...

Tableau 3: Composition type des alliages 7020 et 7051

	Zn %	Mg %	Cr %	Zr+Ti %	Mn %	Fe %	Si %
7020	3,7-5	0,9-1,5	≤0,35	0,08- 0,25	0,05 - 0,5	≤0,4	≤0,35
7051	3-4	1,7-2,5	0,05- 0,25	---	0,1- 0,45	≤0,45	≤0,35

3.1.1. Influence des éléments complémentaire de composition

- le manganèse corrige l'effet de structure aiguillée présentée par le fer sous forme de Al₂ Fe

- Le Titane affine le grain

- Le Zirconium améliore la tenue à chaud

- Le fer augmente un peu les caractéristiques à chaud

- Le Silicium augmente la coulabilité

3.2 Caractéristiques mécaniques des alliages

7020 et 7051

Leurs caractéristiques mécaniques sont nettement plus élevées que celles des alliages sans traitement thermique, elles peuvent concurrencer celles des aciers ordinaire de construction.

Alliage	composition		Etat	Rc _{0,002} Kg/mm ²	Rp Kg/mm ²	A %
	Zn	Mg				
7020	4,6	1,2	trempe-muri	24	35	20
			trempe-revenu	31	38	15
7051	3,5	2,25	trempe-muri	25	37	18

Aciers de construction	Re 0,002 Kg/mm2	Rp Kg/mm2	A %
C 12	19	34	25
C 25	23	42	20

3.3 Domaines d'utilisations des alliajes 7020 et 7051

L'alliage 7020 est de beaucoup le plus utilisé. Son aptitude à maintenir ses caractéristiques à très basses températures (tableau:4) fait de lui un alliage très indiqué aux applications cryogéniques; manipulation et transport de méthane liquide (citernes routières).

Tableau 4: Caractéristiques mécaniques du 7020 à basse température.

Température °C	Limite elastique Kgf/mm2	Charge de rupture Kgf/mm2	A %
20	53	61	14
- 73	53	60	15
- 196	59,5	67,5	6
- 253	69	80	5

Dans le transport il est utilisé pour la fabrication de véhicules ferroviaires (voitures à voyageurs, autorails, Wagons), autocars et autobus, bennes basculante, poseurs de rampes, ponts ciseaux, port roulant. En mécanique il fait partie des alliajes servant à la construction des portiques, passerelles, flèches de grues, flasque de variateur de vitesse et outils à main (clefs à tubes, clefs à griffes).

En fonderie, seul l'alliage 7020 est utilisé de la serie 7000, lors du démoulage des pièces après coulée, il se produit une trempe partielle à l'air qui après maturation naturelle améliore les caractéristiques mécaniques, celles-ci atteignent leurs valeurs maximales au bout d'un mois.

L'emploi du 7020 en fonderie est limité à cause de sa très grande criquabilité, cependant il est employé avec succès pour des pièces de formes simples, il présente une très grande Usinabilité.

L'alliage 7051 a des applications plus limitées par rapport à celles de l'alliage 7020, il est essentiellement utilisé sous forme de tube livrés à l'état trempé muri.

4. Diagrammes d'équilibres

4.1 Alliages binaires

4.1.1. Alliages Al - Zn

- Solidification de l'alliage à 4 % de zinc (fig 1) :

A 650 °C, dépôt de germes ou cristaux de la phase α ,
(solution solide de Zn dans l'aluminium)

La proportion de cette phase est négligeable, elle est constituée presque de l'aluminium pur, le liquide a la composition de l'alliage

$$\% \alpha \approx 0 \qquad \% \text{liq} \approx 1$$

De 650 °C 640 °C les cristaux α s'enrichissent en Zn, leur proportion augmente, le liquide s'enrichit également en zinc, sa proportion diminue.

$$\text{A } 640 \text{ °C} \qquad \% \alpha = 1 \qquad \text{liq} = 0$$

(dernières gouttes liquides se solidifient à 640 °C)

La phase α a la composition de l'alliage (4% Zn)

De 640 à 100 °C solidification de la phase α sans changement de composition .

A partir de 100 °C la solubilité en zinc diminue fortement ce qui conduit à la précipitation du zinc.

A 20 °C la structure est constituée de la phase α (grain polyédrique d'Al contenant environ 1% de zinc en solution solide) et du zinc (3%) dispersé en fines particules.

.../...

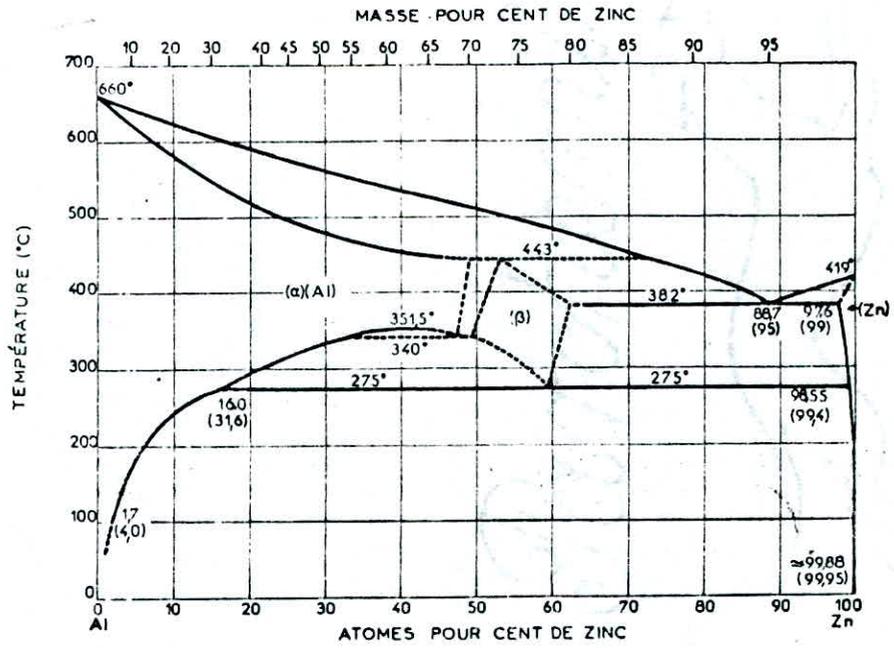


FIG. 1. DIAGRAMME D'EQUILIBRE

Al-Zn (Aluminium-Zinc).

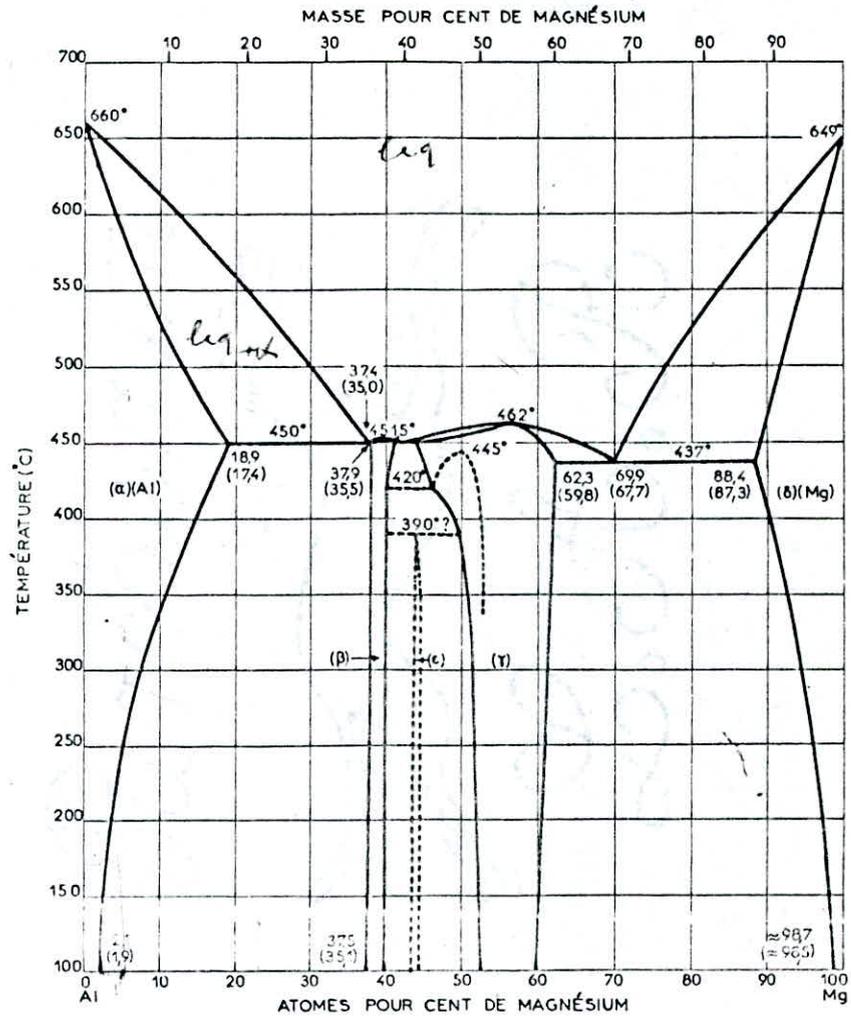


Fig 2 -- DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Mg (Aluminium-Magnésium).

