

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

الدراسة الوطنية المتعددة التخصصات
المكتبة - BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

S U J E T

DURCISSEMENT PAR SOLUTION SOLIDE
ET PAR PRECIPITATION D'ALLIAGES
D'ALUMINIUM DES CLASSES
AL - MG - SI ET AL - ZN - MG

Proposé par :

K . ABADLI

Etudié par :

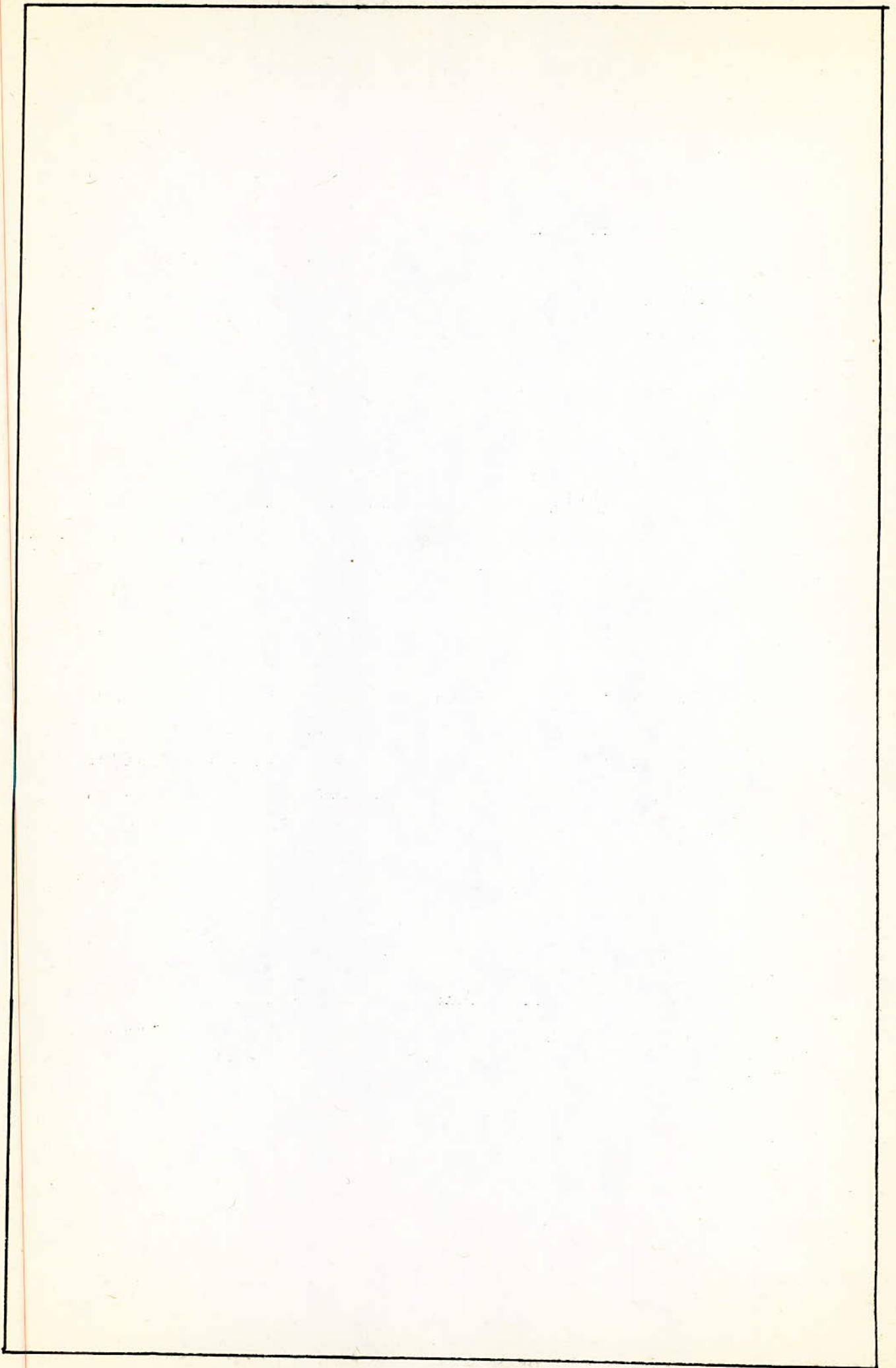
Z - BOUMERZOUG

D.Y - BABAAMER

Dirigé par :

K . ABADLI

PROMOTION : Juin 1989



D E D I C A C E S

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Je dédie ce travail à :

- Ma mère.
- La mémoire de mon père.
- Mon frère et mes soeurs.
- Ma grand-mère.
- Tous ceux qui me sont chers.

Y.BABAAMER.

- A mes chers parents.
- A mes frères et soeurs.
- A tous mes amis

Je dédie ce modeste travail.

Z.BOUMERZOUG.

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

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Nous tenons à remercier vivement :

- Notre promoteur Monsieur K.ABADLI pour sa précieuse aide et ses conseils avertis, aussi pour la bonne ambiance dans laquelle a été accompli ce travail.
- Monsieur NGUYEN pour son appui et ses conseils avertis.
- Monsieur BENBRAIKA pour son aide précieuse.
- Messieurs CHAABANE, NOURI, BOJKARI et toutes les personnes de l'UFR de Rouiba qui nous ont aidé.
- Messieurs AMRAOUI, BOJDERBALA, DJAMEL, et KARIM pour leur aide. (de SNVI-CVI)
- Mourad, Technicien adjoint au département Mines :

Y. BABAAMER

Z. BOUMERZOUG

2.5.4	Stade d'évolution de la précipitation généralisée	P51
2.5.5	Zones de GUINIER-PRESTON	P52
2.5.6	Précipitation localisée	P54
2.5.7	Reversion	P55
2.5.8	Défauts cristallins et précipitation	P56
2.5.9	Durcissement structural par précipitation	P56
-	CHAPITRE III / ELABORATION D'ALLIAGES	P62
3.1	ALLIAGES A ELABORER	P62
3.2	METHODES D'ELABORATION	P64
3.3	PRINCIPES D'ELABORATION	P65
3.4	MOYENS D'ELABORATION	P66
3.4.1	Four	P66
3.4.2	Creuset	P66
3.4.3	Moule	P66
3.5	MATERIAUX ELABORES	P68
-	CHAPITRE IV : ETUDE DU DURCISSEMENT STRUCTURAL DES ALLIAGES ELABORES	P72
4.1	TECHNIQUES EXPERIMENTALES	P72
4.1.1	Traitements thermiques	P72
4.1.2	Préparation des échantillons pour la micrographie	P73
4.1.3	Mesure de dureté	P74
4.2	DURCISSEMENT PAR SOLUTION SOLIDE	P75
4.2.1	Alliages Al-Zn	P75
4.2.2	Alliages Al-Mg	P75
4.2.3	Alliages Al-Zn-Mg	P75
4.2.4	Alliages Al-Si	P79
4.2.5	Alliages Al-Mg-Si	P79
4.3	DURCISSEMENT PAR PRECIPITATION	P79
4.3.1	Alliage B3(A.Z.G)	P79
4.3.2	Alliage D3(A.Z.G)	P80
4.3.3	Comparaison de durcissement des deux alliages B3(A.Z.G) et D3(A.Z.G)	P80
4.3.4	Alliage B3(A.G.S)	P80
4.3.5	Alliage D3(A.G.S)	P80

4.3.6	Comparaison de durcissement des deux alliages B3(A.G.S) et D3(A.G.S)	P 80
4.4	ETUDE DE VIEILLISSEMENT	P 93
4.4.1	Alliage B3(A.Z.G)	P 93
4.4.2	Alliage D3(A.Z.G)	P 93
4.4.3	Alliage B3(A.G.S)	P 93
4.4.4	Alliage D3(A.G.S)	P 102
4.4.5	Alliage B3(A.Z.G.) et D3(A.Z.G).....	P 102
4.4.6	Alliage B3(A.G.S) et D3(A.G.S).....	P 102
4.5	DIAGRAMMES D'EQUILIBRES	P 103
4.5.1	Alliages binaires	P 103
4.5.2	Alliages ternaires	P 108
-	CHAPITRE V : INTERPRETATION DES RESULTATS	P 113
5.1	DURCISSEMENT PAR SOLUTION SOLIDE	P 113
5.1.1	Alliages binaires	P 113
5.1.2	Alliages ternaires	P 113
5.2	DURCISSEMENT PAR PRECIPITATION	P 120
5.2.1	Alliages B3(A.Z.G) et D3(A.Z.G)	P 120
5.2.2	Alliages B3(A.G.S) et D3(A.G.S)	P 121
5.3	VIEILLISSEMENT NATUREL APRES TREMPE DES DEUX ALLIAGES B3(A.Z.G) et D3(A.Z.G)	P 122
5.4	VIEILLISSEMENT NATUREL APRES TREMPE DES DEUX ALLIAGES B3(A.G.S) ET D3(A.G.S)	P 123
-	CONCLUSION.....	P 127
-	ANNEXES.....	P 128
-	BIBLIOGRAPHIE	P 131

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المطبخية — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique



INTRODUCTION

I N T R O D U C T I O N

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

HISTORIQUE :

Si la métallurgie a commencé 5000 ans avant J-C avec le Cuivre, et a fait un grand pas vers 1100 ans avant J-C avec le Fer, l'Aluminium n'a été deviné par DAVY qu'en 1807, isolé par Wöhler en 1827 et réellement fabriqué en 1854 par Sainte-Claire Deville, qui réduisait par le Sodium, le chlorure double d'Aluminium et de Sodium, additionné de Cryolithe comme fondant. Ce procédé a été utilisé industriellement à Salindre de 1859 à 1889.

En 1886, avec Héroult en FRANCE et HALL aux USA, apparaît le procédé électrolytique : électrolyse d' Al_2O_3 dissoute dans la Cryolithe. Ce procédé, encore appliqué aujourd'hui, a permis un abaissement considérable du prix de revient et en conséquence un accroissement de production très rapide.

Les progrès ultérieurs, considérables, ont été dus en particulier, à la découverte des alliages d'Aluminium et aux améliorations dans la mise en oeuvre du métal.

Citons, comme dates principales :

- 1903 ODAM : Découverte des flux permettant le soudage autogène de l'Aluminium.
- 1906 WILM : Trempe et maturation du Duralumin.
- 1923 Mise au point de la protection de l'Aluminium par Anodisation.

SITUATION ECONOMIQUE :

Le choix d'un alliage d'Aluminium pour le moulage d'une pièce, fait intervenir des facteurs techniques, mais aussi le prix de revient. Le bilan économique tient compte du prix de revient de la pièce brute de moulage, du coût des opérations de finition : usinage, traitement de surface etc... , et naturellement des frais d'exploitation ou d'entretien en service.

Le prix de revient est finalement l'un des facteurs importants dans le choix d'un alliage. Ce prix est influencé par la composition de l'alliage, soit en raison du prix des métaux d'addition, soit à cause des difficultés de son élaboration.

L'aptitude au moulage de l'alliage, le nombre et l'importance des contrôles avant ou après la coulée interviennent également et le constructeur aura toujours intérêt à demander conseil à son fondeur, avant d'arrêter définitivement son choix.

En règle générale, on peut considérer que les alliages de caractéristiques mécaniques moyennes comme l'A.S.13 ou A.S.4.G, sont plus économiques que les alliages à haute résistance qui nécessitent soit des traitements de trempe et revenu, soit une longue maturation à température ambiante, tels que les alliages AS10G ou AZ5G.

Si les alliages d'Aluminium des séries 6000 et 7000 respectivement Al-Mg-Si et Al-Zn-Mg sont d'un développement relativement récent, leurs applications industrielles sont déjà très importantes et très nombreuses ; les domaines d'application sont divers : Aéronautique, industrie de Transports (ferroviaire, automobile, maritime), industrie électrique, industrie mécanique, bâtiment, emballage etc.... Cet intérêt pour ces alliages est dû aux grandes possibilités métallurgiques qu'ils présentent, parmi lesquelles on peut citer :

- L'aptitude au durcissement par précipitation des composés Mg_2Si et $MgZn_2$ respectivement dans les alliages de la série 6000 et de la série 7000.

- Très bonne aptitude à la transformation à chaud, par laminage, filage, et forgeage.

- Notre travail a un double objectif :

D'abord, arriver à élaborer une gamme d'alliages binaire à base d'Aluminium et contenant respectivement, du Silicium, du Magnésium ou du Zinc, et une gamme d'alliages ternaires appartenant aux séries 6000 et 7000.

Ensuite, d'étudier le durcissement provoqué, aussi bien par les additions des éléments Zn, Mg, et Si dans l'Aluminium

(Durcissement par solution solide) et le durcissement provoqué par la précipitation après trempe et revenu.

Nous avons structuré ce mémoire de la manière suivante :

Chapitre I : Structures et propriétés de l'Aluminium et de ses alliages.

Chapitre II : Durcissement structural.

Chapitre III : Elaboration des alliages.

Chapitre IV : Résultats expérimentaux.

Chapitre V : Interprétation des résultats.

CHAPITRE : I



ALUMINIUM ET SES
ALLIAGES

1)- STRUCTURES ET PROPRIETES DE L'ALUMINIUM ET DE SES ALLIAGES :

1.1 STRUCTURES ET PROPRIETES DE L'ALUMINIUM :

1.1.1 Structure de l'aluminium :

- L'aluminium est un métal blanc, très légèrement bleuté.
- Il cristallise dans le système cubique à faces centrées.
- Sur de l'aluminium purifié par fusion de zone ($Cu=0,4 \cdot 10^{-6}$, $Fe=0,8 \cdot 10^{-6}$, $Si < 10^{-6}$), Straumanis M.E et Ejima T. ont obtenu à 25°C une constante de réseau égale à :

$$a(25^{\circ}C) = 4,04958 \pm 0,000025 \text{ \AA} \quad (1)$$

- Pour un échantillon d'aluminium moins pur la constante du réseau égale à : $a=4,0413 \text{ \AA}$; cette valeur est due à la contraction du réseau. (2)
- Structure électronique : $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$.
- Numéro atomique : 13.
- Structure atomique : K2 - L8 - M3.
- Masse atomique : 26,974 g . (2)
- Rayon atomique : 1,4286 \AA . (2)
- Distance atomique : 2,858 \AA . (2)

1.1.2 Propriétés physiques :

1.1.2.1 Densité :

La densité de l'aluminium augmente lorsque le titre du métal s'abaisse ; à titre d'exemple : le fer et le cuivre en tant qu'impuretés augmentent la densité de 0,002 g/cm³ par 0,1 % d'impureté présente. Le Silicium a une influence beaucoup plus faible.

Dans les tableaux suivants (1, 2 et 3) sont exposées les masses volumiques de l'aluminium à différents états.

Tableau 1 : Masse volumique de l'aluminium à l'état solide (2):

: Titre en Al...%	: 99,996	: 99,50	: 98,20	:
: Masse volumique à 20°C	:	:	:	:
: (g/cm ³)	:	: 2,705	: 2,728	:

Tableau 2 : Masse volumique de l'aluminium au point de fusion (660°C) :

Etat	Masse volumique g/cm ³
solide	2,55
liquide	2,382

- La masse volumique à l'état liquide varie en fonction de la température t(en °C) conformément à la formule :

$$\rho_t = 2,382 - 0,000273(t - 660) \quad (\text{g/cm}^3) \quad (2)$$

Tableau 3 : Masse volumique de l'aluminium 99,99 % à l'état liquide :

Température °C	660	800	1000
Masse volumique g/cm ³	2,382	2,344	2,289

Ainsi la masse volumique décroît lorsque la température augmente.

1.1.2.2 a)- Température de fusion :

La température de fusion croît avec la pureté du métal

Tableau 4 : Température de fusion de l'aluminium de divers titres. (2)

Titre en Al... %	99,996	99,97	99,70	99,50
Température de fusion °C	660,24	659,8	658,9	658,4

b)- Température d'ébullition : (2)

$$T_{\text{eb}} = 2056 \text{ °C sous } 1013,25 \text{ mm Hg (760 mm de Hg)}$$

c)- Chaleur de fusion : (2)

$$\Delta H_f = 385 \text{ J/g environ.}$$

d)- Chaleur de vaporisation : (2)

$$\Delta H_{\text{vap}} = 8790 \text{ J/g environ.}$$

e)- Chaleur de combustion : (2)

$$\Delta H_{\text{comb}} = 30990 \text{ J/g environ.}$$

1.1.2.3 Tension de vapeur

L'équation de variation de la pression de vapeur avec la température proposée par les auteurs HONIG.R.E et KRAMER.D.A est :

$$\text{Log}_{10}P = 71,9262 - \frac{21272,3}{T} - 20,8781 \cdot \text{Log } T + 5,10048 \cdot 10^{-6} \cdot T - 4,76838 \cdot 10^{-7} \cdot T^2$$

Cette équation conduit à une température d'ébullition sous pression normale égale à : 2789 °K.

Tableau 5 : Tension de vapeur de l'aluminium liquide (2)

Température(°C)	Tension de vapeur(Pa)	Température(°C)	Tension de vapeur(Pa)
660	$8,3 \cdot 10^{-8}$	1450	$67 \cdot 10^2$
730	$13 \cdot 10^{-2}$	1500	$13 \cdot 10^3$
830	$13 \cdot 10^{-1}$	1600	$40 \cdot 10^3$
900	13	1700	$67 \cdot 10^3$
1050	130	1800	10^5
1250	$13 \cdot 10^2$		

1.1.2.4 Coefficient de dilatation :

a) - Etat solide L'équation de coefficient de dilatation en fonction de la température est :

$$L_t = L_{20} (1 + (22,58 \cdot t + 0,00989 \cdot t^2) \cdot 10^{-6}) \quad (2)$$

ou :

$$L_t = L_{20} (1 + (23,22 \cdot t + 0,0046 \cdot t^2 + 0,0000078 \cdot t^3) \cdot 10^{-6}) \quad (2)$$

Avec :

L_{20} à 20°C.

L_t à t °C.

Tableau 6 : Coefficient de dilatation lineique vrai de l'aluminium à 99,996 %.

