

وزارة الجامعات والبحث العلمي
Ministère aux Universités et de la Recherche Scientifique

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

ETUDE
DE LA CARACTERISATION
D'UN ALLIAGE TERNAIRE D'AL
DURCISSEMENT
STRUCTURAL
ET VIEILLISSEMENT

Proposé par :

M^r K. ABADLI

Etudié par :

S. DADI

Dirigé par :

M^r K. ABADLI

PROMOTION

JUILLET 1992

REMERCEMENTS

Je tiens à remercier vivement :

- Mon promoteur Monsieur K.ABADLI pour sa direction attentive qu'il a accordé à mon travail, et ses conseils avertis .
- Ma collègue mademoiselle Z.Ouchène pour son aide précieuse
- Monsieur KHALED responsable du laboratoire métallurgique pour son aide .
- Monsieur N.NESRATI chef de département métallurgie pour ses conseils avertis .
- L'ensemble du personnel de l'unité Batimetal Rouiba pour le traitement de texte .
- Monsieur DEHIMEN (ENICAB) , TOUBAL (UFR) Mourad du département Mines pour leur aide .
- Monsieur DEKKICHE , BOULLEGUE , MAAFI , KELLIL pour leur aide .

DEDICACES

- A mon chers père
- A la memoire de ma chere mere
- A mes freres et soeurs
- A tous ceux qui me sont chers

Je dedie ce modeste et humble travail

- S O M M A I R E -

INTRODUCTION	1.
CHAPITRE I : DURCISSEMENT STRUCTURAL DANS LES ALLIAGES D'ALUMINUM.....	3.
1.1 - INTRODUCTION	3.
1.2 - LA PRECIPITATION	4.
1.2.1 - CINETIQUE DE LA PRECIPITATION	4.
1.2.2 - MORPHOLOGIE DES PRECIPITES	11.
1.2.3 - MECANISMES DE PRECIPITATION	12.
1.2.3.1 - PRECIPITATION CONTINUE	14.
1.2.3.2 - PRECIPITATION DISCONTINUE.....	14.
1.3 - ZONES DE GUINIER PRESTON.....	15
1.3.1 - DEFINITION	15.
1.3.2 STADE D'EVOLUTION DE LA PRECIPITATION	
GENERALISEE	17.
1.3.3 REVERSION	21
1.4 - DURCISSEMENT STRUCTURAL	22
1.4.1 - DURCISSEMENT DE SOLUTION SOLIDE	22.
1.4.2 - DURCISSEMENT STRUCTURAL PAR PRECIPITATION.....	22.
1.4.3 - INTERACTION ENTRE PARTICULES ET DISLOCATION.....	24.
1.4.4 - CONDITIONS PRATIQUES DU DURCISSEMENT.....	27.

1.5	- TRAITEMENT DE DURCISSEMENT STRUCTURAL	27.
1.5.1	- CONDITIONS DE MISE EN SOLUTION ET DE TREMPE.....	28.
1.6	- LA DIFFUSION	29.
1.6.1	- DEFINITION	29.
1.6.2	- MECANISMES ELEMENTAIRES DE LA DIFFUSION	29.
1.6.3	- DIFFUSION DANS DES DEFAUTS LINEAIRES ET BIDIMENSIONNELS.....	29.
1.6.4	- LES LOIS DE LA DIFFUSION	30.
1.7	- GERMINATION DANS L'ETAT SOLIDE	31.
1.7.1	- THEORIE CLASSIQUE DE LA GERMINATION	31.
1.7.2	- CINETIQUE DE GERMINATION	32.
1.8	- ALLIAGE D'ALUMINUM D'URCISSEMENT STRUCTURAL TYPES A - GS OU A - SG	33.
1.8.1	- ALLIAGE TYPE A - GS	33.
1.8.2	- ALLIAGE TYPE A - SG	35.
1.8.3	- ALLIAGE POUR DECOLLETAGE	36.
1.8.4	- ALLIAGE POUR CONDUCTEURS ELECTRIQUES	36.

CHAPITRE II : MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES	40
2.1 - ELABORATION DES ALLIAGES	40
2.1.1 - PREPARATION DE LA CHARGE	41
2.1.2 - FUSION	45
2.2 - TECHNIQUES EXPERIMENTALES	49
2.2.1 - TRAITEMENT DURCISSEMENT STRUCTURAL	49
2.2.1.1 - TRAITEMENT D'HOMOGENEISATION	49
2.2.1.2 - MISE EN SOLUTION ET TREMPÉ	49
2.2.1.3 - TRAITEMENT DE REVENU	50
2.2.2 - ESSAIS DE DURETE	50
2.2.3 - METALLOGRAPHIE OPTIQUE	50
CHAPITRE III : EVOLUTION STRUCTURAL AU COURS DU REVENU	52
3.1 - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE	52
3.2 - INFLUENCE DE LA DUREE DE MAINTIEN	52
3.3 - INFLUENCE DE LA COMPOSITION : SILICIUM ET MAGNESIUM	52
3.4 - EVOLUTION DE LA MICRODURETE	53
CHAPITRE IV : EFFETS DES CONDITIONS DE REVENU ET DE LA COMPOSITION SUR LA DURCISSEMENT	62
4.1 - EFFETS DES CONDITIONS DE REVENU	62
4.1.1 - EFFETS DE LA TEMPERATURE DE REVENU	62

4.1.2 - EFFETS DE TEMPS DE REVENU	62
4.1.3 - EFFETS CONJUGUES DE LA TEMPERATURE ET DU TEMPS DE REVENU	67
4.2 - EFFETS DE LA COMPOSITION CHIMIQUE : SILICIUM ET MAGNESIUM	67
4.2.1 - EFFETS DU SILICIUM	67
4.2.2 - EFFETS DU MAGNESIUM	67
4.3.2 - EFFETS CONJUGUES DU SILICIUM ET MAGNESIUM	73
CHAPITRE V : INTERPRETATIONS GENERALES	75.
5.1 - LA PRECIPITATION	75.
5.2 - EFFETS DES CONDITIONS DU TRAITEMENT DE REVENU	75.
5.3 - EFFETS DE LA COMPOSITION CHIMIQUE	76.
CONCLUSION	77
ANNEXES	78.
BIBLIOGRAPHIE	

INTRODUCTION :

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE - المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Notre projet est consacré à l'étude des phénomènes de durcissement structural dans les alliages ternaires type Al - Si - Mg , de la serie 6000. Selon la norme AFNOR (NF A02-104) . Ces alliages ont une importance considérable dans l'industrie , à cause de leur simplicité de mise en forme à l'état trempé , qui présente une ductilité appréciable spécifique permettant leur transformation à chaud par laminage , filetage , forgeage , ils sont considérés comme les alliages de filage par excellence , aussi une bonne optitude à la mise en forme à froid et presque immunisé contre la corrosion sous tension. Mais après un traitement de revenu on remarque une amélioration de ces caractéristiques.

La métallurgie des alliages d'aluminium evolue en permanence pour s'adapter aux besoins exprimés par les grands secteurs de l'industrie c'est ainsi que certains alliages d'aluminium de la serie 6000 , développés initialement ont des applications divers: Aéraotique , industries de transports (ferroviaire, automobile, maritime) , industrie électrique , mécanique , etc... en raison principale de leurs caractéristiques mécaniques élevées associées à une faible masse spécifique.

Dans notre étude nous nous sommes intéressés à l'influence de la température , du temps de revenu , ainsi que la composition. Qui sont les facteurs responsables des caractéristiques finales.

Obtenir un compromis entre ces facteurs , c'est favoriser une précipitation fine et homogène répartie dans toute la matrice en passant par des phases transitoires .

Le premier objectif de notre étude c'est réussir l'élaboration à l'échelle du laboratoire de dix alliages à composition différentes, classés dans la serie 6000.

Le second objectif consiste à choisir les traitements thermiques convenables aboutissant à des caractéristiques mécaniques optimales. Enfin l'étude du durcissement provoqué par la précipitation du composé Mg_2Si par différentes méthodes de caractérisation.

Ce mémoire contenant les parties suivantes :

Chapitre I - Durcissement structural dans les alliages d'Aluminium

Chapitre II - Matériaux étudiés et techniques expérimentales.

Chapitre III - Evolution structurale au cours du revenu.

Chapitre IV - Effets des conditions de revenu et de la composition sur le durcissement.

Chapitre V - Interprétations générales.

Durcissement structural dans

les alliages d'aluminium

1.1 Introduction

Le durcissement structural est un accroissement des caractéristiques mécaniques de résistance , (limite élastique , charge à la rupture , dureté) du à une transformation de phase dans l'état solide , se produisant au sein de l'alliage.

Ce durcissement est accompagné d'une diminution de plasticité. Les principaux mécanismes de déformation plastique ayant pour origine le déplacement des dislocations , la création d'obstacles dans la matrice qui entravent le mouvement des dislocations provoque une réduction de la plasticité ou une croissance des caractéristiques de résistance de l'alliage .

Les différents types d'obstacles sont :

- Augmentation de la densité des dislocations par écrouissage;
- Introduction des atomes étrangers ;
- Les joints de grains , les macles ;
- La précipitation d'une deuxième phase .

Nous nous intéressons à ce dernier type d'obstacle , c'est à dire au durcissement par précipitation ou durcissement

structural . . .

1.2 La précipitation :

1. 2.1 Cénitique de la précipitation :

La précipitation est une transformation de phase , qui peut être décrite par la réaction suivante :



Lorsqu' une solution solide se trouve par un traitement thermique approprié sous la forme d'une phase α sursaturée donc dans un état métastable, le retour à l'équilibre conduit à l'apparition d'une nouvelle phase β , de composition et de structure différente .

Ce retour à l'équilibre peut s'effectuer de plusieurs manières par l'intermédiaire d'états transitoires plus au moins nombreux.

Les alliages binaires qui peuvent être le siège d'une précipitation , forment un diagramme d'équilibre dans lequel, la solubilité limite augmente lorsque la température croît.

Les alliages qui peuvent être homogénéisés en une phase α à haute température deviennent biphasés à des températures plus basses.

Par traitement thermique de trempe , la structure monophasée peut être maintenue à la température ambiante .

Cette structure est métastable car sursaturée et tend par
revenu à se transformer en une structure stable par la
formation du précipité β . (Figure 1)

Dans le cas d'un refroidissement lent de T_1 à T_2 , l'alliage
ne subit pas de changement de composition ni de structure .

A partir de T_2 , la solubilité de la phase α décroît avec la
température, les atomes β rejetés par le réseau α , constituent
des germes qui par croissance précipitent sous forme d'une
nouvelle phase β dispersée dans la matrice .

L'état final est thermodynamiquement stable.

Si l'alliage est refroidit brutalement de T_1 à T_3 , le point
figuratif de l'alliage passe de M_1 à M_3 , puis de M_3 à S_3 .

La précipitation s'opère alors en conditions isothermes.

Le diagramme enthalpie libre composition à température constante
permet d'interpréter les phénomènes décrits (Figure 2) .

Lorsque la température diminue de T_2 à T_3 , les enthalpies libre
 G_α et G_β s'élèvent mais l'élévation de G_α est plus importante
(métastabilité) .

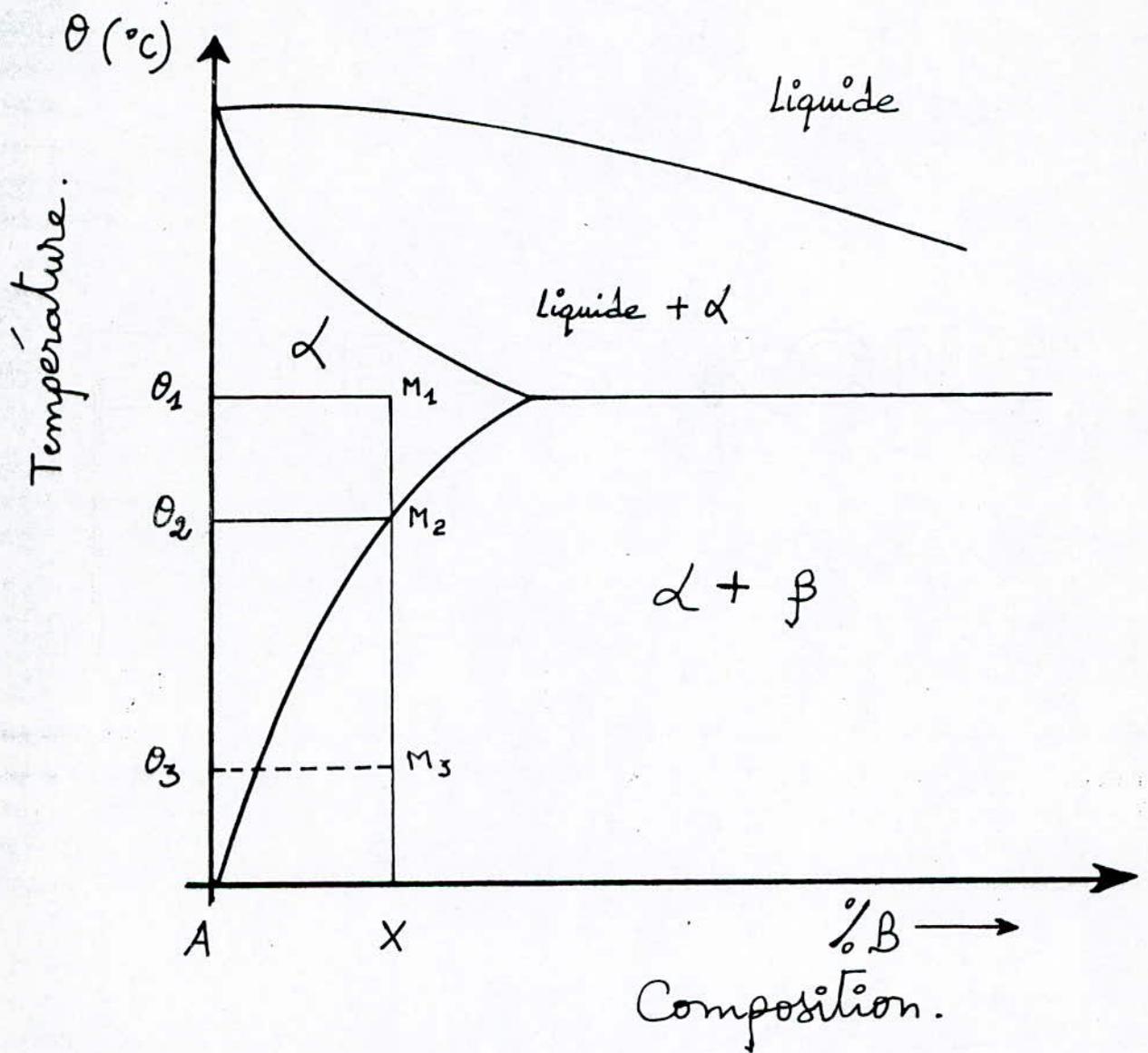


Figure: 1 - Diagramme d'équilibre A-B.

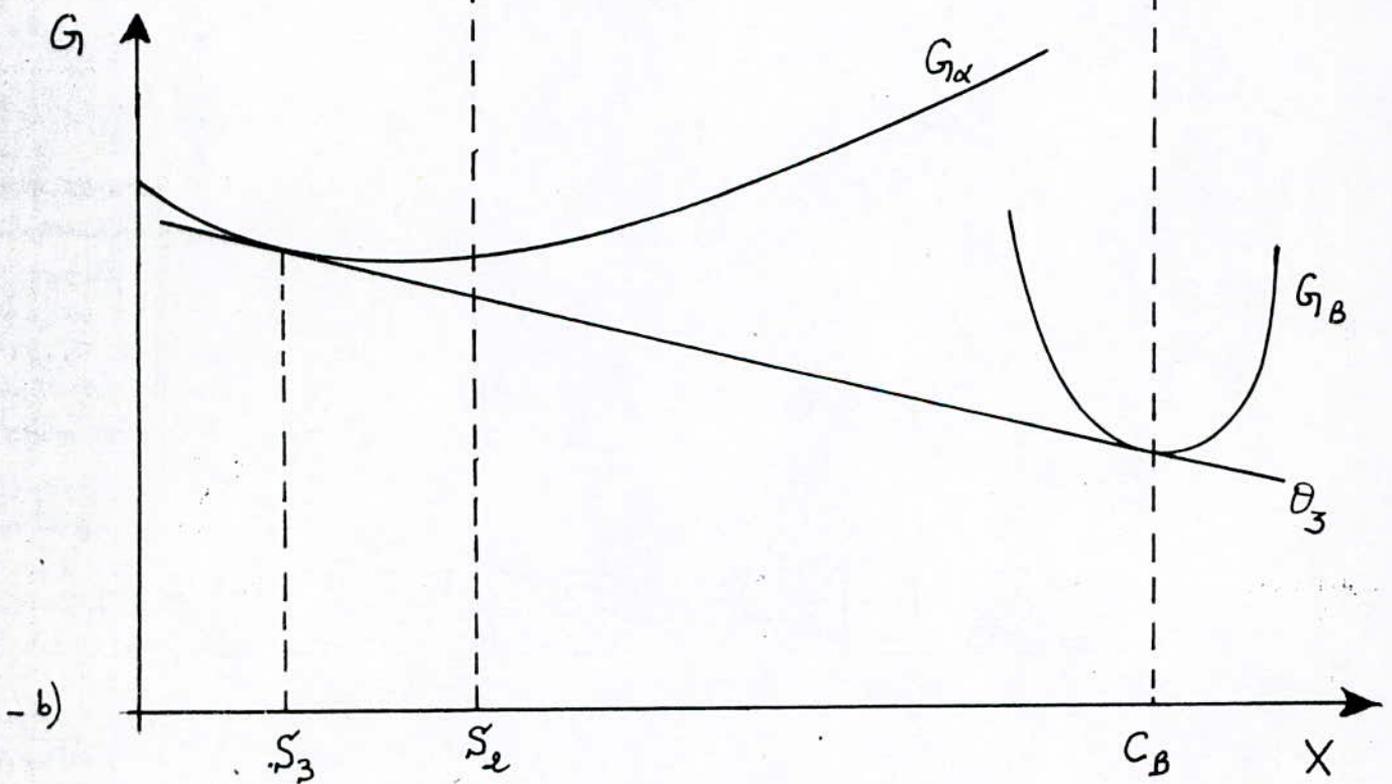
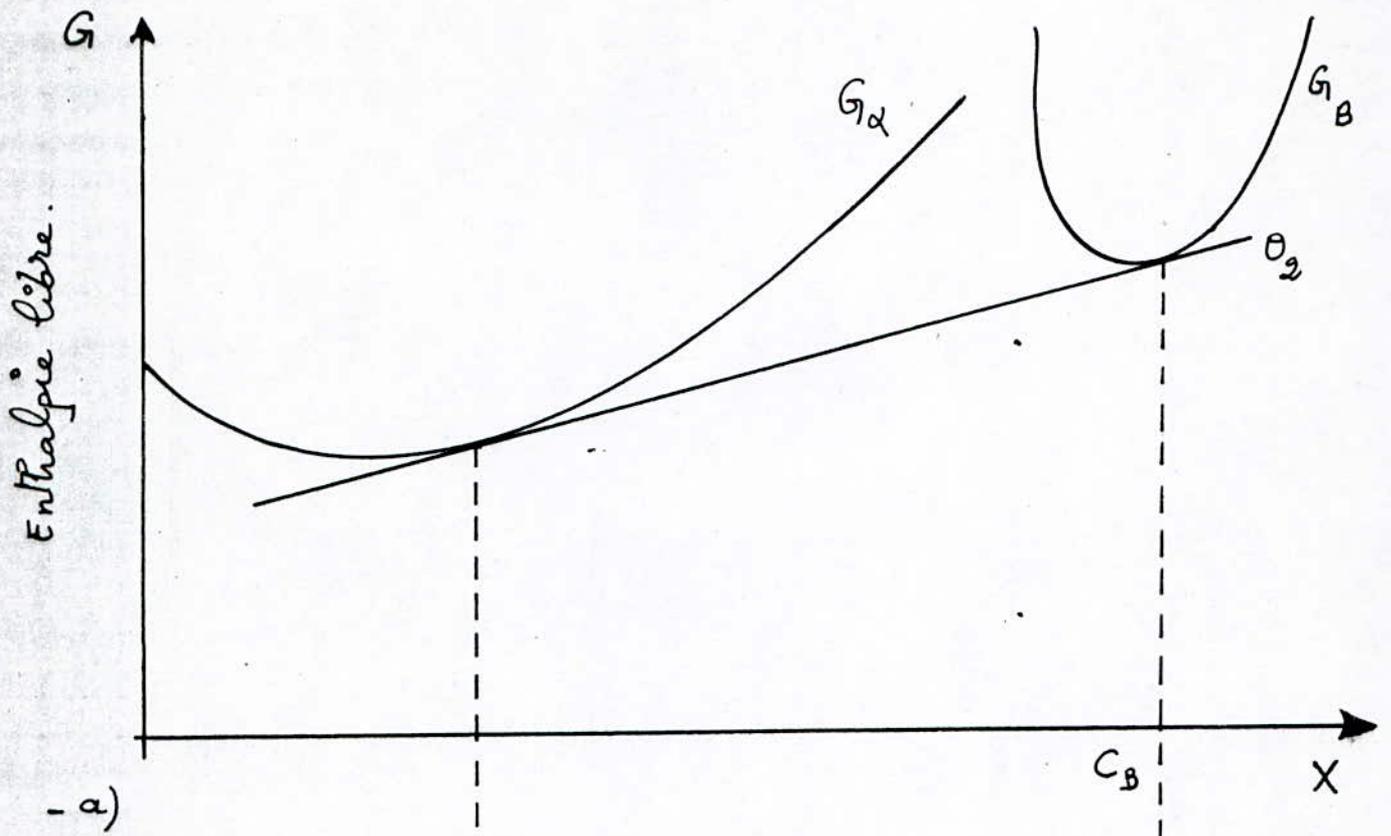


Figure 2 - Diagramme enthalpie libre composition des phases α et β .

Le tracé de la tangente commune de $G\alpha$ et $G\beta$ matérialise la solubilité limite de β dans A aux températures T_2 et T_3 (points S_2 et S_3) .

A la température T_2 , l'alliage est monophasé α , sa composition est C_2 .

A la température T_3 l'alliage est plus pauvre en B sa composition est C_3 , il y a la formation d'un précipité β de composition $C\beta$. Pour étudier la cinétique de transformation , on utilise le diagramme TTT , représenté dans la figure (3).

Pour des températures supérieures à T_2 , α est stable , la précipitation ne se produit pas .

A une température $T_3 < T_2$, la transformation se produit , à t_s (début de transformation) et se termine à t_f (fin de transformation) .

T_s est aussi le temps d' incubation de la réaction , le temps d'incubation minimal correspondant à une vitesse de réaction maximale sont obtenu à la température du nez de la courbe TTT .

La fraction du précipité β forme obéit a une loi de Johnson

McH.1 du type :

$$Y = 1 - \exp \left\{ - (K.t)^n \right\}$$

La variation de la composition de la matrice de C2 à C3 ,
(C3 < C2) au cours du processus est illustrée par la fig -4.
Le degré d'appauvrissement de la matrice dépend de la
température de transformation .

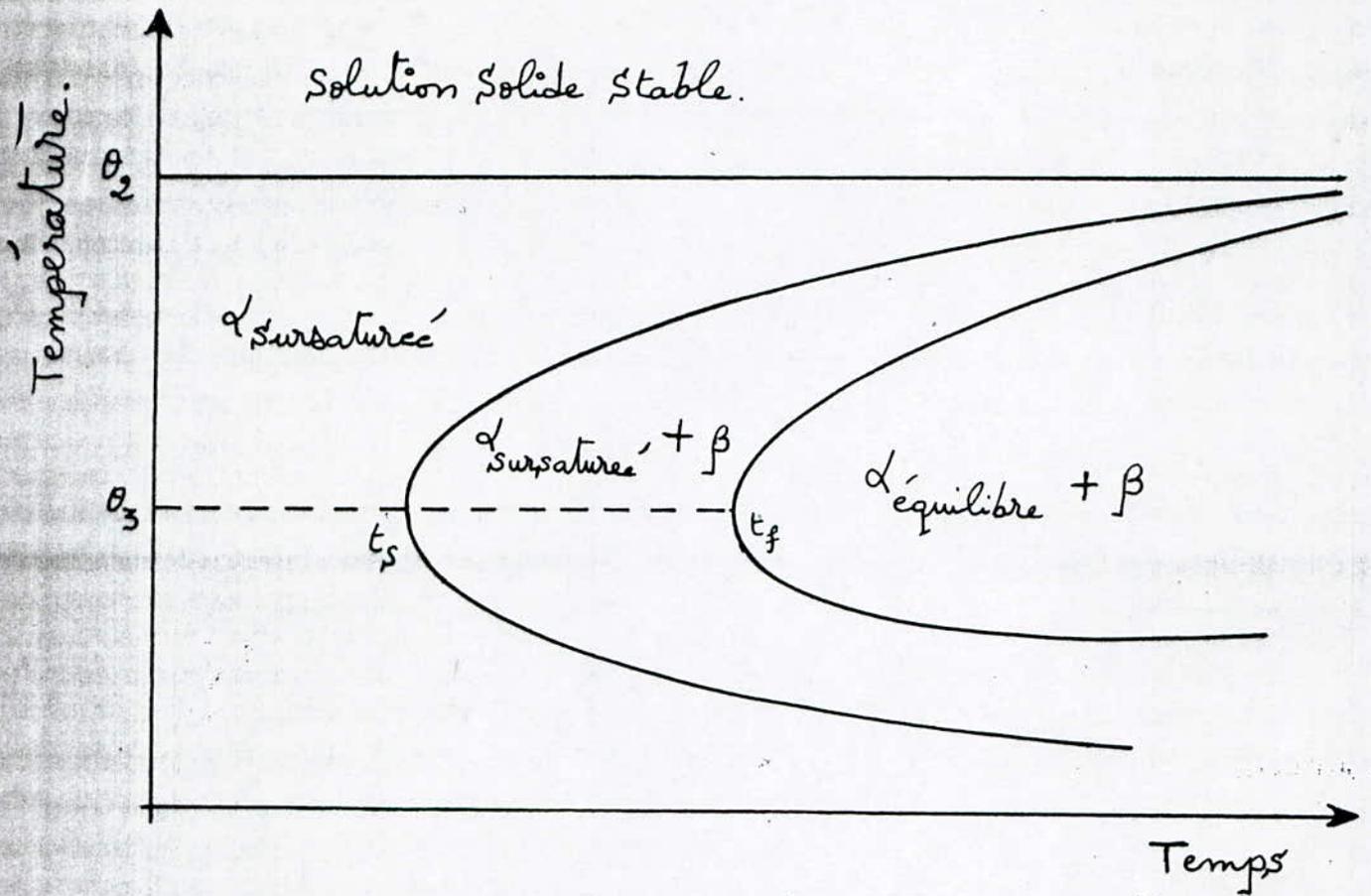


Figure 3 - Diagramme TTT d'une Transformation De Précipitation.

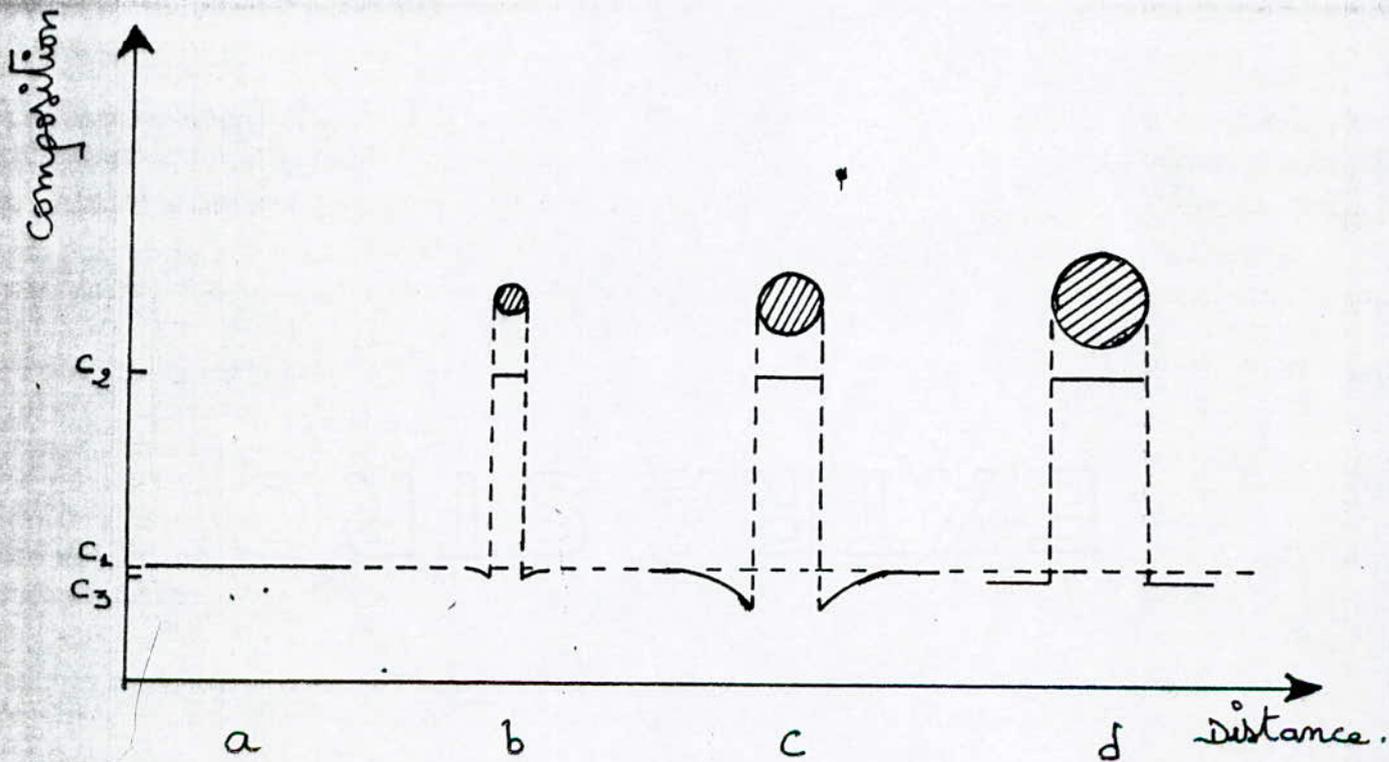


Figure 4 - Migration de l'élément B lors de la Précipitation.