4.2 Alliage ternaire Al-Zn-Mg

à 2% Mg et 4% Zn

4.2.1 Présentation des diagrammes ternaires

- Diagramme Al-Zn-Mg . liquidus (fig.3)
- Diagramme partiel du liquidus (fig.3)
- Diagramme Al-Zn-Mg solidus (fig.4)

pour l'alliage à 2% Mg et 4% Zn.

- température du liquidus 650 °C
- température du solidus 610 °C

4.2.2 Solidification de l'alliage à 2% Mg et 4% Zn.

- à 650 °C : apparition d'une phase α
solution solide de Mg et de zinc dans l'aluminium
de structure cfc: α est presque de l'aluminium pur

- de 650 à 610 °C

α s'enrichit en zinc et magnésium
sa proportion augmente au dépend de celle du
liquide qui lui aussi s'enrichit en Mg et Zn.

à 610 °C : , % α = 1

% liquide = quelques gouttes

les dernières gouttes du liquide se solidifient en α

$$X_{\alpha} = X \text{ alliage}$$

De 610 °C à 300 °C

solidification de la phase α sans changement de composition.

.../...

L'ensemble du liquidus contient de nombreux points eutectiques et peritectiques ternaires. Les deux points invariants ternaires

Fig. 8. DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Mg-Zn

interessant les alliages à base d'Alsent :

- E_1 , eutectique ternaire à 447°C
- $\text{Liq} \rightleftharpoons \alpha(\text{Al}) + \text{T} + \beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ pour $30\% \text{Mg} + 12\% \text{Zn}$
- S_2 à 475°C pour $11,3\% \text{Mg} - 60,4\% \text{Zn}$

LIQUIDUS

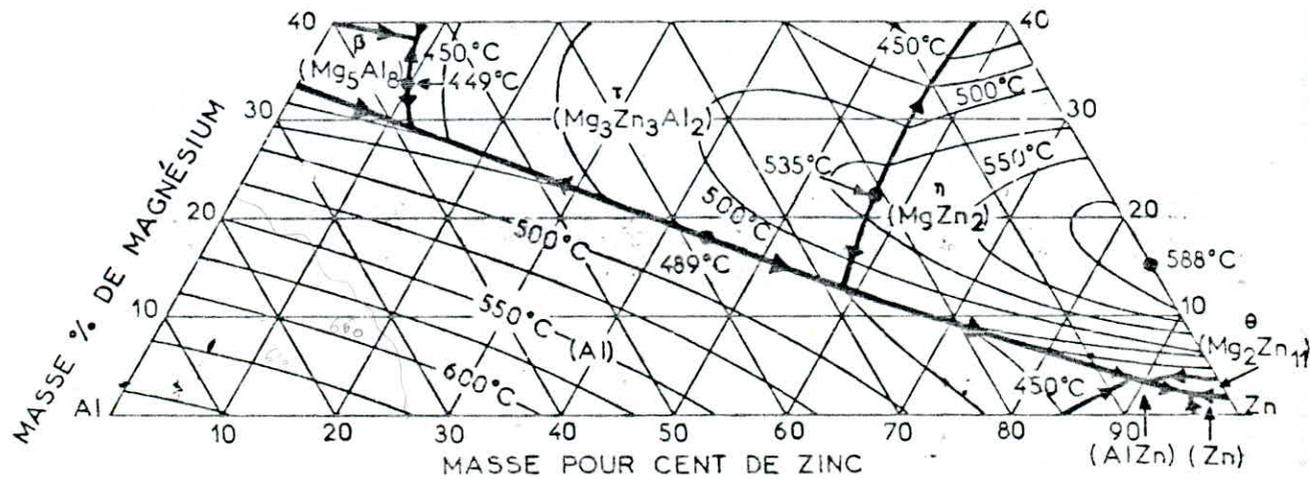
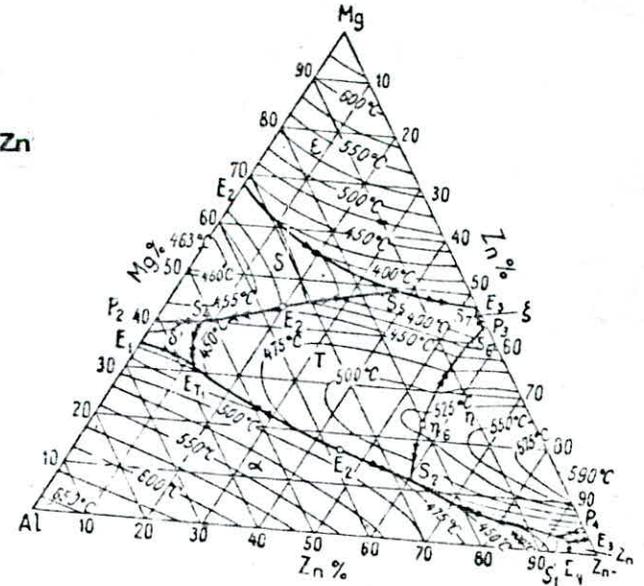
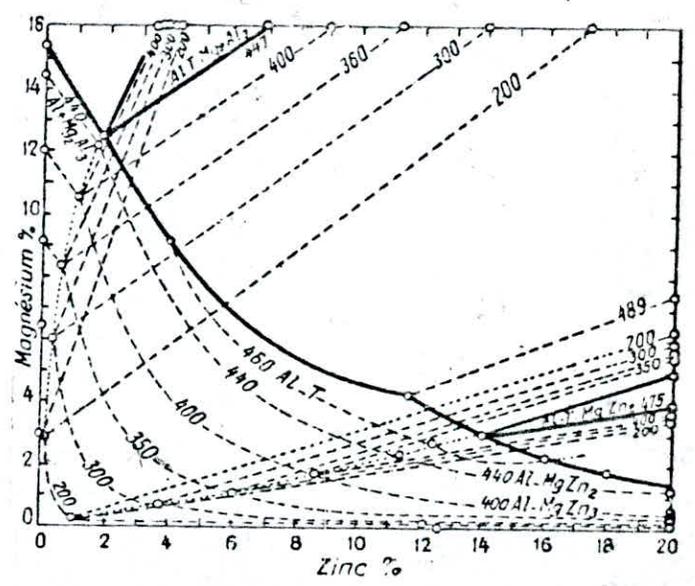
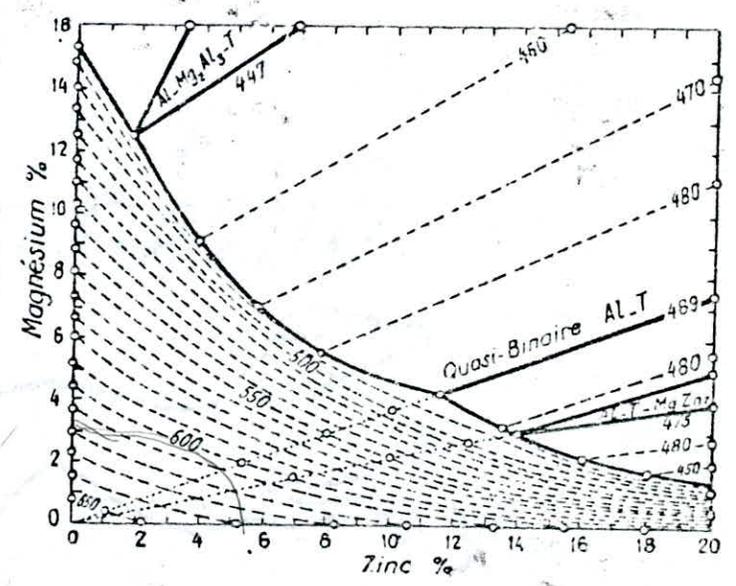


Fig. 4. DIAGRAMMES D'EQUILIBRE

Al-Mg-Zn



— Limites des solutions solides



SOLIDUS

pour des températures inférieures à 300 °C la solubilité de l'Aluminium en zinc et en Mg diminue ce qui conduit à la précipitation de ces deux éléments en fines particules isolées et réparties dans la matrice.