Température (°C)	Coefficient de dilatation vrai (10^{-6})	Température (°C)	Coefficient de dilatation vrai (10^{-6})
-188	8,8	0	22
-163	13,2	20	22,4
-103	18,2	100	23,5
-63	20	300	28,4
-33	21,1	500	31,1

Tableau 7 : Coefficient de dilatation linéique moyen de l'aluminium à 99,996 % (2)

Intervalle de température °C	Coefficient de dilatation moyen en 10^{-6}	Intervalle de température °C	Coefficient de dilatation moyen en 10^{-6}
-191 à +20	18,4	+20 à +500	27,7
+20 à +100	23,8	+20 à +600	28,7
+20 à +200	24,6	+100 à +200	25,5
+20 à +300	25,4	+300 à +400	29,5
+20 à +400	26,5	+500 à +600	33,5

b)- Etat liquide :

Le volume varie en fonction de la température selon la relation suivante :

$$V_t = V_{660}(1 + 0,000114(t - 660)) \quad (2)$$

Avec :

V_{660} : volume à 660 °C.

V_t : volume à t °C.

La contraction en volume est évalué à :

$$\frac{\Delta V}{V} = 6,6 \%, \text{ lors de la transformation au point de fusion. (2)}$$

$$\frac{\Delta V}{V} = 5,6 \%, \text{ à l'état solide au point de fusion } 20^\circ\text{C. (2)}$$

1.1.2.5 Capacité thermique massique :

A l'état solide, pour des températures t (°C) supérieures à 0°C, l'équation de la capacité thermique massique vraie c_t (J.g⁻¹.°C⁻¹) en fonction de la température t °C est :

$$c_t = 0,2220 + 0,0000772.t \quad (2)$$

Celle de la capacité thermique massique moyenne c_0^t (J.g⁻¹.°C⁻¹) de 0 à t °C :

$$c_0^t = 0,2220 + 0,0000375.t \quad (2)$$

1.1.2.6 Conductivité thermique :

Dans le tableau suivant sont données les valeurs de la conductivité thermique à différentes températures :

Tableau:8 (2) : Conductivité thermique en fonction de la T°

Température (°C)	Conductivité thermique (W.cm ⁻¹ .°C ⁻¹)	Température (°C)	Conductivité thermique (W.cm ⁻¹ .°C ⁻¹)
-260	1,498	20	2,176
-230	3,503	100	2,189
-193	2,562	200	2,243
-166	2,503	500	2,089
0	2,101	600	1,507

Aux basses températures, lorsque la température décroît, la conductivité thermique croît d'abord, pour diminuer ensuite rapidement en dessous de -230 °C.

1.1.2.7 Résistivité et conductivité électrique :

-Influence des impuretés :

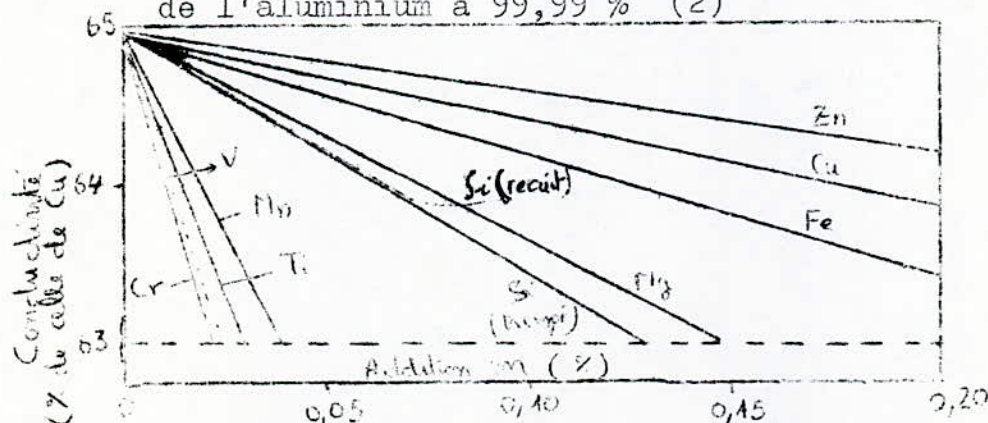
La résistivité à 20 °C augmente lorsque le titre du métal s'abaisse.

Tableau 9 : Résistivité et conductivité de l'aluminium à l'état parfaitement recuit.

Titre en Al (%)	99,996	99,97	99,60	99,00
Résistivité à 20 °C (μΩcm)	2,630	2,656	2,725	2,780
Conductivité à 20 °C (en % de celle de Cu)	65,45	64,90	63,25	62,00

La résistivité augmente mais la conductivité diminue si le % en impureté augmente.

Figure 1 : Influence des additions sur la conductivité électrique de l'aluminium à 99,99 % (2)



La figure 1 traduit l'influence des principales impuretés sur la conductivité électrique de l'aluminium à 99,99 %, on note l'action particulièrement néfaste du chrome, du vanadium, du titane et du manganèse.

-Influence de la température :

La résistivité électrique augmente lorsque la température s'élève selon la relation :

$$\rho_t = \rho_{20}(1 + a(t - 20))$$

Avec : ρ_t : résistivité à t °C.

ρ_{20} : résistivité à 20 °C.

a : Coefficient de température voisin de $4 \cdot 10^{-3}$ pour l'Al dans l'intervalle (0 - 100 °C).

A très basse température, la résistivité ne s'annule pas car les électrons sont encore diffusés par les défauts ; ceci s'explique par la loi de Matthiessen qui s'écrit :

$$\rho = \rho_T + \rho_D$$

Avec : ρ_T : Composante qui dépend de la température et qui doit devenir nulle au zéro absolu et qui croît linéairement avec T.

ρ_D : Composante indépendante de la température, du moins à basse température, diminue quand la température s'élève.

-Influence de l'érouissage :

Tableau 10 : Influence de l'érouissage sur la résistivité d'un fil d'aluminium 99,5 % éroui par tréfilage. (2)

Taux d'allongement par tréfilage (%)	150	260	460	900	2150	3300	8900
Augmentation de la résistivité ($\mu\Omega\text{cm}$)	0,005	0,008	0,014	0,023	0,033	0,039	0,045

La résistivité électrique augmente avec l'érouissage (tableau 10) due à l'augmentation des défauts de structure qui forment des zones de barrage pour le mouvement des électrons de conduction, ce qui entraîne une diminution de la conductivité.

1.1.2.8 Propriétés optiques :

-Pouvoir émissif : L'aluminium nu (ou revêtu de sa couche naturelle d'oxyde (Al_2O_3) de 0,01 à 0,1 μm d'épaisseur) a un faible pouvoir émissif global.

Le pouvoir émissif est sensible à l'état de surface du métal, en effet à 20 °C on a un pouvoir émissif par rapport au corps noir de 5 % sur de l'aluminium poli et de 7 % sur de l'aluminium non poli. (1)

Dans le cas de l'aluminium anodisé, le pouvoir émissif augmente, lorsque l'épaisseur de la couche d'oxyde croît, pour tendre vers le pouvoir émissif de l'alumine qui est presque celui du corps noir à 20 °C ; et pour :

- Une couche d'alumine de 0,1 μm d'épaisseur le pouvoir émissif est de 5 %.
- Une épaisseur de 10 μm le pouvoir émissif est de 79 %. (1)

1.1.3 Propriétés mécaniques :

1.1.3.1 Défauts cristallins :

Un grand nombre de propriétés des solides cristallins les plus importantes : propriétés électriques, propriétés plastiques, sont déterminées essentiellement par les défauts que présente le cristal par rapport à la structure idéale ou parfaite.

a)- Défauts thermiques :

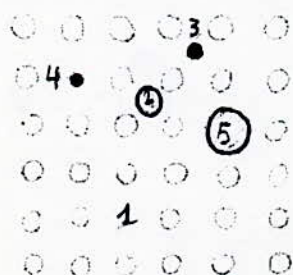
L'agitation thermique entraîne des variations locales des propriétés ou de la configuration du cristal. D'où : une diffusion des ondes électroniques et des fluctuations locales.

Dans ces conditions, il existe à chaque température une concentration de défauts déterminée par les lois de la mécanique statistique.

b)- Les défauts atomiques :

Les défauts atomiques ponctuels :

On peut les résumer sur ce schéma :



- (1) lacune
- (2) auto-interstitiel
- (3) interstitiel étranger
- (4) (5) atome étranger en substitution

-La concentration des lacunes : est exprimée comme une fraction

*Le sous-stade I_B : Il est attribué à la migration des monolacunes vers les puits où elles s'éliminent. Il se situe aux environs de la température ambiante.

atomique :

$$N_1 = \exp\left(\frac{\Delta S_f}{k}\right) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_f}{kT}\right)$$

ΔS_f : entropie de formation d'une lacune.

ΔH_f : enthalpie de formation du défaut.

- La concentration des auto-interstitiels s'exprime par la relation :

$$N_i = \frac{n_i}{n} = q \cdot \exp\left(\frac{\Delta S_{fi}}{k}\right) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_{fi}}{k.T}\right)$$

Avec: q : nombre de positions interstitielles possibles par site du réseau.

$q = 3$ pour un métal C.F.C qui comprend : 4 sites octaédriques types $\left(\frac{1}{2} \frac{1}{2} \frac{1}{2}\right)$ et $\left(\frac{1}{2} 0 0\right)$ par maille ou 1 site octaédrique par site du réseau et 8 sites tétraédrique type $\left(\frac{1}{4} \frac{1}{4} \frac{1}{4}\right)$ par maille ou 2 sites tétraédrique par site du réseau.

Dans l'aluminium, on trouve (Fig. 2) :

$$\frac{n_1}{n} = \exp(1,76) \cdot \exp(-0,71/kT)$$

n_1 : nombre de lacunes.

n : nombre de sites.

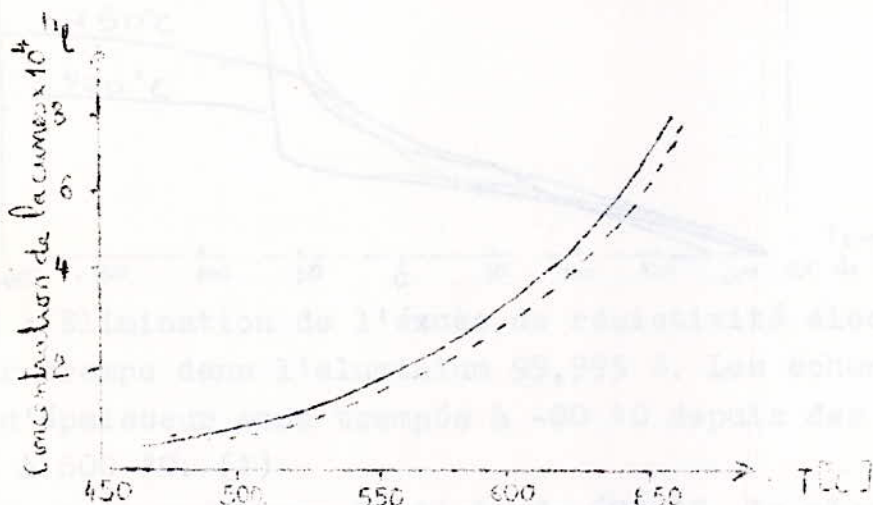


Fig 2 : Concentration d'équilibre de lacunes dans l'aluminium en fonction de la température. (2)

L'excès de la résistivité électrique, introduit par trempe, peut être lié par une loi exponentielle à l'énergie de formation des lacunes E_f^V .

Les valeurs trouvées pour cette énergie sont indépendantes des conditions expérimentales et en très bon accord entre elles:

$$E_f^V = 0,75 \pm 0,02 \text{ eV. (1)}$$

La concentration des bilacunes :

$$N_{bil} \approx \alpha \exp(-\Delta H_{bil}/kT)$$

α étant un facteur géométrique égal à 6 dans la structure CFC.

c)- Etude expérimentale des défauts à l'état métastable dans l'aluminium :

Introduction: Pour obtenir, à une température T_0 choisie, des défauts à l'état métastable, trois méthodes sont couramment utilisées : La trempe, l'irradiation et la déformation.

Trempe : La trempe permet d'étudier la migration des lacunes métastables dans le réseau.

Les courbes de la Fig.3 montrent que l'excès de résistivité électrique introduit dans de l'aluminium 99,995 % par trempe à -80 °C s'élimine en deux stades au cours des recuits isochrones. La position et l'importance de ces deux stades dépendent de la température initiale et de la vitesse de trempe.

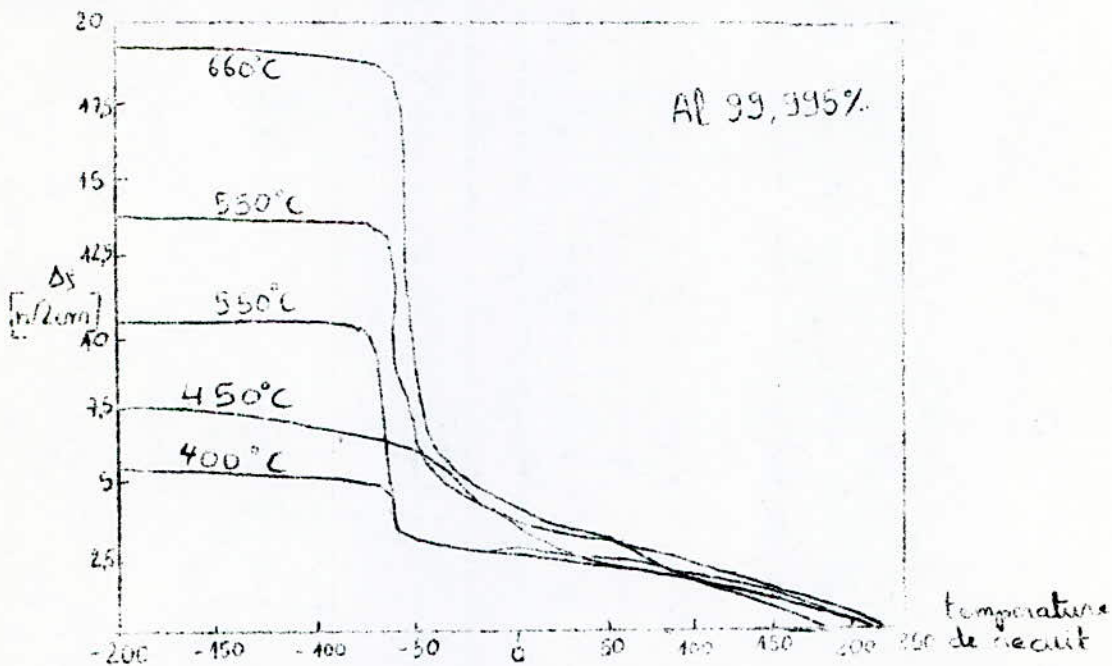


Fig.3 : Elimination de l'excès de résistivité électrique introduit par trempe dans l'aluminium 99,995 %. Les échantillons de 0,2 mm d'épaisseur sont trempés à -80 °C depuis des températures de 400 à 600 °C. (1)

Pour une température initiale de 600 °C, la plus grande partie de l'excès de résistivité électrique s'élimine au premier stade entre -50 et $+20$ °C.

Stade I : Ce stade est attribué à la migration des défauts lacunaires avec formation d'amas.

Pour l'aluminium très pur, il est possible de décomposer le stade I en deux sous-stades distincts.

*Le sous-stade I_A : Il est associé à la migration des bilacunes ou plus généralement de multilacunes très mobiles, ces défauts s'associent pour former des amas plus importants et plus stables.

*Le sous-stade I_B : Il est attribué à la migration des monolacunes vers les puits où elles s'éliminent. Il se situe aux environs de la température ambiante.

Stade II : Il est attribué à la disparition des amas.

Irradiation :

Si l'énergie des particules incidentes est supérieure à l'énergie de seuil, l'irradiation crée des lacunes et des interstitiels et aussi des paires de Frenkel.

Pour de l'aluminium 99,9999 % irradié aux électrons, l'énergie de seuil a été trouvée égale à $E_s = 16 \pm 2$ eV.

L'augmentation de résistivité électrique introduite par irradiation s'élimine au cours de recuits isochrones en plusieurs stades.

Dans le cas de l'aluminium pur, il est possible de définir trois stades principaux qui se décomposent eux-mêmes en sous-stades.

*Stade I (10 à 60°K) :

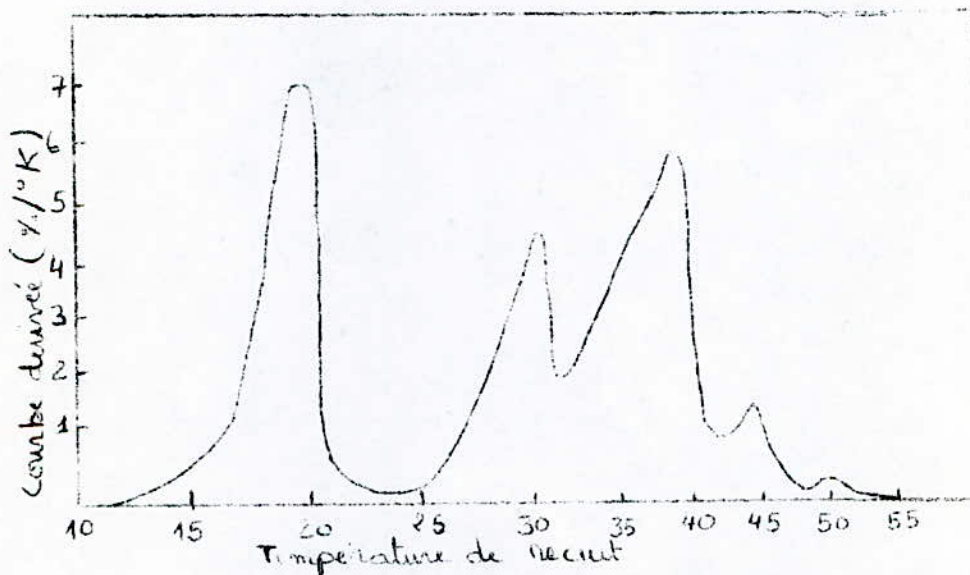


Fig.4 : Courbe dérivée de la restauration de la résistivité électrique de l'aluminium 99,9999 % après irradiation à 6 °K dans un flux d'électrons de 2 MeV. (1)

La courbe dérivée de restauration de la résistivité électrique Fig.4 a été obtenue après irradiation d'un aluminium de pureté nominale 99,9999 % dans un flux d'électrons de 2MeV à 6 °K. D'après cette courbe, le stade I peut être décomposé en 5 sous-stades :

-Les premiers de ces sous-stades sont probablement attribués à la recombinaison des paires de Frenkel proches.