I 2.2 MORPHOLOGIE DES PRECIPITES :

Les changements des propriétés dues à la transformation commencent au premier stade ts.

Les précipités β en cours de formation peuvent

- Soit présenter des formes géométriques caractéristiques due à l'existence d'une relation d'épitaxie entre le précipité et la matrice .
- Soit présenter des formes quelconques.

Les formes épitaxiques sont obtenues si la précipitation est effectuée aux températures peu élevées ou si le processus est lent.

Les formes non épitaxiques sont obtenues aux températures élevées.

Pour obtenir les formes épitaxiques, on pratique un traitement de revenu dans le domaine des températures situées dans la branche inférieure du diagramme T.T.T.

L'explication de dépôt d'un précipité en épitaxie avec la matrice s'explique par la facilité de germination selon certaines directions cristallographiques.

En effet la barrière de germination est d'autant plus faible que l'énergie interfaciale précipité-matrice est faible, or parmi tous les types d'interfaces possibles ceux dont σ est la plus basse sont ceux pour lesquels entre les réseaux α et β adjacents est la meilleure.

De même, la croissance des germes se fera selon ces directions ce qui explique la forme de plaquettes très minces des précipités. Aux basses températures, les fluctuations d'énergie sont faibles et ce sont les germes à faible σ qui se forment d'où l'épitaxie observée,

1.2.3 MECANISMES DE PRECIPITATION:

La précipitation de β dans la matrice α peut s'effectuer :(fig5)

-Soit simultanément dans tout la matrice,

Les grains α s'appauvrissent en élément du soluté mais

conservent leur structure et leur forme (précipitation continue)

-Soit par petit volume de la matrice dont certains sont déjà complètement transformés alors que le reste ne le sont pas encore .

Des cellules β transformés sont formés dans la matrice non transformée (precipitation heterogene).

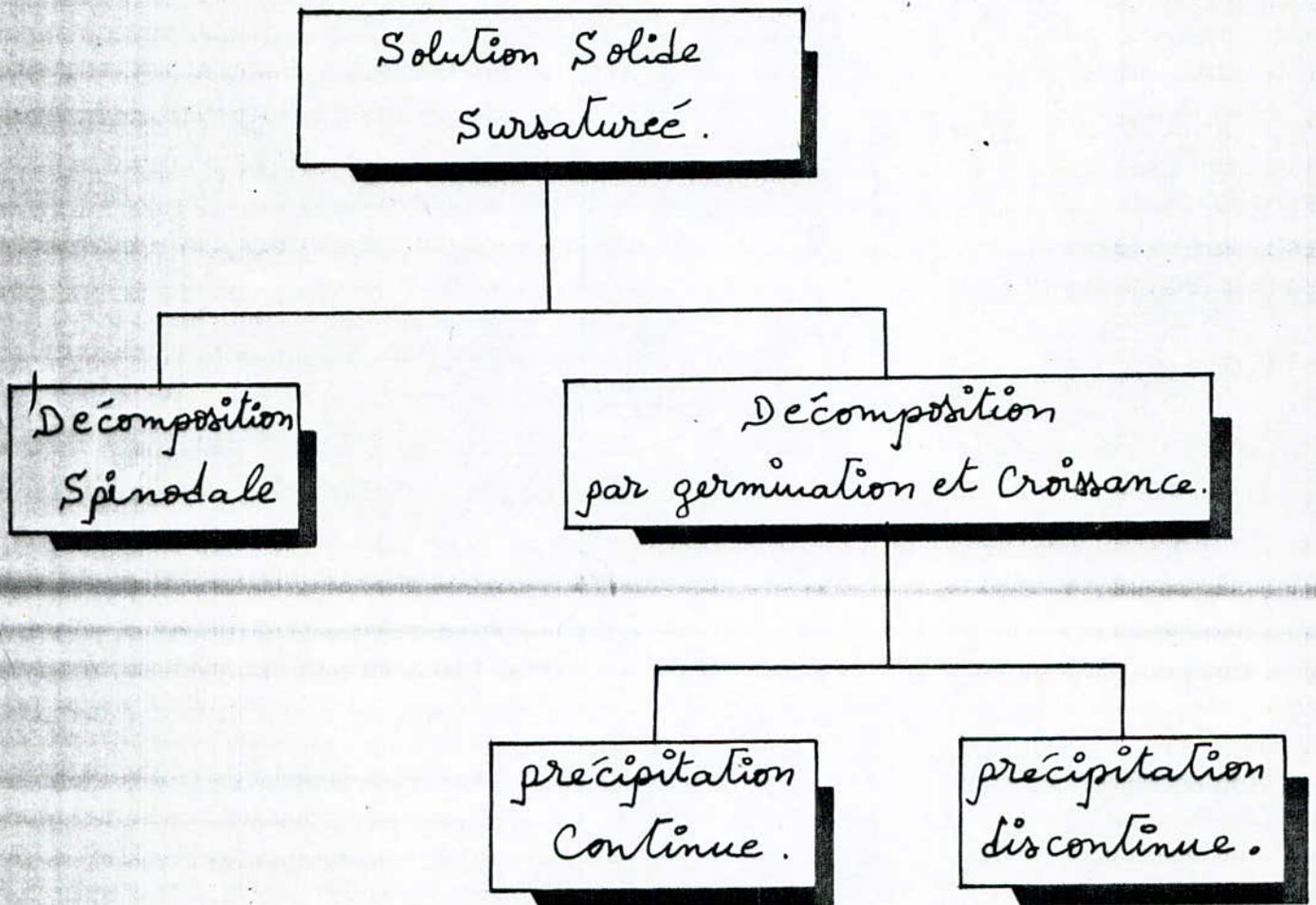


Figure : 5 - Processus de Décomposition des Solutions Solides Sursaturées.

1.2.3.1 PRECIPITATION CONTINUE :

Elle se produit lorsque la sursaturation de la solution solide est faible ou lorsque les énergies d'interfaces sont élevées. Ce qui rend difficile la germination, et retardera la formation des cellules.

La vitesse de croissance est gouvernée par la diffusion en volume dans la matrice sursaturée.

La taille du précipité r est proportionnelle à la racine carrée du temps.

$$r = k \sqrt{D \cdot t}$$

k étant une constante et D le coefficient de diffusion de l'élément en solution.

Cette relation a été bien vérifiée par TURNBULL [1] DANS LE cas des alliages AL - Si.

1.2.3.2 PRECIPITATION DISCONTINUE:

La germination s'effectue généralement dans les joints de grains. Le mode de précipitation nécessite la formation et le développement de cellules contenant les deux produits de la transformation ($\alpha_{eq} + \beta$).

La cellule est le plus souvent constituée de lamelles alternées α_{eq} et β l'espace interlamellaire demeure constant au cours de la croissance de la cellule. Le processus est contrôlé par la diffusion à l'interface de la cellule.

Dans les joints de grains de la matrice, régions d'accumulation de défauts de différentes natures (dislocations, atomes étrangers, lacunes, précipités, inclusions, ...).

La germination est plus facile que dans les grains, la barrière énergétique est abaissée par l'énergie de défauts.

La germination et la croissance dans les joints se fait de manière discontinue et localisée.

Après un certain temps, au cours du revenu une couche de précipité β remplit le joint.

Les régions avoisinant les joints sont dépourvues de précipités. Cette zone dépourvue en précipité sera responsable de la sensibilité à la corrosion sous contrainte dans les alliages d'aluminium.

On peut expliquer l'appauvrissement des zones avoisinantes du joint en précipité par l'appauvrissement local en élément dissout par la diffusion et par la migration et la concentration des défauts dans les joints.

1.3 ZONES DE GUINIER PRESTON :

1.3.1 Définition

Lors d'un revenu à des températures basses, on constate dans certaines solutions solides sursaturées, une modification des propriétés mécaniques et physiques, sans qu'il soit possible de détecter de nouvelles phases (par analyse diffractométrique ou par microscopie électronique).

Ces phénomènes sont dues à la précipitation de zones appelées de "GUINIER - PRESTON".

La formation de ces zones est favorisée par une grande sursaturation et une différence de taille atomique faible.

Ce sont des zones enrichies en atomes dissoutes formant de petits domaines cohérents avec la matrice.

La forme des zones GP est variable d'un système à l'autre : Sphères, plaquettes, ...

Aux basses températures de revenu précipitent des zones GPI qui engendrent une modification des propriétés de la solution α .

A une température plus élevée une nouvelle structure se forme au sein de la matrice : Zone GP11 ou β'' .

Les zones GP11 sont le réarrangement des anciens zones GPI.

Lorsque la température est élevée, les zones GP11 se transforment en une phase β' semicoherente avec la matrice.

Elle est observée au microscope. Enfin la phase β' métastable se transforme en phase β d'équilibre incohérente avec la matrice.

1.3.2 SEQUENCE DE PRECIPITATION GENERALISEE: FIG 6

On distingue classiquement cinq grands stades d'évolution lors de ce type de précipitation dans les solutions solides de substitution.

a)-STADE 1: Formation des amas:

Les atomes de solute tendent à se regrouper dans des régions de la matrice il y a enrichissement local en solute sans qu'il y ait modification structurale: ils constituent ce que l'on appelle des amas.

Ces amas peuvent avoir une taille de plusieurs centaines d'atomes, ils donnent lieu à la diffraction lorsqu'ils sont suffisamment grands, il s'agit de zones GUMNIER-PRESTON (G.PI).

b)-STADE 2: Formation de la zone métastable (G.PII)(cohérente)

Ces "amas" (G.PI) continuent à se développer et s'organisent tridimensionnellement, on a alors apparition de la première phase intermédiaire métastable β'' qui est totalement cohérente avec le réseau de la matrice, (G.PII).

c)-STADE 3: Perte partielle de cohérence (précipité-matrice):

Le précipité β'' tend à se développer et il arrive un moment où il est nécessaire de faire apparaître des lignes de dislocations afin d'accommoder les distorsions induites dans la matrice: ce qui provoque l'apparition du précipité métastable qui possède un plan de cohérence avec la matrice mais incohérent dans la 3ème direction (précipité dit semi-cohérent β').

La distribution des positions atomiques sur l'interface entre matrice et précipité est rarement identique, il résulte des contraintes qui provoquent une distorsion des plans réticulaires, cette énergie élastique de cohérence peut être diminuée par la présence de dislocations coins.

d)- STADE 4: Passage de β' à β :

Le précipité β' se développe, en engendrant des distorsions avec la matrice, ces distorsions seront atténuées par l'apparition des dislocations dans le plan de cohérence. Il est alors plus favorable énergiquement de développer un précipité β ne présentant plus qu'une seule direction de cohérence avec la matrice (précipité incohérent).

e)- STADE 5 : Etat d'équilibre :

L'état d'équilibre est réellement atteint lorsque le précipité tend à ne plus avoir aucun degré de cohérence avec la matrice c'est à dire lorsque le précipité β se présente sous la forme coaléscée ϕ (les états β et ϕ sont souvent confondus).

La perte totale de cohérence se produit lorsque l'énergie élastique de distorsion des réseaux devient supérieure à l'énergie de surface du précipité.

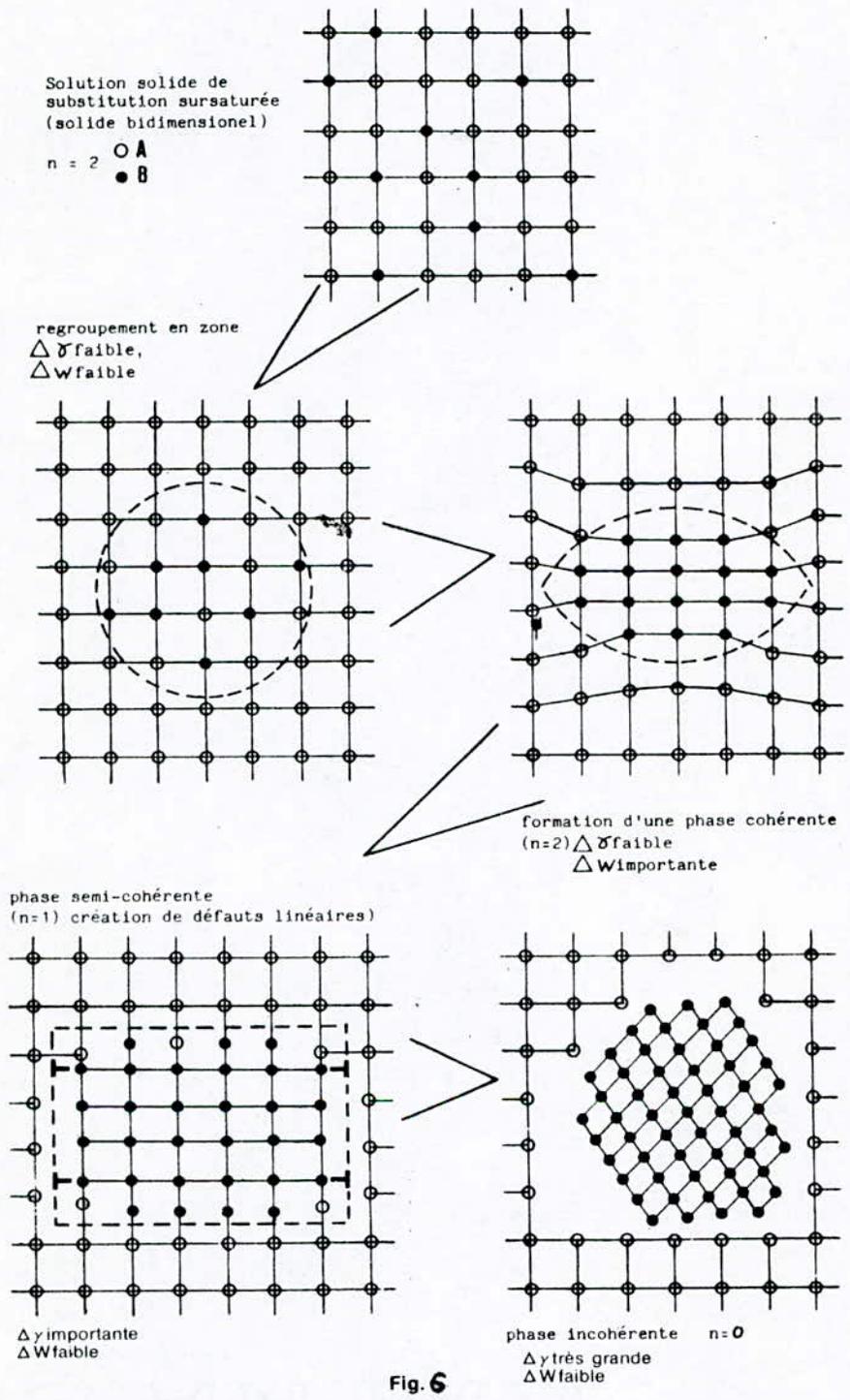


Fig. 6

Figure 6 - Les Stades de la Précipitation Continue.

L'ensemble des résultats est regroupé dans le tableau ci-dessous.

Type du précipité	Organisation par rapport la matrice.	Morphologie	degré de cohérenc
zones et phases β''	même organisation que la matrice	sphère puis ellipsoïde de plus en plus aplati (réduction de l'énergie élastique).	3
β'	disposition de la cohérence dans une direction	plaquettes	2
β	disposition de cohérence dans 2 directions	batônnet	1
ϕ	aucune cohérence avec la matrice	sphère (réduction de l'énergie superficielle)	0

RELATION ENTRE LES ZONES G.P ET LES PARTICULES DE PRECIPITE:

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 des grains, alors que les particules de précipités formées en présence de zones sont beaucoup plus fines et dispersées de façon homogène dans la matrice 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. Seules les zones ayant des dimensions supérieures à une valeur critique servent de germes aux particules de précipités.

1.3.3 REVERSION :

Si au cours d'un traitement de revenu, l'alliage est porté à une température légèrement supérieure à la température limite de stabilité des phases β'' pendant une durée courte de l'ordre de la minute, on constate la dissolution des phases β'' dans la matrice. Ce qui arrête le processus d'évolution du système (formation de β'). Ce phénomène est appelé REVERSION, il a pour conséquence le ralentissement de l'évolution ultérieure de l'alliage à une température plus basse.

Car la surstructuration en défauts structuraux résultants de la trempe depuis la température de réversion est faible. Le même raisonnement peut être fait pour la phase β' . La redissolution des phases β' et β'' n'est pas totale car les défauts structuraux associés à leur formation sont difficile à éliminer les processus d'évolution de l'alliage au cours du revenu sont décrits par la figure 7.

1.4 DURCISSEMENT STRUCTURAL : *****

1.4.1 DURCISSEMENT DE SOLUTION SOLIDE : *****

Dans un métal les atomes étrangers de la solution solide peuvent être placés soit en insertion (c'est le cas des éléments de faible rayon atomique tels que : C, H, O, N, B, ...), soit se substituer aux atomes de la matrice. Dans ce dernier cas la substitution peut s'opérer sur des sites disposés aléatoirement (solution solide désordonnée). Ou au contraire les atomes étrangers peuvent former une surstructure (solution solide ordonnée) La présence des atomes étrangers entraîne l'apparition d'une force de freinage causée par l'interaction de ces atomes avec les dislocations.

1.4.2 DURCISSEMENT STRUCTURAL PAR PRECIPITATION : *****

La présence d'une ou plusieurs phases dispersées dans la matrice constitue des obstacles au mouvement des dislocations. Ces phases peuvent être formées par précipitation. Ce qui modifie la résistance d'un métal en augmentant la limite d'élasticité, car sous l'action d'une contrainte externe, les dislocations mobiles ne peuvent poursuivre leur mouvement qu'à condition de contourner les particules, soit de les cisailier.

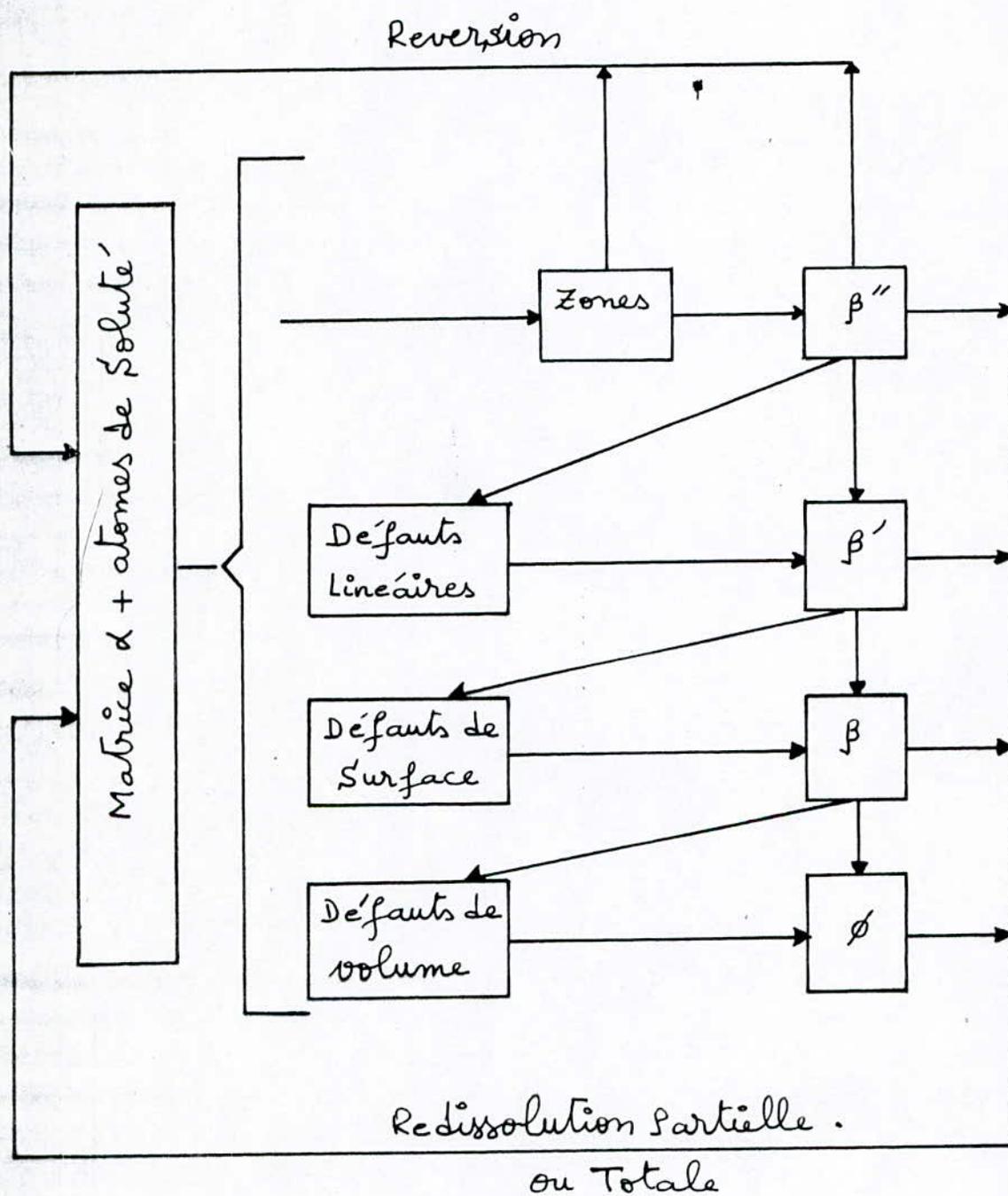


Figure 7 :- Représentation schématique des principaux mécanismes de la précipitation structurale.

La multiplication et le mouvement des dislocations constituent la déformation plastique, leur interaction avec les particules est déterminante, et pour la nature de précipité et pour le mécanisme de leur franchissement.

1.4.3 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 :

a) - FRANCHISSEMENT PAR CISAILLEMENT : *****

Le cisaillement des particules par les dislocations n'est possible que s'il y a continuité entre les plans de glissement de la particule ; c'est le cas des particules cohérentes ou éventuellement semi-cohérentes le passage de la dislocation à travers le précipité crée deux interfaces (Figure:9) :

- 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.

- Une interface supplémentaire matrice-précipité, d'énergie σ_i intervient si le précipité n'est pas ordonné, en particulier pour les précipités cohérents très plats.

Le durcissement dépendra alors du mode de cisaillement (parallèlement ou perpendiculairement aux plaquettes).

L'élévation 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.

b- FRANCHISSEMENT PAR CONTOURNEMENT :

Si les particules résistent au cisaillement, les dislocations peuvent les franchir par divers mécanismes de contournement.

Le mécanisme fondamental proposé par OROWAN () en 1948 a été par la suite confirmé par des observations au microscope électronique en transmission (Figure 8). sous l'effet de la contrainte appliquée, les dislocations forment des arcs entre les particules voisines. Ces arcs se dilatent à mesure que la contrainte augmente, puis se recombinent en laissant derrière eux des boucles de dislocations autour des particules. C'est le cas des particules incohérentes dont le réseau cristallin n'a aucune relation d'orientation avec la matrice. La contrainte d'OROWAN correspondante σ_c pour l'expression : (dans le cas de précipités sphériques)

$$\sigma_c = \frac{G \cdot b}{D - 2R}$$

G : Module de cisaillement.

b : vecteur de burgers.

D : Distance interparticules.

R : Rayon de courbure.

1.4.4 CONDITIONS PRATIQUES DU DURCISSEMENT

Les propriétés d'un alliage à durcissement par précipitation vont dépendre essentiellement de la répartition, de la taille et de la nature des précipités. Dans la plupart des cas une amélioration optimale des propriétés mécaniques sera obtenue alors dans des conditions de revenu telles que la germination des précipités soit homogène, que leur densité soit importante et qu'ils aient une morphologie telle qu'ils constituent des obstacles efficaces au mouvement des dislocations (précipités cohérents introduisant de fortes contraintes dans la matrice, fine précipitation semi-cohérente en plaquettes...).

Ces caractéristiques dépendent étroitement des conditions de mise en solution, trempe et revenu.

1.5 TRAITEMENT DE DURCISSEMENT STRUCTURAL :

Le traitement thermique structural comporte trois grands stades :

1er Stade :

Homogénéisation : les traitements dits d'homogénéisation consistent à maintenir à une température assez élevée et pendant des temps prolongés les échantillons, dans le but est la mise en solution dans l'aluminium à l'état solide l'élément d'alliage.

à savoir aussi :

- La dissolution de phases intermétalliques en excès.

- Le nivellement des concentrations dans la solution solide.

2ème Stade :

Trempe : c'est un refroidissement brutal à basse température (hypertrempe), dont le but est l'obtention à la température ambiante, la solution solide homogène en état de sursaturation.

3ème Stade :

Ou durcissement structural, traitement de vieillissement ou maturation (à la température ambiante) ou revenu (température supérieure) pendant lesquels se produit la décomposition contrôlée de la solution solide sursaturée.

1.5.1 CONDITIONS DE MISE EN SOLUTION ET DE TREMPE :

Le choix des conditions de mise en solution et de trempe doit faire l'objet d'une attention particulière, car des modifications voulues ou accidentelles de ces conditions peuvent affecter notablement les propriétés après revenu. Ainsi, une étude préalable doit fixer le temps de mise en solution qui doit être suffisant pour que tous les éléments donnant lieu à une précipitation puissent être dissout. La température de mise en solution doit être la plus élevée possible à fin d'obtenir la plus grande concentration possible d'éléments durcissants en solution solide.

Il faudra prendre garde à éviter la formation de phase liquide aux joints (brûlure des alliages d'aluminium).

Notons d'autre part que le traitement de mise en solution pourra conduire à une recristallisation en grains plus au moins fins. Si la vitesse de trempe est trop faible, la précipitation peut débiter au cours du refroidissement avec formation de zones ou de germes. Celle-ci ayant lieu dans un intervalle de températures supérieures à celles du revenu, on obtiendra souvent lors du revenu ultérieur une précipitation plus grossière et difficile à contrôler qui nuira à l'obtention d'une distribution fine et homogène des précipités.

1.6 LA DIFFUSION:

1.6.1 DEFINITION: La diffusion c'est la migration des atomes dans

le reseau cristallin, l'energie necessaire pour eliminer la resistance du reseau est fournie par l'agitation thermique .

1.6.2 MECANISMES ELEMENTAIRES DE LA DIFFUSION:

On constate cinq mecanismes :

-1)Echange direct : comme son nom l'indique c'est l'echange direct d'un atome avec l'un de ces proches voisins, c'est le mecanisme le plus simple improbable.

-2)Echange cyclique : C'est une sorte de permutation circulaire ou les forces de repulsions jouent un rôle actif, il est peu probable .

-3)Mecanisme lacunaire : Si un site de reseau n'est pas occuper l'un des atomes proches voisins peut sauter on ce site c'est le plus simple des mecanismes.

-4)Mecanisme interstitiel : L'atome saute de site interstitiel en site interstitiel proche voisin .

-5)Mecanisme interstitiel indirect: Un atome interstitiel peut sauter en position de substitution en chassant un atome de son site, ce dernier devient auto-interstitiel.

1.6.3 DIFFUSION DANS LES DEFAUTS LINEAIRES ET BIDIMENSIONNELS:

-Dislocations et sous-joints: vue l'impossibilité de réaliser un métal exempt de défauts (dislocations) autour d'une ligne de dislocation existent des zones où les liaisons atomiques sont assez perturbées ce qui favorise la diffusion. il est de même dans les sous-joints qui sont constitué par des dislocations coin.

-Joint de grains: Ils ont un rôle tres important, ils facilitent à la fois la diffusion et la germination des nouvelles phases, et forment des obstacles au mouvement des dislocations ce qui améliore les propriétés mecaniques.

-Surface: En surface des atomes sont plus libres qu'a l'interieur du reseau de plus il y'a une forte concentration de defauts ce qui facilite la migration atomique.

En général la diffusion est accéléré à la surface, aux joints et dans les regions de forte concentration en imperfections structural .

1.6.4 LES LOIS DE LA DIFFUSION:

-Premiere loi de FICK:Elle décrit la diffusion uniforme, permet de prendre en compte la variation globale de concentration .

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x}$$

c: concentration

D: coefficient de diffusion

J: flux de matière .

Elle nous informe que la diffusion des atomes est dériégée dans le sens décroissant des concentrations (des régions de forte concentration vers les régions de faible concentrations) , mais elle n'est valable qu'en regime permanent (lorsque le flux ne depend pas du temps) , ce qui n'est pas vrai dans la pratique.

-DEUXIEME LOI DE FICK : Elle décrit la diffusion non uniforme , cette deuxième loi prend en considération l'influence du temps et de la distance sur le gradient de concentration , c'est le cas des problèmes rencontrés généralement en metallurgie , elle s'ecrit :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

D : indépendant de la composition

1.7 GERMINATION DANS L'ETAT SOLIDE ;

1.7.1 Théorie classique de germination: La formation de germe d'une

nouvelle phase β , de taille, de forme, de composition et de structure différentes de celle de la phase initial α qui constitue la matrice supposé homogène et instable est conduite par des fluctuations thermiques et énergétiques. Pour que ce germe soit stable il faut que son enthalpie de formation soit négative.