Traitement thermique

Dans le cas d'un refroidissement lent

Les alliages se comportent comme indiqué ci-dessus

Dans le cas d'un traitement de trempe

La solution solide α obtenue à 20 °C

est sursaturée en zinc et Mg

Cette structure évolue lors d'un traitement de revenu.

TECHNIQUES
EXPERIMENTALES.

IV. Techniques experimentales.

1. Elaboration

Nous utilisons pour l'élaboration de nos alliages, de l'aluminium, du zinc et du magnésium purs . Ces éléments fondent respectivement à 660,37 °C, 419,58 °C et 650°C. La composition des alliages est obtenue par le mélange en poids de 4,6% de Zn et 1,2 % de Mg pour le 7020 et 3,5% de Zn et 2,25 % de Mg pour le 7051. le reste étant de l'Al.

Avant la pesée, les trois éléments sont dégraissés à l'aide de la trichlorethylène (CHCl₃:Ccl₂) puis décapés par les solutions adéquates comme suit:

Element	Al	Zn	mg
décapant	Na OH	50% HCL	15% CH ₃ COOH

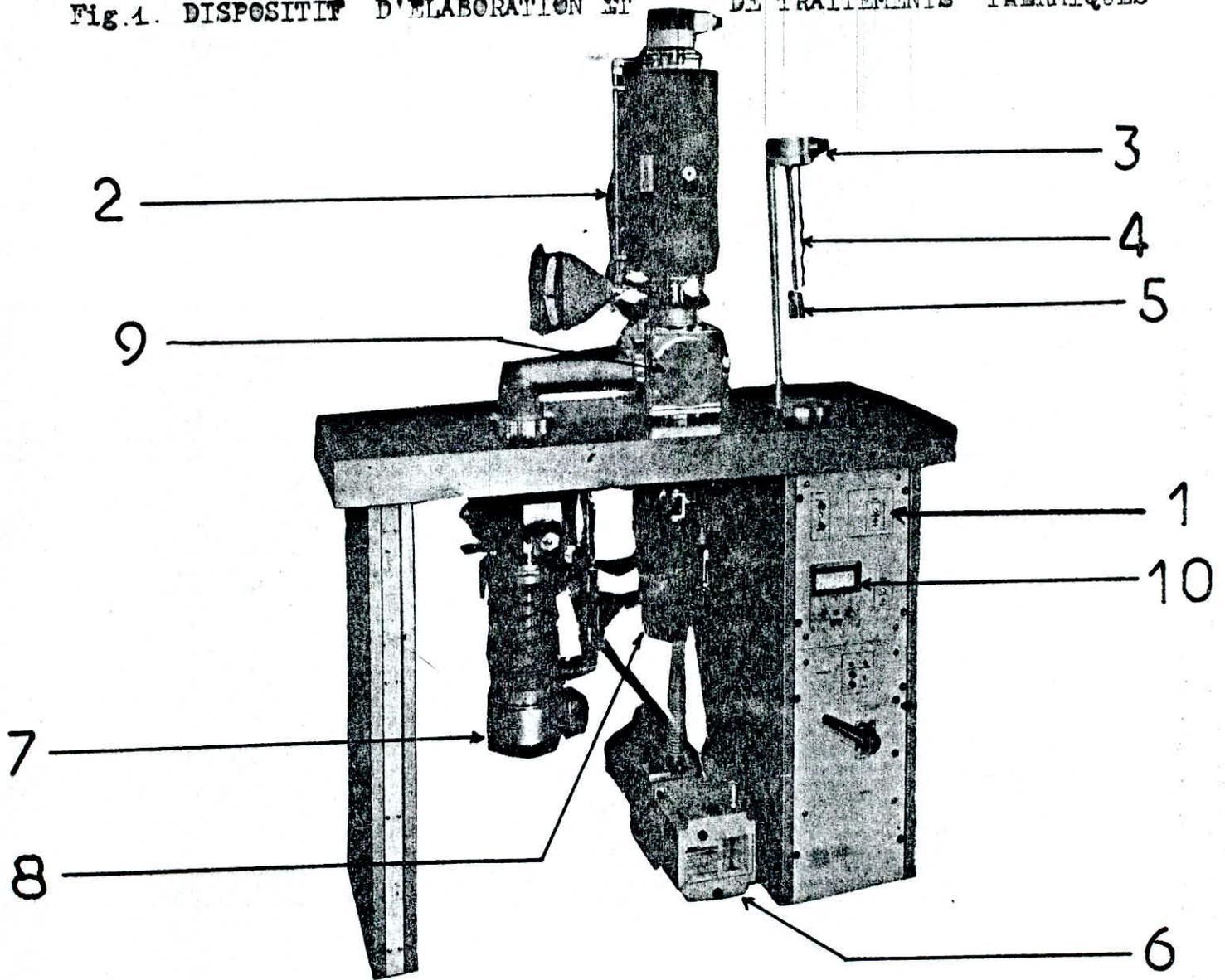
Après séchage, la pesée est effectuée sur une balance électronique " PRECISION " à affichage numérique avec une précision de,10 - 4 Gr

1.1 Dispositif d'elaboration

Nous avons utilisé un four "TCR ADAMEL LHOMARGY " type " TCR 50 " (fig.1) comportant une régulation et un dispositif de programmation (1) à affichage numérique type "CORESCI " permettant la reproduction de la loi thermique désirée.

Le four tubulaire est disposé verticalement (2) en son interieur est inséré un tube laboratoire en alumine frittée, de diametre utile de 45 mm fermé à sa partie supérieure par la pièce porte-echantillons (3) . Elle est

Fig. 1. DISPOSITIF D'ELABORATION ET DE TRAITEMENTS THERMIQUES



- 1- DISPOSITIF DE REGULATION
- 2- FOUR
- 3- PIECE PORTE ECHANTILLONS
- 4- THERMOCOUPLE
- 5- CREUSET
- 6- POMPE PRIMAIRE
- 7- POMPE SECONDAIRE
- 8 - POT DE TREMPE
- 9 - CUBE A VIDE
- 10 - JUGE DE VIDE

munie d'un thermocouple (4) pour le contrôle de la température au voisinage immédiat de l'échantillon (5).

La partie inférieure est reliée au dispositif de vide formé par deux pompes, l'une primaire (6) à palettes, l'autre secondaire à diffusion d'huiles (7) assurant un vide poussé de 10^{-6} mbar.

une vanne à tiroir (8) sépare le pot de trempe du cube à vide (9). La pression à l'intérieur du tube laboratoire est indiquée par le coffret du contrôle du vide (10).