-Les deux derniers sous-stades sont attribués à la migration de défauts interstitiels.

Remarque : Le stade I diminue d'importance quand la teneur en impureté augmente.

* Stade II (60 à 180 °K) :

Ce stade est attribué au dépiégeage des défauts interstitiels piégés au stade I. Son importance est très faible dans le métal pur mais croit rapidement lorsque la teneur en impureté augmente.

Par exemple dans les alliages binaires Al-Mg ; l'augmentation d'amplitude de ce stade varie d'abord linéairement avec la concentration en Mg (Fig. 4).

Au delà de 65 µg/g on constate un ralentissement de l'évolution par annihilation des défauts puis l'amplitude tend à demeurer constante pour des teneurs de quelques centaines de microgrammes de magnésium.

* Stade III (165 à 250 °K) :

Il est attribué soit à la migration de défauts lacunaires, soit à la migration de défauts interstitiels.

Lorsque la teneur en impureté croit, l'importance du stade III augmente (Fig. 4) , on a constaté que, pour les métaux enrichis en impuretés ; un stade III' apparaît entre 230 et 300 °K. Ce stade est attribué à la libération des défauts retenus par les impuretés au stade III.

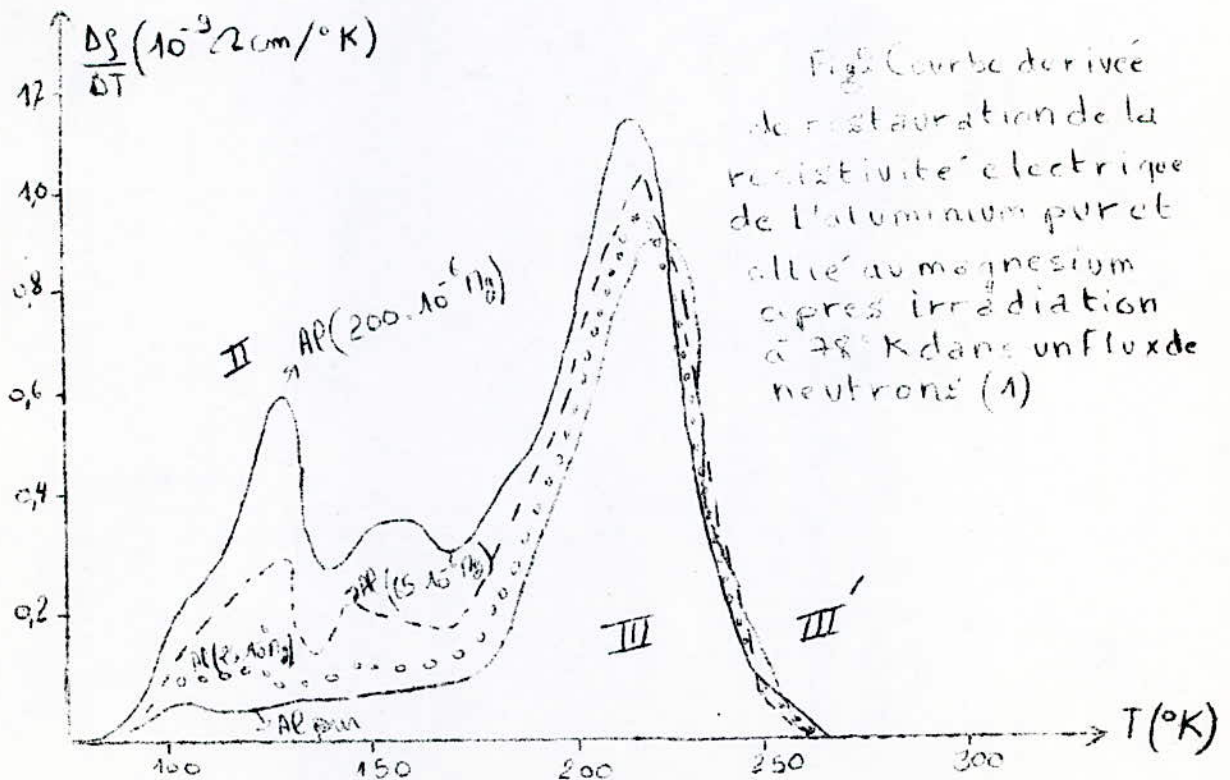


Fig 5 Courbe dérivée de restauration de la résistivité électrique de l'aluminium pur et allié au magnésium après irradiation à 78°K dans un flux de neutrons (1)

Déformation :

La déformation introduit dans le métal des défauts ponctuels et des dislocations. Comme pour la trempe ou l'irradiation, l'évolution de la résistivité au cours de recuits isochrones postérieurs à la déformation permet de distinguer plusieurs stades.

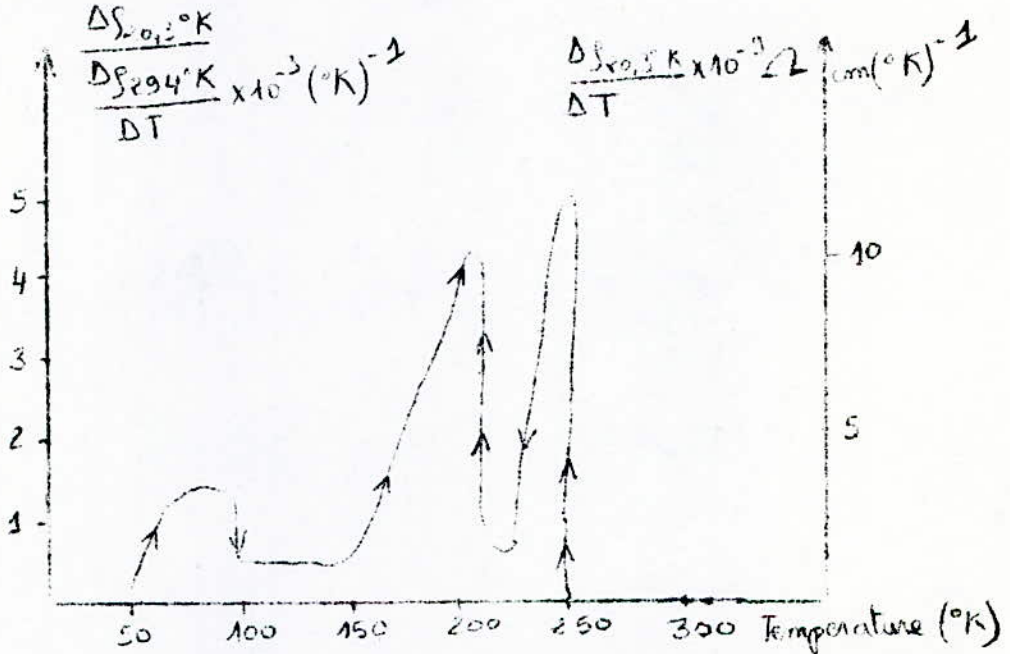


Fig .6 : courbe dérivée de restauration de la résistivité électrique de l'aluminium 99,995 % après forte déformation par laminage à 20,4 °K. (1)

La courbe de la Fig.6 met en évidence quatre stades, cette courbe a été obtenue sur un aluminium de fusion de zone (pureté nominale 99,9995 %), laminé jusqu'à un taux de réduction de 97 % dans l'hydrogène liquide.

*Le premier stade : observé et situé vers 80 °K.

* Le deuxième stade : de moindre amplitude.

La cinétique de ces deux premiers stades est très complexe, elle est probablement liée à la migration d'interstitiels.

*Le troisième stade : est le plus important puisqu'il représente plus de 50 % de l'excès total de résistivité introduit par déformation. L'ensemble du stade peut être représenté au cours d'un recuit isotherme par une cinétique du type :

$$\Delta \rho = \Delta \rho_0 \exp(-At^{0,5}) \quad (1) \quad \begin{array}{l} A \text{ constante} \\ t \text{ temps} \end{array}$$

On peut attribuer ce stade à l'élimination des défauts lacunaires.

* C'est au quatrième stade que se produit la recristallisation de l'aluminium.

La température de recristallisation de l'Al est d'autant plus basse que son degré de pureté est élevé, après une forte déformation par laminage à basse température, l'aluminium de très haute pureté obtenu par fusion de zone recristallise à $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, alors que dans les mêmes conditions, un aluminium industriel de titre 99,99 % recristallise à $+200\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Les énergies d'activation, de germination et de croissance des cristaux semblent être indépendantes de l'état cristallin avant déformation, c'est à dire à la présence des défauts.

Il est à remarquer que dans le métal très pur, la variation de la résistivité électrique, observée avant le stade de recristallisation, ne s'accompagne pas d'une variation importante des propriétés mécaniques. On peut penser que les trois stades de restauration de la résistivité précédant la recristallisation ne sont pas dus à un réarrangement important des dislocations.

1.1.3.2 Propriétés élastiques :

La loi de Hooke, valable dans le domaine élastique, se traduit par la relation suivante :

$$\bar{V} = E \cdot \xi$$

Avec : \bar{V} : Contrainte appliquée.

E : Module d'Young.

ξ : Déformation.

La relation matricielle entre contraintes, déformations, et constantes élastiques est :

$$\begin{Bmatrix} \xi_1 \\ \xi_2 \\ \xi_3 \\ \xi_{42} \\ \xi_{13} \\ \xi_{23} \end{Bmatrix} = \frac{1}{E} \begin{bmatrix} 1 & -\nu & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & 1 & -\nu & 0 & 0 & 0 \\ -\nu & -\nu & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(1+\nu) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2(1+\nu) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2(1+\nu) \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \bar{V}_1 \\ \bar{V}_2 \\ \bar{V}_3 \\ \bar{V}_{42} \\ \bar{V}_{13} \\ \bar{V}_{23} \end{Bmatrix}$$

qui peut s'écrire de la manière suivante :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_{12} \\ \epsilon_{13} \\ \epsilon_{23} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{44} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix}$$

Avec C_{ij} : Les constantes élastiques.

Kamm G.N et Alus G.A (1) ont appliqué la méthode des ultrasons à deux échantillons monocristaux de 1,5 et 1,3 cm d'épaisseur préparés à partir d'aluminium de pureté normale égale à 99,999 et 99,9999 % pour aboutir aux valeurs suivantes :

Tableau 11 : Constantes élastiques adiabatiques de l'Al en 10^{11} dynes/cm² au-dessous de 300 °K. (1)

Température °K	C_{11}	C_{12}	C_{44}
0	11,430	6,192	3,162
60	11,404	6,194	3,141
120	11,285	6,179	3,078
180	11,108	6,142	2,993
240	10,903	6,109	2,907
300	10,678	6,074	2,821

Ces valeurs sont en bon accord avec les résultats obtenus plus récemment par HOP.S et Ruoff A.L. (1)

Les valeurs des constantes élastiques mesurées dans un domaine de température de 300 à 925 °C par Sutton.F.M (1) sont :

(Elles sont exprimées en 10^{11} dynes /cm².)

Tableau 12 : Constantes élastiques en fonction de T°

Température (°K)	C ₁₁	C ₁₂	C ₄₄
300	10,643	6,035	2,821
400	10,297	5,950	2,687
500	9,880	5,862	2,532
600	9,457	5,758	2,372
700	9,023	5,642	2,205
800	8,580	5,527	2,032
900	8,081	5,392	1,855
925	7,950	5,359	1,810

Vornov F.F et Vereschagam L.F (1) ont étudié par la méthode des ultrasons (fréquence 10 Mc/s), les propriétés élastiques de l'aluminium en fonction de la pression entre 1 et 10000 Kg/cm². L'étude a été faite sur de l'aluminium polycristallin 99,996 % (Fe=15.10⁻⁶; Si=15.10⁻⁶; Cu=10.10⁻⁶) ; de densité mesurée égale à 2,695 g/cm³. A 30 °C et sous une pression d'une atmosphère, les valeurs suivantes ont été trouvées (1):

- Module d'Young E=6,67.10¹¹ dyns/cm². (1)
- Module d'élasticité volumique K=7,69.10¹¹ dyns/cm². (1)
- Module de cisaillement G=2,50.10¹¹ dyns/cm². (1)

Ces trois modules varient linéairement avec la pression, ce qui est en accord avec la formule proposée par Hughes D.S et MauretteC. (1)

$$K = K_0 + a.T + b.P$$

K : étant la valeur du module à T°C sous P atmosphère.

K₀ : étant la valeur du module pour T=0 °C et P=1 atmosphère.

Les paramètres K₀, a et b prennent les valeurs suivantes : (1)

-Module d'élasticité volumique :

$$K_0 = 7,64.10^{11} \text{ dyns/cm}^2 \quad a = -200.10^6 \text{ et } b = 4.10^6$$

-Module de cisaillement :

$$K_0 = 2,65.10^{11} \text{ dyns/cm}^2 \quad a = -156.10^6 \text{ et } B = 2,6.10^6$$

Ces relations ont été vérifiées dans un domaine de pression de 1 à 9000 bars et dans un domaine de température de 25 à 300 °C.

Le coefficient de Poisson obtenu par Voronov F.F et Vereshchagin L.F est égal à 0,35 (30 °C ; 1 atmosphère) ; il décroît légèrement lorsque la pression augmente.

Pour des valeurs plus récentes :

- Module d'élasticité : 68 GPa . (2)
- Module de torsion : 26,5 GPa . (2)
- Coefficient de Poisson : 0,34 . (2)

1.1.3.3 Propriétés Plastiques :

a)- Déformation plastique des monocristaux d'aluminium :

- Systèmes de glissement :

- Van Mises a montré que pour satisfaire à n composants imposés de la matrice des déformations il faut, en général, qu'au moins n systèmes de glissements indépendants soient actifs.

- Ainsi, quand la déformation est complètement imposée, la matrice de déformations comporte cinq termes indépendants imposés (à cause de la conservation du volume du cristal) et il suffit généralement qu'au moins cinq systèmes de glissement indépendants existent pour assurer la déformation. G.I. Taylor. (4).

- Ainsi, pour toute déformation complètement imposée des cristaux c.f.c, où 12 systèmes de glissement $\{111\} \langle 110 \rangle$ existent, soit 6, soit 8 systèmes de glissement sont à l'état critique (c'est à dire susceptibles d'être actifs) alors que seulement 5 sont nécessaires d'après Van Mises pour assurer la déformation.

- D'après les études faites sur des monocristaux d'aluminium en lui imposant une compression plane (caractérisée par $\xi_{22} = -\xi_{33}$ toutes les autres composantes de ξ_{ij} sont nulles), les systèmes de glissement sont :

Tableau 13 : Notation des systèmes de glissement pour un cristal (Al 99,996 %). (4)

: Plan de glis :	111	:	$\bar{1}\bar{1}\bar{1}$	$\bar{1}11$:	$1\bar{1}\bar{1}$:
: sment.	:	:	:	:	:	:	:
: Direction de :	$01\bar{1}$	101	$1\bar{1}0$	$0\bar{1}\bar{1}$	101	$\bar{1}\bar{1}0$	$0\bar{1}\bar{1}$
: glissement	:	:	:	:	:	:	:
: Système de :	a_1	a_2	a_3	b_1	b_2	b_3	c_1
: glissement	:	:	:	:	:	:	:
				c_2	c_3	d_1	d_2
						d_3	

Tableau 14 : Orientation des cristaux et systèmes initialement à l'état critique.(4)

Orientations	Systèmes à l'état critique
(852) $\bar{5}\bar{3}\bar{8}$	$a_2, -a_3, -b_1, b_2, d_1, -d_3$
(10101) $\bar{4}\bar{3}\bar{8}$	$-a_1, a_2, -b_1, b_2, c_1, -c_2, d_1, -d_2$
(210) 00 \bar{T}	$a_2, -a_3, -b_1, b_2, -c_1, c_2, d_2, -d_3$
(583) $\bar{8}\bar{3}\bar{5}$	$-b_1, b_3, -c_2, c_3, d_1, -d_2$
(10101) $\bar{1}\bar{T}\bar{T}$	$-a_1, a_2, -b_1, b_2, c_1, -c_2, d_1, -d_2$
(852) $\bar{4}\bar{3}\bar{9}$	$a_2, -a_3, -b_1, b_2, d_1, -d_3$

* Les orientations sont précisées par la notation hkl uvw où (hkl) indique le plan de compression, et uvw indique la direction d'allongement.

D'après le tableau 14, il y a six systèmes de glissement à l'état critique.

Pour une compression plane partiellement imposée les systèmes de glissement sont : (4)

Tableau 15 : Orientation et systèmes de glissements possibles :

Orientation	Systèmes de glissements possibles
(358) $\bar{8}\bar{3}\bar{5}$	a_1, c_3, d_1 (à 0,9 c : $-a_2, -c_2$) $-c_2, c_3, d_1$ (à 0,9 c : $a_1, -a_2$)
(159) 90 \bar{T}	$-a_2, -b_2, b_3, c_3$
(121) $\bar{3}\bar{1}\bar{1}$	$b_3, -c_2, c_3, -d_2$

- Les bandes de glissements :

L'espacement des bandes de glissement dépend de l'allongement, de la température, et de la pureté du monocristal.

- Plus la teneur en impureté est élevée, plus il y a de systèmes de glissement, plus les décalages près des joints sont marqués et plus les bandes de glissement sont rapprochées. Pour de l'Aluminium 99,996 % l'écartement est de 3. Il n'est que de 2 pour l'Aluminium 99,99 %. (2)

- Le nombre de lamelles de glissement par bande augmente avec la déformation et la pureté. Sur de l'Aluminium 99,997 % allongé de 80 %, il a été observé jusqu'à 30 lamelles par bande correspondant chacune à un glissement de 340 Å. (2)

- L'influence de la température sur la formation de lamelles a été observée par microscopie électronique sur un Aluminium monocristallin de pureté nominale 99,994 % tractionné à 3 températures : 4,2 ; 78 et 298 °K. (2)

- L'influence de la pureté sur les courbes de traction est sensible entre les métaux de première et de deuxième électrolyse, mais elle est faible entre le métal de double électrolyse et celui de fusion de zone.