En supposant le germe sphérique et de rayon r on a :

$$\Delta G_V = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 (G_B - G_A) \quad ; \quad \Delta G_S = 4 \cdot \pi \cdot r^2 \sigma$$

ΔG_V : La variation d'enthalpie libre volumique.

ΔG_S : La variation d'enthalpie libre superficielle .

Avec: G_B et G_A : Les enthalpies libres spécifiques volumique de β et α .

La variation globale d'enthalpie libre liée à la formation du germe s'écrit :

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S$$

$$\Delta G = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot (G_B - G_A) + 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sigma$$

σ : Enthalpie libre superficielle spécifique de l'interface α/β .

La courbe de variation de ΔG en fonction de r est représentée sur la figure 13, comme r_0 représente le maximum de ΔG donc :

pour $r = r_0$ on aura :

$$\frac{d \Delta G}{dr} = 4 \cdot \pi \cdot r_0^2 (G_B - G_A) + 8 \cdot \pi \cdot r_0 \cdot \sigma = 0$$

ce qui conduit à :

$$r_0 = \frac{-2\sigma}{G_B - G_A} = \frac{-2\sigma}{\Delta G (\alpha \rightarrow \beta)}$$

Ce qui explique que plus le rayon de germe est supérieur à r_0 (rayon critique de formation du germe). L'enthalpie libre du système diminue donc la stabilité augmente .

Pour les rayons inférieur à r_0 , l'enthalpie libre du système augmente donc la stabilité diminue et le germe disparaît.

1.7.2 CINÉTIQUE DE GERMINATION :

La germination est activée par la formation d'un ensemble d'amas de tailles variées de la nouvelle phase, sur des sites disponibles dans la matrice, et en particulier sur ceux qui sont énergétiquement les plus favorables. Les amas qui ont atteint une certaine taille critique, ou germe croissent jusqu'à être en équilibre instable avec la matrice, tandis que ceux qui n'ont pas atteint la taille de germe se décomposent en atomes isolés plutôt que de croître. La vitesse de germination est obtenue en tenant compte de la croissance et de la disparition des amas de toute taille. L'équation qui décrit le processus de germination est :

$$\frac{\partial C_n}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial n} \left(\beta_n C_n^0 \frac{\partial (C_n / C_n^0)}{\partial n} \right)$$

C_n : Nombre d'amas de taille n .

C_n^0 : le nombre d'amas à l'équilibre.

β_n : la fréquence d'addition d'un atome de soluté à un amas:

qui est égale au produit du nombre d'atomes se trouvant à une distance de l'amas correspondant à un saut, par la probabilité de saut vers l'amas.

1-6 ALLIAGES D'ALUMINIUM A DURCISSEMENT STRUCTURAL

TYPES A-SG OU A-GS:

Ce sont les alliages Al- Si- Mg dont les teneurs en Si et en Mg sont faibles et contenues dans les fourchettes suivantes:

Si (%) : 0,25----- 1,3
Mg (%) : 0,35----- 1,2

Ces compositions sont fixées pour être dans les conditions qui permettent le durcissement structural. Ce durcissement est provoqué par la précipitation des phases transitoires du composé $Mg_2 Si$.

Dans cette famille d'alliages on distingue deux classes:

1.6.1 ALLIAGE TYPE A-GS:

Dans ces alliages, les teneurs en silicium et en Magnésium sont:

Mg (%) 0,35----- 1,20
Si (%) 0,25----- 0,80

la teneur en Magnésium est supérieure à celle du Silicium. Selon la composition, on peut obtenir un excès en Silicium libre par rapport au composé $Mg_2 Si$ (alliage type 6060), un excès en Magnésium libre (alliage Américain 6063). Ou enfin les taux en Si et en Mg correspondent au composé $Mg_2 Si$.

Les conditions de traitement thermiques, en particulier Revenu, conditionnent les caractéristiques mécaniques de l'alliage.

Les Revenu sont généralement appliqués à 175 °c pendant 8 heures ou à 185 °c pendant 6 heures pour l'alliage 6060, une augmentation du temps d'attente entre la trempe et le Revenu a un effet favorable sur les caractéristiques mécaniques

L'influence des conditions de revenu sur la résistance à la rupture R_t , et sur l'allongement A est décrite par la figure 10 l'addition du cuivre améliore les caractéristiques mécaniques de résistance, l'addition du chrome et du manganèse, permet une augmentation des caractéristiques mécaniques de la résistance à la rupture fragile et un affinement du grain. On constate les effets des additions dans l'alliage 6061 qui a une composition type:

Mg (%) :	0,80	1,20
Si (%) :	0,40	0,80
Cu (%) :	0,15	0,40
Cr (%) :	0,04	0,35
Fe (%) :	≤ 0,70		
Mn (%) :	≤ 0,15		

les caractéristiques mécaniques sont maximales si le temps d'attente entre la trempe et le Revenu est minimal. La résistance à la fatigue (en MPa), est très sensible à l'état de surface comme le montre le tableau suivant.

Nombre de cycle Etat →	5	7	8
	10 cycles	10 cycles	10 cycles
Eprouvette lisse	± 150	± 115	± 95
Eprouvette entaillée	± 65	± 40	± 35

le facteur de concentration de contrainte étant égale à 3.

Les propriétés de ces alliages sont :

- Très bonne aptitude à la déformation à chaud par laminage, filage ou forgeage. Ces alliages sont considérés comme des alliages de filage par excellence.

- Très bonne aptitude à la mise en forme à froid, surtout aux états (O) recuit et (T4) trempé mûri.

- Très bonne résistance à la corrosion, favorisée par une absence de la sensibilité à la corrosion sous tension.
- Caractéristiques mécaniques plus au moins élevées selon le taux en Mg_2Si et en Silicium libre.
- Une bonne aptitude au soudage par point, à l'arc ainsi que par brassage.
- Un bon comportement aux basses températures mais une résistance à chaud limitée Rt décroît à partir de 150 _____ 200 °c.
- Obtention d'un très bon état de surface par traitement de brillantage ou d'anodisation.

1.8.2 ALLIAGE A-SG :

Les teneurs en Silicium sont élevées

Si (%) : 0,6 _____ 1,3.

Un excès de Silicium libre, les quantités de Mg_2Si et Si libre déterminent les caractéristiques mécaniques, l'addition parfois de Cr, Mn et Cu (pour augmenter les caractéristiques mécaniques, la résistance à la rupture fragile, et affiner le grain) elles ont une grande application dans l'industrie. L'alliage 6005 A exclusivement de filage, taux de Si, Mg faible, filabilité très bonne, vitesse critique de trempe faible, (3 °c/s) ce qui permet la trempe sur presse. Caractéristiques mécaniques moyennes voisine de celle du 6061.

- Etat T 5: Re (MPa)= 270 ; Rt (MPa)= 290 ; A (%)= 11.

- Etat T 4: Re (MPa)= 130 ; Rt (MPa)= 230 ; A (%)= 20.

résistance à la fatigue comparable à celle de l'alliage 6061, mais une sensibilité à l'entaille faible, le tableau suivant donne la limite de fatigue en (MPa) de l'alliage 6061.

Nombre de cycle Etat → ←	7	8
	10 cycles	10 cycles
Éprouvette lisse	± 110	± 97
Éprouvette entaillée	± 47	± 41

L'aptitude à la déformation à froid (Etat T5) reste largement inférieure à celle de l'alliage 6061 l'aptitude au soudage, à l'anodisation ainsi que son comportement à la corrosion sont voisins au 6061.

1.8.3 ALLIAGE POUR DECOLLETAGE :

Afin d'obtenir une bonne aptitude au décolletage des additions de Pb, Bi et Cd, dans les alliages de la série 6000, facilite le travail au tours automatique rapide. Les deux alliages de décolletage sont:

- L'alliage 6262 :

Mg (%) :	08	-----	1,2
Si (%) :	0,4	-----	0,8
Cu (%) :	0,15	-----	0,4
Cr (%) :	0,04	-----	0,14
Pb (%) :	0,4		0,7
Bi (%) :	0,4	-----	0,7

- L'alliage Al-Mg Si 1Pb: Pb (%) : 1 --- 1,5
Cd (%) : 0,1 --- 0,4

1.8.4 ALLIAGES CONDUCTEURS ELECTRIQUES:

Les alliages Al-MG-Si présentent sur fils tréfilés et traités T8 un bon comportement mécanique, conductivité électrique ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion.

De plus, à l'état de câbles, ils offrent un certain nombre d'avantages techniques du point de vue de la pose et de l'exploitation

ce qui lui permet l'utilisation comme cables aeriens de distribution puis de transport d'energie en remplacement des cables traditionnels aluminium-acier. Une utilisation recente et importante, est les cables porteurs isoles faisant office de neutre des cables de distribution preassemblees.

Trois nuances sont utilisees :

- A-GS/L 76 : Mg = 0,55 - 0,80 % ; Si = 0,45 - 0,65 %
Fe \leq 0,35 %
- A-GS/L 66 : Mg = 0,45 - 0,60 % ; Si = 0,45 - 0,65 %
Fe \leq 0,30 %
- A-GS/L 55 : Mg = 0,40 - 0,55 % ; Si = 0,40 - 0,55 %
Fe \leq 0,30 %

Ces alliages offrent une tres bonne aptitude au trefilage aux vitesses elevees (jusqu'a 25 m/S pour un ϕ de 2 mm). Le taux d'allongement depassant parfois 30 %.

ASPECTS METALLURGIQUES :

La trefilabilite des A-GS/L est moins bonne que celle de l' A5/L (efforts plus importants, sensibilite aux trefilage : type de machine, taux de reduction,...). Ceci est d'autant plus qu'ils sont charges en Mg et Si. Le traitement de Revenu conditionne les caracteristiques figure 11. Pour une duree de Revenu R_t et P sont d'autant plus faible que la temperature est elevee (figure 12) les associations de caracteristiques R_t , P sont d'autant meilleures que la nuance d'alliage est plus chargee en Magnesium et Silicium.

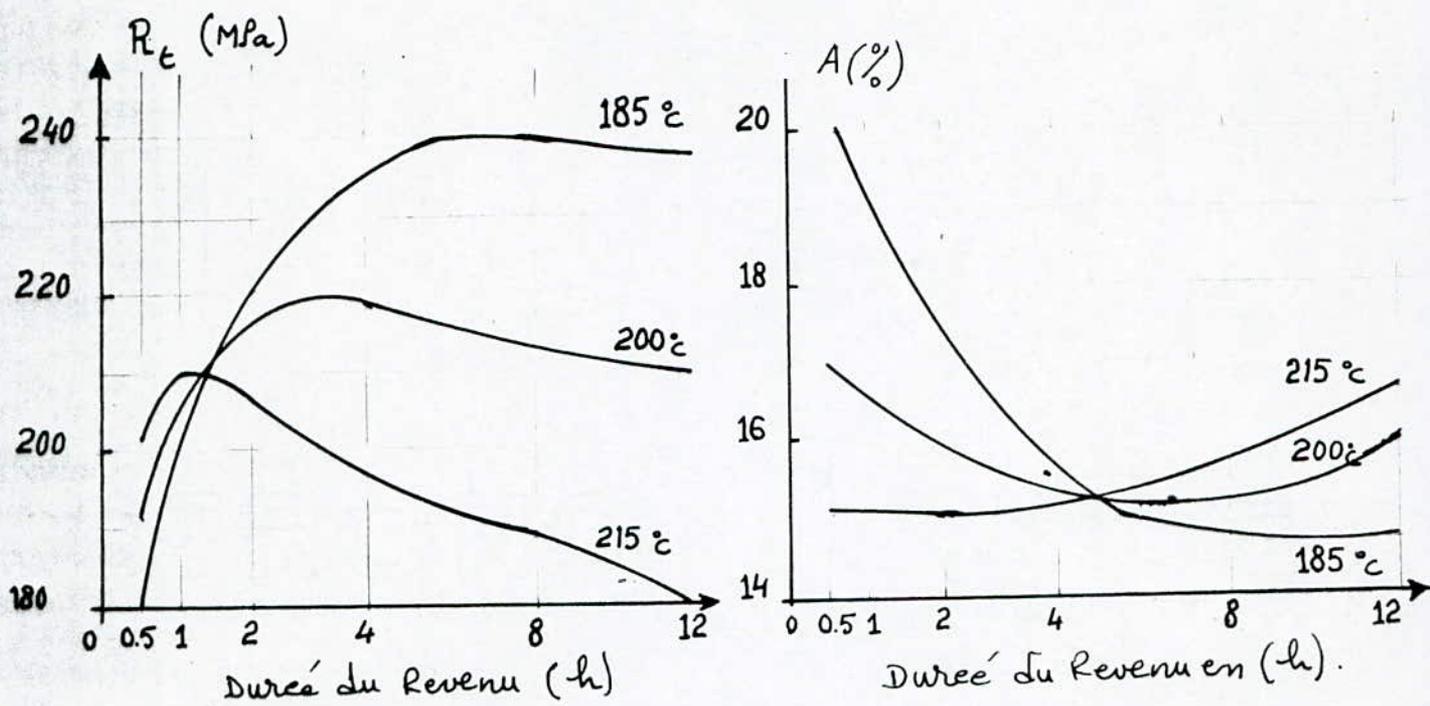


Figure 10 - Caractéristiques de Traction en Fonction des Conditions de Revenu.

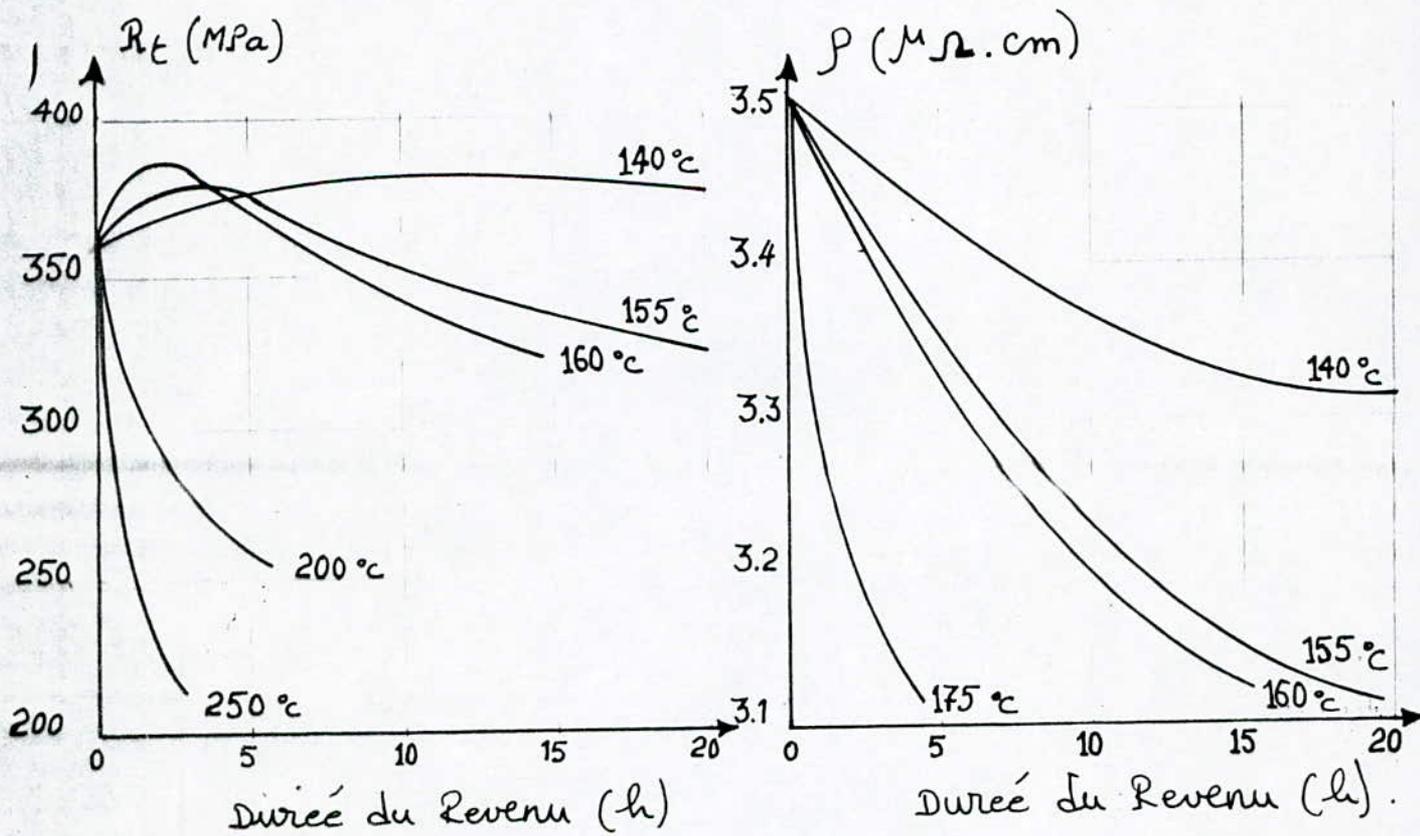


Figure 11 - Alliage A-GS/L66 (T8): Influence de la Température et de la durée du Revenu sur les caractéristiques mécaniques et électriques.

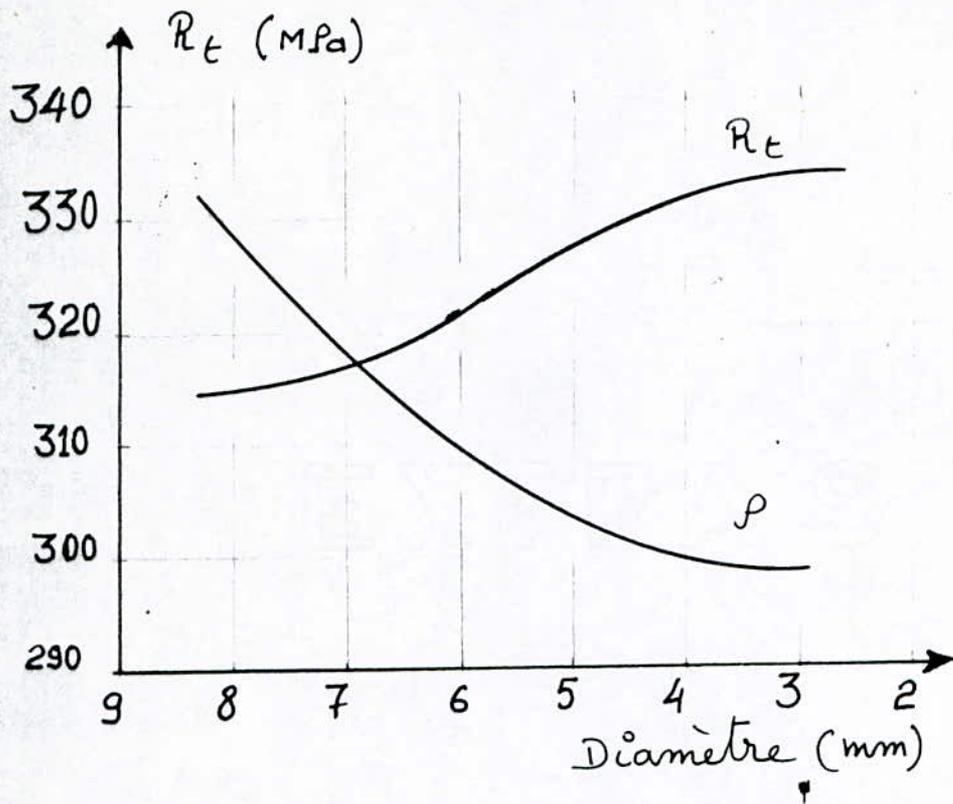


Figure 12 - Alliage A-GS/L66 (T8) : Influence de l'écrouissage sur les caractéristiques mécaniques et électriques de fils tréfilés à différents diamètres

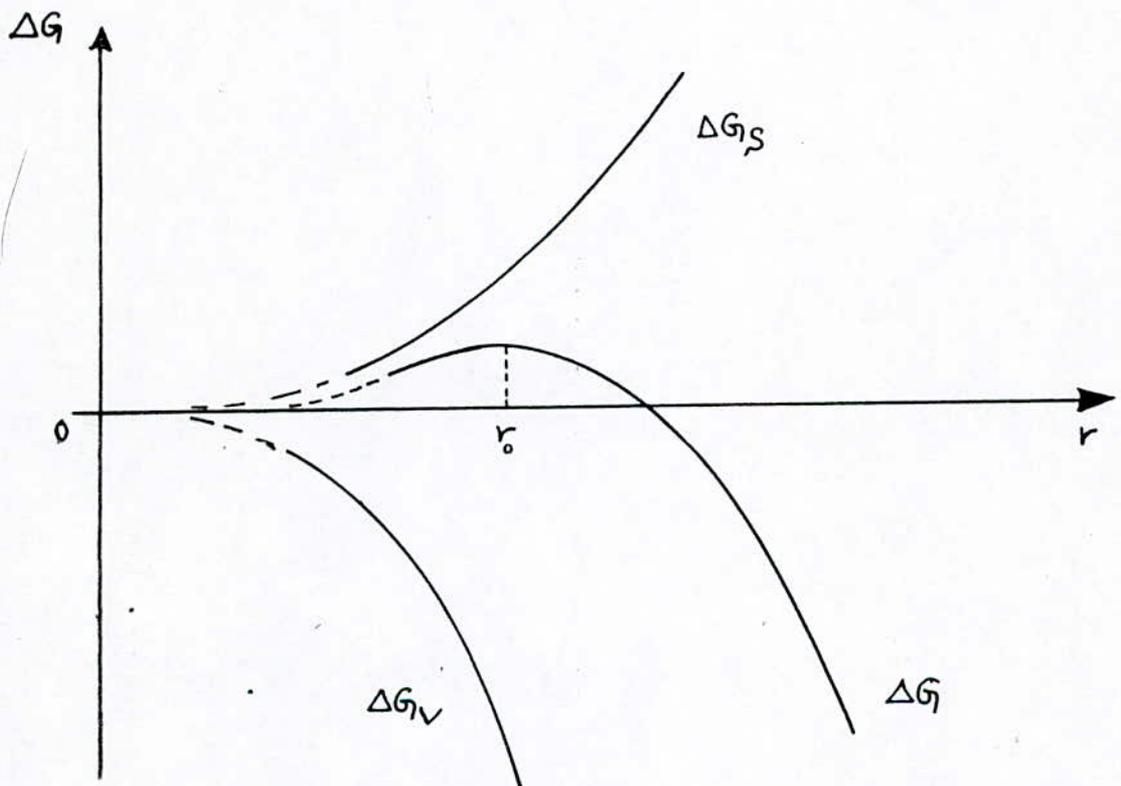


Figure 13 - Courbe de variation de l'enthalpie libre ΔG en fonction de r .

CHAPITRE II

MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

INTRODUCTION

Les alliages que nous avons utilisés pour l'étude du durcissement structural sont des alliages ternaires du type Al - Si - Mg , classés dans la série 6000 . Ces alliages ont été élaborés au laboratoire du département de Métallurgie de l'école Nationale Polytechnique . Les compositions ont été choisies de telle sorte qu'elles permettent une mise en solution sous forme monophasée et un durcissement structural par revenu d'une part et d'obtenir les nuances d'alliages classés de la série 6000 d'autre part.

2.1 ELABORATION DES ALLIAGES :

L'élaboration a été faite à partir des alliages mères :

A - G10 , A - S10G et l'Aluminium de nuance A5.

L'apport de Magnésium est assuré par l'alliage A -G10 , celui du Silicium par l'alliage A - S10G et l'intérêt de l'Aluminium A5 est d'abaisser le taux en Mg et Si .

Les alliages A -G10 et A - S10G ont été fournis par l'entreprise UFR de Rouiba sous forme de lingot parallélépipédique de 7Kg.

L'aluminium A5 a été livré sous forme de câble de diamètre 9,5 mm par l'unité ENICAB de ggue de constantine .

La composition des alliages est donnée sur le tableau suivant:

	A5	A-S10G	A-G10
Fe(%)	0,12	0,45	1,0
Si(%)	0,15	10,0	1,0
Mg(%)	0,03	0,27	10,0

Les autres éléments présents sont en faibles quantités, inférieurs à 0,03% et ils n'ont pas d'importance notable dans les calculs

2.1.1 PREPARATION DE LA CHARGE:

Les alliages en lingots sont découpés en petits morceaux pour nous faciliter les pesées et les opérations de mélanges et de fusion.

Après découpage on procède à une opération de dégraissage à l'aide du trichlorethylène chauffé à 70 °C pendant 15 minutes, suivie d'un rinçage à l'eau chaude.

Et enfin un étuvage à 120 °C pendant 15 minutes pour éliminer l'humidité. Après l'étuvage, on procède à la pesée des différents matériaux rentrant dans la composition, à l'aide d'une balance de précision. Les quantités pesées sont fonction de la composition de l'alliage à préparer.

Enfin, les différentes pesées sont mélangées pour obtenir un produit homogène avant la fusion.

CALCUL DE LA COMPOSITION DE LA CHARGE:

Le calcul s'effectue principalement sur les teneurs en silicium et en magnésium. La présence des autres éléments en faibles quantités n'a pas d'influence remarquable sur la structure et les caractéristiques des alliages.

L'estimation des pertes aux feux en absence des données précises est basée sur l'expérience professionnelle:

- Les pertes aux feux du silicium dans la charge sont estimées à: 5%
- Les pertes aux feux du magnésium dans la charge sont estimées à: 20%

L'importance des pertes en magnésium est due à l'oxydation et à la volatilisation.

Les calculs de la charge pour l'alliage (Si% : 0,6 ; Mg% : 0,8) s'effectue de la manière suivante :

Soit : X le pourcentage de silicium dans la charge .

En tenant compte des pertes au feu on aura : $X - 0,05 \cdot X = 0,95 \cdot X$

Les prévisions pour la teneur en silicium dans la charge sont donc :

$$0,95 \cdot X = 0,6\% \rightarrow X = \frac{0,6\%}{0,95} = 0,6316\%$$

$$X = 0,6316\%$$

Soit : Y le pourcentage du magnésium dans la charge en tenant compte des pertes au feu on aura : $Y - 0,2 \cdot Y = 0,8Y$

Les prévisions pour la teneur en Magnésium dans la charge sont donc :

$$0,8 \cdot Y = 0,8\% \rightarrow Y = \frac{0,8\%}{0,8} = 1\%$$

$$Y = 1\%$$

Soient : A - Masse de A5

B - Masse de A - S100

C - Masse de A - G10

$$A + B + C = 100$$

$$A \cdot 0,15 + B \cdot 10 + C = 0,6316 \times 100$$

$$A \cdot 0,03 + B \cdot 0,27 + C \cdot 10 = 1 \times 100$$

Ce système de trois équations à trois inconnues sera résolu par la méthode de GAUSS .

Ce système de trois équations à trois inconnues sera résolu par la méthode de GAUSS .

$$\left[\begin{array}{ccc|c} 1 & 1 & 1 & 100 \\ 0,15 & 10 & 1 & 63,16 \\ 0,03 & 0,27 & 10 & 100 \end{array} \right] \longrightarrow \left[\begin{array}{ccc|c} 1 & 1 & 1 & 100 \\ 0 & 9,85 & 0,85 & 48,16 \\ 0 & 0,24 & 9,97 & 97 \end{array} \right]$$

$$\left[\begin{array}{ccc|c} 1 & 1 & 1 & 100 \\ 0 & 1 & 0,0868 & 4,889 \\ 0 & 0 & 9,95 & 95,826 \end{array} \right] \longrightarrow \left[\begin{array}{ccc|c} 1 & 1 & 1 & 100 \\ 0 & 1 & 0,0868 & 4,889 \\ 0 & 0 & 1 & 9,631 \end{array} \right]$$

Le résultat final est donc :

$$C=9,631$$

$$B=4,058$$

$$A=86,311$$

La composition de la charge pour l'alliage (1) sera :

- AS : 86,311 %

- A-S106 : 4,058 %

- A-610 : 9,631 %

La composition de tous les alliages est regroupée dans le tableau (1)

Tableau I - Composition de la charge des Alliages élaborés.

Composition Alliages	INITIALE			FINALE	
	A5 (%)	A-S10G (%)	A-G10 %	Si° (%)	Mg (%)
I	86,311	4.058	9.631	0.6	0.8
II	84.221	6.20	9.579	0.8	0.8
III	82.132	8.341	9.527	1.0	0.8
IV	80.041	10.483	9.476	1.2	0.8
V	77.950	12.626	9.424	1.4	0.8
VI	81.719	3.625	14.656	0.6	1.2
VII	79.63	5.766	14.604	0.8	1.2
VIII	77.537	7.91	14.553	1.0	1.2
IX	75.449	10.05	14.501	1.2	1.2
X	73.359	12.191	14.45	1.4	1.2

L'expérience est refaite pour une température de 800°C, mais l'alliage est complètement liquide après 2 heures. Enfin pour une température de 850°C, la fusion totale a été obtenue après 55 minutes.

La conduite de la fusion s'opère de la manière suivante :

-1) chauffage du four à la température de 850°C, introduction du creuset vide dans le four, attendre 15 minutes, et vérifier que sa couleur vire vers le rouge (chauffage rouge).

-2) Introduction de la charge : la charge pesée et mélangée est placée dans le creuset préchauffé. L'ensemble est introduit dans le four.