1.2 Préparation des alliages 7020 et 7051

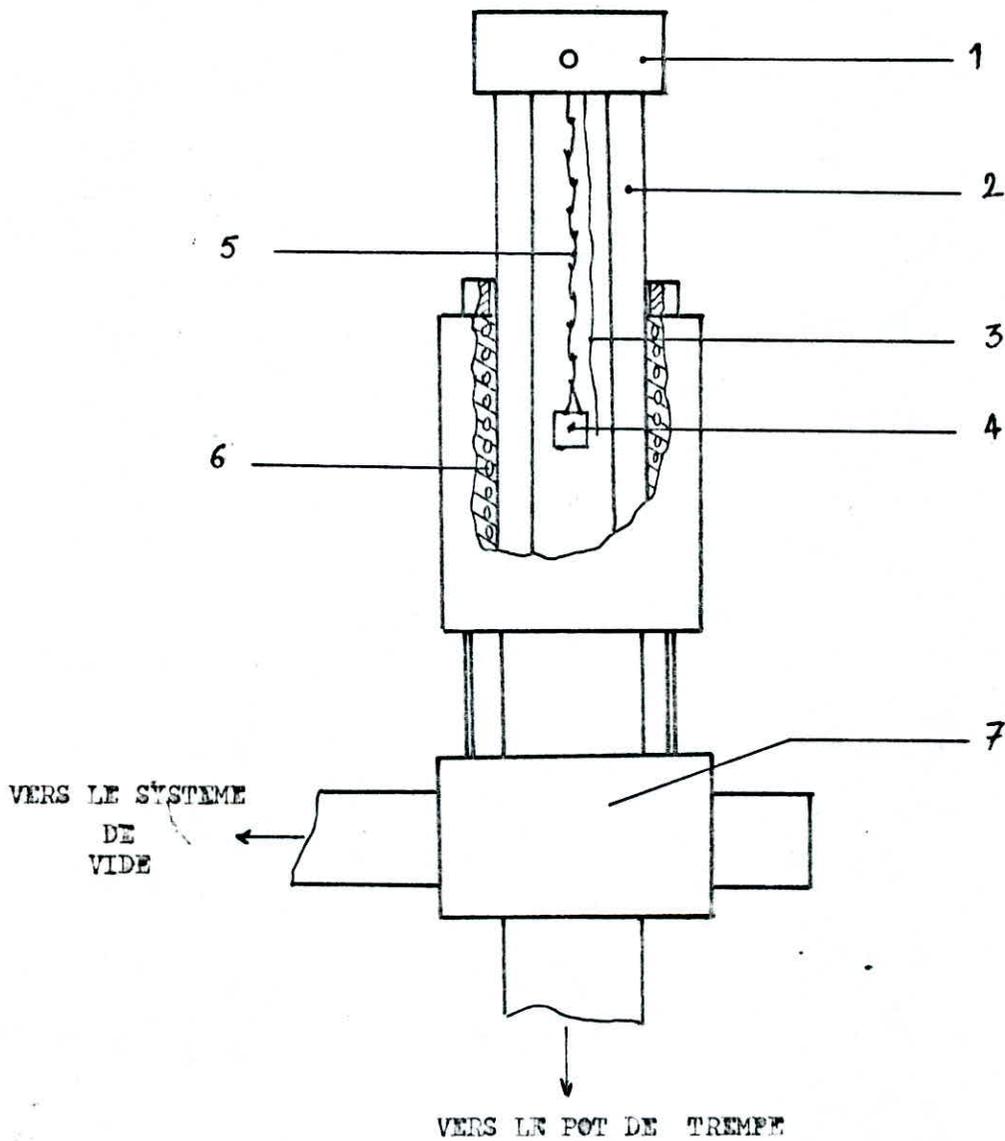
Les composants (Al, Zn et Mg) sont fondus dans un creuset en graphite de haute pureté suspendu à la pièce porte-échantillons (fig. 2) grâce à un assemblage de maillons de telle sorte que l'extrémité du thermocouple soit placé près de l'échantillon.

Pour assurer une bonne stabilité du vide, on programme le four de façon que la température de fusion (750°C) ne soit atteinte qu'au bout d'une heure.

Les échantillons sont maintenus à cette température pendant 06 heures sous un vide de 10^{-6} mbar le refroidissement se fait lentement sous vide secondaire jusqu'à température ambiante.

.../...

Fig.2. DISPOSITION DE L'ECHANTILLON DANS LE FOUR



- 1 - PIECE PORTE ECHANTILLONS
- 2 - TUBE LABORATOIRE
- 3 - THERMOCOUPLE
- 4 - CREUSSET
- 5 - MAILLONS
- 6 - ELEMENTS CHAUFFANT
- 7 - CUBE A VIDE

2. Traitements thermiques

les échantillons élaborés subissent dans un premier temps un traitement d'homogénéisation après leur découpage ils sont soumis à:

- Une mise en solution
- une trempe
- une maturation
- un revenu

2.1 Homogénéisation

Dans le four qui a servi à leur élaboration, les échantillons sont portés à une température de 450 °C pendant 05 heures sous vide secondaire, le but de ce traitement est le nivellement de la composition chimique et la dissolution éventuelle des précipités provenant de la coulée. Le refroidissement se fait dans le four.

Après ce traitement les échantillons sont découpés selon des formes parallèles et polis sur leur surfaces externes.

2.2 Mise en solution et trempe

En vue d'obtenir l'état préalable au durcissement structural, les échantillons sont portés à une température de 450 °C pendant 01 heure. Afin d'assurer une bonne trempabilité au cœur, les échantillons soigneusement polis, sont disposés sur un porte échantillons en molybdène comportant des ouvertures sur ses parois latérales facilitant l'accès de fluide de trempe aux échantillons, et suspendu par des maillons à la pièce porte-échantillons. Lorsque le temps de maintien s'écoule, on isole la pompe secondaire et on réalise le vide dans le pots de trempe rempli au préalable d'eau.

L'ouverture de la vanne à tiroir met en communication le four avec le pots de trempe permettant ainsi aux échantillons libérés de subir une trempe énergique dans l'eau à 22 °C, par chute libre.

2.3 Maturation

Les échantillons trempés sont laissés à la température ambiante pendant 05 jours. temps recommandé pour l'obtention des caractéristiques élevés lors du traitement de revenu ultérieur.

2.4 Revenu

Les alliages muris à l'ambiante sont susceptibles de précipiter mais la réaction est très lente. Pour accélérer le processus on porte les échantillons à divers température, choisie pour notre étude dans une étuve vu les basses températures de ce traitement.

L'étuve de type "HEAR " est muni d'un dispositif de réglage permettant d'atteindre une température de 300 °C au besoin, la température est affichée sur un thermomètre ayant l'une de ces extrémités à l'intérieure de l'étuve au voisinage des échantillons.

2.5 Mesure de dureté

on procède aux identations sur la face polie des échantillons, pour la mesure de micro-dureté à l'aide de l'appareil "TESTWELL" on repère à l'aide de l'objectif une plage convenable et on effectue une translation du

plateau porte echantillons qui remplace l'objectif par le diamant en position haute, la descente du pénétrateur se fait automatiquement. lorsque le diamant se remet en position haute, on ramène l'objectif et à l'aide des oculaires micrométrique, on mesure les diamteres de l'empreinte que l'on transforme en dureté VICKERS.

RESULTATS

ET

INTERPRETATION.

1 Influence des conditions de revenu.

1.1 alliage 7020.

En examinant les courbes de la dureté en fonction de la durée de revenu pour différentes températures de revenu (Fig 5.1) on constate :

- Pour une température de revenu de 75°C

* l'adoucissement est plus important pendant les 5 dernières heures de revenu.

* le taux d'augmentation de la dureté est :

$$\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{HV_{300} - HV_{30}}{300 - 30} = \frac{41,2 - 29,87}{270} = 0,0419$$

0,0419 unités HV par minute pendant les 5 premières heures

et $\frac{44,44 - 41}{600 - 300} = 0,0115$ unités HV / mn

pendant les 5 heures qui suivent.

* L'augmentation de la dureté est 3,5 fois plus importante durant les 5 premières heures qu'aux heures qui suivent.

- Pour une température de revenu de 135°C

* le taux de variation de la dureté pendant les 5 premières heures est

$$\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{34,8 - 30,8}{300 - 30} = \frac{04}{270} = 0,0148$$

unité HV / mn

et $\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{36,2 - 34,8}{600 - 300} = 0,0046$ unités HV / mn

pour les 5 heures qui suivent

* la vitesse d'augmentation de la dureté est 3 fois plus importante à 135°C durant les premières heures du revenu qu'aux heures qui suivent.

* Le durcissement de l'alliage 7020 est plus important à 75°C qu'à 135°C (fig 5.1)

1.2 Alliage 7051

Les courbes de dureté de l'alliage 7051 (fig 5.2) en fonction du temps de revenu nous permettent d'estimer le taux d'augmentation de la dureté au cours du temps pour une température donnée de revenu.

t (mn)	d_{moy} (μm)	HV	HV moy
30	56	29,6	29,87
	55,3	30,3	
	55,9	29,7	
60	54,1	31,7	32,1
	53,7	32,2	
	53,5	32,4	
120	51	35,6	35,27
	51,5	35	
	51,3	35,2	
300	47	42	42,23
	47	42	
	46,8	42,7	
600	45,4	45	44,8
	46	43,8	
	45,1	45,6	

- Alliage 7020 -

- Valeurs experimentales de la dureté
pour une température de revenu
 $T = 75^{\circ}C$

t (min)	d moy	HV	HV moy
30	54,6	31,1	30,83
	55	30,7	
	55	30,7	
60	54,5	31,2	31,5
	54,2	31,6	
	54	31,8	
120	52,5	33,6	33,3
	53	33	
	52,8	33,3	
300	51	35,6	34,8
	52	34,3	
	51,8	34,6	
600	51	35,6	36,2
	50,3	36,6	
	50,5	36,4	

- Alliage 7020 -

Valeurs expérimentales de la dureté
pour une température de revenu
 $T = 135\text{ }^{\circ}\text{C}$