L'orientation du monocristal par rapport à l'axe de traction a alors une importance prépondérante. (2)

- Cission critique :

-La loi de Schmid et Boas est vérifiée pour l'Aluminium :

Le cisaillement correspondant à des états de déformations comparables, est indépendant de l'orientation.

Pour de l'Aluminium de titre 99,9985, la cission critique à la température ambiante est égale à $0,085 \pm 0,010 \text{ Kg/mm}^2$. Elle est égale à $0,140 \text{ Kg/mm}^2$ pour l'Aluminium 99,87 %, toutefois, les éprouvettes étirées parallèlement à une direction voisine

de $\langle 111 \rangle$ font exception à la loi de Schmid et Boas. (2)

Pour l'aluminium 99,99, la cission critique correspondant à cette direction est de $0,110 \text{ Kg/mm}^2$.

- La température influe directement sur la cission critique, c'est à dire : lorsque la température s'abaisse, la cission

critique augmente. Fig. 7

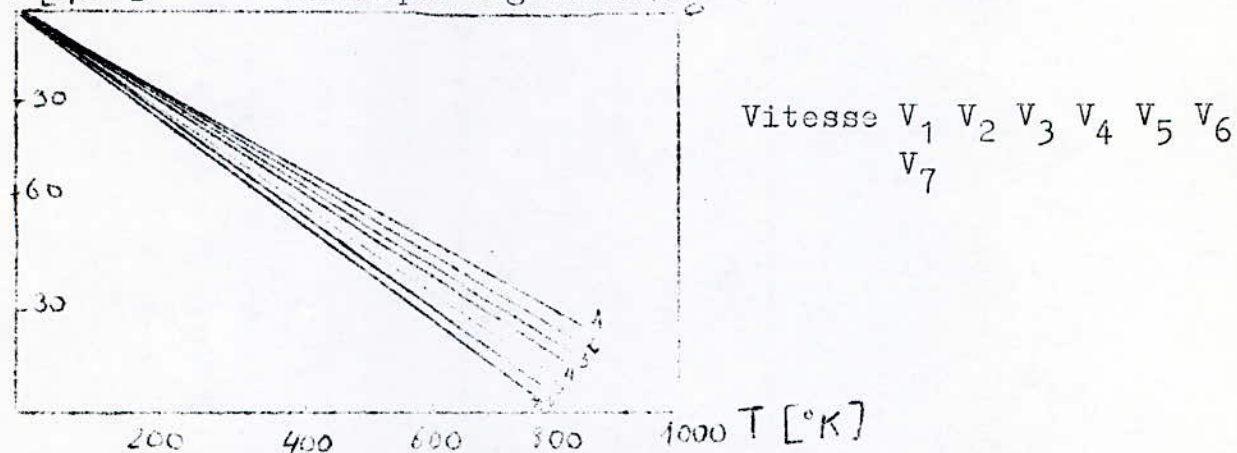


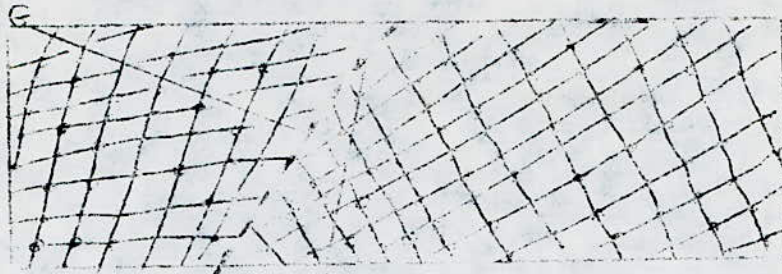
Fig. 7 : Variation de la cission critique de l'aluminium 99,994% en fonction de la température pour différentes vitesse. (2)

A $-195 \text{ }^\circ\text{C}$ elle est de 50 % plus forte qu'à la température ambiante, aussi à une T donnée la cission critique augmente si la vitesse de déformation augmente.

b)- Déformation plastique des polycristaux :

La déformation plastique engendre un durcissement permanent du métal, si bien que les forces à appliquer au cours de déformation successives croissent de plus en plus.

Le durcissement par écrouissage est notablement plus élevé dans les polycristaux que dans les monocristaux. Cet effet est d'autant plus marqué que la taille des grains est plus faible, cela est due au fait que l'orientation des plans de glissement change au passage des joints de grains et que les grains voisins se gênent mutuellement dans leur déformation, puisque le métal conserve sa continuité lors de la déformation plastique.



joint de grains

Fig. 8 : Arrangement cristallin dans deux grains voisins d'un morceau de métal déformé à froid.

G : Position de deux plans de glissement (possédant chacun une série d'homologues parallèles dans leur grain). (5)

La figure (8) montre schématiquement deux grains voisins présentant une forte différence d'orientation. Aux joints de grains, la migration des dislocations est empêchée.

Tout cela explique pourquoi la malléabilité d'un polycristal est plus faible et sa résistance mécanique plus élevée qu'un monocristal de la même matière.

Une structure à gros grains a un comportement intermédiaire entre celui d'un monocristal et celui d'un polycristal à grains fins, les grains se gênant relativement peu dans leur déformation.

Le même matériau possède donc une résistance mécanique moins élevée s'il est à grains grossiers que s'il est à grains fins.

On s'efforce de conférer aux semi-produits en aluminium et alliages d'aluminium un grain aussi fin que possible, non seulement pour la résistance mécanique, mais aussi pour éviter la formation de peau d'orange lors du formage ultérieur (emboutissage par exemple). La peau d'orange exige en effet une opération supplémentaire de polissage. (5)

Il y a quelques exceptions à la règle du grain fin ; pour le filage par choc, par exemple, on préfère un grain moyen, de manière que la malléabilité du métal soit bonne que possible. Pour le filage à la presse, un grain trop fin de la billette entraînerait également une notable augmentation de la pression nécessaire au formage, de sorte que l'on prescrit pour l'alliage le plus fréquemment filé, AlMgSi0,5 une taille de grain moyenne de 0,2 à 0,8 mm. (5)

Ecrouissage :

Les dislocations sont triplement impliquées dans la déformation plastique. Pour l'aluminium lorsque le taux d'écrouissage dépasse 30 à 40 %, les dislocations constituent ; à l'intérieur des grains, non seulement des empilements dans les plans de glissements, mais aussi des amas de structure cristalline. (5)

Ces empilements de dislocations et amas cellulaires occasionnent d'importantes distorsions du réseau et confèrent sa dureté au métal écroui.

- Mouvement d'une dislocation :

Les atomes d'impuretés peuvent freiner sensiblement le glissement des dislocations, ce qui explique le durcissement de l'aluminium par adjonction d'éléments d'addition.

La résistance que les dislocations rencontrent dans leur déplacement est directement liée à la limite élastique du métal.

Les atomes étrangers en solution ou groupés dans les zones de décomposition engendrent dans la matrice d'aluminium des contraintes internes qui s'opposent à l'approche des dislocations. Fig 9

Parfois l'obstacle peut être franchi, les dislocations pouvant traverser les zones de décomposition et les fins précipités d'une taille inférieure à 150 Å, moyennant une dépense d'énergie adéquate.

La barrière de potentiel que constitue ces obstacles augmente considérablement la contrainte qu'il faut appliquer pour faire glisser les dislocations (ce qu'on reconnaît à l'augmentation de la limite d'élasticité).

Les précipités dont la taille dépasse 150 Å ne peuvent plus être traversés. Ils épinglent plutôt les dislocations, mais, comme ils sont relativement éloignés les uns des autres, celles-ci peuvent les contourner selon le mécanisme illustré à la figure de ci-dessous :

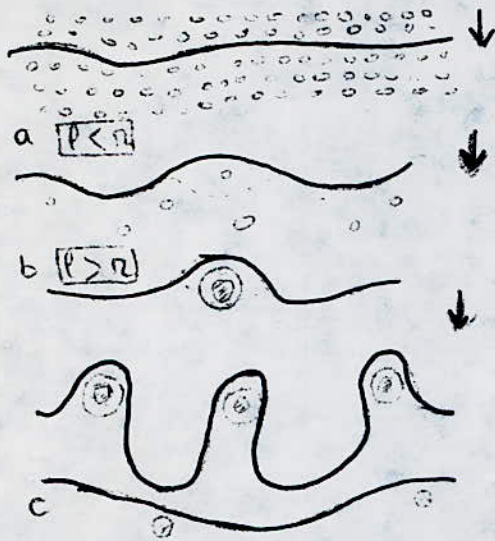


Fig. 1 a-c : Mouvement d'une ligne de dislocation dans un cristal contenant des précipités diversement dispersés (schématiquement). (5)
 l : Distance moyenne entre précipité.
 r : Rayon de courbure que peut prendre la dislocation sous l'effet des contraintes présentes.
 : La flèche indique la direction du mouvement de la dislocation.

En général, la limite élastique croît avec la taille des précipités aussi longtemps que ceux-ci sont traversés par les dislocations. Le passage de la fig. a à la fig. b est donc caractérisé par une élévation de la limite élastique. En revanche, dès que le mécanisme de contournement décrit à la figure c se produit, la limite élastique diminue au fur et à mesure que s'accroissent la taille et la distance des précipités.

- Enregistrement d'un diagramme de traction :

Selon le type d'alliage, les diagrammes de traction peuvent être différents .

Pour un métal déterminé, seule la pente de la droite de Hooke, qui est une mesure du module d'élasticité, est constante.

Dans un diagramme de traction caractéristique de l'aluminium (Fig. 10.2), la droite de Hooke a une pente très raide. Dans un diagramme plus précis (Fig. 10.1) on peut aussi lire "la limite de proportionnalité".

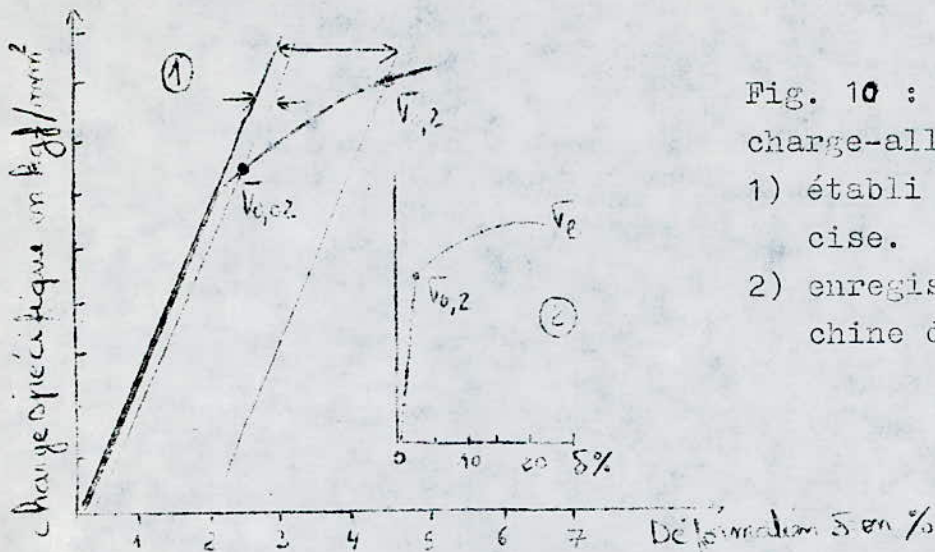
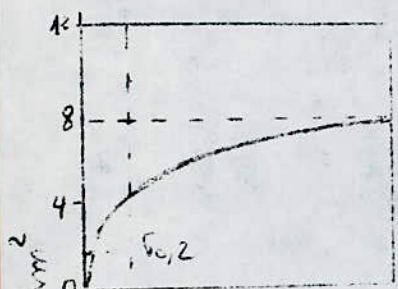


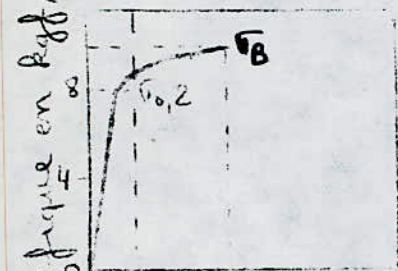
Fig. 10 : Diagramme charge-allongement (5) :
 1) établi par mesure précise.
 2) enregistré par la machine de traction.

Influence du taux d'écroutissage sur la courbe de traction :

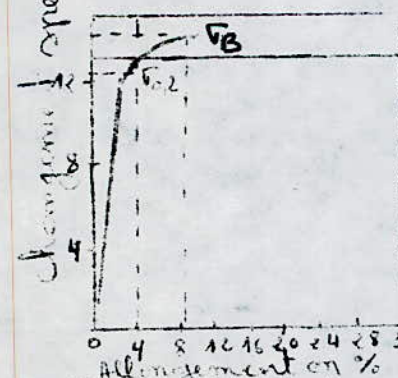


(a)

$\sigma_{0,2}$: Limite élastique.
 B : Charge de rupture.
 : allongement à la rupture.



(b)



(c)

Figure 12 :
 Diagramme de traction de 3 tôles d'aluminium ne se distinguant l'une de l'autre que par le taux d'écroutissage (schématiquement) (5)

- a) "tôle recuite" (pas d'écroutissage avant l'essai de traction).
- b) "tôle demi-dure" (écroutissage moyen, obtenu par exemple par un laminage à froid à 30 % de réduction).
- c) "tôle dure" (écroutissage important, obtenu par exemple par un laminage à froid à 70 % de réduction).

Observations et commentaires :

A la figure (12) sont représentés schématiquement les diagrammes de traction complets de tôles d'aluminium (Al 99,5) à l'état doux, demi-dur et dur.

On distingue clairement la forte influence de l'écroutissage sur la forme des courbes de traction.

On voit que, pour un degré de laminage élevé, la limite élastique et la charge de rupture sont voisins, alors que l'al-

longement de rupture a fortement diminué. Cela signifie qu'un métal très fortement écroui n'a plus aucune "réserve d'allongement". On ne peut donc imposer à une tôle ayant subi un écrouissage de plus de 90 % qu'une déformation minime jusqu'à ce que la rupture survienne.

c)- Résultats expérimentaux :

Tableau 16 : Caractéristiques mécaniques de tôles d'aluminium (5)

Matériau	Degré de laminage à froid en %.	charge de rupture (Kgf/mm ²)	Limite élastique 0,2 (Kgf/mm ²)	Allongement 0,2 (%)	Dureté Brinell HB Valeurs indicatives (Kgf/mm ²)
Al 99,5 (A5)					
recuit	0	6,5-10	5,5	35-45	20
demi-dur	30	11-14	9-13	4-10	35
dur	50	15-18	13-17	2-6	45
AlMg3 (A6)					
recuit	0	10-23	8-16	17-27	50
demi-dur	20-25	24-28	19-24	4-14	73
dur	50-60	29-34	25-30	2-6	85

Le tableau 16 montre qu'on peut écrouir une tôle d'aluminium beaucoup plus fortement par laminage à froid que par tractionnage (cela provient du fait qu'on ne peut déformer uniquement le barreau lors de l'essai de traction que jusqu'à l'apparition de la striction ("allongement réparti"). Au delà, la déformation est localisée dans la zone de striction jusqu'à la rupture. Lors de laminage, les conditions sont différentes, car les forces de déformation sont essentiellement les forces de compression exercées par les cylindres).

On le voit en comparant les charges de rupture de l'aluminium pur (99,8 %) recuit et dur. Lorsqu'on écrouit par tractionnage une tôle recuite, la charge de rupture atteinte correspond à la moitié de celle qu'on obtient après un laminage à froid très important.

1.2 ALLIAGES D'ALUMINIUM :

1.2.1 Désignation conventionnelle des alliages d'Aluminium :

Il est à distinguer deux classes d'alliages d'Aluminium :

- Alliages de moulage :

Les alliages de moulage sont élaborés :

- Soit directement à partir de métal provenant directement des cuves d'électrolyse d'addition des éléments constitutifs de l'alliage il s'agit d'alliages de première fusion.

- Soit à partir d'alliages mères, refondus et réajustés au titre : il s'agit alors d'alliages de deuxième fusion.

Il existe des alliages de moulage nécessitant un traitement thermique (mise en solution, trempe, maturation) et d'autres que l'on utilise sans traitement thermique exemple l'AS13.

- Alliages de corroyage :

Les alliages de corroyage subissent une déformation (laminage, tréfilage,...) avant leur utilisation.

Il y a deux grandes familles d'alliages d'Aluminium de corroyage.

1.2.1.1 Les alliages non susceptibles de durcissement structural ou non trempants :

Série 1000 : Aluminium non allié :

L'Aluminium non allié est commercialisé sous la forme de trois nuances indiquées dans la norme NF A57.702 :

A7 à 99,7 % d'Aluminium.

A5 à 99,5 % "

A4 à 99 % "

Pratiquement, l'Aluminium non allié est peu utilisé en fonderie de moulage, sauf pour les applications nécessitant une résistance chimique, une bonne conductivité thermique et surtout électrique. (r)

Série 3000 : Alliages Aluminium-Manganèse (Mg) :

L'addition de Manganèse à l'Aluminium a pour effet d'augmenter la température de recristallisation et les caractéristiques mécaniques.

Sa coulabilité moyenne et une assez forte tendance à la crique font que son aptitude au moulage n'est pas très bonne. (7)

Série 5000 : Alliages Aluminium-Magnésium :

Dans le domaine industriel, sa teneur en Mg est au plus égale à 5,5 - 6 %.

Les propriétés générales de cet alliage sont les suivantes :

- Caractéristiques mécaniques moyennes, supérieures à celles de l'Aluminium.
- Bonne aptitude à la transformation à chaud et à froid.
- Excellente soudabilité.
- Excellent comportement aux basses températures.
- Très bonne résistance à la corrosion. (7)

1.2.1.2 Les alliages à durcissement structural ou trempants :

Série 2000 : Alliages Aluminium-Cuivre :

Il existe trois types d'alliages Al-Cu :

(1) Contient, outre du Cuivre, du magnésium et du titane : c'est un alliage à traitement thermique à haute performances à la température ambiante A-U56T.

(2) Les alliages A-U10G et A-U4NT, leurs excellentes caractéristiques à chaud en font des alliages pour pistons.