-3) Le traitement du bain : Afin d'éviter les problèmes d'oxydation, et pour procéder au dégazage du bain (de l'hydrogène en particulier), des traitements par flux solide sont recommandés pour ces alliages.

-S'effectue en trois étapes :

-1) Traitement de couverture : Afin de freiner l'introduction de l'oxygène dans le bain on utilise un flux de couverture L'ALLUFLUX. P.recommander pour ce type d'alliage, sa densité apparente est de 1,17 son point de fusion est de 950°C, il se présente sous forme de poudre. On l'introduit dans le creuset à l'aide d'une louche en bois dès l'apparition du bain liquide détecté visuellement.

-2) Lavage de désoxydation : on utilise un désoxydant en forme de pastille son introduction recouvre la surface du bain, puis pénètre dans le bain par un brassage énergique qui s'effectue pendant 20 secondes. Le flux dissout et agglomère les oxydes et remonte à la surface du bain sous forme épaisse, il représente 0,5 % du poids total de la charge c'est l'ALUFLUX .X.

-3) Flux de dégazage : C'est l'avant dernière opération avant la

coulée , l'agent de dégazage est l'héxachloréthane , sous forme
de pastilles la proportion utilisée est de 0,4 % du poids total
de la charge .

L'introduction s'effectue en plusieurs étapes . En fin le
décrassage à l'aide d'une louche en bois et la coulée dans un
lingotin en cuivre et préalablement chauffé à une température de
200 °C.

La durée et les températures des opérations de traitements sont
regroupés dans le tableau (II) après coulé les lingotins sont
chauffés à 580°C pendant 6 h , dont le but d'homogénéiser la
composition des éléments constituant les alliages dans toute la
structure .

-Schema du lingotin :

Pour la coulée de notre alliage on a utiliser un lingotin en
cuivre .

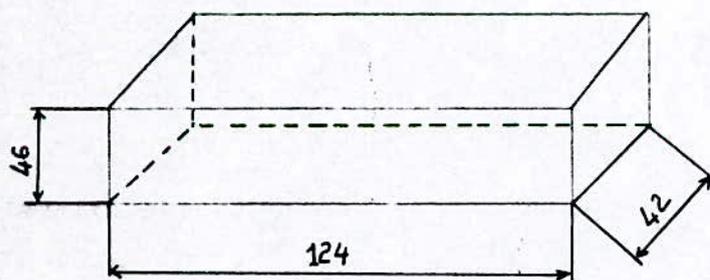


Figure 13 : schema du lingotin , les dimensions sont en(mm)

Tableau II - Contrôle des Températures.

TEMPS (mn)		0	15	25	35	40	50	55
I, II	T _f	850	850	850	850	850	850	850
	T _m	S	S	S	L, c	D	G	R+E
III, IV	T _f	850	850	850	850	850	850	850
	T _m	S	S	S	L, c	D	G	R+E
V, VI	T _f	850	850	850	850	850	850	850
	T _m	S	S	S	L, c	D	G	R+E
VII, VIII	T _f	850	850	850	850	850	850	850
	T _m	S	S	S	L, c	D	G	R+E
IX, X	T _f	850	850	850	850	850	850	850
	T _m	S	S	S	L, c	D	G	R+E

L: liquide

c: flux de couverture

D: flux désoxydant

G: flux de dégazage.

R: Décrassage.

E: coulée.

T_f: Température du four (°C)

T_m: État de l'alliage

2.2 TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2.2.1 Traitement de durcissement structural :

Les lingotins homogénéisés sont découpés en plusieurs morceaux. Ces échantillons sont poliés dont le but de nous faciliter la mesure de dureté après trempe faiche, donc pour ne pas les exposer à une quelconque élévation de température. Les étapes du traitement sont les suivantes :

a-Mise en solution,

b-Trempe

c-Revenu

2.2.1.1 TRAITEMENT D'HOMOGENEISATION:

Les lingotins ont été soumis à un chauffage à une température assez élevée 580°C , pendant un temps prolongé de 8 heures.

Ce traitement vise deux objectifs:

- 1)La dissolution de phases intermétalliques en excès.
- 2)Le nivellement des concentrations dans la solution solide.

Le refroidissement est lent(dans le four).

2.2.1.2 MISE EN SOLUTION ET TREMPÉ:

La mise en solution pendant une heure à une température de 540°C les alliages à l'état solide, de façon que les éléments d'additions solubles soient dissouts en quantité convenable dans l'aluminium.

Afin de figer la phase métastable sursaturée en élément d'alliages en effectue un refroidissement énergétique qui caractérise la trempe.

2.2.1.3 TRAITEMENT DE REVENU:

Les températures de revenu choisies sont: 150°C, 160°C, 170°C et 180°C, pendant 8 heures et 10 heures pour chaque température le four utilisé est un four à micro-onde la variation des fluctuations est très faible, qui a pour effet de favoriser la précipitation du soluté .

2.2.2 ESSAIS DE DURETE :

Pour l'aluminium et ses alliages les duretés ROCKWELL B, E, H, F, G sont recommandés . Dans nos essais on a utilisé ROCKWELL H, qui consiste à enfoncer dans la pièce sous une charge constante P , une bille en acier de diamètre D .

Le duromètre de marque (LECO) :

à affichage numérique nous donne la valeur de dureté , sans le passage par les méthodes classiques de calcul .

On a utilisé aussi un micro duromètre de marque "AUSJENA" pour les duretés HV

$$HV = 1,8544 \times 0,102.F/d^2$$

F : charge appliquée en gramme

d : moyenne de deux diagonales μm .

F = 100 g

2.2.3 METALLOGRAPHIE OPTIQUE :

PREPARATION DES SURFACES

L'enrobage a été réalisé en utilisant une matière durcissante à froid pour éviter toute élévation de la température .

les papiers abrasifs de grosseur décroissante (180, 320, 600, 1000) ont été utilisés pour le prépolissage avec aspersion d'eau permettant de limiter l'échauffement et d'éliminer les copeaux et abrasifs usés .

Enfin la finition a été exécutée sur des feutres, une pâte abrasive diamantée et un lubrifiant approprié l'opération de rinçage est utilisé entre les différentes étapes avec immersion dans un bain agité par ultrasons .

REACTIFS D'ATTAQUE CHIMIQUE :

Les échantillons bien polis ont subi une attaque chimique pour caractériser les phases existantes .

Nous avons utilisés trois réactifs d'attaques dont la composition est donnée dans le tableau ci-après .

- Tableau : composition des réactifs .

REACTIF	COMPOSITION	TEMPS D'ATTAQUES
FLICK	HF concentré : 10 cm ³ Hcl concentré : 15 cm ³ H ₂ O : 90 cm ³	15 - 20 S
KELLER	HF : 0,5 % Hcl : 1,5 % HNO ₃ : 2,5 % H ₂ O : 100 cm ³	15 S
TUCKER	NAOH (densité 1,33) : 1g H ₂ O : 100 cm ³	5 - 10 S

Ces réactifs ont permis la caractérisation structurale des joints de grains .

CHAPITRE III

EVOLUTION STRUCTURALE AU COURS DU REVENU.

INTRODUCTION :

L'observation microscopique par métallographie, optique (grossissement de 100 et 200) a permis de révéler sur les échantillons attaqué par le réactif de keller. L'existence d'un précipité de couleur noire de forme quelconque qui se dépose dans les grains mais surtout dans les joints. On observe aussi des particules de silicium dans les joints. Ces particules ont des formes géométriques précises (triangle, carré...) Ce qui permet de les considérés comme des monocristaux. (figure A)

3.1. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE :

La fraction du précipité Mg_2Si de couleur noire et de forme quelconque croît lorsque la température augmente (figure A₂)
On constate que la fraction est anormalement élevée et ne correspond pas à la fraction théorique. Cela s'explique par un traitement d'homogénéisation incomplet.

3.2 INFLUENCE DE LA DUREE DE MAINTIEN:

A une température de revenu fixée, plus la durée de maintien est élevée, plus la précipitation est avancée. Le processus étant contrôlé par la diffusion se produisant par germination et croissance. Nous constatons que la fraction du précipité est plus importante lorsque le temps de maintien est élevée.

3.3 INFLUENCE DE LA COMPOSITION : SILICIUM ET MAGNESIUM.

Comme les traitements d'homogénéisation n'ont pas été suffisants, les résultats ne nous permettent pas de conclure, quand à l'effet du silicium et du magnésium sur la structure lorsque le taux de silicium augmente, le taux en Mg_2Si si demeure constant, si le taux en magnésium est fixe par contre le taux en silicium libre augmente.

3.4 EVOLUTION DE LA MICRODURETE:

L'etude des courbe de la figure $B_{1 \rightarrow 10}$ montre que la durté de la phase α augmente avec la temperature de revenu .

Cete augmentation est presque lineaire.

A part le cas des alliages **II** et **IV** , la durté apres un maintien à 10 heures est d'abord superieure a celle obtenue apres un maintien à 8 heures pour une certaine temperature dependante de la composition. La tendance est inversee pour les temperatures superieure. Les courbes montrent que quelque soit la durée de maintien il existe une temperature pour laquelle la durté de la phase est maximale. Cette evolution de la durté s'explique par l'évolution de la dispersion et de la taille des précipités qui dans un premier temps sont nombreux, de faible taille et reparti de façon homogéne vont à partir d'une certaine temperture qui depend de la composition et du temps de maintien subir un grossissement et puis une coalescence provoquant la chute de la durté (figure $B_{1 \rightarrow 10}$).

Tableau III - les valeurs de micro dureté des Alliages
Trempe Révenu.

charge : 100g.

TEMPS (h)	8				10			
DURETÉ	HV				HV			
T (°C) Alliages	150	160	170	180	150	160	170	180
I	36.2	50.9	69.5	67.5	60.0	70.2	68.3	65.2
II	62.7	76.0	74.9	70.9	42.8	56.3	74.3	72.0
III	46.3	62.5	76.0	75.4	63.1	80.0	78.5	74.1
IV	64.0	80.2	76.1	75.7	48.5	67.1	78.9	78.0
V	52.0	70.9	86.9	85.6	70.3	84.1	83.2	81.9
VI	44.9	62.3	72.0	71.4	60.0	75.9	75.0	67.9
VII	47.9	64.7	78.1	76.0	64.2	76.4	74.1	72.1
VIII	48.0	66.5	80.3	78.0	62.5	78.0	75.9	74.0
IX	46.1	62.3	76.5	72.0	58.5	76.1	74.0	70.9
X	50.3	64.1	78.3	76.0	64.2	78.0	76.1	74.0

Figure B.

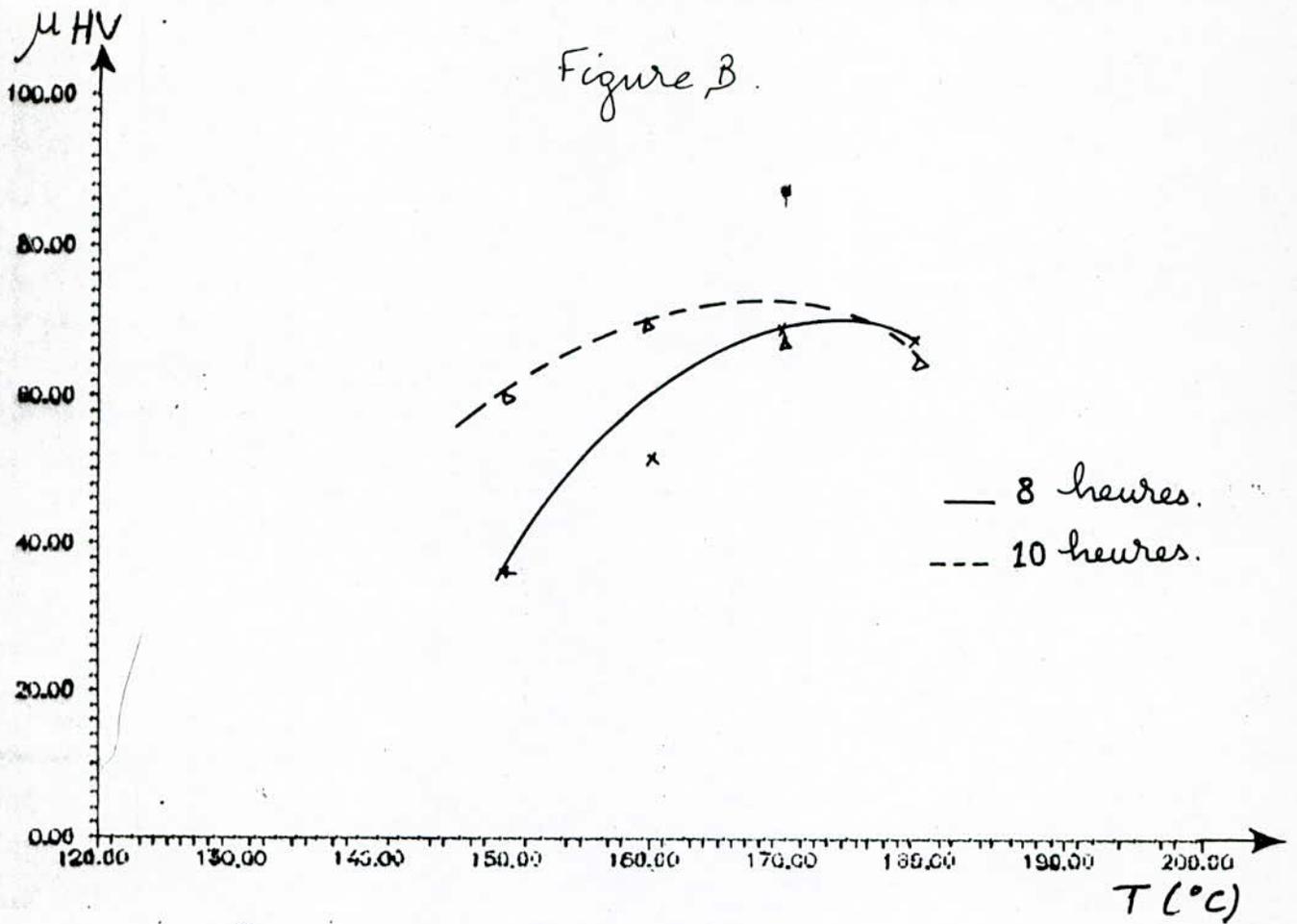


Figure B₁

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (I)

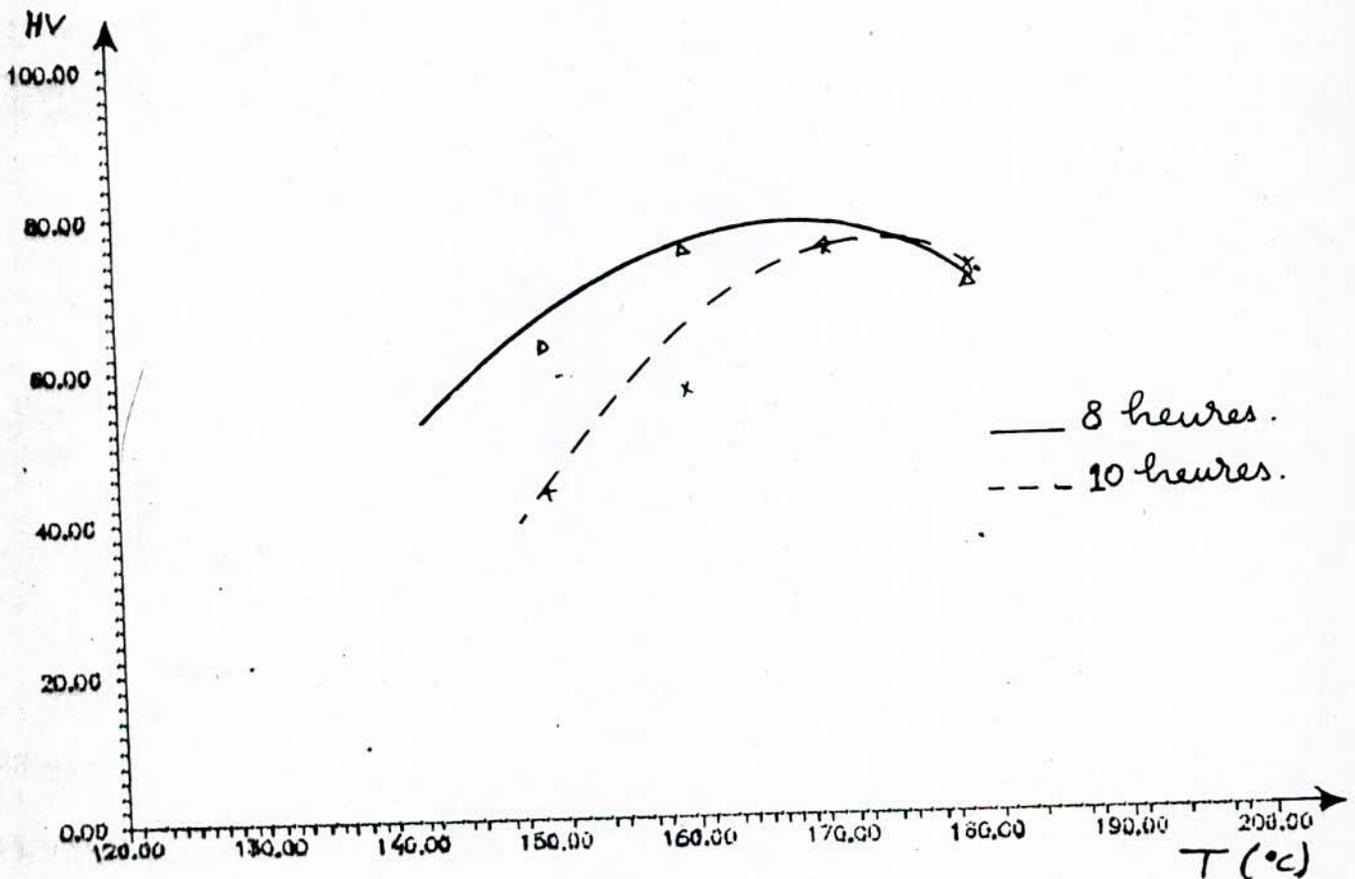


Figure B₂

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (II)

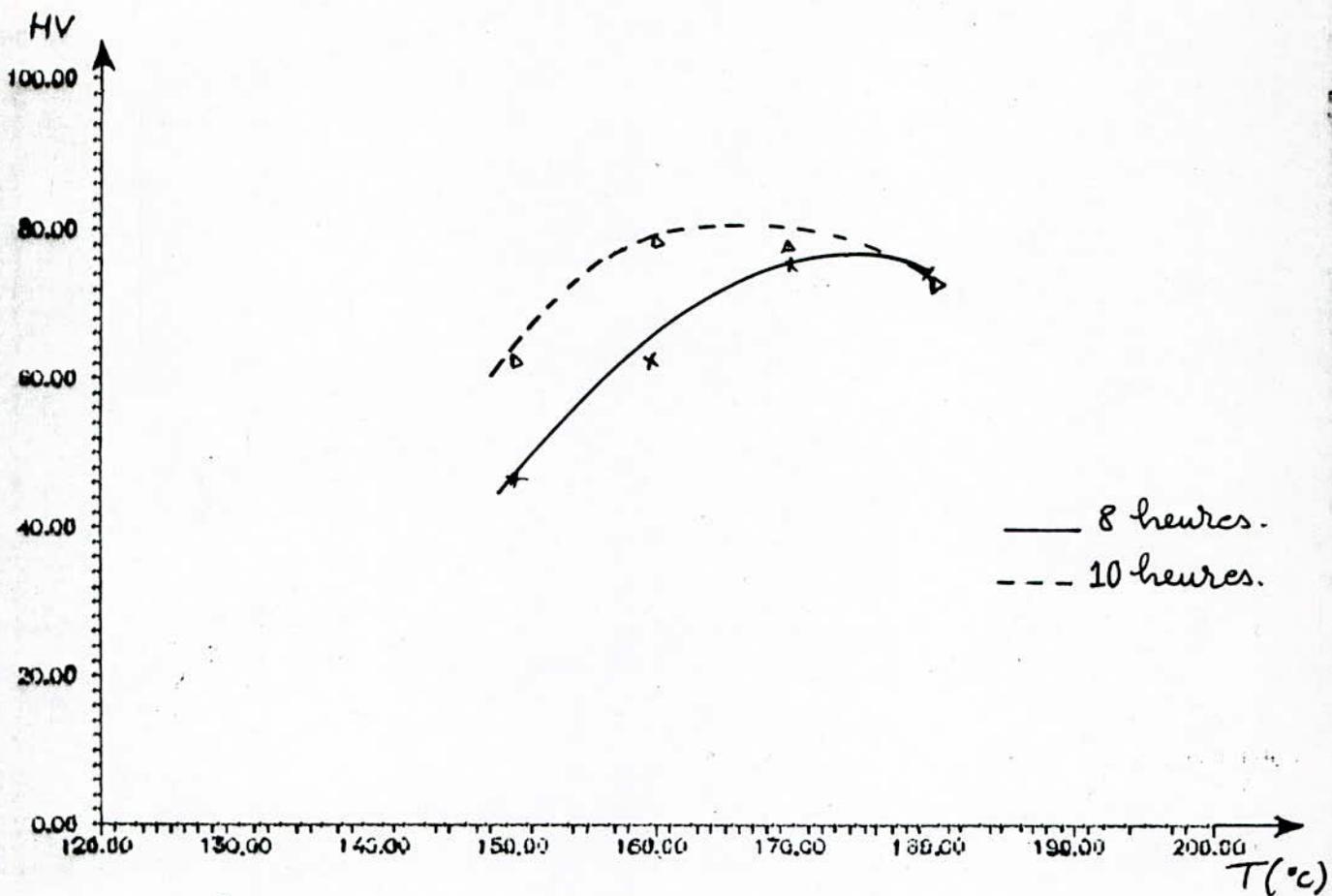


Figure 3^B

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage .(III)

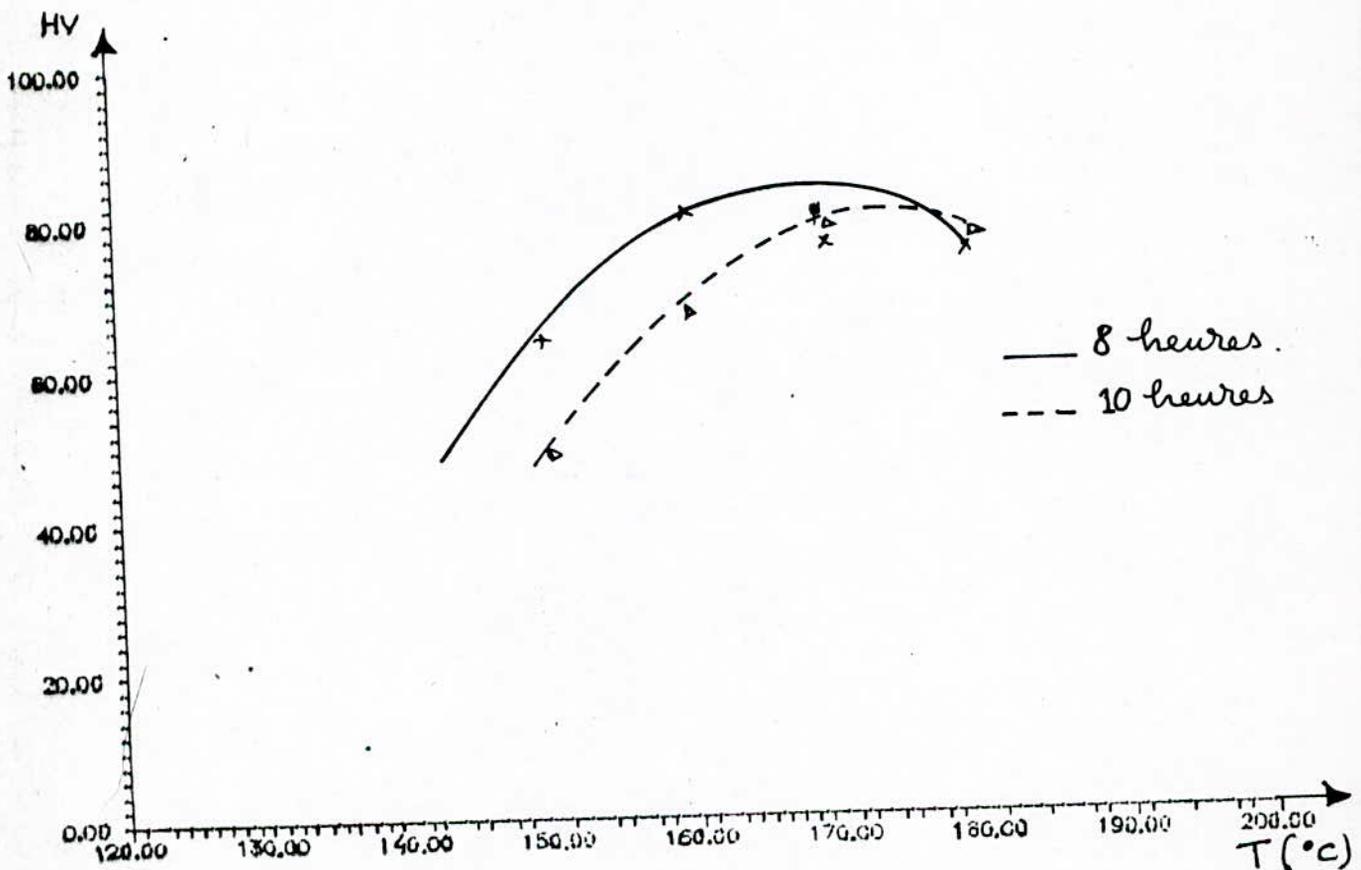


Figure 4^B

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage .IV

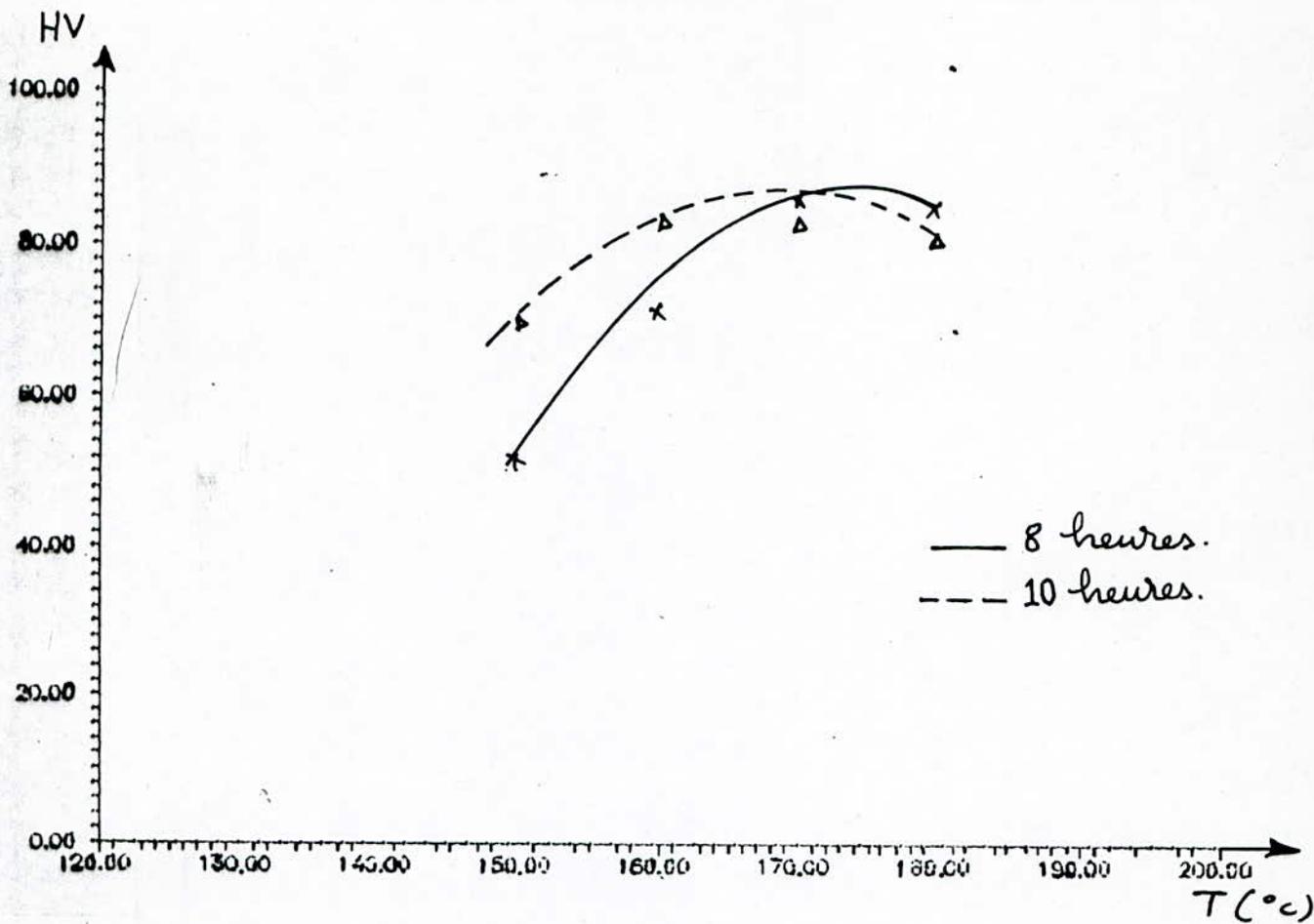


Figure B₅

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (V)