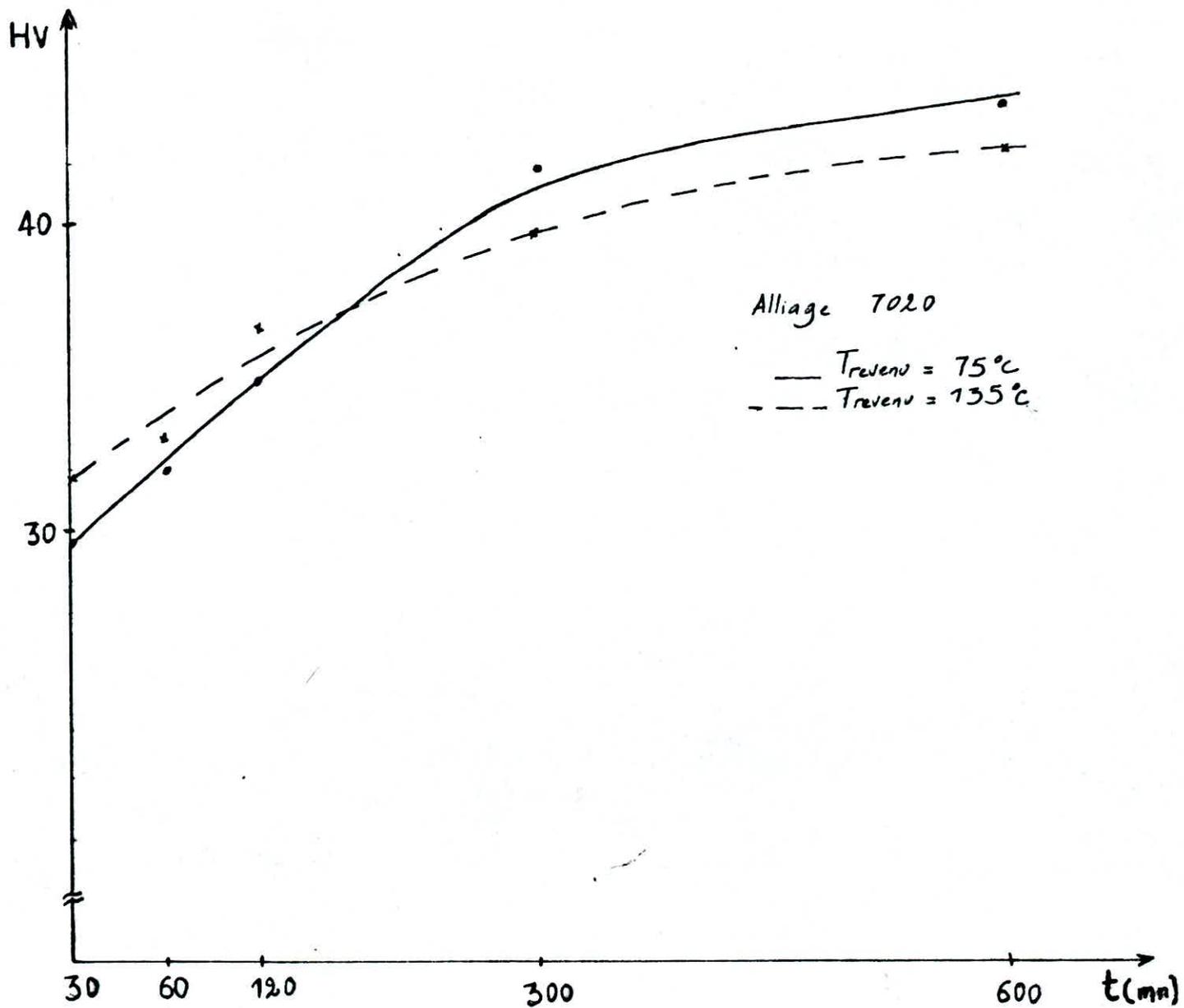


Fig 5.1 - Courbes de dureté pour l'alliage 7020 pour différentes températures de revenu

t (mn)	d moy (μm)	HV	HV moy
30	56,25	29,35	29,4
	55,8	29,8	
	56,4	29,1	
60	55,7	29,9	29,7
	55,65	29,45	
	56	29,6	
120	54,35	31,35	31,2
	54,25	31,5	
	55	30,7	
300	53	33	32
	54,2	31,6	
	54,3	31,4	
600	54	31,8	31,7
	54,6	31,1	
	53,7	32,2	

- Alliage 7051 -

Valeurs expérimentales de la dureté
pour une température de revenu
 $T = 135\text{ }^{\circ}\text{C}$

t (min)	d moy	HV	HV moy
30	55,2	30,4	30,2
	55	30,7	
	56	29,6	
60	55,2	30,4	31,3
	54,1	31,7	
	54	31,8	
120	52,8	33,3	33,6
	52,5	33,6	
	52,3	33,9	
300	50	37,1	36,9
	50	37,1	
	50,3	36,6	
600	49,7	37,5	37,45
	49,75	37,45	
	49,8	37,4	

- Alliage 7051 -

Valeurs expérimentales de la dureté
pour une durée de revenu variable
et une température de revenu $T = 75^{\circ}\text{C}$

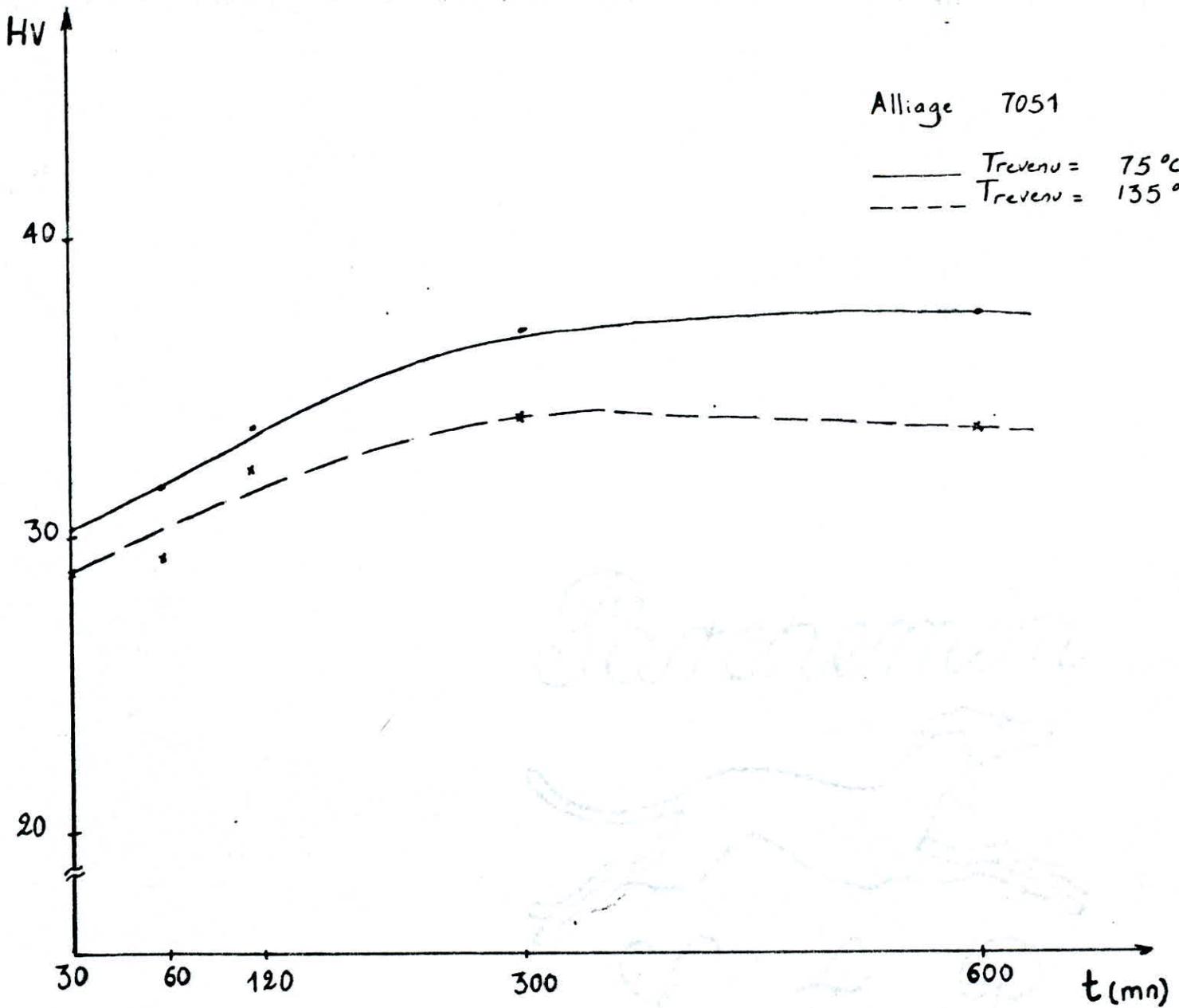


Fig 5.2 - Courbe de dureté pour l'alliage 7051 avec différentes températures de revenu

- Pour une température de revenu de 75°C

* au cours du premières 5 heures de revenu le taux de variation de la dureté est :

$$\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{36,9 - 30,2}{300 - 30} = 0,0248 \text{ unités HV/mm}$$

au cours de la durée ultérieure

$$\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{37,45 - 36,9}{600 - 300} = 0,002 \text{ unités HV/mm}$$

* le taux d'augmentation de la dureté est 10 fois plus important durant les 5 premières heures qu'aux heures qui suivent.