(3) Alliages A-U8S et A-U10S4, montrent en raison de l'addition de Silicium, une aptitude au moulage supérieure, ils coulent mieux et ont une tendance à la crique plus faible ; pas de traitement thermique, très bonne usinabilité. (7)

Série 4000 : Alliages Aluminium-Silicium :

L'intérêt de ces alliages réside dans :

- Leur bonne résistance à l'usure.
- Leur bonne tenue à chaud. (7)

Série 6000 : Alliages Aluminium-Magnésium-Silicium :

Ces alliages se caractérisent par un durcissement qui résulte de la précipitation des formes transitoires du composé Mg_2Si .

La séquence de précipitation comprend également différents stades d'ailleurs encore plus ou moins bien connus. On admet généralement qu'il y a d'abord formation d'amas filiformes d'atomes de magnésium et silicium, puis de zones de GUILMIER-PRESON (phénomène non visible en microscopie électronique). Aux zones G.P succèdent des particules cylindriques de précipités, visibles en micrographie optique sous forme d'aiguilles, et qui semblent donc constituer la phase de transition intermédiaire entre les zones G.P et la phase d'équilibre Mg_2Si qui apparaît sous forme de plaquettes puis de bâtonnets. (22)

Alliage 6060 ou AGS :

La composition de cet alliage est la suivante :

Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Fe
0,35% à 0,6%	0,3% à 0,6%	0,1%	0,1%	0,05%	0,1 à 0,3%

C'est un alliage de filage par excellence. Il peut être filé à grande vitesse (50 à 140 m/min). (7)

L'addition de 0,05 - 0,25 % de cuivre, pour une teneur de fer 0,15 %, améliore le brillantage et augmente de 10 MPa la limite élastique et la charge de rupture.

Domaines d'utilisation :

- (1) Industrie de transport (équipement routier).
- (2) Electricité.
- (3) Menuiserie métallique (ossature d'armoire métallique).
- (4) Bâtiment (pylône, charpente).
- (5) Industrie mécanique. (7)

Alliage 6061 :

La composition de cet alliage est la suivante :

Mg	Si	Cu	Cl	Mn	Fe
0,8 à 1,2%	0,4 à 0,8%	0,15 à 0,4%	0,04 à 0,35%	0,15%	0,7%

L'addition de cuivre augmente les propriétés mécaniques, le chlore contrôle la grosseur de grain.

L'alliage 6061 est un alliage à moyenne résistance qui reçoit des applications industrielles très importantes sous forme de produits filés (barres, toles), il se distingue par les propriétés suivantes :

(a) Bonne aptitude à la transformation à chaud.

(b) Caractéristiques mécaniques moyennes à l'état normal de livraison (T5 ou T6) $R_{e,002} = 275 \text{ MPa}$ $R_p = 310 \text{ MPa}$ $A = 12\%$

(c) Bonne aptitude au soudage.

(d) Excellente résistance à la corrosion, dans les atmosphères rurales, industrielles et maritimes.

Domaines d'utilisation :

* Carrosserie industrielle.

* Structure et panneautage de voitures et Wagons de chemin de fer.

* Structure au sol :

Charpente de bâtiments, cages de mines, mâts, coffrage, tuyauteries diverses. (pipe-line). (7)

Série 7000 : Alliages Aluminium-Zinc-Magnésium :

Les alliages de la série 7000 sont d'un développement industriel plus récent que celui des alliages des autres séries. Leurs applications sont importantes du fait des grandes possibilités métallurgiques de cette classe d'alliage.

Ces alliages se caractérisent par un durcissement qui résulte de la précipitation du composé MgZn_2 .

Le processus de précipitation est le suivant :

- A la température ambiante et au-dessus de 75 °C, il se forme des zones de Guinier-Preston de forme sphérique, difficilement décelables au microscope électronique mais qui produisent

un durcissement déjà important. Fig- 42 - .

- Au dessus de 75 °C, mais au-dessous de 135 °C, il apparait un premier précipité de transition, hexagonal, mais qui est rapidement remplacé par la phase M' -MgZn₂ qui confère aux alliages leur durcissement maximal.

- Au dessus de 135 °C, c'est à dire au cours de traitement de sur-revenu, la phase M' perd sa cohérence et se transforme en phase d'équilibre M-MgZn₂ également hexagonale. Si la teneur en magnésium de l'alliage est plus élevée, il peut également apparaitre la phase T-Al₂Mg₃Zn₃. (7)

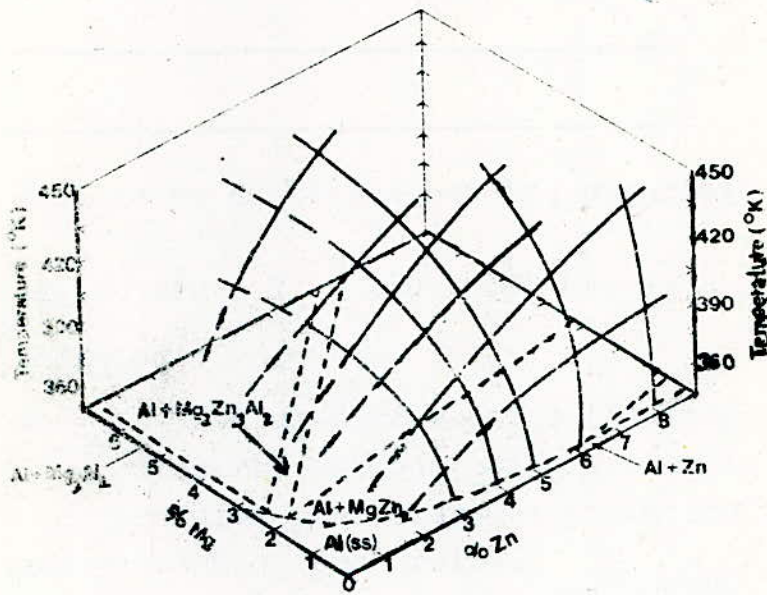


Fig. (12) Temperature critique de formation des gens G P

L'alliage 7020 : (AZ56) : De composition suivante :

Zn	: 3,7 à 5 %
Mg	: 0,9 à 1,5 %
Mn	: 0,05 à 0,5 %
Cr	: 0,35 % (avec Mn+Cr 0,15 %)
Zr	: 0,08 à 0,2 % (avec Zr+Ti= 0,08 à 0,25 %)
Fe	: 0,4 %
Si	: 0,35 %

Cet alliage se distingue par les propriétés mécaniques suivantes :

$R_{e0,002} = 300$ à 330 MPa , $R_r = 360$ à 400 MPa et $A = 12$ à 17 %

Domaines d'utilisation :

- Transport : Veicules ferroviaires (Wagons, autorails), autocars, autobus, citernes routières pour produits pétroliers et ponts roulants...
- Mécanique, portiques, passerelle.

L'alliage 7051 : (AZ3G2) :

La composition de cet alliage est la suivante :

Zn	Mg	Cr	Mn	Fe	Si
3 - 4%	1,7 - 2,5%	0,05 - 0,25%	0,1 - 0,45%	0,45%	0,35%

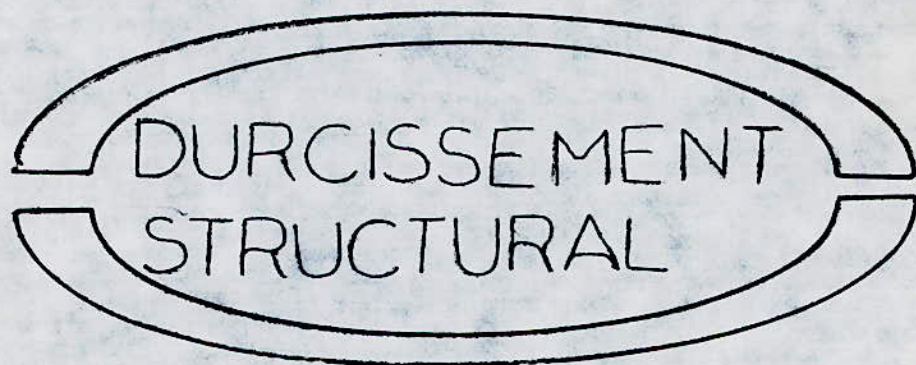
Caractéristiques mécaniques de l'alliage 7051 :

Pour un pourcentage de Zn = 3,5 et Mg = 2,25, état trempé-mûri
 $R_{e0,002} = 25$ Kgf/mm² , $R_r = 37$ Kgf/mm² , $A = 18$ %.

Domaines d'utilisation :

- 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-mûri.(*)

CHAPITRE II



2.1 LA DIFFUSION :

Le phénomène de diffusion est la migration d'atomes dans le réseau cristallin provoquée par l'agitation thermique, dont le déplacement est de longueur, au moins égale à une distance interatomique et peut être relativement plus grande.

2.1.1 Aspect microscopique de la diffusion :

On constate cinq mécanismes de la diffusion :

- Mécanisme par échange direct : est l'échange direct d'un atome avec l'un de ses premiers voisins, il est peu probable.

- Mécanisme par échange cyclique : où les forces de répulsion jouent un rôle actif ; chaque atome pousse alors son voisin de façon qu'un cycle de n atomes tourne de $\frac{2}{n}$, c'est un mécanisme aussi peu probable.

- Mécanisme par lacunes : Si un site du réseau n'est pas occupé, l'un des atomes voisins peut sauter en ce site.

- Mécanisme interstitiel : Un atome diffuse par un mécanisme interstitiel quand il passe d'un site interstitiel à un autre sans déplacer d'une manière permanente les atomes situés sur les sites normaux du réseau.

- Mécanisme interstitiel indirect : Un atome en insertion chasse un des ses proches voisins en substitution et prend sa place jusqu'à ce qu'il soit "chassé" à son tour par un atome en position interstitielle.

2.1.2 Diffusion dans les défauts linéaires et bidimensionnels :

- Dislocations et sous-joints :

La diffusion peut donc être favorisée le long des lignes de dislocations, parce que les liaisons sont moins fortes, dans cette région.

Il sera de même dans les sous-joints ; car un sous-joint est constitué par une ou deux familles de dislocations coin.

- Joint de grains :

Les atomes du réseau, comme les atomes étrangers diffuseront avec plus de facilité dans les régions de grand désordre que constituent les joints de grains.

- Surface :

A la surface, les atomes sont moins liés qu'à l'intérieur du réseau et les nombreux défauts permettent aux atomes de migrer facilement.

La diffusion est plus facile à la surface, aux joints de grains et à la zone de grande concentration en imperfections de la structure ; c'est pourquoi l'énergie d'activation par diffusion au niveau des joints de grains est à peu près 2 fois inférieure à l'énergie en volume (8).

2.1.3 Les lois de la diffusion :

- Première loi de Fick :

Elle décrit la diffusion uniforme.

L'aspect macroscopique qui permet de prendre en compte la variation globale de concentration est décrit par la première loi de Fick :

$$J = - D \frac{\Delta C}{\Delta x}$$

C : Concentration.

D : Coefficient de diffusion.

J : Flux de matière.

Cette équation indique que les atomes vont diffuser des régions de forte concentration vers les régions de faible concentration.

Celle loi n'est généralement pas utilisable, le flux n'étant directement mesuré que dans une expérience en régime permanent, ce n'est pas le cas, car les régions sont transitoires dans la pratique.

- Deuxième loi de Fick :

Elle décrit la diffusion non uniforme.

C'est le cas où le gradient de concentration varie avec le temps t et la distance x, c'est le cas général des problèmes rencontrés en métallurgie, elle s'écrit :

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

D : indépendant de la composition.

2.2 GERMINATION DANS L'ETAT SOLIDE :

2.2.1 Théorie classique de la germination :

Pour qu'une phase α , donne naissance à une nouvelle phase β stable il faut qu'elle atteigne un certain volume critique.

L'enthalpie de formation du germe initiale doit être négative pour que ce germe soit stable. L'enthalpie de formation du germe se divise en deux enthalpies libres : l'une, l'enthalpie libre volumique ΔG_V de la formation de la phase β à partir de α , qui est négative, l'autre positive représentant l'enthalpie libre superficielle ΔG_S , associée à la création de l'interface entre les deux phases α et β .

Pour un germe (β) de rayon r , on a :

$$\Delta G_V = \frac{4}{3} \pi r^3 (G_B - G_A)$$

et $\Delta G_S = 4\pi r^2 \sigma$

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

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

La variation totale libre liée à la formation du germe s'écrit donc :

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

La courbe (1) représente la variation de ΔG en fonction de r

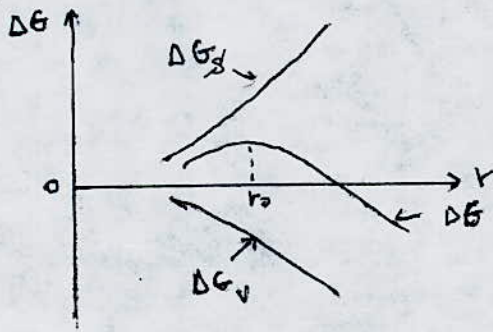


Fig. 1. Variation schématisée de l'enthalpie libre ΔG accompagnant la formation d'un germe d'une phase nouvelle en fonction du rayon r de ce germe

Comme r_0 représente le maximum de ΔG donc :

pour $r > r_0$ on aura $\frac{d\Delta G}{dr} < 0$

Ce qui signifie que toute augmentation de volume du germe de rayon supérieur à r_0 entraîne une diminution de l'enthalpie libre du système, c'est à dire une augmentation de la stabilité.

En résumé, à une température donnée, on aura un nombre donné de germes de rayons différents ; ceux dont le rayon est inférieur à r_0 tendent à disparaître, tandis que seuls ceux dont le rayon est supérieur à r_0 se développent.

Le rayon critique calculé est :

$$r_0 = \frac{-2 \cdot \sqrt{\Delta G(\alpha \rightarrow \beta)}}{\Delta H \cdot \Delta T} = \frac{-2 \cdot \sqrt{\Delta T \cdot T_E}}{\Delta H \cdot \Delta T}$$

2.2.2 Formation de germes de la nouvelle phase :

Des considérations thermodynamiques permettent d'envisager pour ce stade de germination, deux voies possibles.

- Si des fluctuations de concentration de faible intensité, mais de dimensions importantes, peuvent se produire spontanément, le changement de phase se fera par décomposition spinodale.

- Si les fluctuations tendent à se détruire, il existe une barrière de germination, les fluctuations sont instables ; cependant, occasionnellement, l'une d'elles grandit et atteint une dimension où sa probabilité de croître ou de décroître est égale. Cette dimension correspond au germe critique.

2.2.3 Considérations générales :

Expressions de ΔG_V , la variation d'enthalpie libre due à l'apparition d'une unité de volume de germes de la nouvelle phase libre de toutes contraintes.

a- Si la transformation s'effectue à composition constante, le résultat est particulièrement simple :

$$\Delta G_V = \Delta H_V \frac{T_0 - T}{T}$$

où : ΔH_V : est l'enthalpie de la transformation, T et T_0 respectivement la température donnée et la température d'équilibre de la transformation.

b- Considérons maintenant l'effet de la pression sur la composition des germes.

La variation d'enthalpie libre, pour former un noyau de β dans α sous la pression hydrostatique P , est :

$$\Delta G = \Delta G_V^0 + P \cdot \Delta V$$

où ΔV est le changement de volume de tout le système, dû à la formation du germe.

Pour un ensemble de germes, l'enthalpie libre de formation des germes est :

$$\Delta G = \sum (\Delta G_n^0 + P \Delta V_n) C_n - T S_p$$

C_n : est le nombre de groupements par unité de volume.

S_p : L'entropie de configuration telle que : $S_p = k \log \Omega$
(Ω est le nombre d'arrangements possibles des noyaux sur les sites)

n : Nombre de constituant dans un système.

2.2.4 Phénomène de tension superficielle :

La barrière de germination, qui conduit au fait que la transformation ne se produit pas dès le franchissement de la limite de phase du diagramme d'équilibre, est due à l'enthalpie libre de l'interface entre la matrice et le germe, c'est à dire à la tension superficielle. (9)

a)- Le premier correspond au cas de la germination ou le cas des interfaces nettes, qui est caractérisé par la variation de la tension superficielle avec l'orientation, la forme d'équilibre d'un cristal de volume donné telle que :

$$\int_{\text{surface}} \sigma \cdot dA = \text{minimum.}$$

σ : La tension superficielle est un travail réversible qui, associé à un accroissement d'aire A, correspond à un accroissement d'enthalpie libre $\sigma.A$.

b)- Le deuxième correspond au phénomène de la décomposition spinodale.

La décomposition spinodale dans les solides implique que la nouvelle phase se forme par un processus continu ; elle doit posséder la même structure cristallographique que la phase mère. Elle n'en diffère que par sa composition. Les deux phases sont cohérentes. (9)

2.2.5 Energie de contrainte :

Si la diffusion des lacunes est possible, les germes incohérents sont libres de toute contrainte. L'effet des contraintes ne se fait donc sentir que sur les germes cohérents ou semi-cohérents.

Les résultats exposés ~~ici~~ sont ceux de la théorie d'Eshelby faite dans l'hypothèse de l'élasticité isotrope. (3)

a)- Cas des germes cohérents :

L'énergie de contrainte de dilatation, par unité de volume de germes, est indépendante de la forme (ellipsoïdes, plaquettes, aiguilles, sphères) et a la même valeur si la matrice et le germe ont les mêmes constantes élastiques.

Cette énergie de contrainte vaut :

$$\xi = E.(\epsilon_{11}^T)^2 / (1 - \nu)$$

où : ν : est le nombre de Poisson.

E : Module de Young.

ϵ_{11}^T : La dilatation linéaire.

b)- Cas des germes semi-cohérents :

L'écart entre les paramètres des réseaux étant trop grand, un gain d'énergie peut être obtenu en introduisant une dislocation autour du germe ou parfois, trois dislocations dans des plans différents.

Brown, Woolhouse et Valdre ont calculé le rayon mini-

mal, à partir duquel on gagne de l'énergie en introduisant une dislocation, est :

$$r_c = \frac{3 \cdot b}{16 \pi \Gamma \frac{1}{2} (1-\nu)} \left(\log \frac{8r_c}{b} - \frac{1}{8} \right)$$

b : vecteur de Burgers.