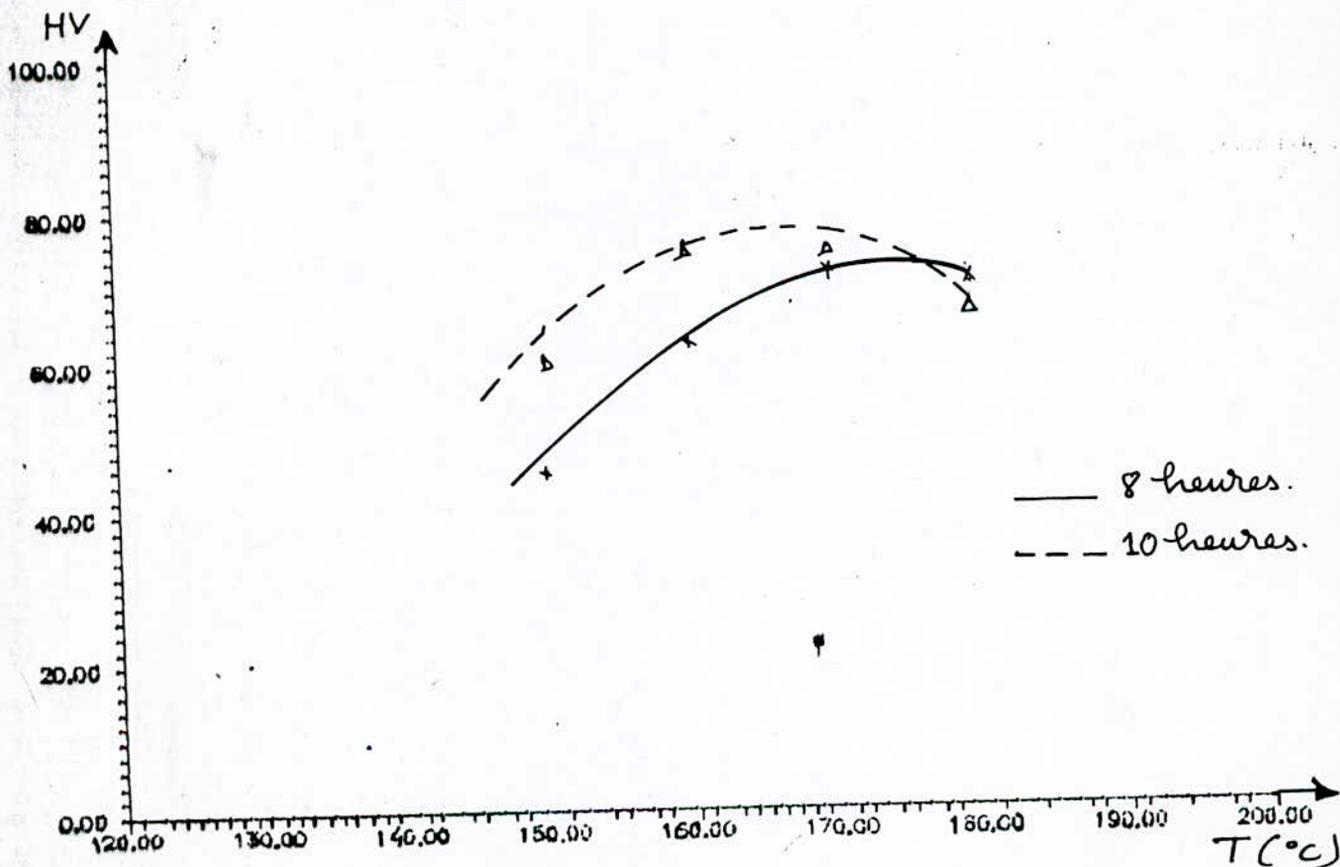


Figure B₆

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (VI)

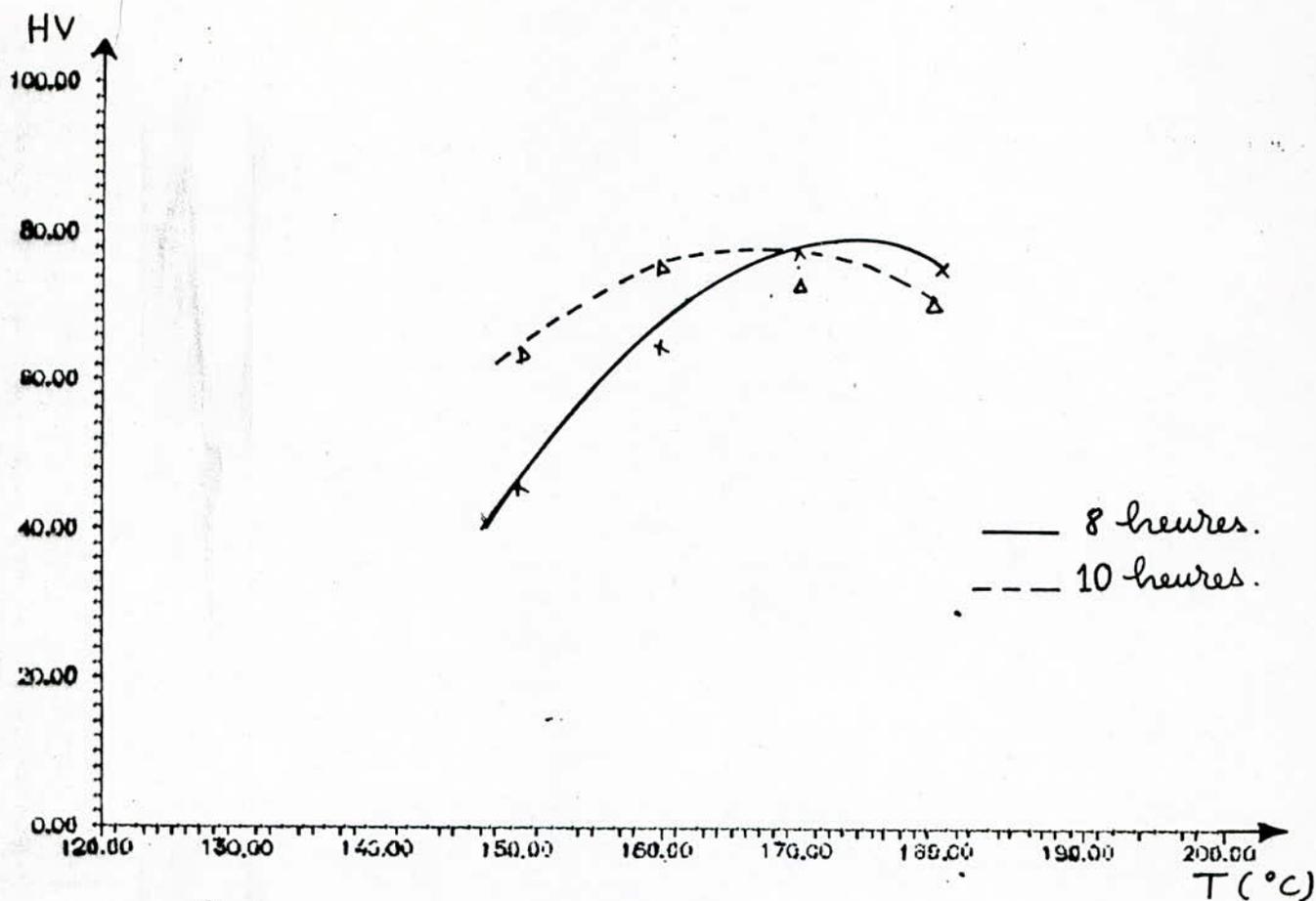


Figure B 7

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (VII)

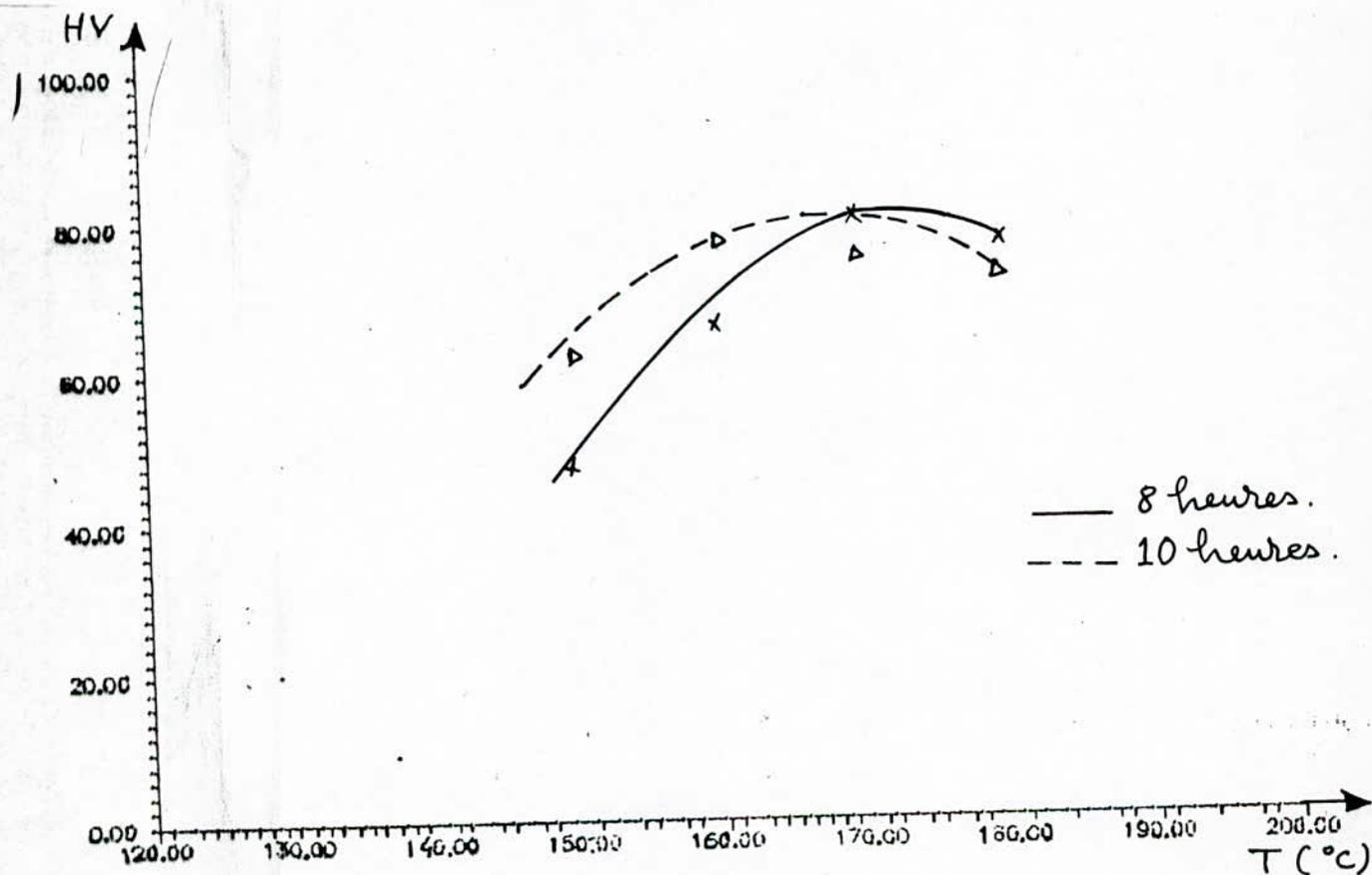


Figure B 8

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (VIII)

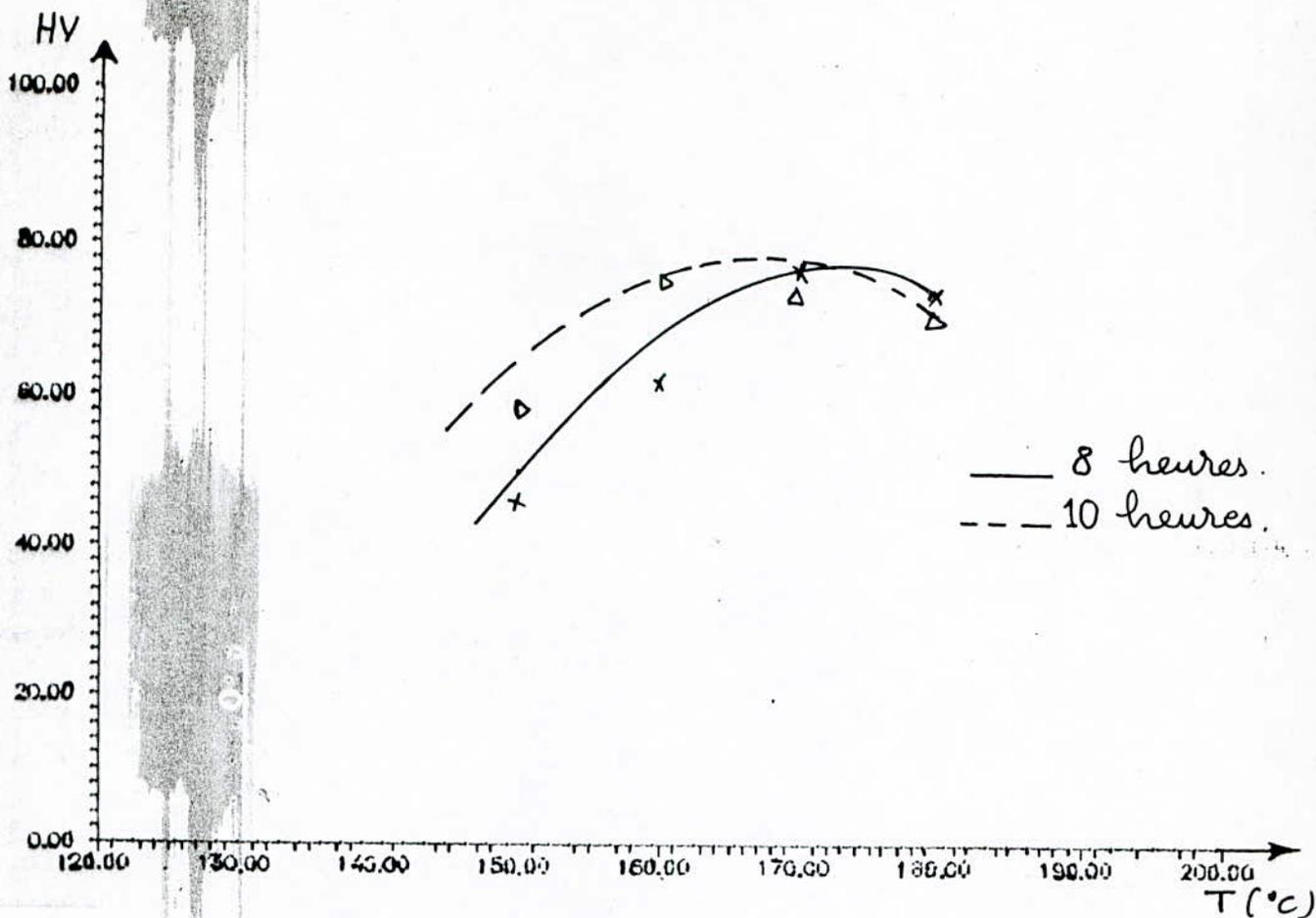


Figure 9

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (IX)

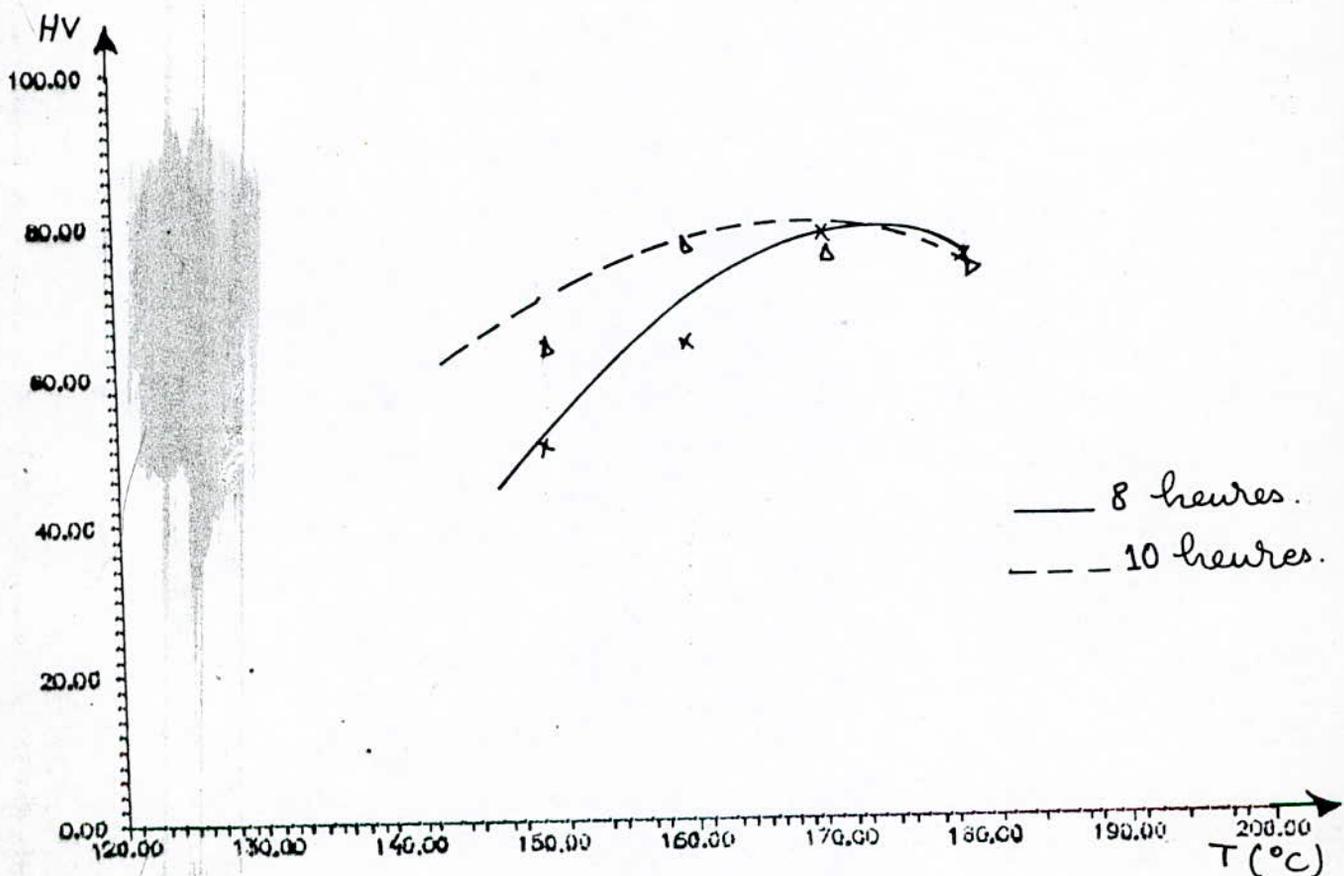
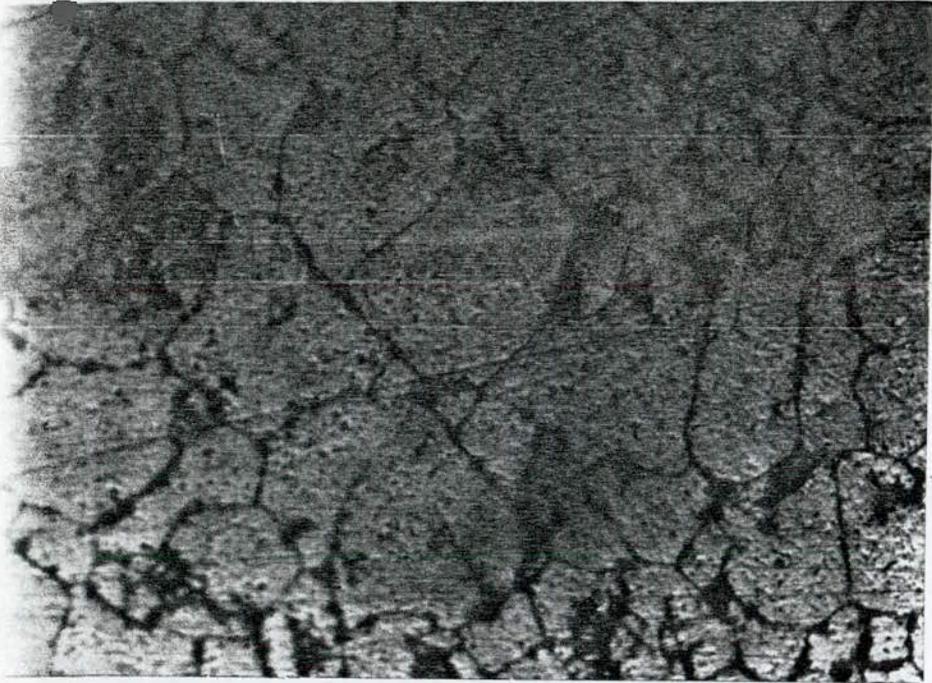
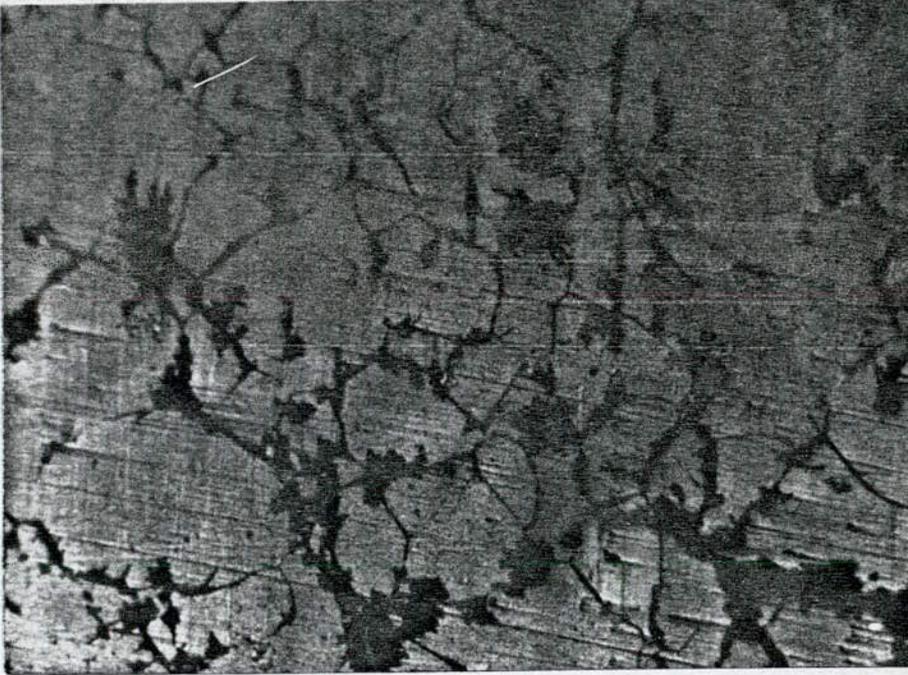


Figure 10

- Dureté HV en fonction de la température de revenu pour l'alliage (X)



150 °c , 8h
a - Alliage I



160 °c , 8h
b - Alliage II

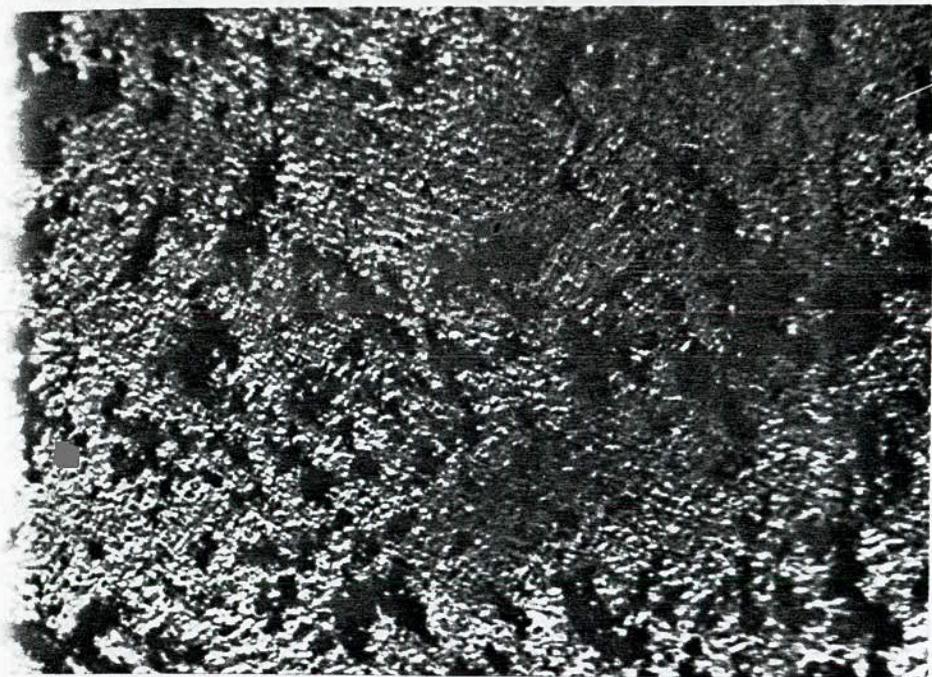


170 °c , 8h
c - Alliage III



180 °c , 8h
d - Alliage IV

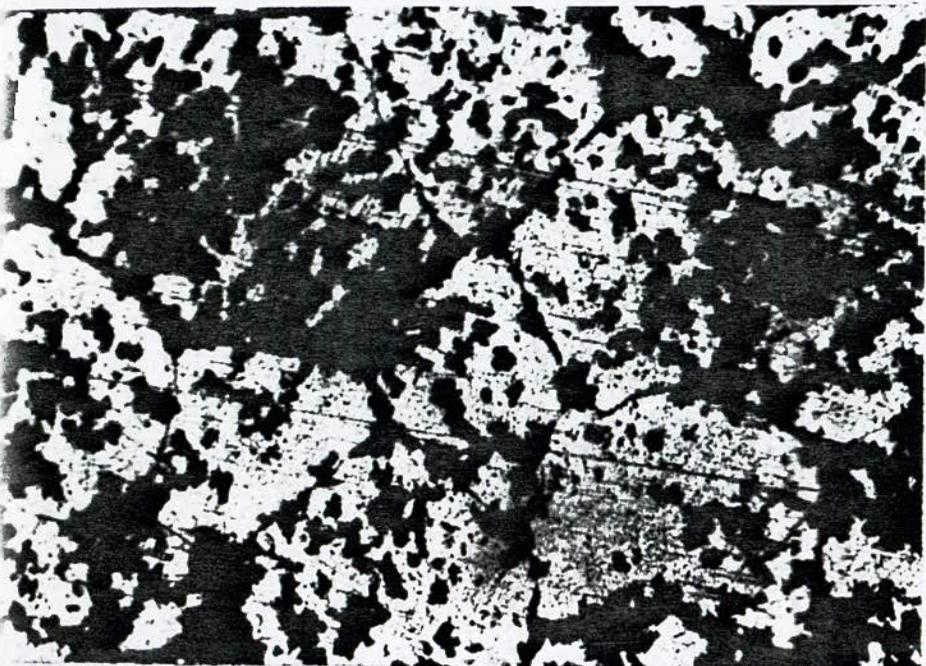
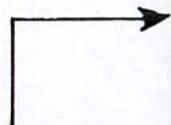
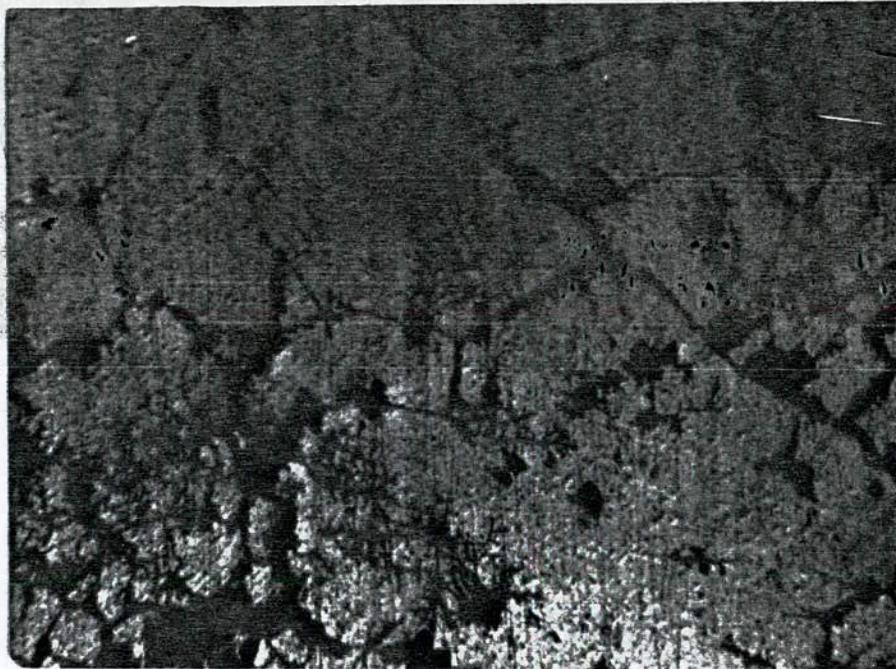
Figure A



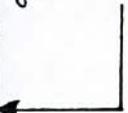
150 °c ; 10 h
e-Alliage V



160 °c ; 10 h
f-Alliage VI



170 °c ; 10 h
g-Alliage VII



180 °c ; 10 h
h-Alliage VIII



Figure A

EFFETS DES CONDITIONS DE REVENU ET DE LA COMPOSITION SUR LE DURCISSEMENT.

41 EFFET DES CONDITIONS DE REVENU :

Les conditions de revenu (TEMPERATURE, TEMPS, VITESSE DE REFROIDISSEMENT) ont été choisies sous forme d'un compromis. En effet, il fallait :

- Des conditions de revenu pour ce type d'alliages.
- Des conditions expérimentales disponibles.
- De la courte durée d'étude.