- Pour une température de 135°C

Le taux d'augmentation de la dureté

est de $\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{32 - 29,4}{300 - 30} = 0,0096 \text{ unités HV/mm}$

au cours du premières 5h du revenu pour un durée supplémentaire de 5 heures on remarque un adoucissement dont le taux de décroissance de la dureté est de

$$\frac{\Delta HV}{\Delta t} = \frac{31,7 - 32}{600 - 300} = - 0,001 \text{ unite HV/mm}$$

* De même que pour l'alliage 7020, le durcissement de l'alliage 7051 est plus marqué à 75°C qu'a 135°C (fig 5.2).

* l'ecart de dureté croit avec la durée du revenu.

1.3 Comportement des alliages 7020 et 7051 à l'égard des mêmes conditions de revenu.

L'alliage 7020 subit un durcissement plus important que l'alliage 7051 , au cours du revenu aussi bien à 75°C (fig 5.3) qu'a 135°C (fig 5.4), afin d'illustrer ce phénomène, nous avons tracé des courbes ΔHV en fonction du temps de revenu pour les températures de revenu de 75°C (fig 5.5) et 135°C (fig 5.6) ΔHV étant définie par $\Delta HV = HV_{7020} - HV_{7051}$.

1.4 Influence de la température de revenu.

Pour une même durée de revenu (30 mn) (fig 5.7) nous constatons un comportement très caractéristique des alliages, en fonction de la température de revenu.

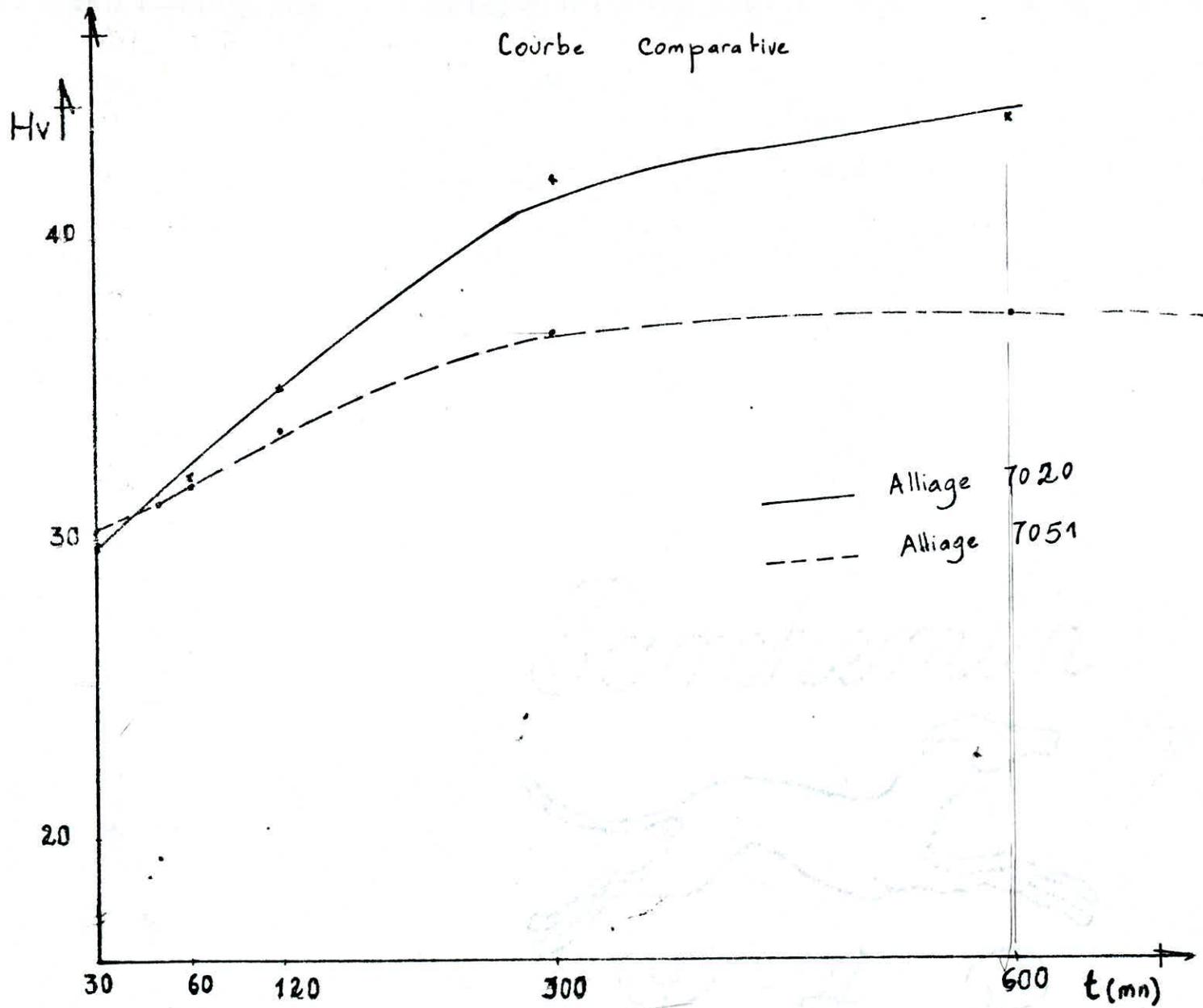


Fig 5.3 - Courbe de dureté isotherme pour une température de revenu $T = 75^{\circ}\text{C}$