2.2.6 Cinétique de germination:

Une germination théoriquement activée signifie que, par suite de l'existence de l'entropie de mélange des amas de tailles variés de la nouvelle phase se forment au hasard sur les sites disponibles, mais en particulier sur ceux qui sont, énergétiquement, les plus favorables. Le plus souvent, ces amas, qui ne contiennent que quelques atomes, se décomposent en atomes isolés plutôt que de croître. Parfois, dans les systèmes sursaturés, après une suite d'événements fortuits, un amas devient assez grand pour se trouver en équilibre instable avec la matrice et a une probabilité égale de croître ou de disparaître. Cet amas, nous l'avons appelé germe critique.

La vitesse de germination est obtenue en tenant compte de la croissance et de la disparition des amas de toutes tailles.

L'équation qui décrit le processus de germination est :

$$\frac{\partial c_n}{\partial t} = \frac{\lambda}{\delta n} \left(\varphi_n c_n^0 \frac{\partial (c_n/c_n^0)}{\partial n} \right)$$

c_n : Nombre d'amas de taille n.

c_n^0 : Le nombre d'amas à l'équilibre.

φ_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.

2.2.7 Temps d'incubation :

Avant d'atteindre l'état de germination stationnaire, des amas doivent se former à partir des atomes isolés. Ce processus nécessite un temps caractéristique du phénomène de germination, et qu'on appelle temps d'incubation τ . (Fig 2)

Si $t < \tau$: aucun germe n'apparaît.

La vitesse de formation des noyaux critiques ; à l'approche du régime stationnaire, se met approximativement sous la forme :

$$\dot{I}_n(t) = I_n(S) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right)$$

Turnbull considéra le premier, cette étape transitoire de la germination, et conclut que le temps d'incubation dépend de la vitesse de la diffusion en volume.

D'après Hillig :

ΔG_k^0 : Barrière de germination.

n_k : Taille critique.

S : Largeur de la région critique.

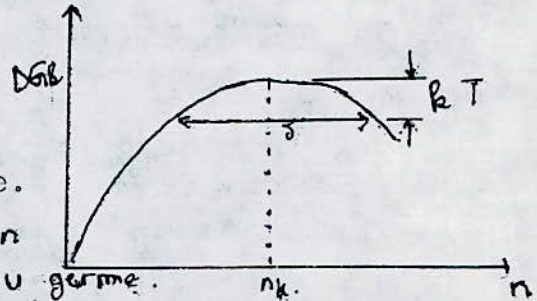


Fig 2. L'enthalpie libre en fonction de la taille du germe.

Un germe n'est réellement stable que lorsqu'il n'a plus qu'une très faible chance de se décomposer et que cela se produit pour une dimension $n = n_k + S/2$ pour laquelle l'enthalpie libre diffère de la valeur ΔG_k^0 de kT .

Pour des modèles bien définis le temps d'incubation est défini comme suit :

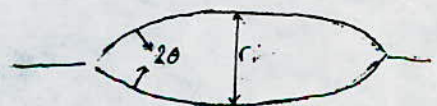
$$= \frac{S^2}{2Dk}$$

2.2.8 Germination aux joints de grains :

Considérons d'abord les divers formes de germes possibles :



ellipsoides



allotriomorphe incohérent



allotriomorphe cohérent



plaquette en disque



germe à l'intersection de 2 joints



germe à l'intersection de 3 grains



germe incohérent sur une dislocation

Le calcul de la variation d'enthalpie libre de formation d'un précipité allotriomorphe incohérent, de rayon r et d'angle 2θ , conduit à l'équation :

$$G_r^0 = 2\pi r^3 \Delta G_n (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) / 3 - \pi r^2 \sin^2\theta \sigma_{gb} + 2\pi r^2 \sigma_{ip} (1 - \cos\theta)$$

- Le premier terme représente la force motrice.
- Le second, l'énergie du joint de grain remplacé (σ_{gb} étant l'énergie du joint).
- Le troisième, l'énergie de la nouvelle interface créée (σ_{ip}).

2.3 LE PHÉNOMÈNE DE CROISSANCE ET ÉPIQUE DE LA CROISSANCE DES GERMES :

2.3.1 Croissance contrôlée par la diffusion :

* Croissance d'un nombre fixe de précipités sphériques : (WERT et ZEBER)

C'est à dire on considère un nombre N_0 fixe de germes à l'origine.

a)- Solution rigoureuse :

La vitesse de croissance radiale d'un précipité de rayon R est donnée par l'expression (1) :

$$R\left(\frac{dR}{dt}\right) = D \frac{C_I - C_E}{C_p - C_E} \cdot (1 - y) \quad (1)$$

Avec :

- $y = \frac{\text{nombre d'atomes par unité de volume dans l'état final}}{\text{nombre d'atomes susceptibles de se transformer à } t=0}$
- D : Coefficient de diffusion du soluté.
- C_I : La concentration initiale en soluté de la matrice.
- C_p et C_E : Les concentrations d'équilibre en soluté dans le précipité et la matrice.

Pour ce modèle : l'énergie d'activation apparente E_A qui est donnée par l'équation (2) :

$$E = \frac{d(\text{Log}K)}{d(1/T)} = \frac{d(\text{Log}D)}{d(1/T)} + \frac{2}{3} \frac{d(\text{Log}N)}{d(1/T)} + \frac{1}{3} \frac{d}{d(1/T)} \text{Log} \frac{C_I - C_E}{C_p - C_E} \quad (2)$$

Le premier terme, est l'énergie d'activation pour le processus de diffusion qui contrôle le processus.

Le second, de l'influence de la température sur la vitesse de germination.

Le troisième dépend du diagramme d'équilibre.

b)- Solution approchée :

Pour ce modèle il y a la compétition entre les divers précipités, d'où JOHNSON-MERL-AVRAMI sont arrivés à l'équation suivante :

$$y = 1 - \exp\left[-(kt)^{3/2}\right]$$

* Croissance d'un nombre variable de précipités sphériques :

Ce problème présente l'avantage de permettre de tenir facilement compte de la présence d'une germination pendant la croissance.

JOHNSON-MERL ont établi une équation approximative :

$$y = 1 - \exp\left[\frac{16}{15} 2 \cdot D^{3/2} \left(\frac{C_I - C_E}{C_p - C_E}\right)^{1/2} \cdot V_g t^{5/2}\right]$$

Avec : $n = 5/2$

V_g : la vitesse de germination par unité de volume.

On notera que l'effet de la germination est d'accroître la puissance du temps par rapport au cas à vitesse de germination nulle. (9)

* Précipités non sphériques :

Le travail de HAM : montre que la loi de croissance n'est pas sensiblement affectée par une distribution non uniforme de particules.

Aussi un précipité croît en général en gardant sa forme pourvu que les atomes restent au point de la surface où ils sont arrivés.

La loi cinétique décrivant la précipitation de plaquettes ou d'aiguilles est qualitativement semblable à celle trouvée pour les sphères. (9)

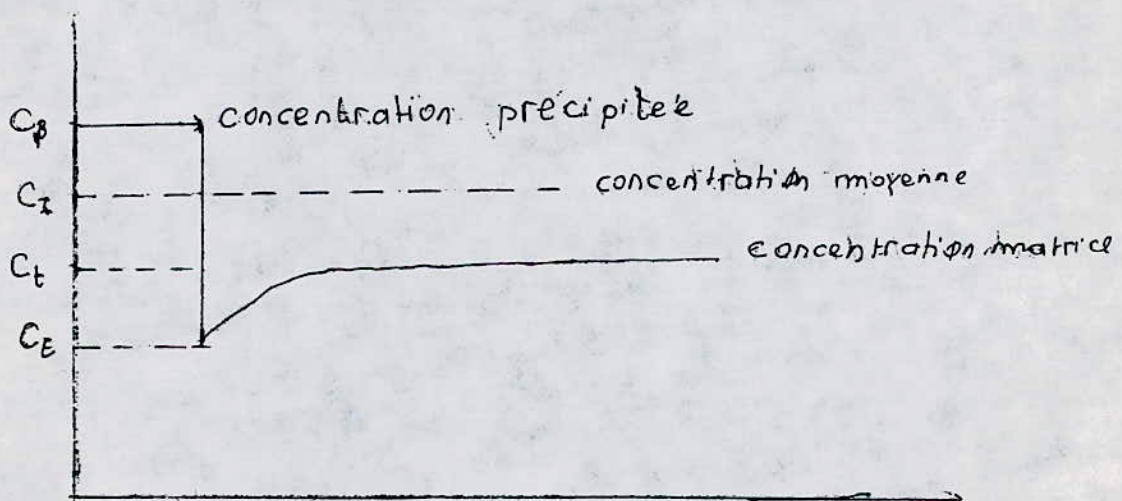
2.3.2 Croissance contrôlée par la réaction d'interface :

* Croissance d'un nombre fixe de germes sphériques :

Dans le cas où la capture à l'interface est plus lente que la diffusion des atomes vers l'interface, la vitesse de croissance représentée par l'équation suivante :

$$y = 1 - \exp\left[-\frac{4}{3} \pi N_0 r_0^3 \left(\frac{C_I - C_E}{C - C_E}\right)^2 t\right]$$

* Croissance radiale d'un précipité :



C_E : Concentration à l'équilibre à l'interface.

$$\dot{I} = D \left(\frac{dC}{dr} \right)_{r=R} = (C_B - C_E) \left(\frac{dR}{dt} \right)$$

$$D \left(\frac{C(t) - C(E)}{R} \right) = (C_I - C_E) \frac{dR}{dt}$$

Fraction précipitée : $y = \frac{C_I - C_t}{C_I - C_E}$

$$(1 - y) = \frac{C(t) - C(E)}{C(I) - C(E)}$$

$$R \cdot \frac{dR}{dt} = D \frac{C_I - C_E}{C_B - C_E} (1 - y)$$

2.4 LES PHENOMENES DE COALESCENCE DES PARTICULES :

L'analyse théorique du phénomène de coalescence a permis d'envisager deux possibilités :

- Dans la première, le phénomène de coalescence est contrôlé par la vitesse de diffusion du soluté B dans la matrice.
- Dans la seconde, il est contrôlé par la vitesse de transfert de matière au niveau de l'interface matrice-particule.

Le phénomène de coalescence ou de "maturation" étant: en présence de particules de tailles différentes, dispersées dans la solution, les plus petites auront tendance à se redissoudre au profit des plus grosses. Le terme d'énergie interfaciale sera minimum lorsqu'il ne restera qu'une seule grosse particule sphérique dans la matrice. (3)

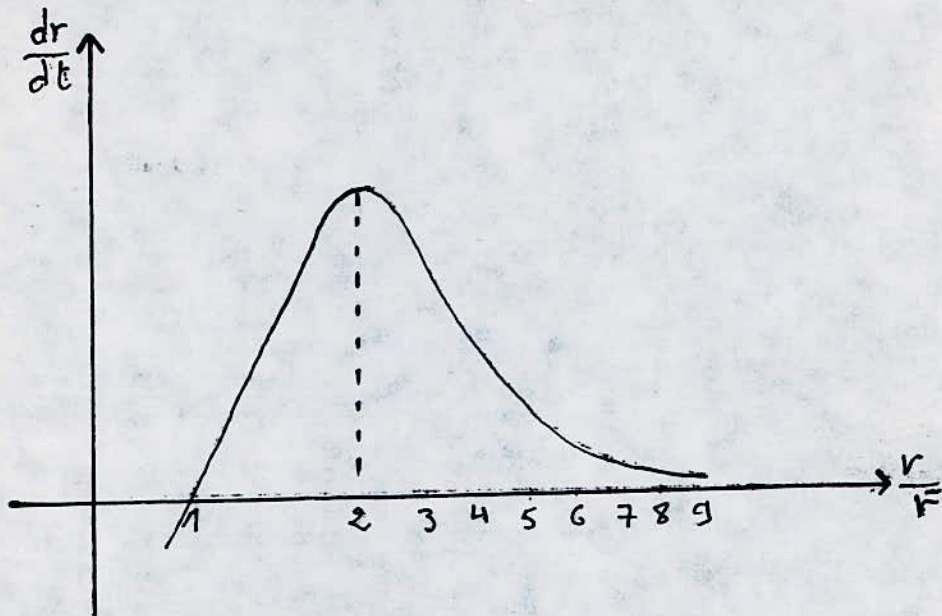
La force motrice qui provoque la croissance d'une particule est liée aux gradients de concentration qui existent dans le système de particules de tailles différentes.

Pour mettre en évidence la taille des particules: la relation déduite de l'équation GIBBS THOMSON, il vient que :

$$\frac{dr}{dt} = \frac{2D\sigma V_B^2 \cdot x_B^2}{RT \cdot r} \left(\frac{1}{\bar{r}} - \frac{1}{r} \right)$$

Avec : $\bar{r} = \frac{\sum r}{n}$ (rayon moyen des particules).

permet d'effectuer les constatations suivantes :



- A un instant donné, toute particule, de rayon égal au rayon moyen de la population, n'évolue pas.

- Les particules, de rayons inférieurs à \bar{r} , se dissolvent à une vitesse croissante si r décroît.

- Les particules, de rayons supérieurs à \bar{r} , grossissent, mais la vitesse de croissance passe par un maximum pour une valeur de rayon approximativement double de celle de rayon moyen.

- Le nombre de particules décroît donc sans cesse, cependant, la vitesse de croissance diminue progressivement.

- Toute particule, de rayon supérieur à deux fois le rayon moyen, continue de croître, mais à une vitesse nettement plus faible que pour $r = 2\bar{r}$, si bien qu'elles auront tendance à disparaître.

2.5 DURCISSEMENT STRUCTURAL

2.5.1 Introduction :

On entend par durcissement une augmentation des caractéristiques mécaniques de résistance, la limite élastique, la charge à la rupture et la dureté. Le durcissement est associé à une diminution de la plasticité.

Du point de vue microscopique, la déformation est due au déplacement des dislocations.

En effet, le durcissement du métal est causé par le freinage ou le blocage du mouvement des dislocations.

On distingue :

1- Le durcissement par écrouissage ; lorsque le métal est à froid.

2- Le durcissement de solution solide, par l'introduction d'atomes étrangers en substitution ou insertion. La substitution peut s'opérer sur des sites disposés aléatoirement ou au contraire les atomes étrangers peuvent former une surstructure.

Le durcissement peut être provoqué également par l'existence de phases dispersées de particules ou de fibres ou par la multiplication de joints de grains et de macles.

2.5.2 Durcissement de solution solide :

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

Les principales origines de ces interactions sont :

a- L'effet de taille :

Quand la différence de taille entre l'atome de soluté et de matrice est grande, on a un durcissement.

b- Effet "chimique" :

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

L'intensité du champ de contraintes autour des atomes

étrangers est d'autant plus grande que les différences entre les rayons atomiques sont grandes et les affinités interatomiques sont élevées.

c- Atmosphère de Cottrel :

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

d- Effet SUZUKI :

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

2.5.3 Durcissement par précipitation :

On distingue deux genres de précipitation :

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).

Il est à noter pour ces deux genres de précipitation que :

- La cinétique de la précipitation homogène (ou continue) suit une loi parabolique.
- La cinétique de la précipitation hétérogène (discontinue) suit une loi linéaire.
- La précipitation homogène se produit dans les solutions solides de faible sursaturation ou lorsque les énergies d'interface entre les phases sont grandes.
- La germination de la précipitation hétérogène se produit au niveau des joints de grains.

2.5.3.1 Condition de précipitation :

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

a)- La solubilité :

Le diagramme d'équilibre entre l'élément de base et

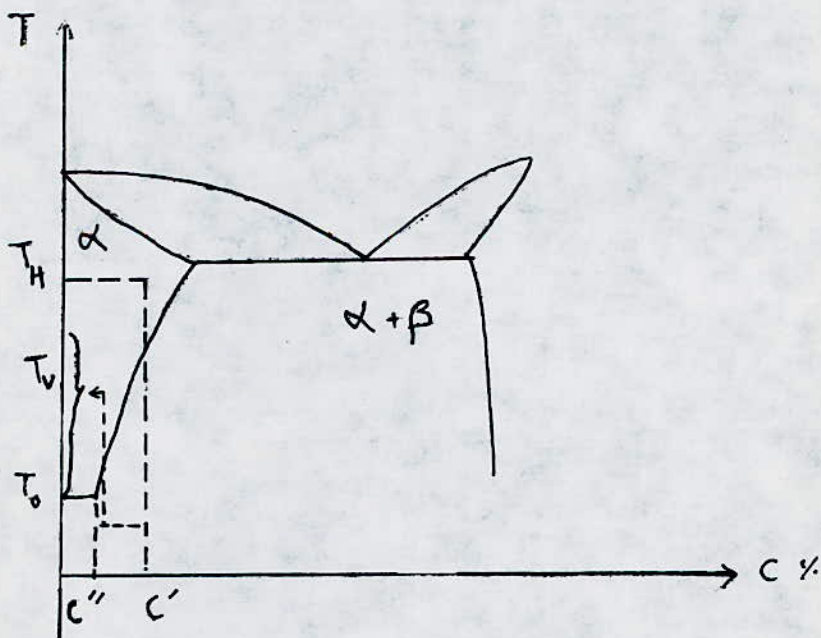
l'un au moins des éléments d'alliage doit avoir une solubilité à l'état solide qui augmente avec la température . Pour le système AL-Zn-Mg, le Zinc et le Mg vérifient bien cette condition.

b)- Le retour à l'équilibre physicochimique à partir de la solution suractivée (sursaturée) doit se faire par une précipitation fine et homogène, par des formes transitoires de précipitation présentant avec la matrice une cohérence par épitaxie.

2.5.3.2 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.

Les traitements thermiques nécessaires pour arriver au phénomène de la précipitation structurale sursaturée sont schématisés dans le diagramme d'équilibre décrit ci-dessous :



Dans le cas d'un alliage qui a une concentration qui varie entre C' et C'', les traitements thermiques pour avoir la

précipitation sont les suivants :

- 1^{er} étape : Homogénéisation de la structure (mise en solution) à une température T_H .
- 2^{eme} étape : Trempe ; est un refroidissement rapide jusqu'à une basse température.
- 3^{eme} étape : Revenu à une température T_V , ou un traitement de vieillissement ou encore de maturation.