Ces considérations expliquent le choix d'un refroidissement à l'air calme sous atmosphère normale. (ce qui est d'ailleurs proche de la réalité), et de la durée de revenu limitée à 8 Heures et 10 Heures.

411 EFFETS DE LA TEMPERATURE DE REVENU :

On constate que la durée des alliages contenant 0,6 % de Silisium, augmenté de façon quasi linéaire avec la température de revenu, l'accroissement est faible (1 point pour 10°C environ). A une

Température de Revenu donnée, la dureté est plus élevée pour

l'alliage contenant le taux en magnésium le plus élevée (figure $C_{1 \rightarrow 5}$) au fur et à mesure que le taux en silisium augmente dans l'alliage le durcissement s'accroît ceci est révélé par le taux d'accroissement de la dureté (Figure D).

La comparaison des différentes figures $C_{1 \rightarrow 5}$ montrent une tendance à la stabilisation de la dureté dans les alliages contenant moins de 1,4 % de silisium. Par contre la dureté des alliages à 1,4 % de silisium est croissante continuellement. D'autre part, pour les alliages dont le taux en silisium est inférieur ou égal à 1 % l'accroissement est plus marqué pour un taux en magnésium élevée.

412 EFFET DU TEMPS DE REVENU :

Les résultats montrent une augmentation de la dureté lorsque la durée de maintien est prolongée à une température de revenu donnée. Les figures montrent un durcissement à 10 Heures supérieur à celui correspondant à un maintien de 8 Heures. L'écart de dureté n'excède pas 8 Points quelque soit la composition de l'alliage. Cet écart est constant au différentes températures pour certains alliages et variable pour d'autre une étude détaillée des courbes montre

Tableau IV - les valeurs de Dureté des Alliages
Trempe Révnu.

- charge Appliquée : 60 kgf

- Bille en acier de diamètre : $D = 3.175$ mm

Temps (h)	8				10			
DURETÉ	HRH				HRH			
Alliages T (°C)	150	160	170	180	150	160	170	180
I	38.2	40.3	46.0	44.8	44.0	49.3	51.9	42.6
II	41.4	46.3	54.0	52.5	48.3	56.0	59.1	50.3
III	43.5	52.2	60.3	59.1	49.9	61.0	64.1	56.7
IV	47.9	58.2	68.0	66.8	54.9	67.2	72.0	64.8
V	53.5	64.3	79.9	78.0	62.2	78.6	82.0	75.8
VI	42.1	48.1	52.5	51.2	52.0	57.9	59.9	48.7
VII	47.2	54.4	60.2	58.6	55.2	62.1	64.3	55.9
VIII	49.0	60.1	67.2	66.0	58.0	69.9	72.9	63.8
IX	55.0	68.1	76.0	74.2	66.1	78.6	82.0	71.9
X	62.8	77.9	86.6	84.1	73.9	85.8	90.1	82.6

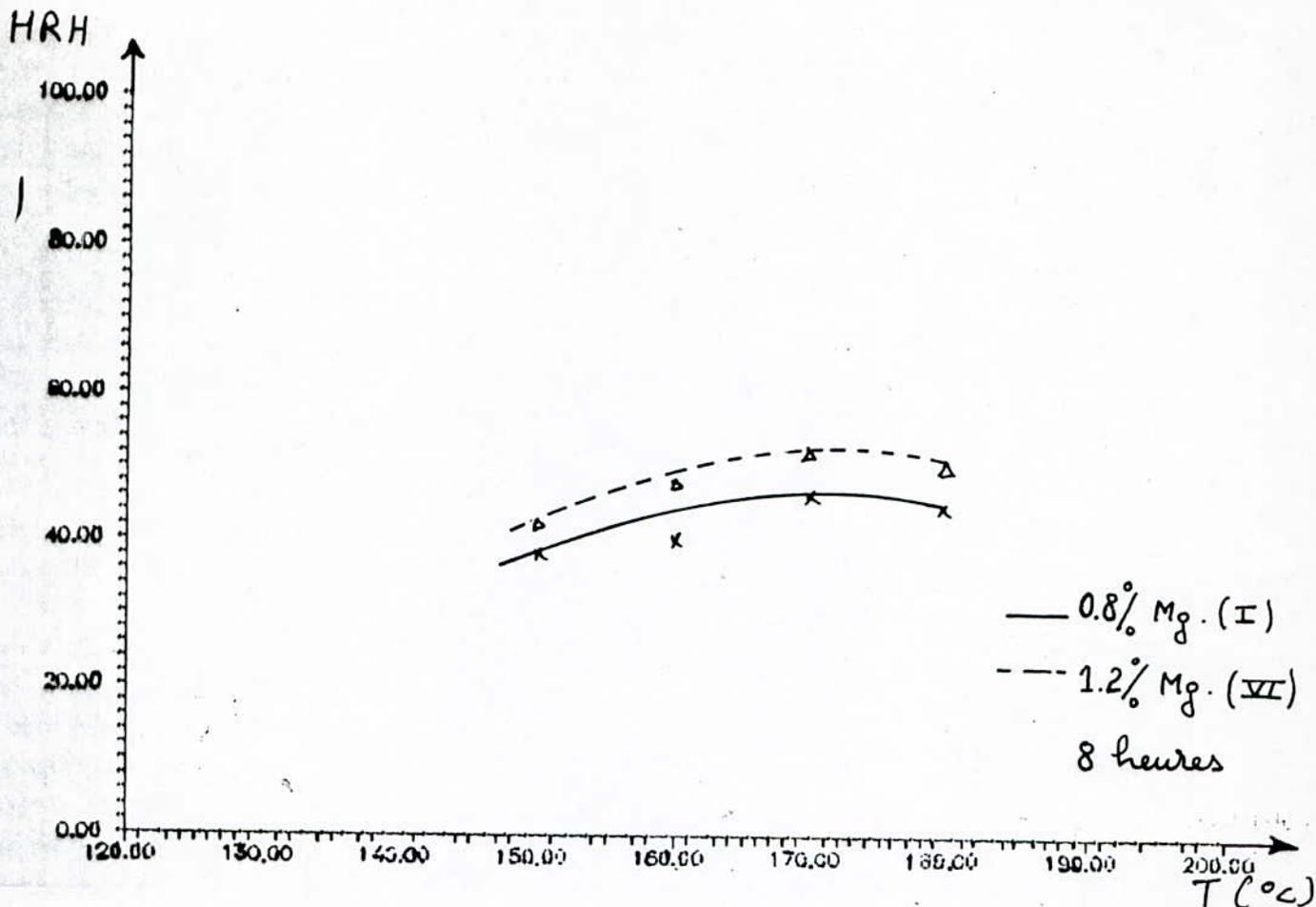


Figure C₁

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour les alliages (I) et (VI)

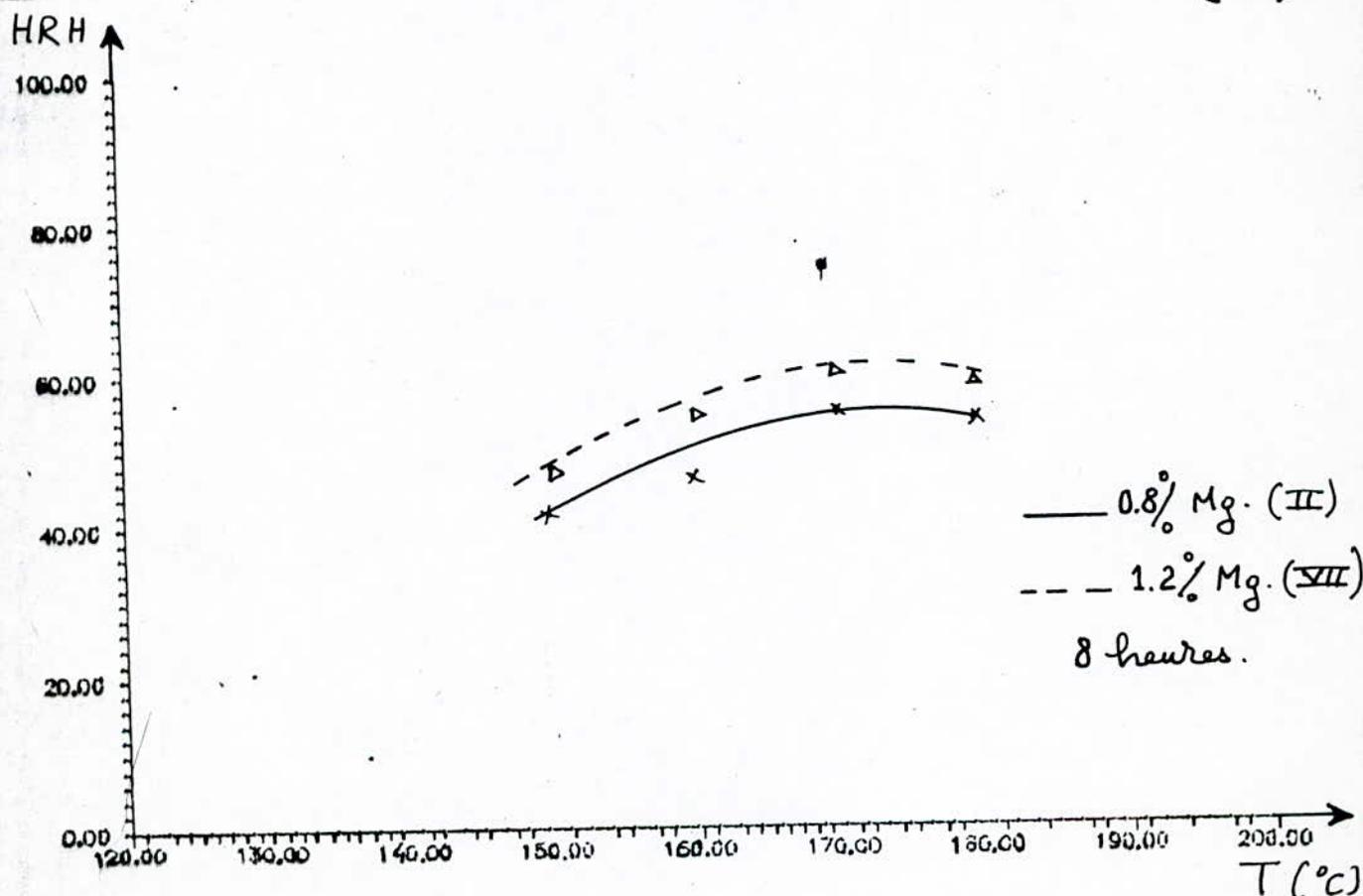


Figure C₂

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour les alliages (II) et (VII)

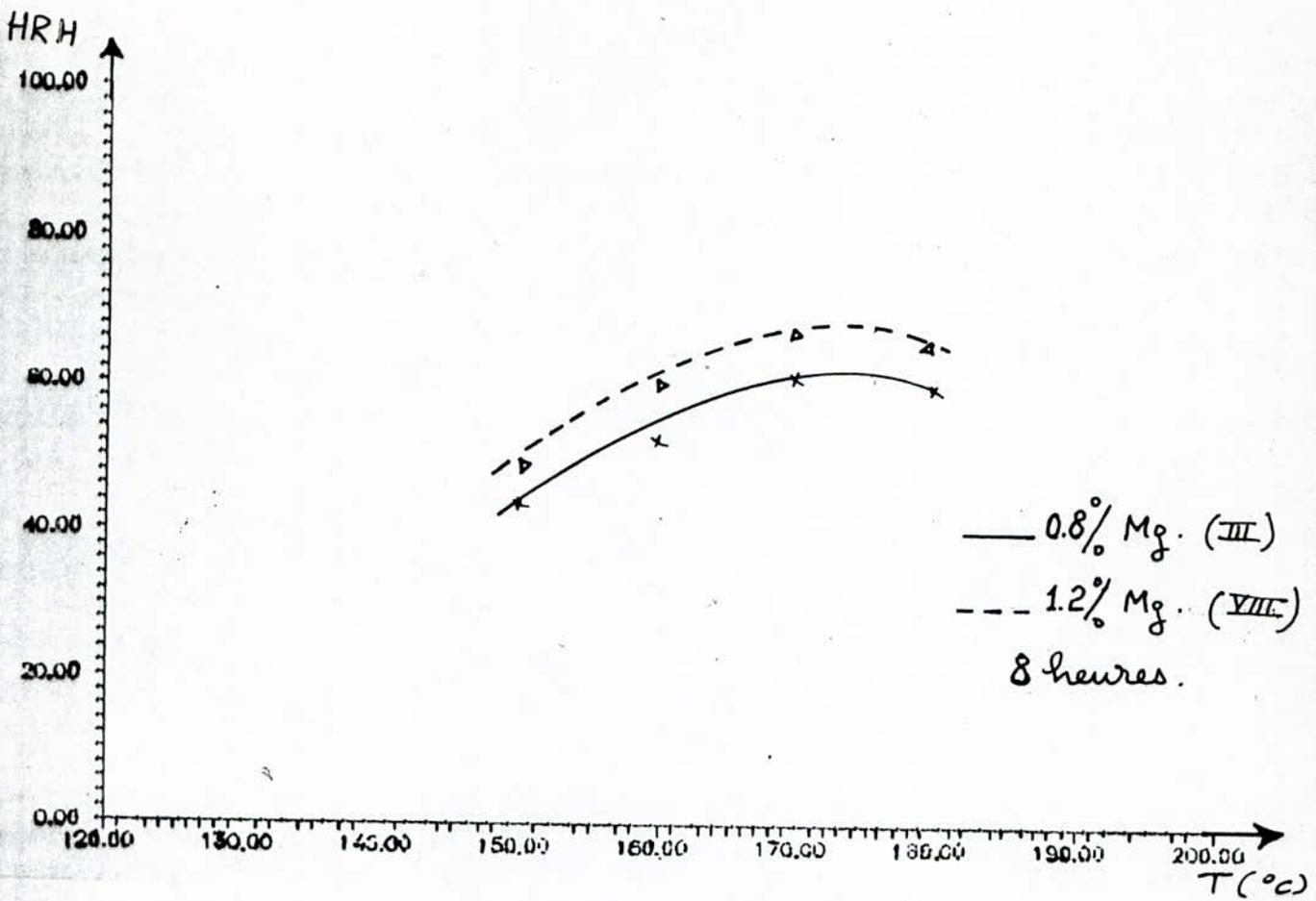


Figure C₁

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour les alliages (III) et (VIII).

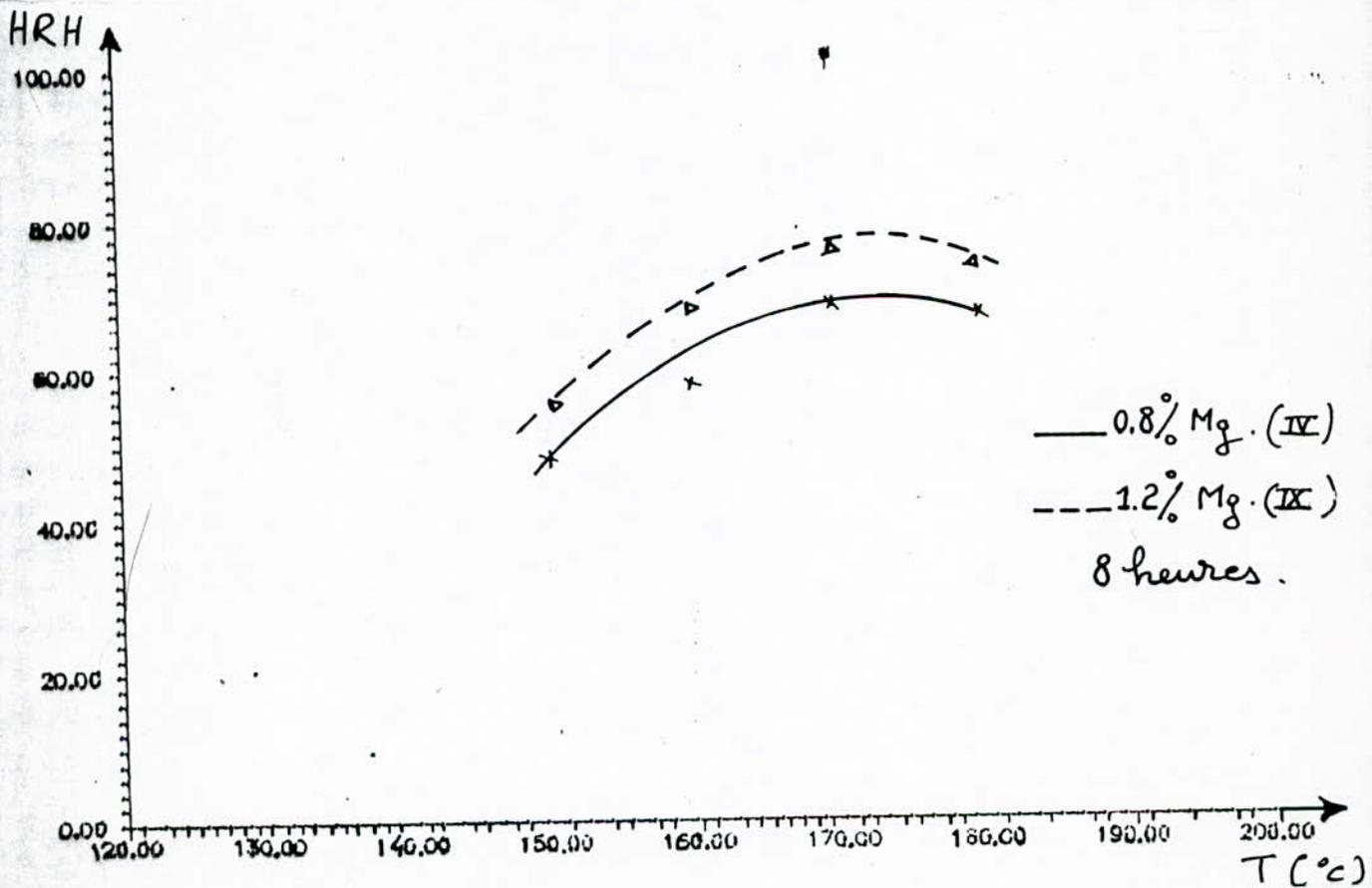


Figure C₄

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour les alliages (IV) et (IX).

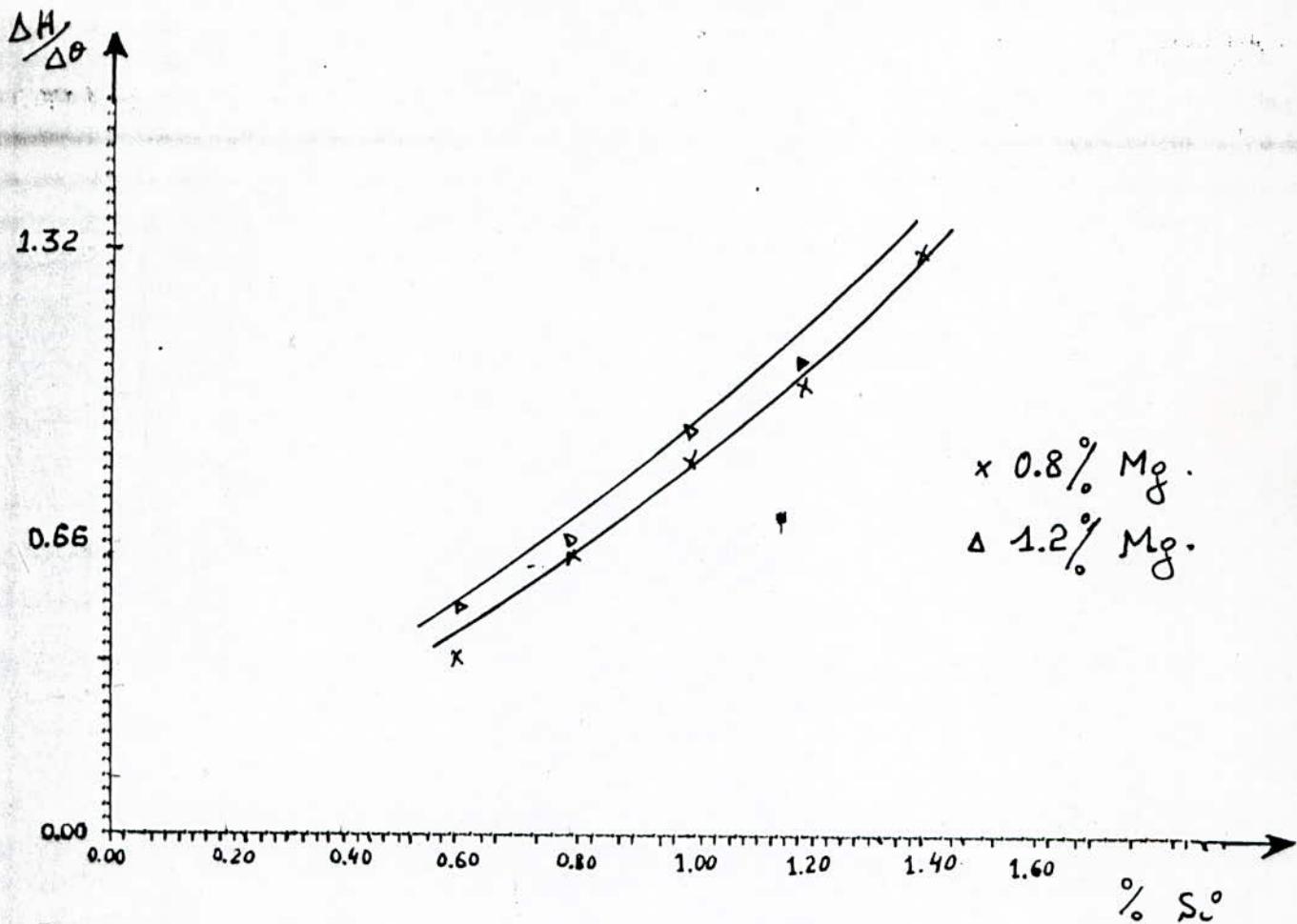


Figure D - EFFETS DU SILICIUM ET DU MAGNESIUM SUR L'ACCROISSEMENT DE LA DURETÉ.

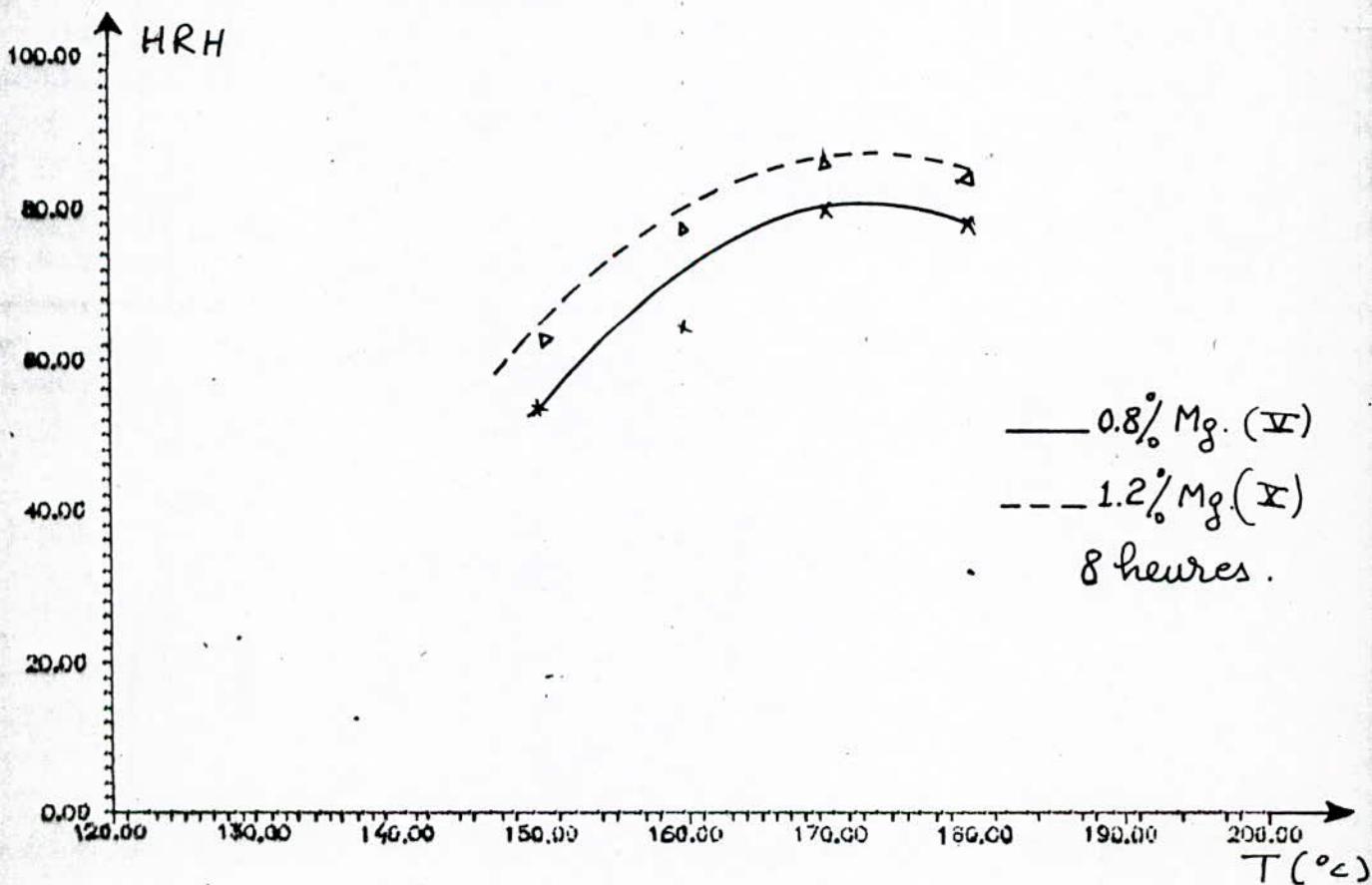


Figure C5 - Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour les alliages (X) et (Δ)

qu'il n'y a pas de corrélation entre la variation de l'écart de la dureté avec la composition on peut donc estimer qu'un prolongement de DEUX Heures à une température de revenu donnée provoque un accroissement de 6 à 8 point de dureté environ.

4.1 EFFETS CONJUGUÉS DE LA TEMPÉRATURE ET DU TEMPS DE REVENU :

Ces deux paramètres agissent de façon complémentaire, la limitation à deux durées de maintien ne nous a pas permis d'étudier le durcissement au cours du temps de maintien.

Mais en générale pour une température élevée. Le temps de maintien doit être le plus court possible et l'inverse pour les faibles température.

4.2 EFFETS DE LA COMPOSITION CHIMIQUE :

SILICIUM ET MAGNESIUM.

Afin d'étudier les effets des éléments d'alliages silicium et magnésium nous avons choisi un intervalle de composition qui comprend les alliages pouvant être mis en solution solide monophasée à haute température, et dont le taux globale en silicium et en magnésium se situe entre 1,4 % et 2,20 % ceci afin d'étudier les effets conjugués de ces DEUX Eléments.

EFFETS DU SILICIUM :

L'addition du silicium engendre un durcissement type exponentiel ou parabolique (figure $F_{1 \rightarrow 2}$). Le durcissement est d'autant plus important, que la température est élevée. Pour les taux en silicium inférieurs à 1,00 %. La variation de la dureté est linéaire. Au delà elle devient parabolique jusqu'à ce stabilisé pour diminuer légèrement, après un passage par un maximum. L'écart de dureté est approximativement constant pour les alliages contenant moins de 1,00 % en silicium. Un prolongement du maintien au cours du revenu augmente le durcissement de l'alliage (Figure $F_{1 \rightarrow 2}$). L'accroissement de la dureté augmente régulièrement avec le taux en silicium (Figure D).

EFFETS DU MAGNESIUM :

Pour le même taux en silicium, la dureté est plus élevée si l'alliage contient plus du magnésium. L'addition de cette élément ne provoque pas de bouleversement dans le comportement de l'alliage, il accentue le phénomène. Ceci est montré par l'allure des courbes obtenues (Figure F_3). Dans les mêmes conditions de revenu et pour un taux constant en silicium l'accroissement de la dureté engendré par l'addition en magnésium est de ..