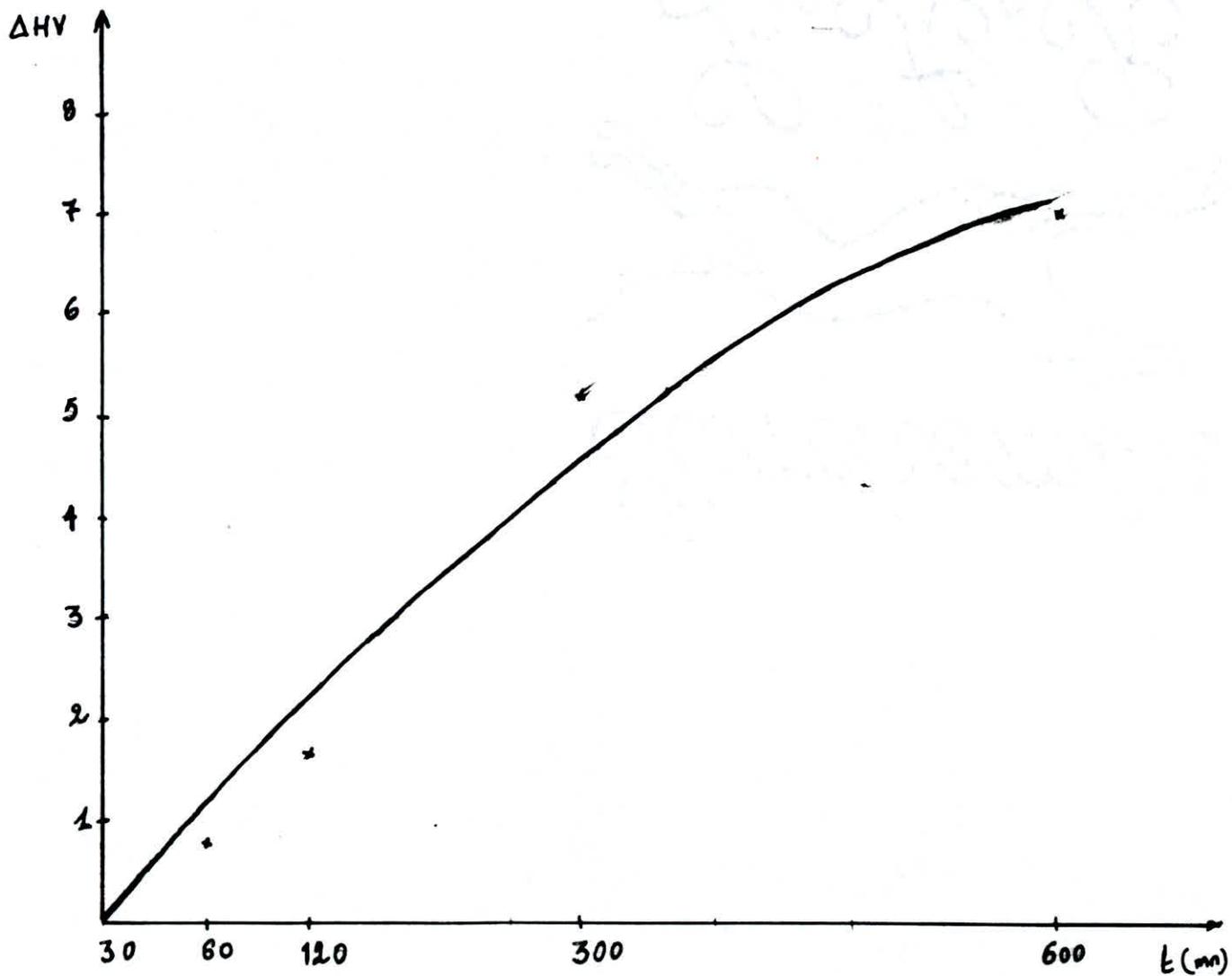


Fig 5.5 - Courbe comparative des durites
des alliages 7020 et 7051 à $T_{revenu} = 75^{\circ}C$

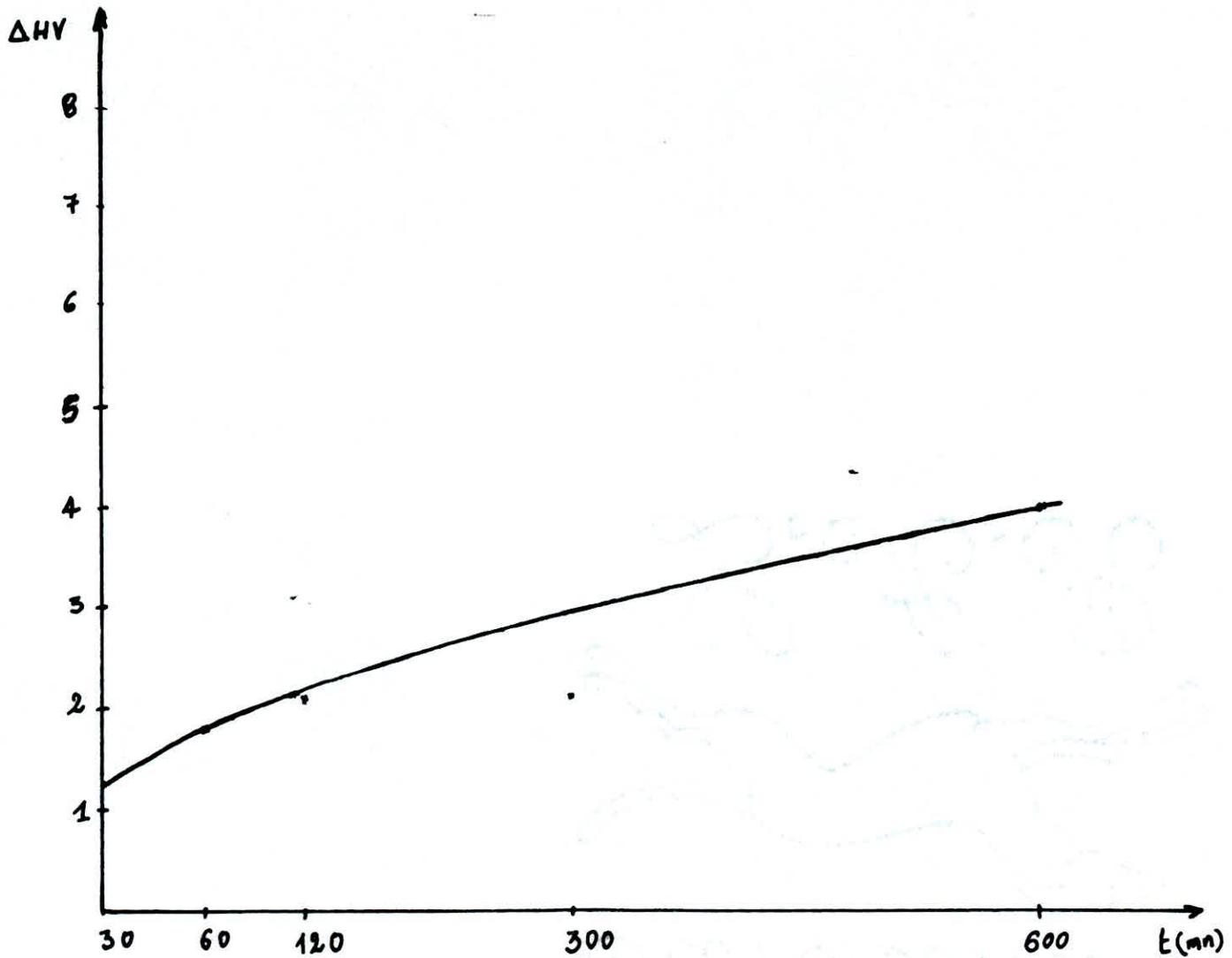


Fig 5.6 - Courbe Comparative des duretés
des alliages 7020 et 7051 à $T_r = 135^\circ C$

Concernant l'alliage 7020, et pour des températures inférieures à 80°C , on constate une tendance au durcissement avec une cinétique très faible. Pour des températures comprises entre 80 et 120°C , cette cinétique est plus importante, et puis très faible pour des températures supérieures à 120°C . Le durcissement optimale est obtenu pour une température de revenu de 100°C environ. Qui correspond au point d'inflexion de la courbe de la figure 5.7. Concernant l'alliage 7051, on constate un durcissement pour des températures de revenu inférieures à 100°C puis une tendance à la stabilisation où à un très faible adoucissement pour des températures de revenu supérieures à 100°C . Le durcissement optimal pour cet alliage est obtenu à une température de revenu de 70°C environ.

2. Influence du taux de Mg et Zn

- le durcissement de l'alliage 7020 est plus important que celui du 7051. De la figure 5.3 on constate que pour une température de revenu de 75°C la dureté de la phase α de l'alliage 7020 est supérieure à celle de la phase α de l'alliage 7051. Pendant toute la durée de revenu, ces mêmes résultats sont obtenus à la température de revenu de 135°C (fig 5.4).

Ces résultats semblent indiquer que le durcissement est plus important avec un taux de Mg relativement faible et un taux de Zn plus élevé.

Interprétation

1) Influence des conditions de revenu (temps et température).

1.1 influence de la température de revenu

Les courbes de la dureté en fonction de la température des deux alliages (fig 5.7) présentent :

pour l'alliage 7051

- un accroissement de la dureté pour $40 < T < 100^{\circ}\text{C}$
- un maximum de dureté pour $T = 100^{\circ}\text{C}$
- une décroissance de la dureté pour $T > 100^{\circ}\text{C}$.

Intervalle $40^{\circ}\text{C} - 100^{\circ}\text{C}$

A l'échelle microscopique, cet apport énergétique conduit à la formation et développement des zones de Guinier - Preston, la ségrégation en amas des atomes de soluté est facilitée par la présence des lacunes en excès.