2.5.4 Stade d'évolution de la précipitation généralisée :

On distingue cinq grands stades d'évolution lors de ce type de précipitation.

a)- Stade 1 : Formation des amas :

Les atomes de soluté constituent des amas ; ils tendent à se grouper dans des régions où ils se substituent aux atomes de la matrice ; il y a enrichissement local en soluté sans qu'il y ait modification structurale. 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 de Guinier-Preston (G.PI)

b)- Stade 2 : Formation de la zone métastable (GPII) : (cohérente)

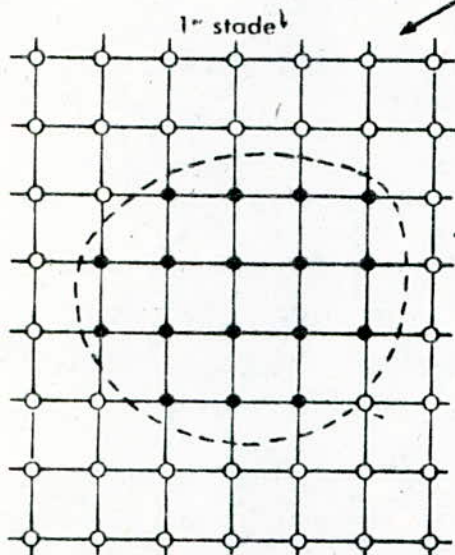
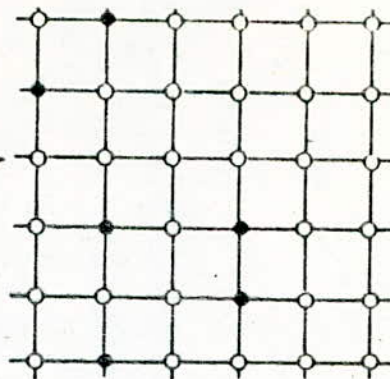
Les amas se développent (GPI) et s'organisent tridimensionnellement faisant, apparaître ainsi la première phase métastable qui est totalement cohérente avec le réseau appelé zone Guinier-PrestonII- (GPII).

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

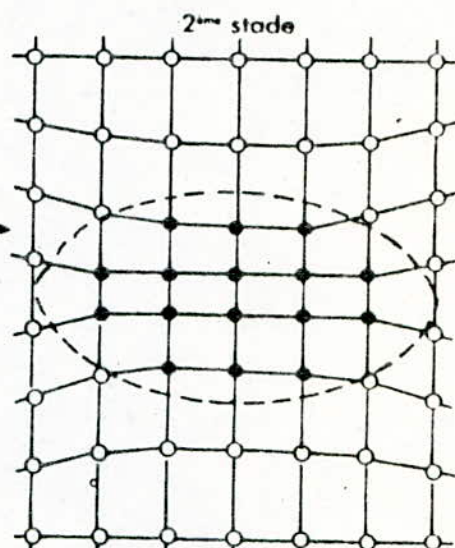
c)- Stade 3 : Perte partielle de cohérence (précipité-matrice) :

Le précipité β'' tend à se développer, et afin d'accommoder les distorsions induites dans la matrice, il est nécessaire de faire apparaître des lignes de dislocation ce qui

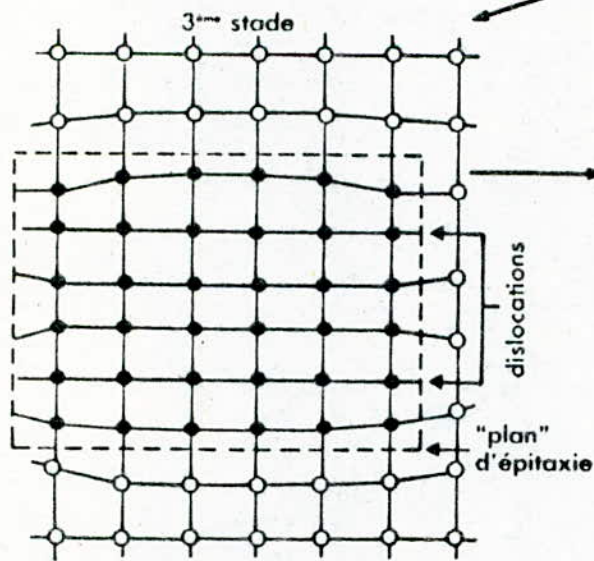
Solution solide α
 substitution sursaturée
 cas d'un solide
 bidimensionnel



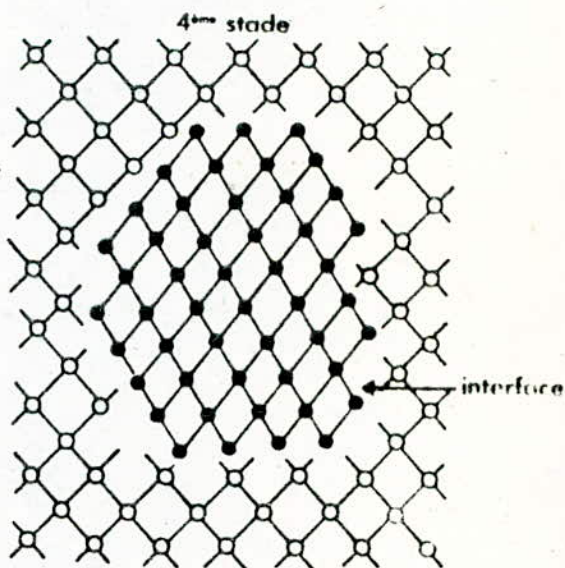
Regroupement en amas



Formation d'une phase cohérente β''



Phase semi cohérente β'



Phase incohérente β

— Les stades de la précipitation continue

provoque l'apparition du précipité métastable qui possède un plan de cohérence avec la matrice (10) mais incohérent dans la 3^{ème} direction, le précipité est β' : il est semi-incohérent.

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. Energétiquement, il est plus favorable de développer un précipité β ne présentant plus qu'une seule direction de cohérence avec la matrice (10).

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 coalescée φ .

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

2.5.5 Zones de GUMIER-PRESTON :

Définition :

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 au moins distordu sans qu'il y ait rupture de cohérence (11).

2.5.5.1 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 des amas des atomes de soluté facilitée par la présence des lacunes en excès et l'élimination de ces défauts sous forme de boucle (12).

2.5.5.2 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 constituants de certaines phases et que ces défauts pourraient jouer un rôle non négligeable dans la germination de la précipitation (13).

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.

2.5.5.3 Relation entre les zones G.P 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 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 (14), 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 (15). Seules

les zones ayant des dimensions supérieures à une valeur critique servent de germes aux particules de précipités (16).

2.5.6 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 qu'un autre. Si ces défauts préexistent dans la matrice, ils peuvent permettre le développement direct des précipités correspondants. Il y a 3 grands cas envisageables Fig: 3

- a)- L'existence de défauts linéaires (dislocations résultant d'un écrouissage et boucles lacunaires) favorise le développement de précipités type β' .
- b)- L'existence de défauts de surfaces (joint de grain, macles, parois d'anti-phases) favorise le développement de précipités type β .
- c)- L'existence de défauts tridimensionnels (joints triples, inclusions) favorise le développement de précipités type ϕ

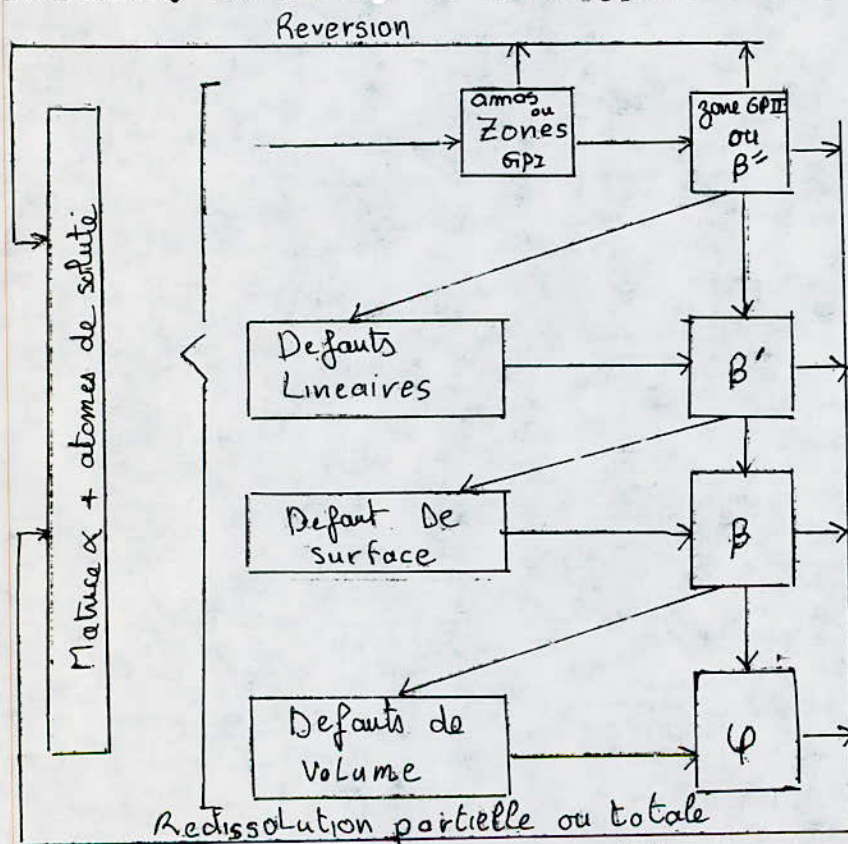


Fig. 3
Représentation schématique des principaux mécanismes de la précipitation structurale.

Plusieurs méthodes peuvent être considérées pour arriver à la phase d'équilibre β .

1- La précipitation peut être continue et généralisée c'est à dire le passage par tous les stades intermédiaires (Zone GP $\rightarrow \beta''$, $\beta' \rightarrow \beta$).

2- La précipitation peut être localisée. C'est à dire à partir de défauts linéaires (dislocation due à un écrouissage) elle aboutira à la formation de précipité type β' qui lui même (β') se transforme en β (phase d'équilibre) ou à partir de défauts de surface (joints de grains, macles, parois d'antiphases) qui favorisent le développement de précipités type β directement (phase d'équilibre).

3- Soit en formant directement le précipité d'équilibre β par précipitation discontinue.

2.5.7 Reversion :

Si on porte à une température légèrement supérieure à la limite de stabilité des précipités cohérents (zone β'' : GP II) 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' (17).

Le traitement, connu sous le nom de reversion, est pratiqué pour ralentir l'évolution ultérieure de l'alliage à plus basse température, il permet d'éviter le vieillissement.

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 β , il ne s'agit donc que d'une redissolution partielle.

2.5.8 Défauts cristallins et précipitation :

Il y a une grande liaison entre la précipitation et les défauts. Par exemple les lacunes ; leurs concentrations croissent exponentiellement avec la température, tout en restant faibles selon la loi :

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

- E_f : Etant l'énergie de formation d'une lacune.
 A : Constante.
 K : Constante de Boltzmann.
 T : Température absolue.

2.5.8.1 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 la température ambiante.

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

2.5.8.2 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 (15).

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.

2.5.9 Durcissement structural par précipitation :

Il était question pour l'évolution des stades de la précipitation de l'existence des défauts cristallins, lacunes, dislocations...etc. Il 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 dislocations 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.

L'une des origines des dislocations dans un alliage est la différence des contractions 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, et pour la nature de précipité, et pour le mécanisme de leur franchissement.

2.5.9.1 Interaction entre particules et dislocations :

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

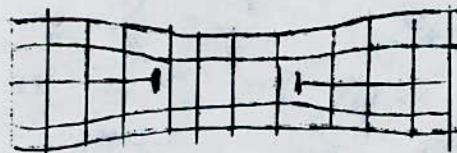
Dans le cas où la force exercée par la dislocation sur la particule est inférieure à la force d'interaction entre la particule et la dislocation, celle-ci reste ancrée sur la particule.

Si la force exercée est suffisante pour que la particule soit franchie par la dislocation, deux mécanismes sont envisagés :

A la suite d'un refroidissement rapide par trempe. Les lacunes en excès ne peuvent pas être absorbées par les puits (joints de grain, atome interstitiel ...) et le métal est subsaturé en lacunes, celles-ci ressemblant alors ultérieurement, lors d'un revenu Fig.(4) et donnent naissance à des boucles de dislocations.



Fig.4. a) Concentration des lacunes dans un même plan.



b) Effondrement des parois pour donner une boucle de dislocation

2.5.9.1.2 Mécanisme de cisaillement :

Les dislocations peuvent cisailier les particules Fig(4) : c'est le cas des particules cohérentes ou éventuellement semi-cohérentes présentant une continuité entre les plans de glissement de la matrice et des particules.

2.5.9.1.2 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'ORDWAN) ; 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.

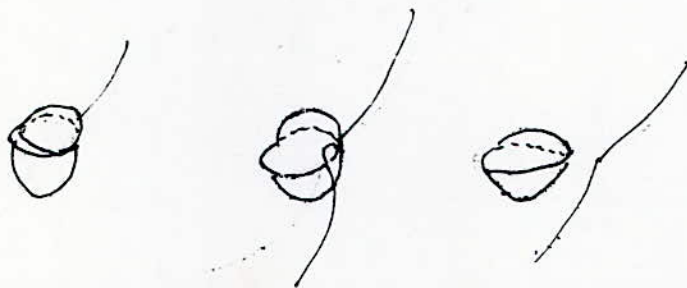


Fig 4: Franchissement d'un précipité par une dislocation par cisaillement.

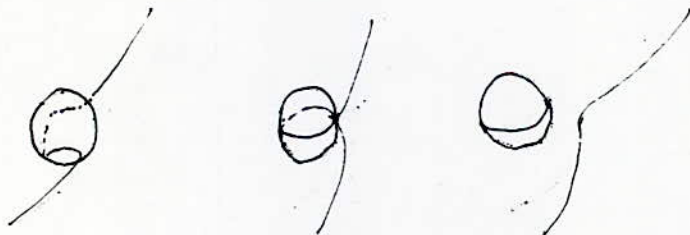


Fig 5: Franchissement d'un précipité par contournement.

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 celle-ci sont plus espacées, alors qui est ce qui détermine le passage d'un type de déformation à l'autre ?

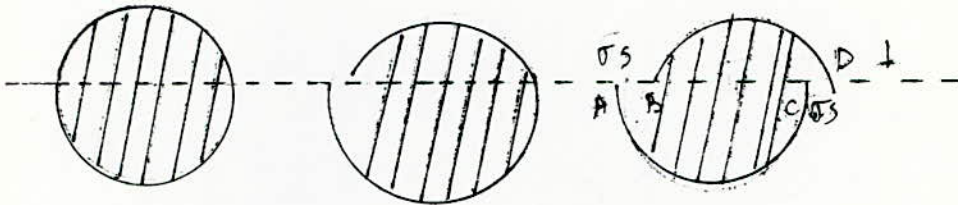
- Changement de type de précipité.
- Variation de la cohérence de l'interface.
- Modification des distances interparticules.

Il semble que ce dernier facteur est le plus important ⁽¹⁴⁾

2.5.9.2 Origines physiques du durcissement :

a)- 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.



* Un interface à l'intérieur de précipité (BC) d'énergie γ_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.

* Un interface supplémentaire matrice-précipité dont l'énergie d'interface γ_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).

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)- Effet à longue distance :

1/- Influence des modules élastiques de cisaillement :

Si : G_p : Module élastique de cisaillement de précipité.
 G_m : Module élastique de cisaillement de la matrice.

La dislocation est droite et parallèle à l'interface, située à une distance r de cet interface.

On a une force d'interaction donnée par :

$$F = \frac{G_m \cdot b^2}{4r} \cdot \frac{G_p - G_m}{G_p + G_m} \quad b : \text{étant le vecteur de Burgers}$$

Si : $G_p < G_m$: Cas des particules molles, F est négative et donc attractive.

$G_p > G_m$: F est répulsive : cas des particules durs, cet effet peut avoir une grande importance dans le cas d'un contournement par le processus d'ORWAN.

2/- Effet de cohérence :

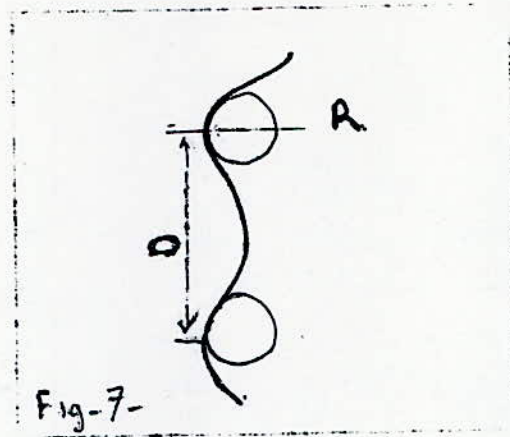
L'écart à la cohérence entre la matrice et le précipité supposé de forme sphérique et dont les paramètres réticulaires sont respectivement a_m et a_p est :

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

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 associée conduit à des expressions de contraintes d'écoulement proportionnelles au facteur de cohérence d .

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'ORWAN correspondante a pour expression :

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

- G : Module de cisaillement.
- b : Vecteur de Burgers.
- D : Distance interparticules.
- R : Rayon de courbure.

CHAPITRE: III



3)- ELABORATION D'ALLIAGES BINAIRES ET D'ALLIAGES TERNAIRES :

3.1 ALLIAGES A ELABORER :

La composition chimique des alliages élaborés est représentée dans les tableaux suivants :

TABLEAU N° 1 : Alliages : Al-Zn ; Al-Mg et Al-Zn-Mg.

Nota- tion	Alliages
A1	Al-Zn (1 % de Zn)
B1	Al-Zn (2 % de Zn)
C1	Al-Zn (3 % de Zn)
D1	Al-Zn (4 % de Zn)
E1	Al-Zn (5 % de Zn)
A2	Al-Mg (0,5 % de Mg)
B2	Al-Mg (1 % de Mg)
C2	Al-Mg (1,5 % de Mg)
D2	Al-Mg (2 % de Mg)
E2	Al-Mg (2,5 % de Mg)
A3	Al-Zn-Mg (1 % de Zn ; 0,5 % de Mg)
B3	Al-Zn-Mg (2 % de Zn ; 1,0 % de Mg)
C3	Al-Zn-Mg (3 % de Zn ; 1,5 % de Mg)
D3	Al-Zn-Mg (4 % de Zn ; 2,0 % de Mg)
E3	Al-Zn-Mg (5 % de Zn ; 2,5 % de Mg)

- La composition est exprimée en pourcentage massique.