HRH

100.00

80.00

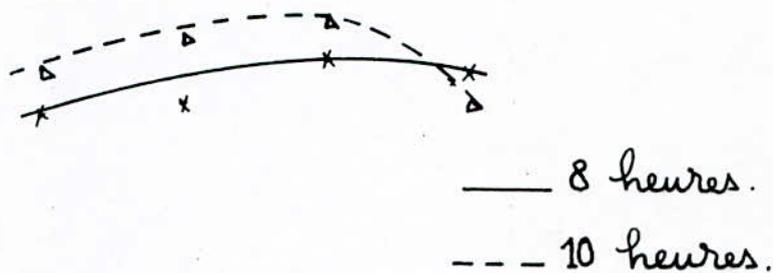
60.00

40.00

20.00

0.00

120.00 130.00 140.00 150.00 160.00 170.00 180.00 190.00 200.00

 $T(^{\circ}C)$ Figure E₁

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (I)

HRH

100.00

80.00

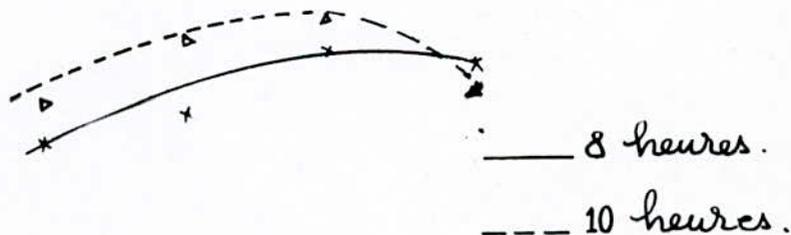
60.00

40.00

20.00

0.00

120.00 130.00 140.00 150.00 160.00 170.00 180.00 190.00 200.00

 $T(^{\circ}C)$ Figure E₂

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (II)

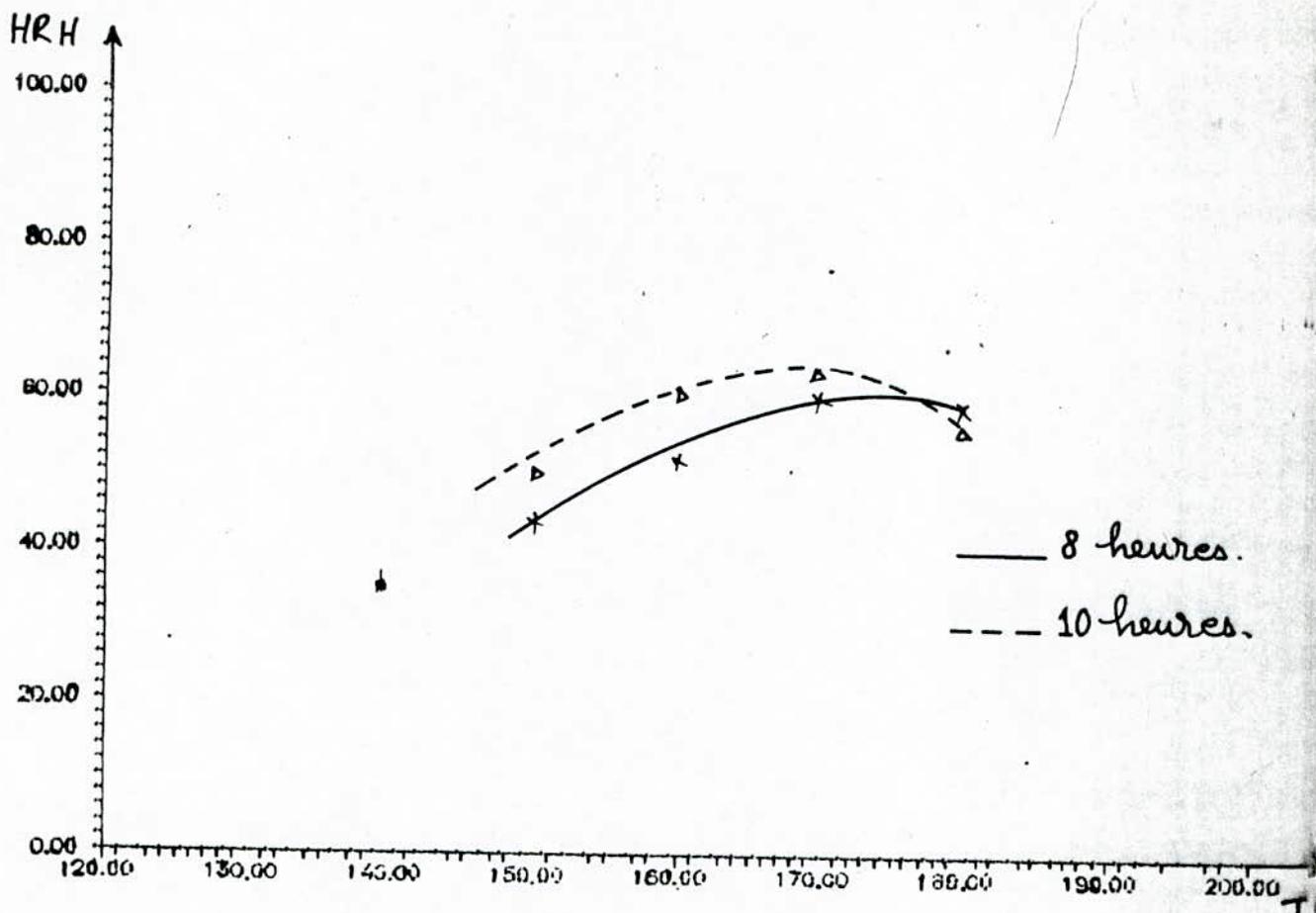


Figure E₃

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (III)

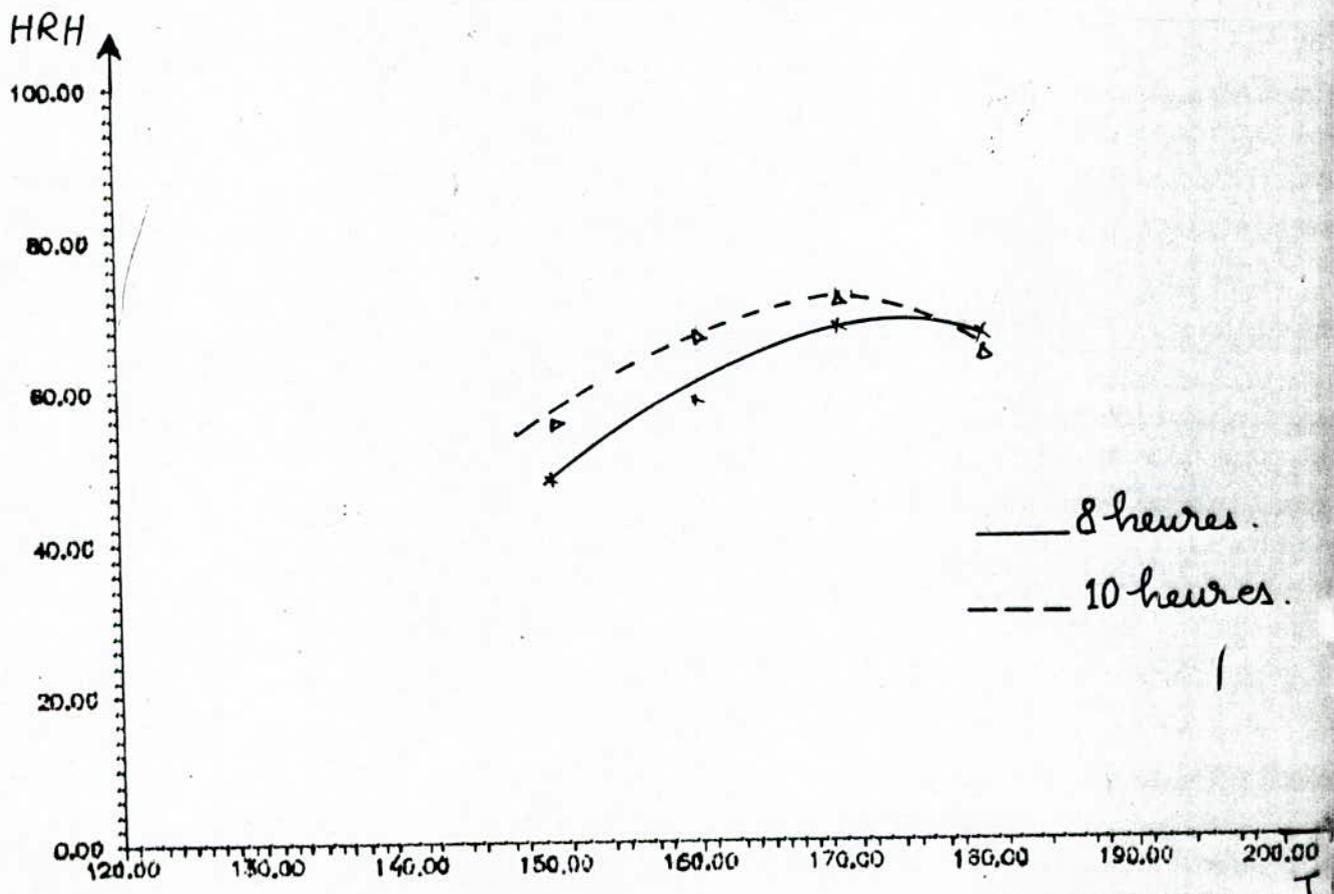


Figure E₄

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (IV)

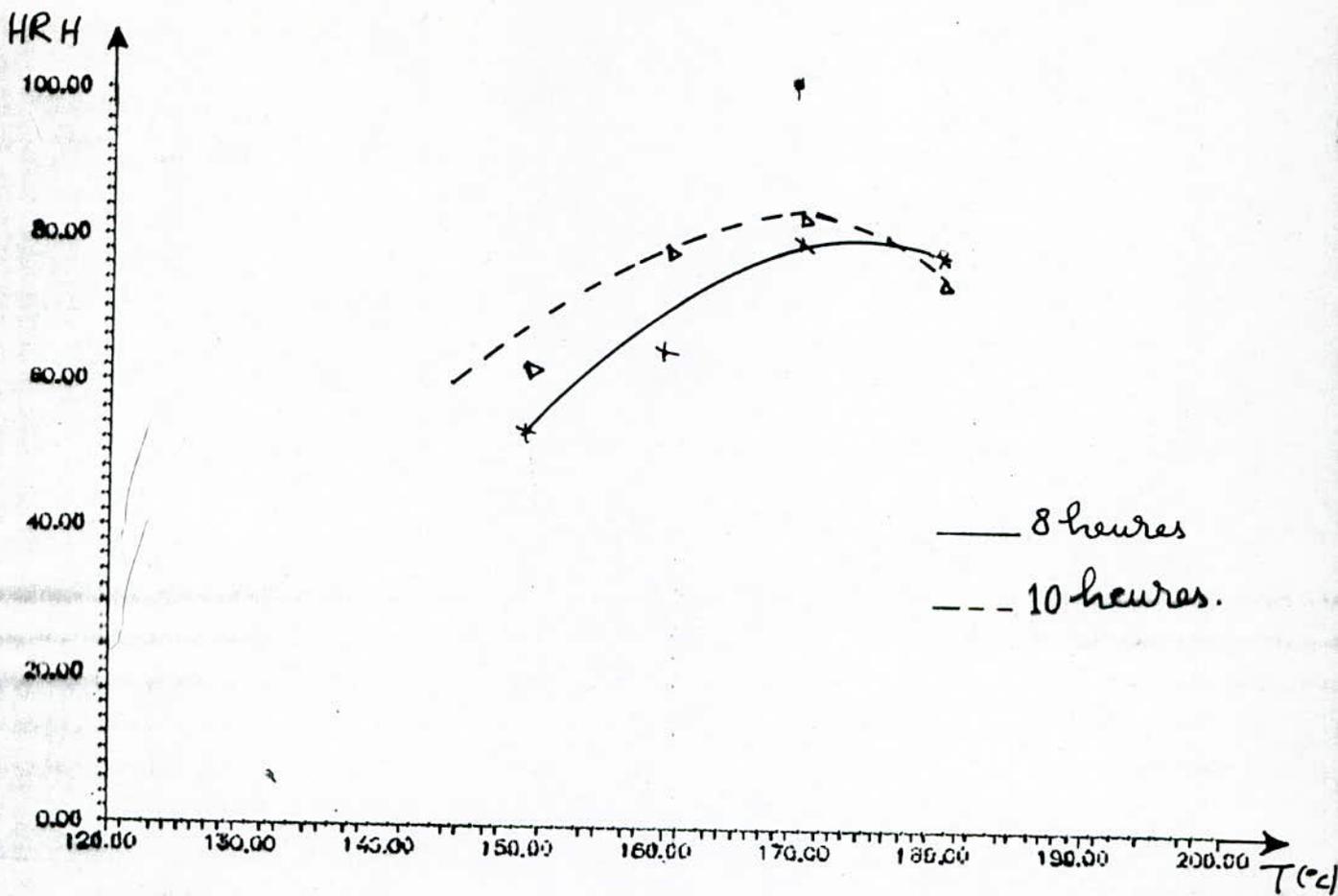


Figure E₅

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (V)

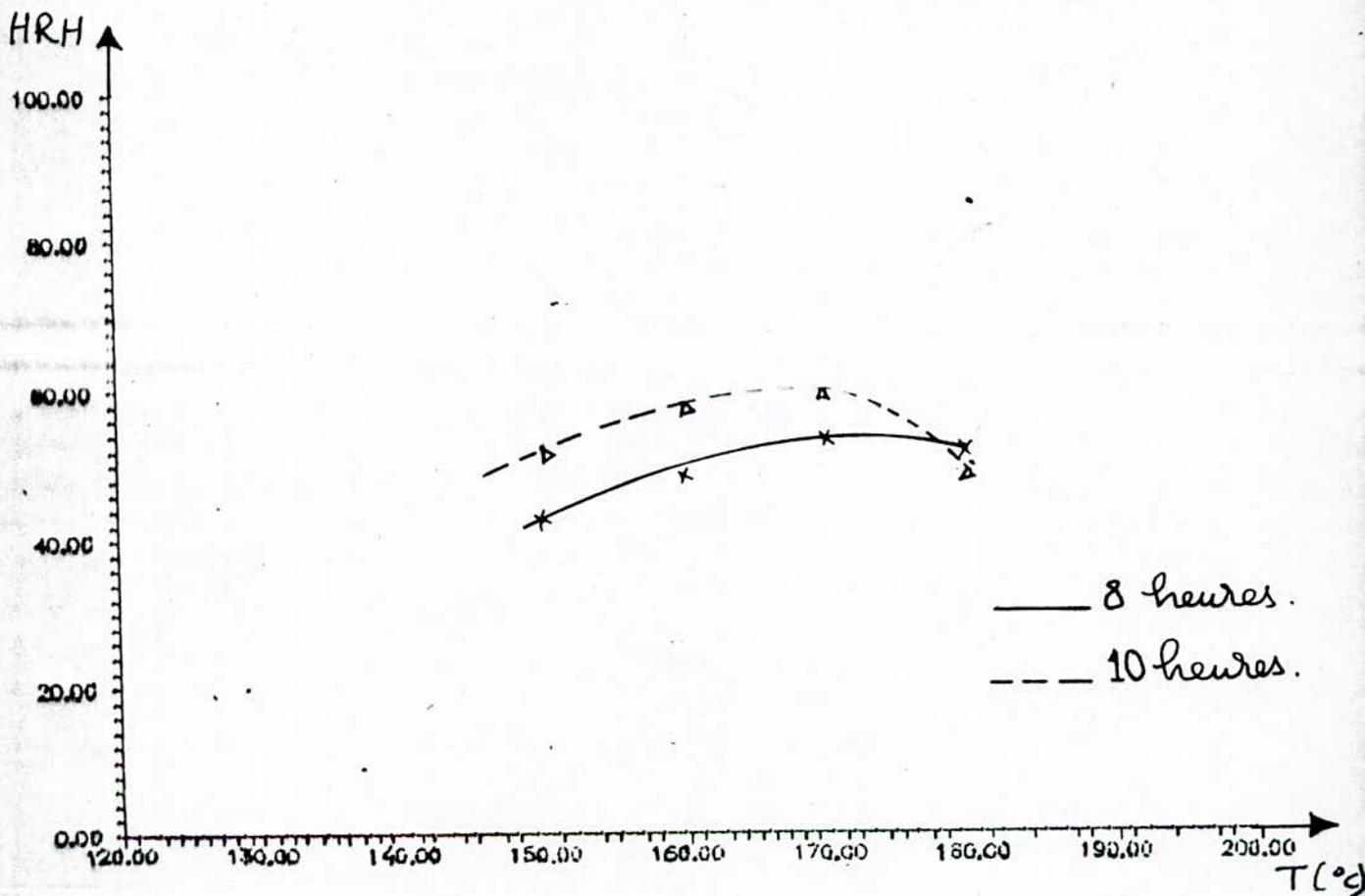


Figure E₆

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (VI)

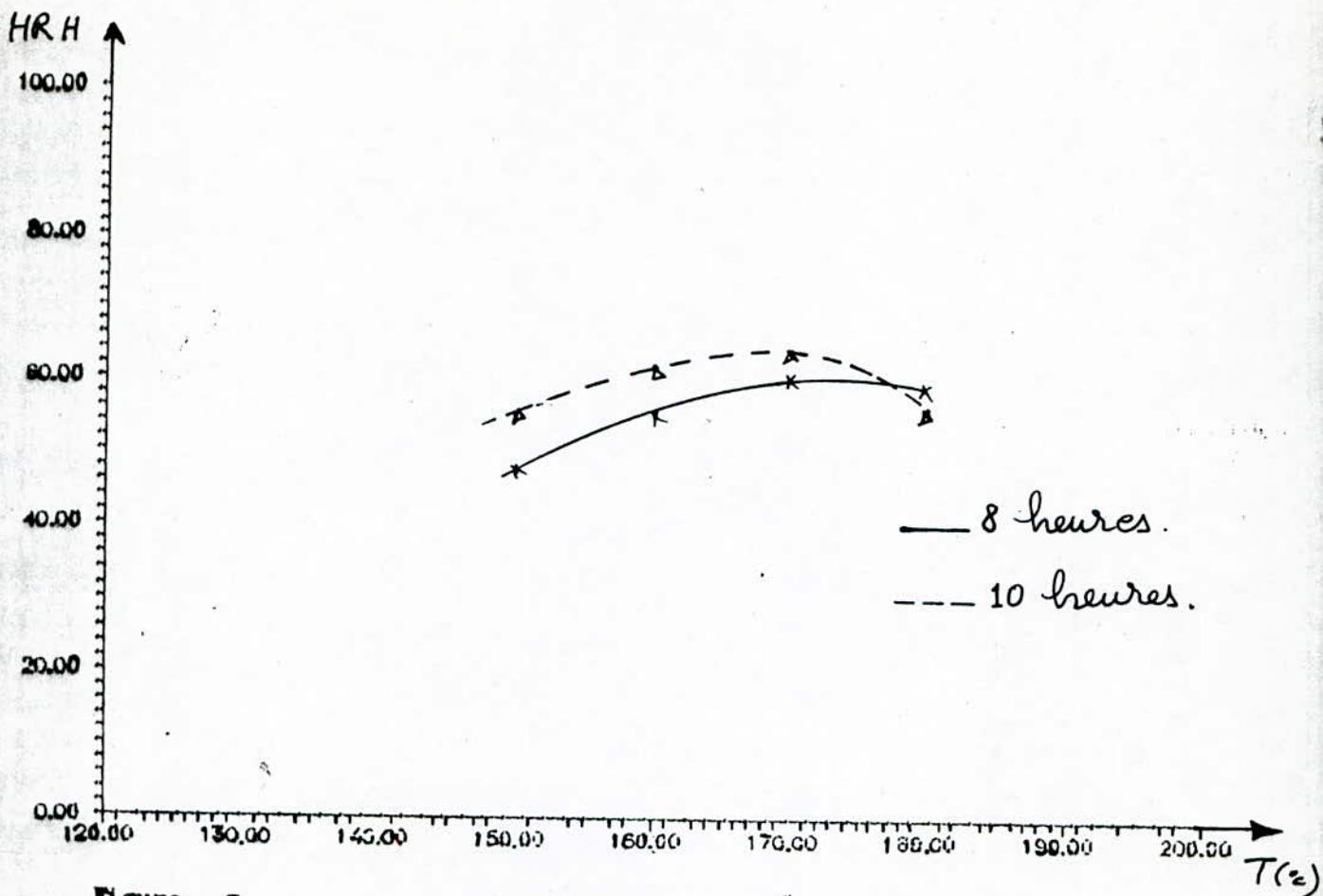


Figure E₇

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (VII)

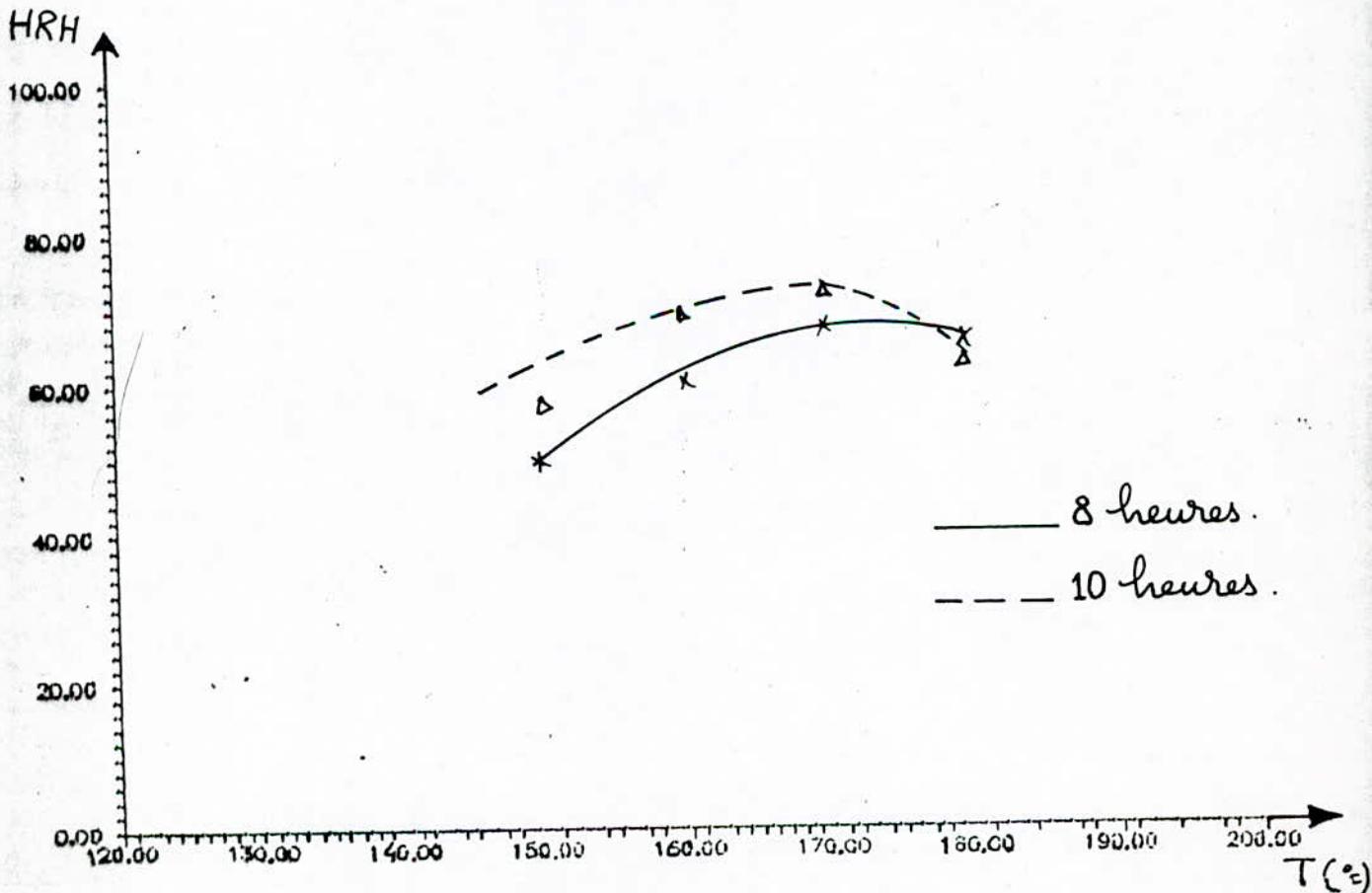


Figure E₈

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (VIII)

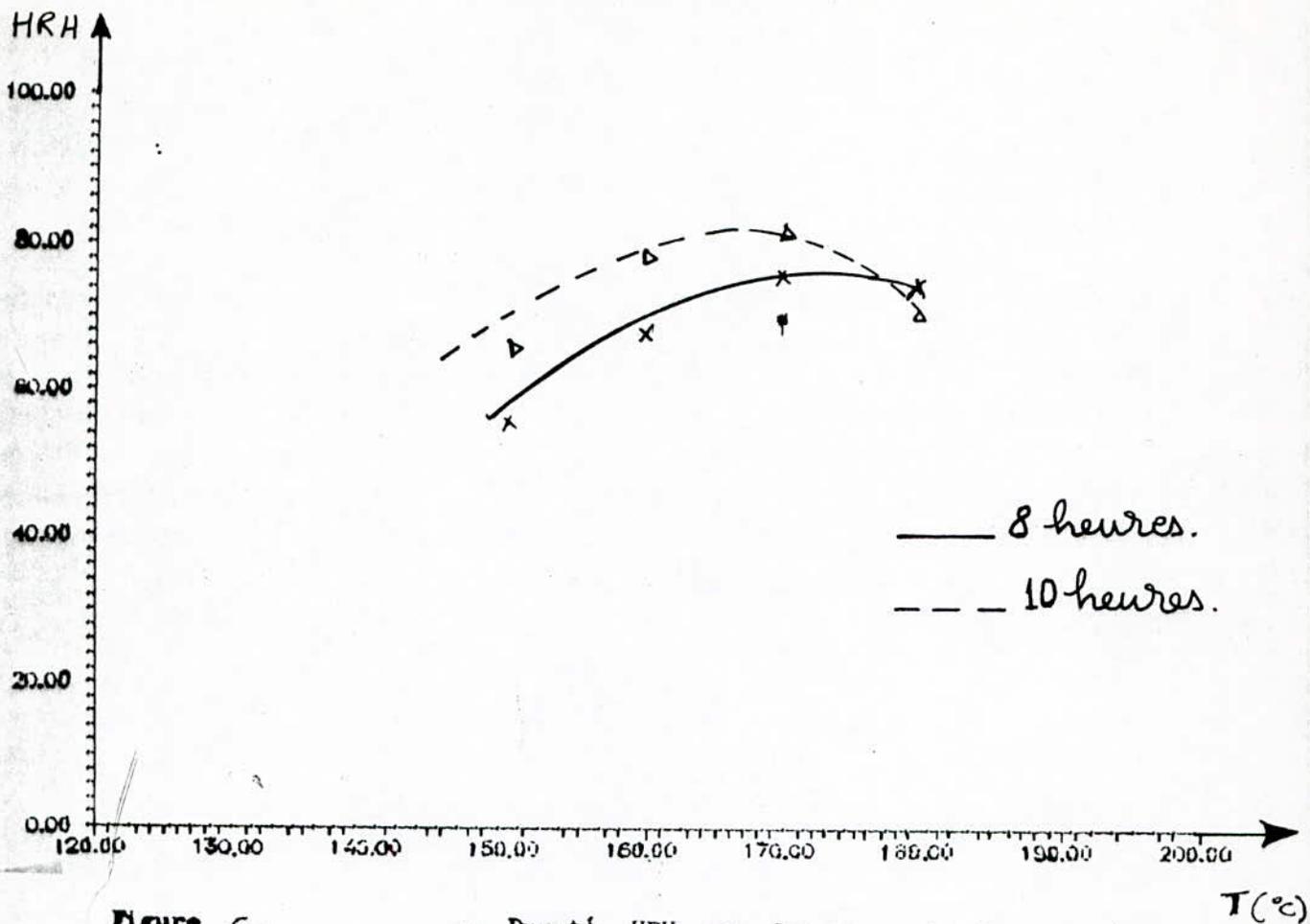


Figure E₉

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (IX)

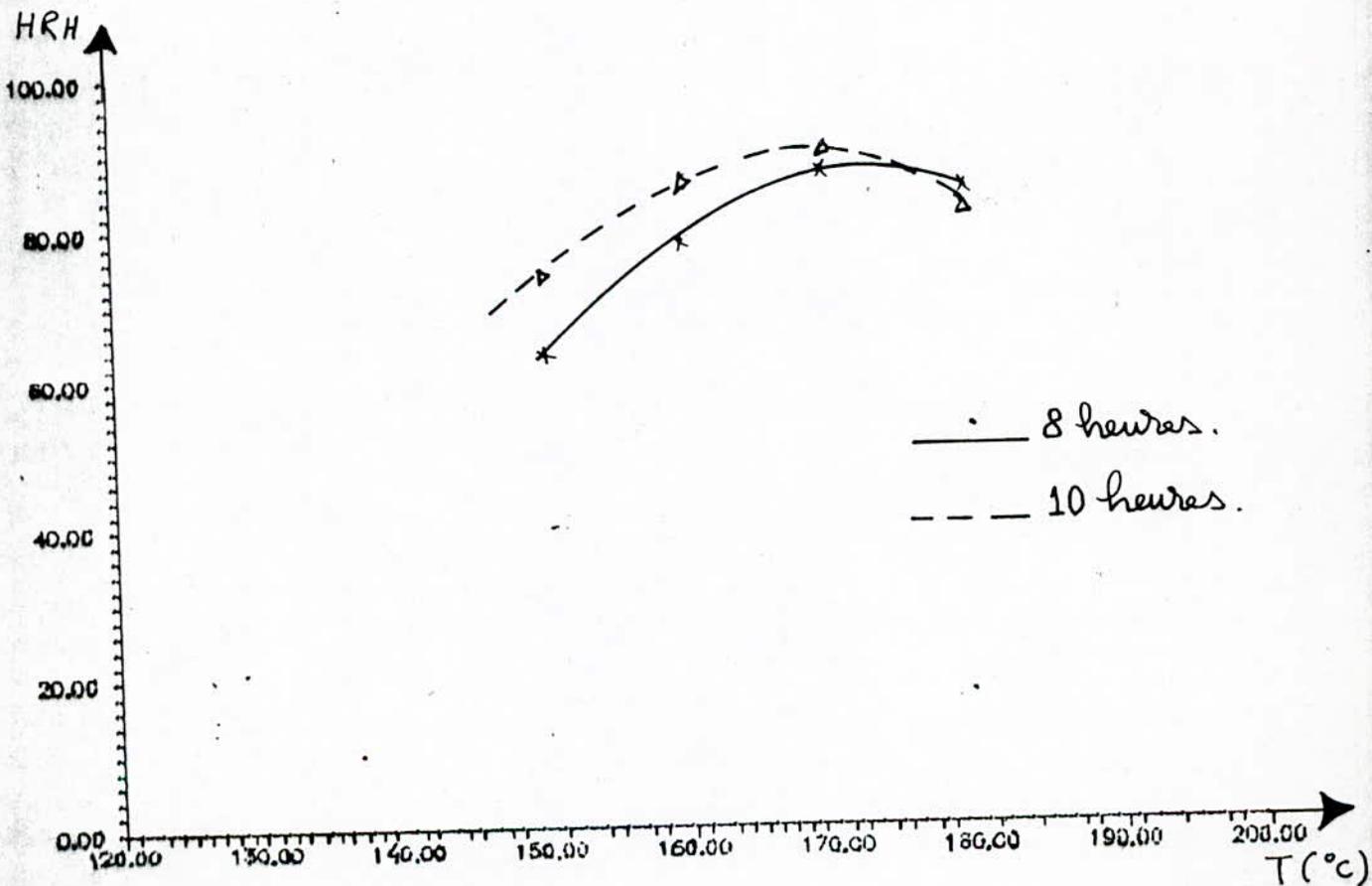


Figure E₁₀

- Dureté HRH en fonction de la température de revenu pour l'alliage (X)

3 - EFFETS CONJUGUES DU SILICIUM ET DU MAGNESIUM :

D'après les résultats obtenus, on constate que les effets de ces DEUX éléments sur le durcissement des alliages sont complémentaires la figure F_2 montre que dans les mêmes conditions de revenu, la dureté augmente continuellement avec le taux globale en magnésium et en silicium. D'autre part l'accroissement de la dureté augmente de façon régulière avec le taux (Mg + Si) (Figure D).