$T^{\circ}C$	$d_{moy} (\mu m)$	HV	HV _{moy}
40	57,2	28,3	28,2
	57,7	27,8	
	57	28,5	
60	56,8	28,7	28,9
	55,6	30,0	
	57,4	28,1	
80	55,3	30,3	30,2
	56,3	29,2	
	54,6	31,1	
100	54,5	31,2	30,8
	55,4	30,2	
	54,7	31	
120	54,1	31,7	30,9
	55,6	30	
	54,7	31	
140	54,2	31,5	31
	55,1	30,5	
	54,7	31	

- Alliage 7051 -

Valeurs de la dureté pour une
durée de revenu $t = 30 \text{ mn}$

$T^{\circ}\text{C}$	$d_{\text{moy}} (\mu\text{m})$	HV	HV _{moy}
40	55,6	30	28,9
	56,5	29	
	57,9	27,7	
60	56,5	29	29,2
	56,3	29,3	
	56,4	29,1	
80	55,9	29,7	29,6
	56,3	29,3	
	55,8	29,8	
100	55,75	29,85	30,3
	56	29,6	
	54,25	31,5	
120	54,25	31,5	31,73
	53,50	32,4	
	54,4	31,4	
140	54	31,8	31,9
	53,75	32,1	
	54	31,8	

- Alliage 7020 -

Valeur expérimentale de la dureté
pour une durée de revenu $t = 30'$ mn

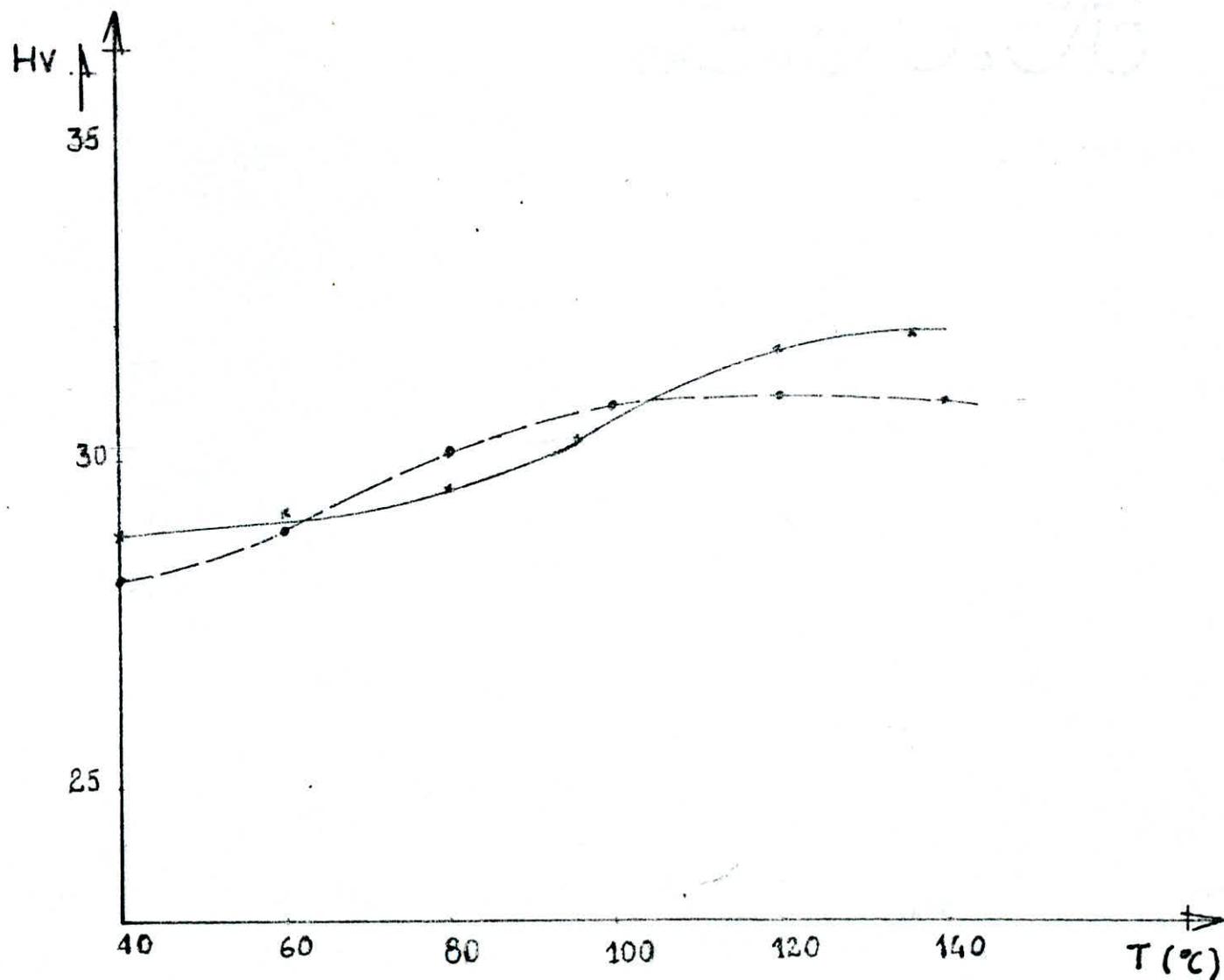


Fig 5.7 - Courbes isochrones de dureté pour
une durée de revenu $t = 30$ mn

2. influence du taux de Zn et Mg

Le taux en Mg + Zn est presque le même pour les deux alliages (5,8 % pour le 7020 et 5,6 % pour le 7051) ce qui ne permet pas d'expliquer l'influence simultanée des deux éléments sur le durcissement par contre si nous étudions l'influence de chaque élément en analysant la différence des taux de Zn et Mg nous obtenons 3,4 % en faveur du Zn pour l'alliage 7020 et 1,4 % en faveur du zinc pour l'alliage 7051. Ceci permet de conclure que lors du revenu la précipitation du Zn sera plus importante que celle de Mg dans les deux alliages d'une part, et que la précipitation de Zn sera plus importante dans l'alliage 7020. Donc dans une première approche on peut lier le durcissement des deux alliages à la quantité des atomes de zinc rejetés par la phase α pendant le revenu.

.../...

CONCLUSION.

CONCLUSION.

Notre travail a porté sur l'élaboration de deux alliages d'aluminium 7020 et 7051 sous vide poussé et sur l'étude de durcissement structural de ces alliages en fonction de la température et la durée de revenu.

Nous avons constaté que le durcissement évalué par les mesures de dureté augmente avec la température et la durée de revenu, le durcissement optimal est obtenu dans un intervalle de température de 70 à 120°C environ.

La composition des deux alliages et leurs duretés correspondantes semblent indiquer qu'une dureté élevée est obtenue avec un taux de Mg relativement faible et un taux de Zn élevé, on a observé que la tendance au durcissement se manifeste pour des températures assez basses et pendant des durées relativement longues.

Ces résultats sont conformes aux recommandations de plusieurs auteurs.

L'alliage 7020 présente des caractéristiques élevées par rapport à celles de l'alliage 7051, ceci explique peut être son vaste domaine d'utilisation.

Ce travail peut être poursuivi dans une optique d'optimisation en recherchant les conditions optimales de traitement d'homogénéisation et de mise en solution.

Le rôle véritable des éléments d'addition Zn et Mg peut être mis en évidence et cela avec des techniques de caractérisation plus performantes (micro analyse, analyse structurale...).

BIBLIOGRAPHIE

- 1) A. GUINIER
Institute of Metals Transaction
A.I.M.E (1955)
- 2) C. PANSERI
I. FEDERIGH
Intreaction entre lacune et atomes
Mg dans l'alliage Al 10 / Zn 0,1 /
Mg. Acta Met 11
- 3) A. GUINIER
Physique de l'état solide
Ed NEWYORK Academic Press (1959)
- 4) W. HART
Le rôle des défauts ponctuels dans
certaines réaction à basse T°
Acta Met N°6
- 5) R. GRAF
Phénomène de révision dans les
alliages légers durcissant
Recherche Aéronautique N°6
- 6) W. LORIMER
B. NICHOLSON
Germination des précipités dans le
système Al-Zn-Mg
Acta Met N° 14
- 7) Revue de Métallurgie N°45
Traitement de révision
- 8) J. BURKE
Trempe de lacune dans l'Al pur et
dans les alliages dilués
Phil.Mg N°14
- 9) B. NICHOLSON
D. EMBURY
Germination des précipités dans le
système Al-Zn-Mg
Acta Met N°13
- 10) A. KELLY
Durcissement par précipitation
progrès en science des matériaux
Ed Mac Millan (1963)
- 11) R. GRAF
Etude aux RX des phénomènes de
précipitation dans l'alliage Al-Zn-
Mg. Acad.Scie N°244
- 12) P. MERIE
J. MERLIN
B. BORRELLY
Précipitation structurale et
durcissement associé
Revue Traitement Thermique N°216

- 13) J.FRIEDEL
Les dislocations
Ed Gauthier-Villars(1956)
- 14) J.BERNARD, A.MICHEL
J.PHILIBERT, J.TALBOT
Métallurgie générale
Ed Masson (1984)
- 15) D.ADENIS
Précipitation et vieillissement
T.I M240
- 16) D.ALTENPOL
Un regard à l'intérieur de l'Al
Ed Aluminium-Verlay GmbH (1976)
- 17) GROUPE PECHINEY
Aluminium Tome I et II (1964)
- 18) R.DEVALAY
Traitement thermique des alliages
d'aluminium
T.I M1290 (1986)