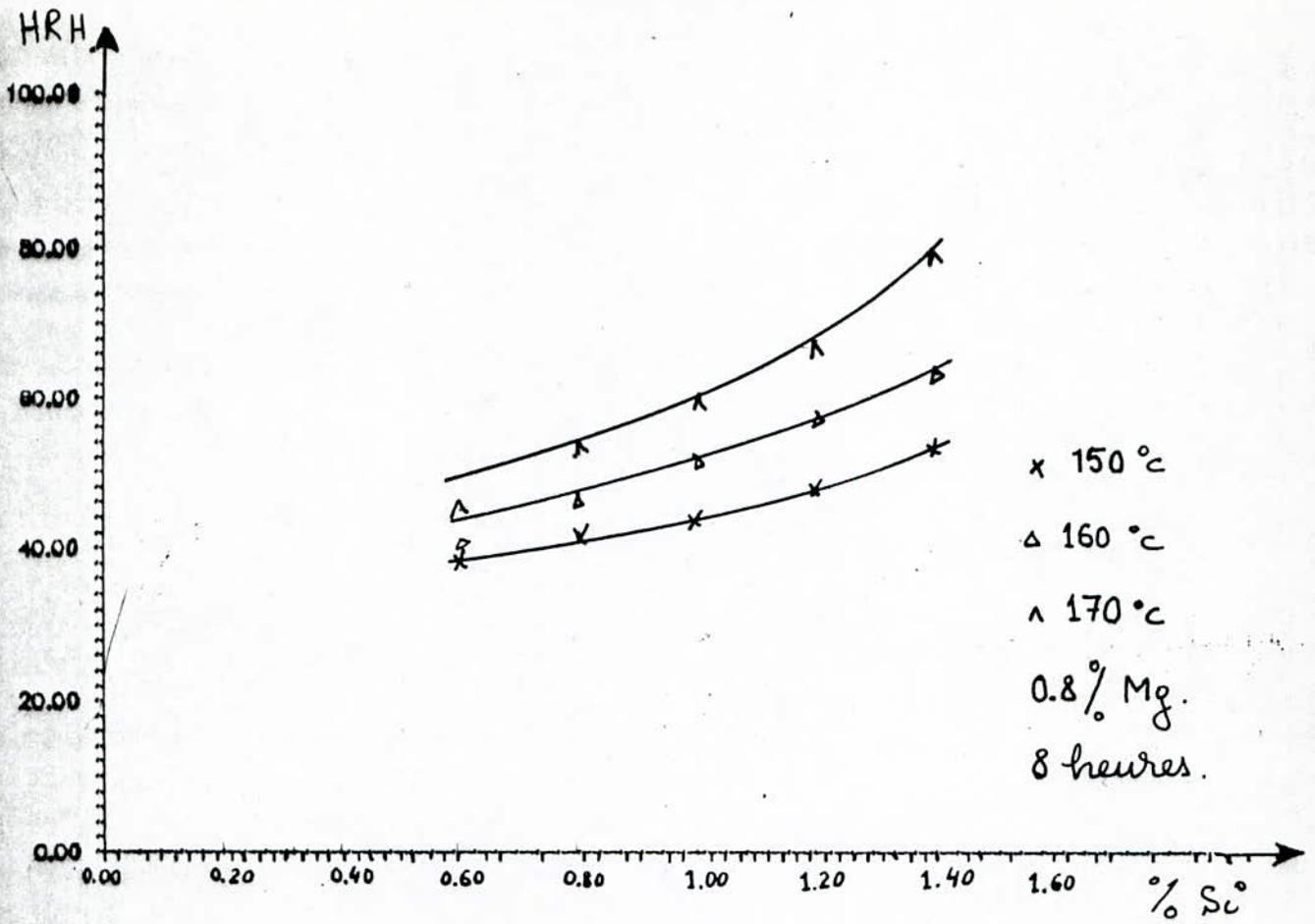


Figure F₁

- Dureté HRH en fonction du (% Si en masse)

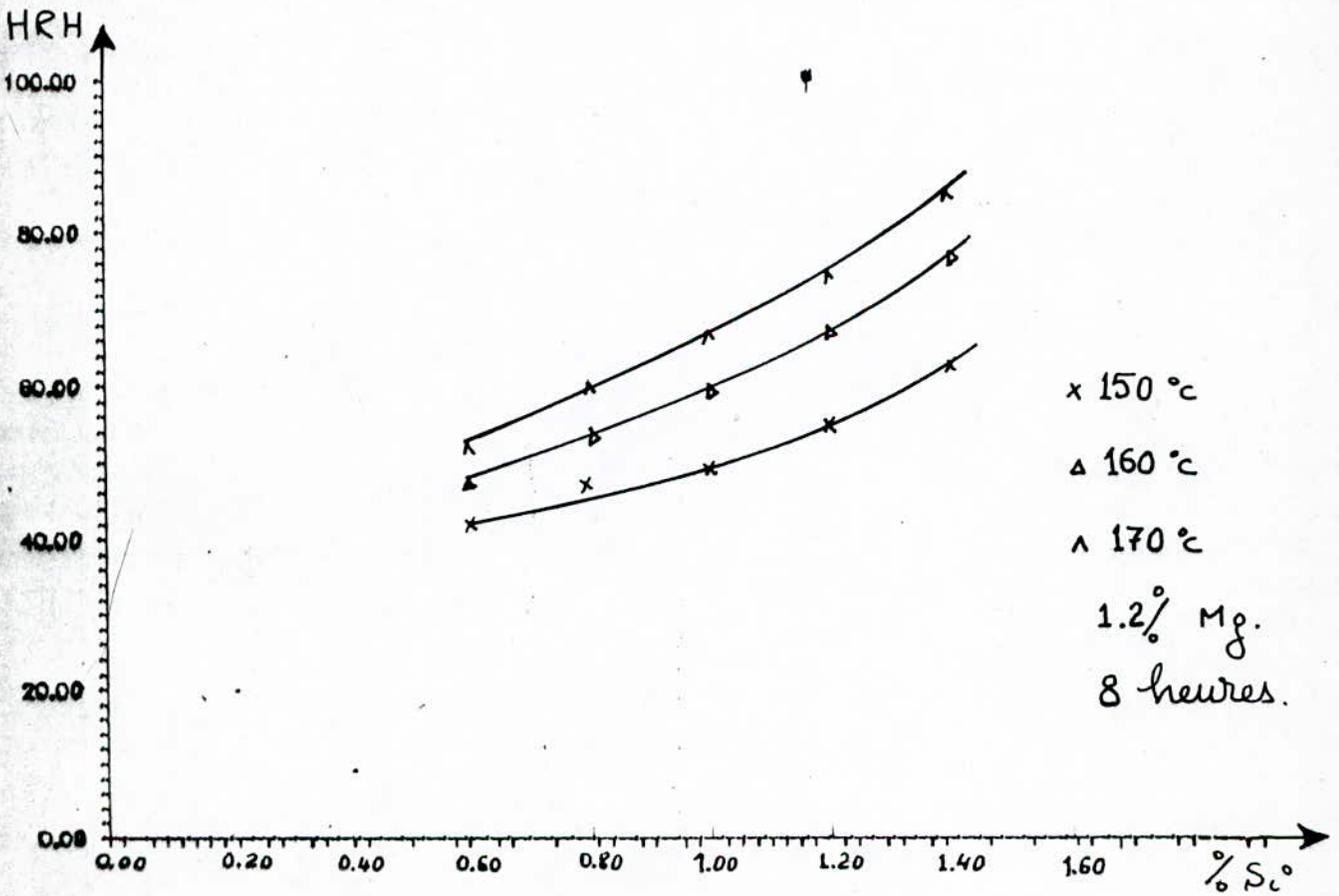


Figure F₂

- Dureté HRH en fonction du (% Si en masse).

CHAPITRE V

- INTERPRETATIONS GENERALES.

5.1 LA PRECIPITATION:

L'étude que nous avons effectuée montre que pour les traitements thermiques de revenu appliqués (de 150°C à 180°C). La précipitation du composé Mg₂ si sous une forme de palquettes ou de particules réparties dans les grains et surtout dans les joints, et celle de silicium sous forme de monocristaux de taille relativement importante répartis dans les joints. Cette précipitation obéit à une loi du type Johnson-Mehl est contrôlée par la diffusion selon les mécanismes de la germination et croissance. Elle engendre des contraintes dans la structure et sera responsable du durcissement par interaction avec les dislocations et d'un adoucissement par grossissement et coalescence des précipités. Plus la précipitation est fine et poussée plus le durcissement est important plus les particules sont grossières plus la chute de la dureté est significative.

5.2. EFFET DES CONDITIONS DU TRAITEMENT DE REVENU:

Les dix alliages étudiés subissent un durcissement au cours du maintien à une température allant de 150°C. Ce durcissement étant engendré par une précipitation qui aboutira à une phase intermétallique Mg₂ si totalement incohérente avec la matrice de structure cubique à faces centrées. La cinétique de la réaction est décrite par une loi type Johnson-Mehl. Favorisée donc par la température et le temps de maintien. Aux basses températures de revenu (150°C et 160°C) la précipitation des phases transitoires non détectable par observation directe, mais par mesure de la dureté de la phase. Plus la température et la durée de maintien sont élevées plus la précipitation est importante en nombre et en taille des précipités.

Comme le durcissement est causé par la franchissement par contournement et par cisaillement de ces précipités par les dislocations. ceci explique le comportement des différents alliages la tendance à la stabilisation aux températures élevées peut être expliquée par les phénomènes de la relaxation des contraintes et la diminution de la densité des dislocations .

5.3 EFFET DE LA COMPOSITION CHIMIQUE:

Le silicium et le magnésium agissent favorablement sur le durcissement des alliages étudiés. Pour les alliages contenant 0,8% de magnésium, le taux Mg_2Si est constant et égale à 1,26% , mais le taux de silicium libre augmente avec le taux en silicium globale (figure). dans l'alliages contenant 0,6% si et 1,2% de Mg, il y'a un excès de magnésium de 0,174% ,avec un taux de Mg_2Si de 1,63% pour les alliages contenant un taux en silicium supérieur à 0,6% et un taux constant en magnésium égale à 1,2% le taux en Mg_2Si est constant et égale à 1,896% mais l'excès en silicium libre est croissant avec le taux en silicium globale (figure).

En plus de la précipitation de Mg_2Si le durcissement est accrue par la précipitation de cristaux de silicium .En plus de l'effet chimique, l'effet de taille joue un rôle important. Les rayons des atomes sont importants ($1,42A^\circ$ pour AL; $1,77A^\circ$ pour Mg; $1,72A^\circ$ pour si). Les structures sont différentes ce qui explique la faible solubilité de ces éléments dans l'aluminium et donc le durcissement lors de la précipitation.

CONCLUSION

Notre étude a été consacrée aux phénomènes de durcissement structural dans les alliages d'aluminium de type Al-Mg-Si de la série 6000. Nous nous sommes intéressés à l'influence des paramètres, température et temps de revenu ainsi qu'à la composition (silicium magnésium).

Les résultats obtenus montrent que le processus de durcissement est très dépendant de ces paramètres. Nous pouvons ainsi choisir les conditions pour obtenir des caractéristiques optimales. Ce travail pourra être continué et amélioré par l'utilisation de moyens plus adéquats parmi lesquels nous citons:

- Un four à induction sous vide
- Des moyens d'investigation comme la microscopie électronique et l'analyse radiocristallographique.
- Des essais mécaniques de traction.

A N N E X E S

DESIGNATION CONVENTIONNELLE DES ETATS DE LIVRAISON.

CAS DES PRODUITS CORROYES : LA DESIGNATION EST FIXEE PAR LA NORME NF 102 - 006 (NOVEMBRE 1970) QUI DISTINGUE CINQ ETATS FONDAMENTAUX QU'IL EST IMPORTANT DE RAPPELER :

- F : ETAT BRUT DE LIVRAISON.
- O : ETAT RECUIT.
- W : ETAT TREMPE NON STABILISE.
- T : ETAT DURCI PAR TRAITEMENT THERMIQUE.
- H : ETAT ECROUI ET EVENTUELLEMENT, PARTIELLEMENT ADOUCI.

L'ETAT T COMPORTE LES SUBDIVISIONS SUIVANTES :

- T1 - REFROIDI APRES TRANSFORMATION A CHAUD ET MURI.
- T3 - MISE EN SOLUTION SEPARÉE, ECROUI ET MURI.
- T4 - MISE EN SOLUTION SEPARÉE ET MURI.
- T5 - REFROIDISSEMENT APRES TRANSFORMATION A CHAUD ET REVENU.
- T6 - MISE EN SOLUTION ET REVENU.
- T7 - MISE EN SOLUTION SEPARÉE ET SUR-REVENU.
- T8 - MISE EN SOLUTION SEPARÉE, ECROUI ET REVENU.
- T9 - MISE EN SOLUTION SEPARÉE, REVENU ET ECROUI.
- T10 - REFROIDI APRES TRANSFORMATION A CHAUD, REVENU ET ECROUI.
- T11 - REFROIDI AVEC TRANSFORMATION A CHAUD, ECROUI ET MURI.
- T12 - REFROIDI APRES TRANSFORMATION A CHAUD, ECROUI ET REVENU.

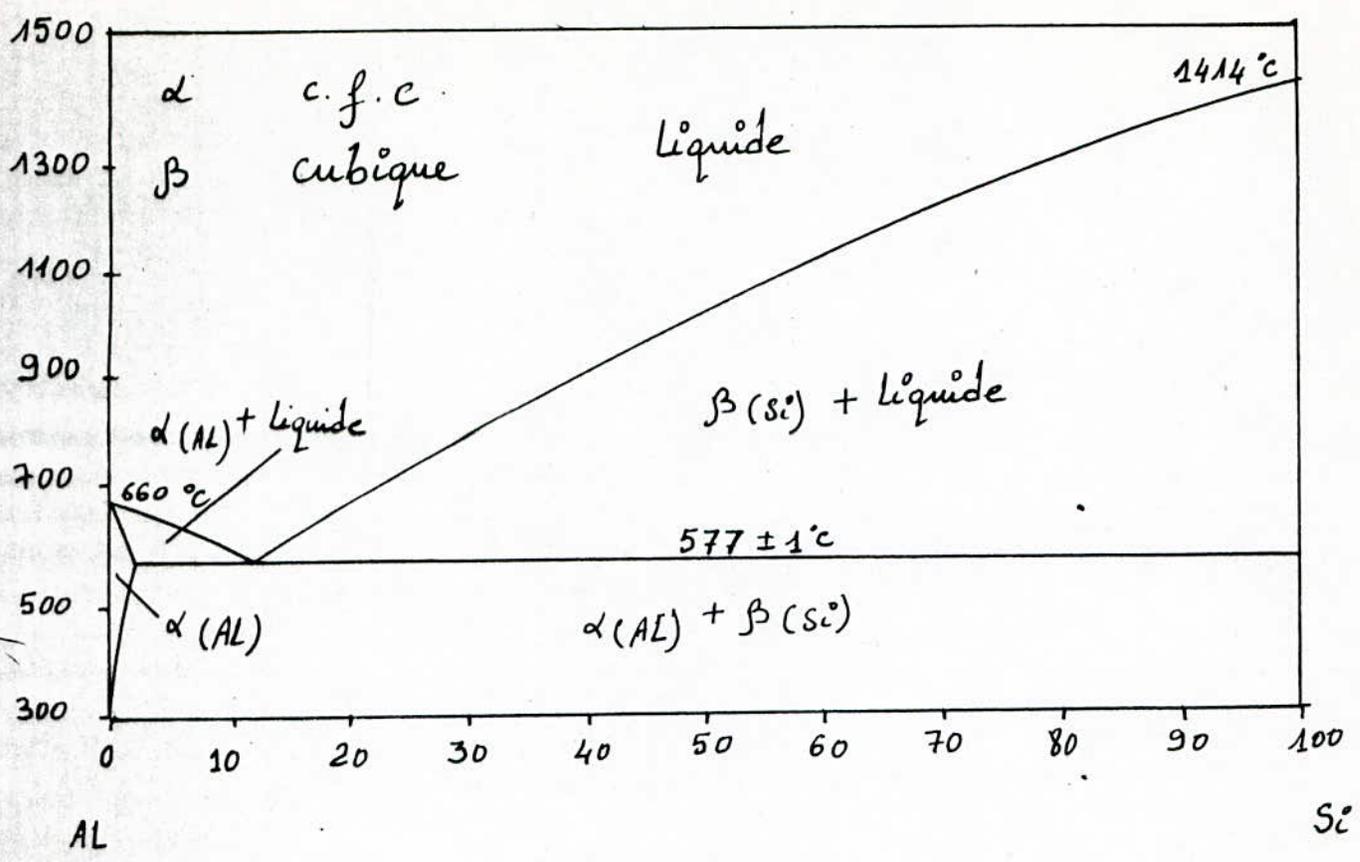
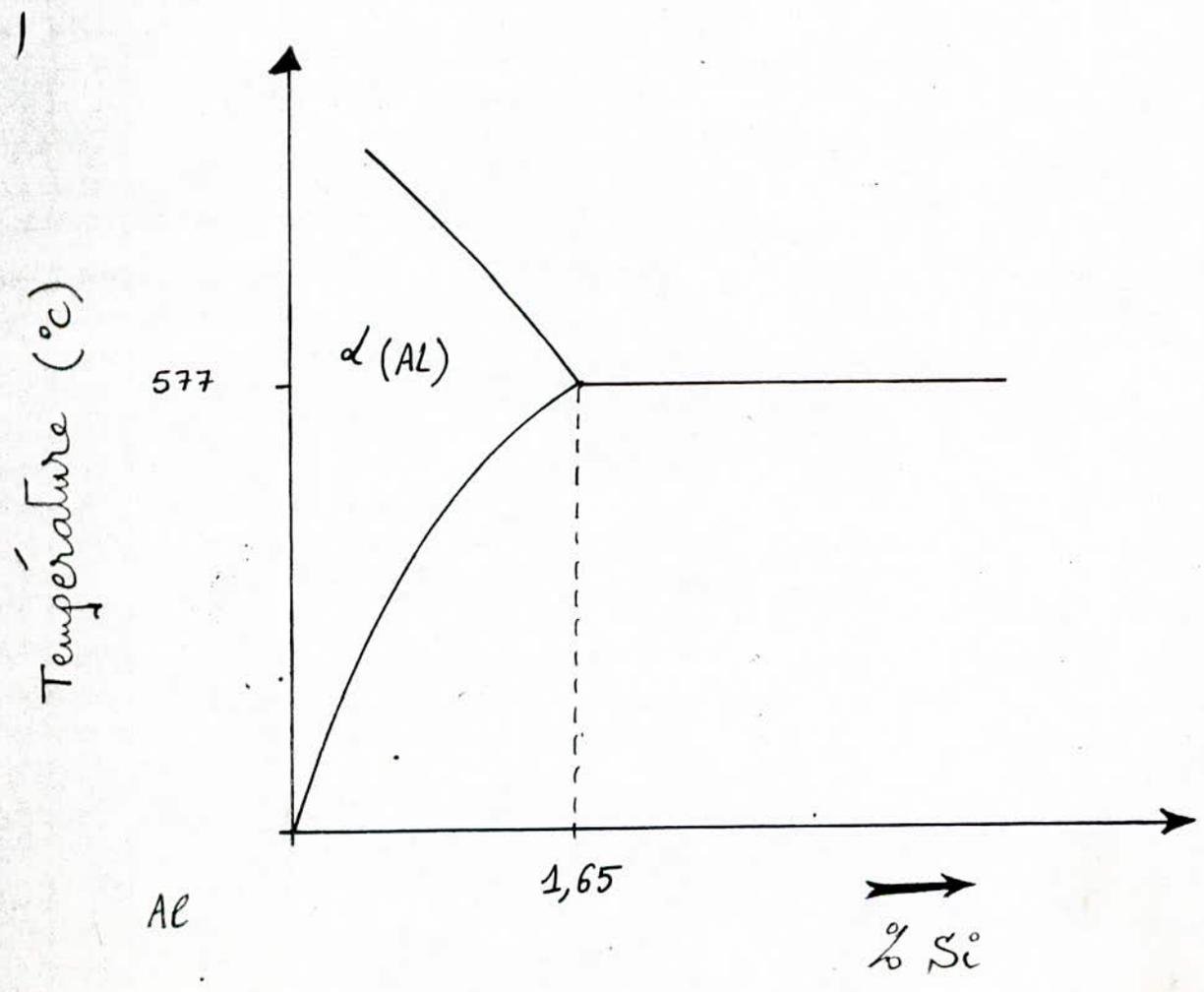


Figure Diagramme d'équilibre AL-Si



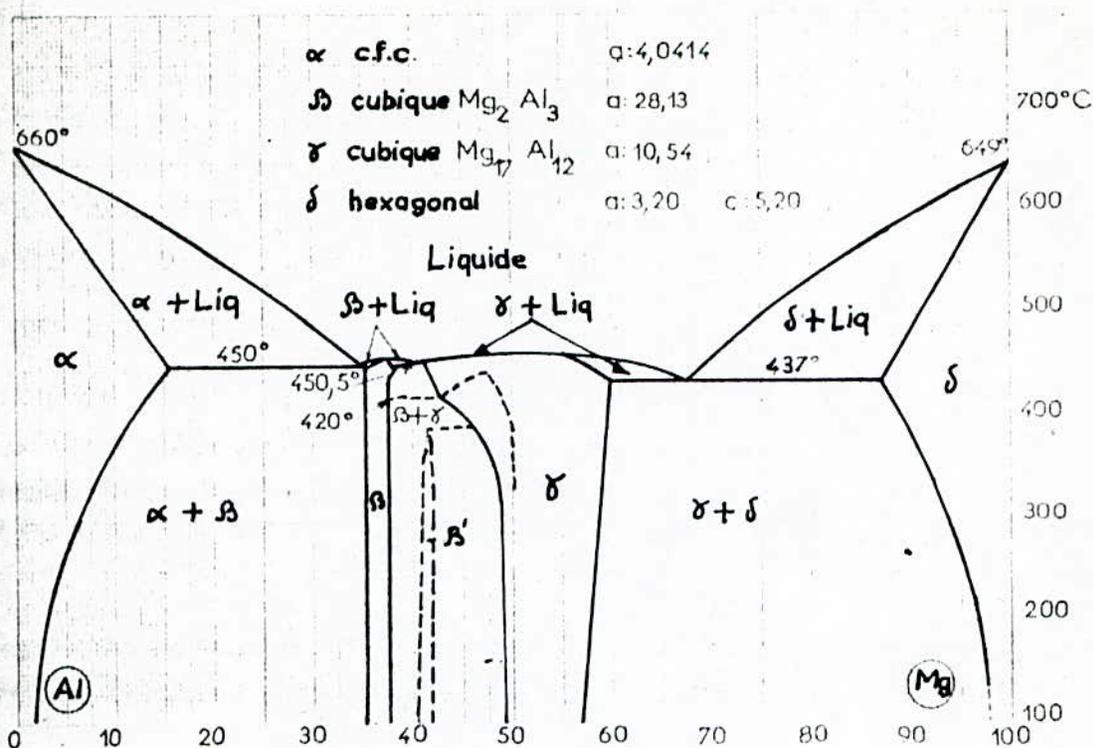
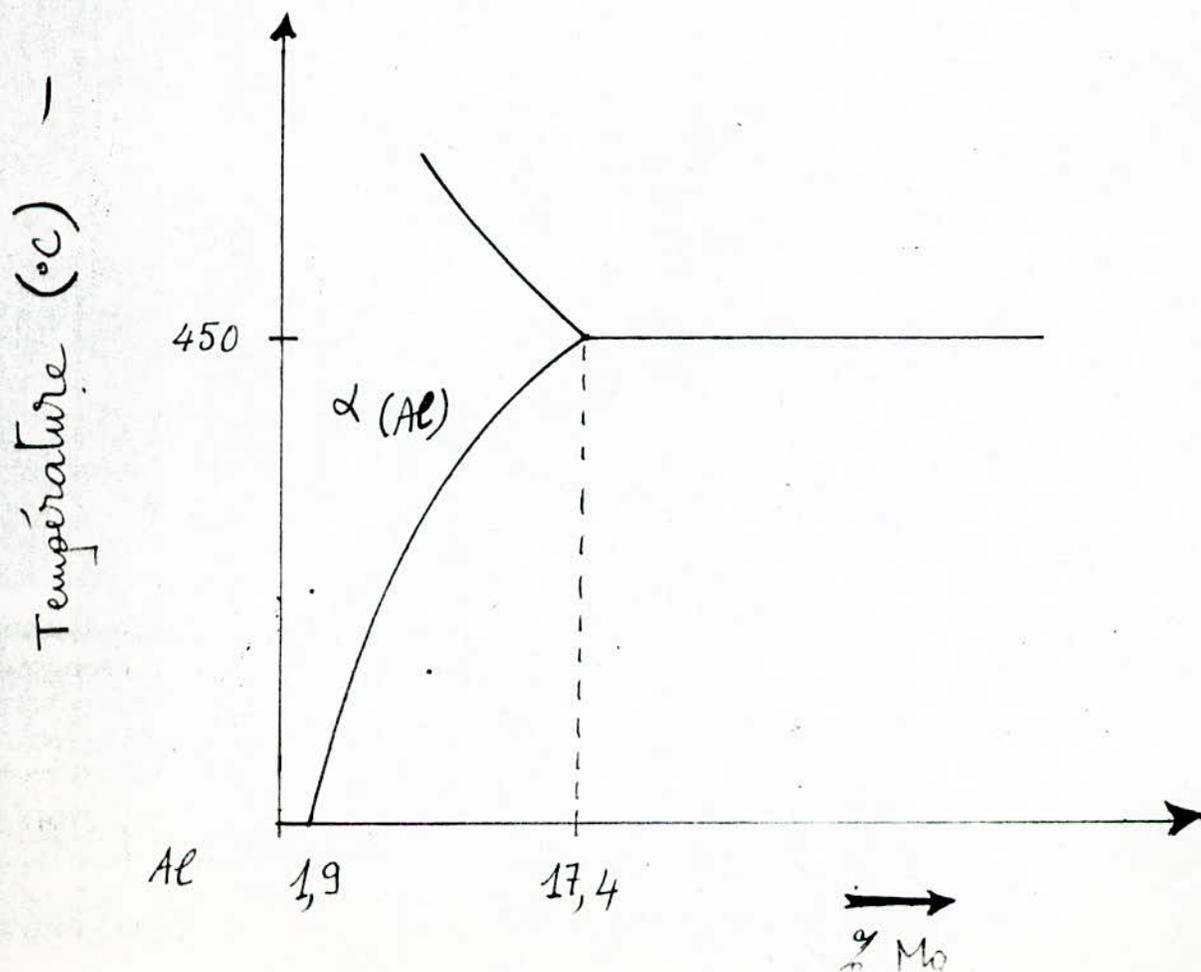


Figure Diagramme d'équilibre Al-Mg



- B I B L I O G R A P H I E -

- 1) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 1290 - R - DEVELAY (1990).
- 2) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 1291 - R - DEVALAY (1990).
- 3) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 442.
- 4) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 443.
- 5) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 1292 - R - DEVELAY (1990).
- 6) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 440.
- 7) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 245.
- 8) - TECHNIQUES DE L'INGENIEUR - M 123 - D - FRANCOIS (1990).
- 9) - REVU TRAITEMENT THERMIQUE - N° 216 (1988).
- 10) - REVU TRAITEMENT THERMIQUE - N° 212 (1987).
- 11) - REVU TRAITEMENT THERMIQUE - N° 204 (1986).
- 12) - REVU FONDERIE - FONDEUR D'AUJOURD'HUI - N° 59 (1986).
- 13) - REGARD A L'INTERIEUR DE L'ALUMINIUM - ALTENPOHL.
- 14) - ALUMINIUM TOME - 1,2.
- 15) - METALLURGIE GENERALE - BENARD.
- 16) - METALLURGIE SPECIALE - HERENGUEL.