TABLEAU n° 2 : Alliages

: Al-Mg ; Al-Si et Al-Mg-Si.

Notation	Alliages
A1	Al-Mg (0,2 % de Mg)
B1	Al-Mg (0,4 % de Mg)
C1	Al-Mg (0,6 % de Mg)
D1	Al-Mg (0,8 % de Mg)
E1	Al-Mg (1,0 % de Mg)
A2	Al-Si (0,2 % de Si)
B2	Al-Si (0,4 % de Si)
C2	Al-Si (0,6 % de Si)
D2	Al-Si (0,8 % de Si)
E2	Al-Si (1,0 % de Si)
A3	Al-Mg-Si (0,4%Si ; 0,4%Mg)
B3	Al-Mg-Si (0,5%Si ; 0,7%Mg)
C3	Al-Mg-Si (1,0%Si ; 0,4%Mg)
D3	Al-Mg-Si (0,6%Si ; 1,0%Mg)
E3	Al-Mg-Si (0,5%Si ; 0,5%Mg)

- La composition est exprimée en pourcentage massique.

3.2 METHODES D'ELABORATION :

Le fondeur peut élaborer lui-même un alliage en utilisant de l'aluminium moins allié auquel il ajoute des alliages mères ou des métaux purs.

Seuls sont introduits à l'état pur, les métaux d'addition à point de fusion peu élevée (Zinc, Etain, ...etc).

Le magnésium est introduit soit par l'alliage-mère A-G10, soit à l'état pur (dans ce dernier cas, pour éviter qu'il brûle, le maintenir enfoncé dans le bain jusqu'à dissolution complète). (13)

De même pour l'élaboration de nos alliages on a procédé par les deux méthodes.

Les alliages mères utilisés sont : le AG10 et le AS13, et qui ont les compositions chimiques suivantes :

- Pour le AG10 :

Element	Mg	Fe	Si	Cu	Zn	Mn	Ni	Pb	Sn	Ti
%	10	0,8	0,25	0,10	0,30	0,40	0,10	0,20	0,10	0,20

- Pour le AS13 :

Fe	Si	Cu	Mg	Mn
0,50	13	0,05	0,05	0,40

Par contre les métaux purs sont : l'Aluminium et le Zinc.

Comme les températures de fusion de l'aluminium, zinc, AG10 et le AS13 sont respectivement : 660,37 °C ; 419,58 °C ; 610 °C et 580 °C environ, la température à l'intérieur du four est contrôlée pendant l'élaboration pour qu'elle ne dépasse pas 750 °C ; pour éviter toute volatilisation des éléments existants dans le bain.

- Avant la pesée : les quatres métaux sont dégraissés à l'aide de la trichloréthylène.
- Les produits chimiques ajoutés dans le bain d'élaboration

sont :

- Le flux de couverture, pour éviter l'oxydation au fond du bain, il est constitué de produits fluorés et chlorurés.
- Le produit de dégazage et de raffinage est le : $MnCl_2$

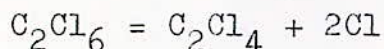
3.3 PRINCIPE DE L'ELABORATION :

Avant de procéder à l'élaboration nous avons veillé à certaines précautions :

- 1)- Chauffage du creuset au rouge sombre avant d'y introduire la charge.
- 2)- Introduction d'abord de quelques morceaux compacts, d'assez petites dimensions, pour les laisser fondre. Quand un bain est formé on introduit le reste de la charge, tout en évitant les morceaux de grande longueur.
- 3)- Contrôle permanent de la température du bain dès le début de la fusion.
- 4)- Dès que le métal est fondu, saupoudrer sur la surface du bain, un "flux de couverture" qui a pour but d'éviter l'oxydation du bain par sa surface libre. (20)
- 5)- En règle générale, on fond d'abord le composant le moins fusible, auquel on ajoute ensuite les autres : on évite ainsi d'avoir à recourir à la dissolution d'un solide par un bain à température inférieure à son point de fusion, cette dernière opération est en effet généralement laborieuse et lente et peut, par conséquent, s'accompagner de pertes sensibles d'éléments par oxydation ou volatilisation, qui viennent altérer le titre de l'alliage cherché. (21)
- 6)- Le bain étant à la température requise, on procède au dégraissage, c.à.d on brasse énergiquement le bain à l'aide d'un ringard ou une fourchette en graphite préalablement chauffée, puis on attend une minute pour faire remonter à la surface les inclusions.
- 7)- Dans certains cas avant la coulée, on procède à des opérations de dégazage (20) pour dégager surtout l'Hydrogène.

Dans les alliages d'Aluminium, outre les gaz dissous tels que CO, on peut avoir de l'Hydrogène et de l'Azote sous forme d'hydrures et de nitrures. Le Chlore assure l'élimination

de H et de CO sous forme de gaz HCl et COCl_2 et la décomposition des nitrures. Il est introduit soit à l'état gazeux, soit sous forme d'hexachloroéthane C_2Cl_6 qui se décompose suivant la réaction :



En épurant le bain de toutes les cresses qu'il contient, le dégazage au chlore peut favoriser le grossissement du grain et rendre nécessaire l'emploi d'additions raffinantes.

3.4 MOYENS D'ELABORATION :

3.4.1 Four :

Pour l'élaboration de nos alliages, nous avons utilisé un four à chauffage électrique par résistance de type "MEKER" Fig (1), comportant une chambre de chauffage électrique muni d'un régulateur de température qui peut atteindre la température maximale 1200 °C.

Leur "vivacité" de chauffage est faible (l'énergie rayonnée par unité de surface est limitée).

3.4.2 Creuset :

Nous avons utilisé un creuset en graphite qui a l'avantage d'être inerte vis à vis de l'Aluminium, et qui est bon conducteur de la chaleur, mais qui a l'inconvénient d'être fragile.

3.4.3 Moule :

Nous avons utilisé des moules en sable préparés dans l'unité de fonderie d'Aluminium de Rouiba. Les moules ont une forme parallélépipédique de dimensions : 150X15X20 mm.

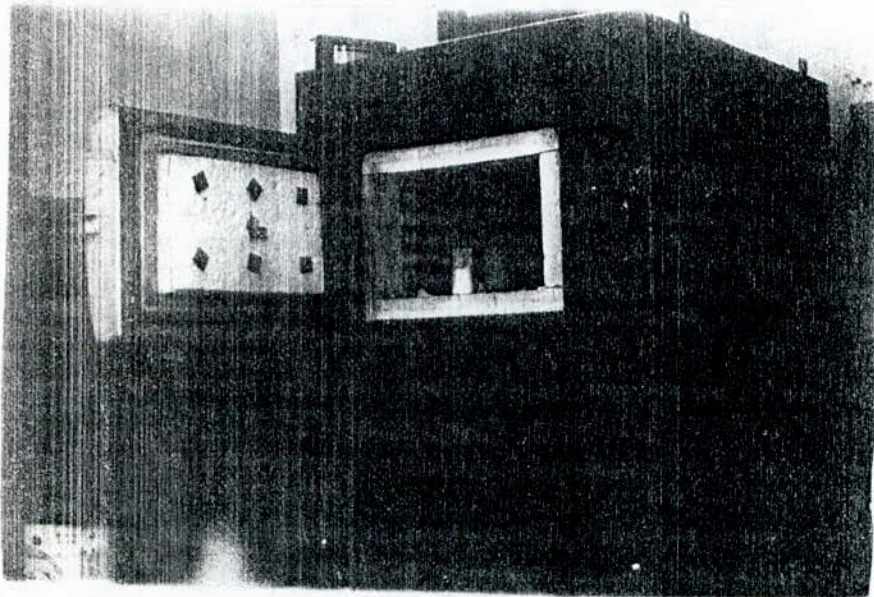


Fig-1:- Four à resistance électrique.

3.5 MATERIAUX ELABORES :

- Composition chimique :

. L'analyse chimique de nos alliages binaires et ternaires a été effectuée à l'Unité de Fonderie de Rouiba.

. Chaque valeur des tableaux -3- et -4- est une moyenne de trois analyses par échantillon.

TABLEAU-3 - : Compositions chimiques des alliages Al-Si, Al-Mg et Al-Mg-Si.

Alliage	Si	Mg	Zn	Fe	Cu	Mn	Cr
A1	0,178		0,17				
B1	0,411		0,22				
C1	0,573		0,27				
D1	0,742		0,23				
E1	0,931		0,25				
A2		0,21	0,31				
B2		0,38	0,27				
C2		0,50	0,23				
D2		0,61	0,20				
E2		0,94	0,22				
A3	0,383	0,35	0,21				
B3	0,521	0,54	0,23	0,41	0,12	0,13	0,17
C3	0,391	0,93	0,31				
D3	0,572	0,93	0,21	0,36	0,17	0,21	0,24
E3	0,445	0,54	0,27				

TABLERAU - 4 - : Compositions chimiques de Al-Zn, Al-Mg et Al-Zn-Mg.

Allia-ge	Zn	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr
A1	1,85	0,21	0,331				
B1	2,96	0,17	0,283				
C1	4,11	0,24	0,232				
D1	4,93	0,19	0,315				
E1	6,03	0,18	0,373				
A2	0,27	0,87	0,192				
B2	0,34	1,43	0,233				
C2	0,22	2,07	0,313				
D2	0,28	2,53	0,284				
E2	0,31	2,98	0,242				
A3	2,86	0,94	0,270				
B3	3,92	2,03	0,302	0,17	0,11	0,21	0,19
C3	4,83	3,02	0,292				
D3	6,11	3,95	0,231	0,15	0,08	0,13	0,23
E3	7,91	3,87	0,253				

- Caractéristiques mécaniques des alliages élaborés :
 L'essai de dureté Vickers est réalisé sur les alliages élaborés
 binaires et ternaires après le traitement d'homogénéisation :

TABLEAU 5-: Dureté des alliages élaborés après traitement
 d'homogénéisation.

	Alliage	d_{moyen} (μm)	Dureté Vickers (HV)
A1	Al.Zn	60,9	25
B1	Al.Zn	59,5	26,2
C1	Al.Zn	58,6	27
D1	Al.Zn	57,9	27,7
E1	Al.Zn	57,5	28
A2	Al.Mg	67	20,7
B2	Al.Mg	62,9	23,4
C2	Al.Mg	61,3	24,7
D2	Al.Mg	59,6	26,1
E2	Al.Mg	58,6	27
A3	Al.Zn.Mg	57,5	28
B3	Al.Zn.Mg	56	29,6
C3	Al.Zn.Mg	54,7	31
D3	Al.Zn.Mg	53,7	32,2
E3	Al.Zn.Mg	53	33

TABIEAU 4: DURETE DES ALLIAGES ELABORES APRES HOMOGENEISATION

	Alliage	d_{moyen} (μm)	Dureté Vickers(HV)
A1	Al-Si	64,9	22
B1	Al-Si	60	25,8
C1	Al-Si	57,3	28,2
D1	Al-Si	56,2	29,4
E1	Al-Si	55,6	30
A2	Al-Mg	67,9	20,1
B2	Al-Mg	67,1	20,6
C2	Al-Mg	65,5	21,6
D2	Al-Mg	64,3	22,4
E2	Al-Mg	63,5	23
A3	Al-Mg-Si	55	30,6
B3	Al-Mg-Si	54,2	31,6
C3	Al-Mg-Si	53,5	32,4
D3	Al-Mg-Si	53	33
E3	Al-Mg-Si	51,9	34,4

L'Aluminium pur utilisé dans l'elaboration a une dureté équivalente à 20 HV environ.

CHAPITRE: IV



4)- ETUDE DU DURCISSEMENT STRUCTURAL DES ALLIAGES ELABORES :

4.1 TECHNIQUES EXPERIMENTALES :

4.1.1 Traitements thermiques :

Les échantillons élaborés à l'état brut de coulée subissent d'abord un traitement d'homogénéisation pour uniformiser la composition en éléments constituants dans toute la structure. Et, après découpage, ils sont soumis aux traitements thermiques suivants :

- Une mise en solution.
- Une trempe.
- Une maturation.
- Un revenu.
- Un vieillissement.

4.1.1.1 Homogénéisation :

Les échantillons sont maintenus à une température d'homogénéisation de 550°C pendant 5 à 7 heures, dont le but est le nivellement de la composition chimique et la dissolution éventuelle des précipités provenant de la coulée, le refroidissement est lent (dans le four) ; après refroidissement les échantillons sont découpés selon des formes cubiques et subissent un polissage sur toutes les surfaces externes.

4.1.1.2 Mise en solution et trempe :

Pour mettre en solution solide le plus grand nombre possible d'éléments durcissants ; et en vue d'obtenir l'état préalable au durcissement structural, les échantillons sont portés à une température de mise en solution de 450 °C pendant 60 mn pour les alliages de la série 7000 et pendant 90 mn pour les alliages de la série 6000.

Afin d'assurer une bonne trempabilité au coeur, les échantillons soigneusement polis, sont trempés dans l'eau directement à la sortie du four.

4.1.1.3 Maturation :

Pour l'obtention des caractéristiques élevées lors du

traitement de revenu ultérieur de même pour la stabilité de la structure après trempe, les échantillons trempés sont laissés à la température ambiante pendant 5 jours, c'est un temps qui est recommandé pour les alliages étudiés.

4.1.1.4 Revenu :

Cette solution solide, après trempe qui se trouve encore à l'état métastable, va avoir tendance à retrouver l'équilibre, mais la réaction est très lente à la température ambiante. Cette évolution peut être accélérée par des maintenues à température supérieure, qui constituent les traitements de revenu et qui se traduit généralement par un durcissement plus important de l'alliage.

Vu les basses températures de revenu de nos alliages :

- Température de revenu : 100 °C et 140 °C pour les alliages de la série 7000.
- Température de revenu : 170 °C et 200 °C pour les alliages de la série 6000.

pour les traitement de revenu nous avons utilisé une étuve de type "HEAR". Elle est munie 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 ses extrémités à l'intérieur de l'étuve au voisinage des échantillons

4.1.1.5 Vieillissements :

Le but de vieillissement, est de voir l'évolution de la structure par conséquent les propriétés mécaniques au cours du temps. Nous avons étudié deux types de vieillissements ; l'un juste après trempe et l'autre après traitement de revenu.

4.1.2 Préparation des échantillons pour la micrographie :

Les échantillons ont été préparés de la manière suivante :

- Prélèvement : Les échantillons sont coupés sous arrosage de lubrifiant, afin d'éviter tout échauffement.
- Enrobage : Les échantillons ont été enrobés à froid.
- Polissage : Le polissage a été réalisé sous un courant d'eau avec des papiers abrasifs comme suit :
 - . Polissage grossier avec du papier émeri 120, 320 et 600.

. Polissage avec éméri 1000.

. Finition en utilisant un feutre, de la pâte diamantée et un lubrifiant approprié.

- L'attaque : Pour l'observation de la structure de nos échantillons, nous avons utilisé deux réactifs : les réactifs de Keller et Flick. Les conditions d'attaque sont données dans le tableau suivant :

TABLEAU : Réactifs d'attaque des alliages d'Al.

Réactif	Composition	temps d'attaque
Flick	HF concentré : 10 cm ³	(15-20s) pour la série 6000
	HCl concentré : 15 cm ³	(10-15s) pour la série 7000
	Eau : 90 cm ³	
Keller	Acide HF : 0,5 %	15 s pour la série 6000
	HCl : 1,5 %	
	HNO ₃ : 2,5 %	10 s pour la série 7000
	Eau : 100 cm ³	

On a remarqué que le réactif de Flick est le plus actif pour les deux types d'alliage. Le réactif de Keller est assez actif pour la série 6000.

Pour la photographie :

Nous avons utilisé un microscope optique de marque ZEISS muni d'un dispositif photographique, et qui peut atteindre un grossissement de 1200.

4.1.3 Mesure de dureté :

On procède à la mesure de la micro-dureté après un polissage, à l'aide de l'appareil "TESSEWELL", on repère à l'aide de l'objectif une plage convenable et on effectue une translation du plateau porte-échantillon 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 diamètres de l'empreinte que l'on transforme en dureté Vickers.

La formule utilisée pour le calcul de la dureté Vickers est :

$$D.P.H = \frac{1856,4 \times P}{A}$$

Avec : D.P.H : Dureté pyramide au diamant.

P : La charge appliquée (g).

A : La longueur de la diagonale de l'empreinte.

On prend toujours pour A, une valeur moyenne en mesurant la longueur des deux diagonales. La loupe de l'objectif est graduée au 10^{-3} mm.

Dans nos essais la charge appliquée est de 50 gr et chaque valeur obtenue est une moyenne de cinq mesures.

4.2 DURCISSEMENT PAR SOLUTION SOLIDE :

4.2.1 Alliages Al-Zn :

Les résultats obtenus montrent un accroissement de la dureté lorsque le taux de Zn augmente dans l'Aluminium. Cet accroissement important pour les faibles taux de Zinc s'affaiblit progressivement lorsque le taux de Zinc augmente Fig(4). Les additions de Zinc dans l'Aluminium, provoquent le durcissement de la solution & de substitution du Zinc dans l'Aluminium.

4.2.2 Alliages Al-Mg :

L'addition du magnésium dans l'Aluminium provoque un durcissement comme le montre la fig-2-. Nous constatons que pour un même taux d'addition de chaque élément, Zinc et Magnésium, l'accroissement de la dureté est identique. En moyenne, le taux d'augmentation de la dureté est de l'ordre de 2,8 HV pour un taux d'addition de 1 % en Magnésium. Par contre un taux de 1 % de Zinc provoque une augmentation de la dureté de 2,64 HV.

4.2.3 Alliages Al-Zn-Mg :

L'addition simultanée de deux éléments Zinc et Magnésium provoque un durcissement plus important que celui engendré par l'addition de chaque élément seul fig-3-. L'accroissement de la dureté est relativement faible. En effet, nous avons calculé un taux d'accroissement de la dureté par 1 % d'addition

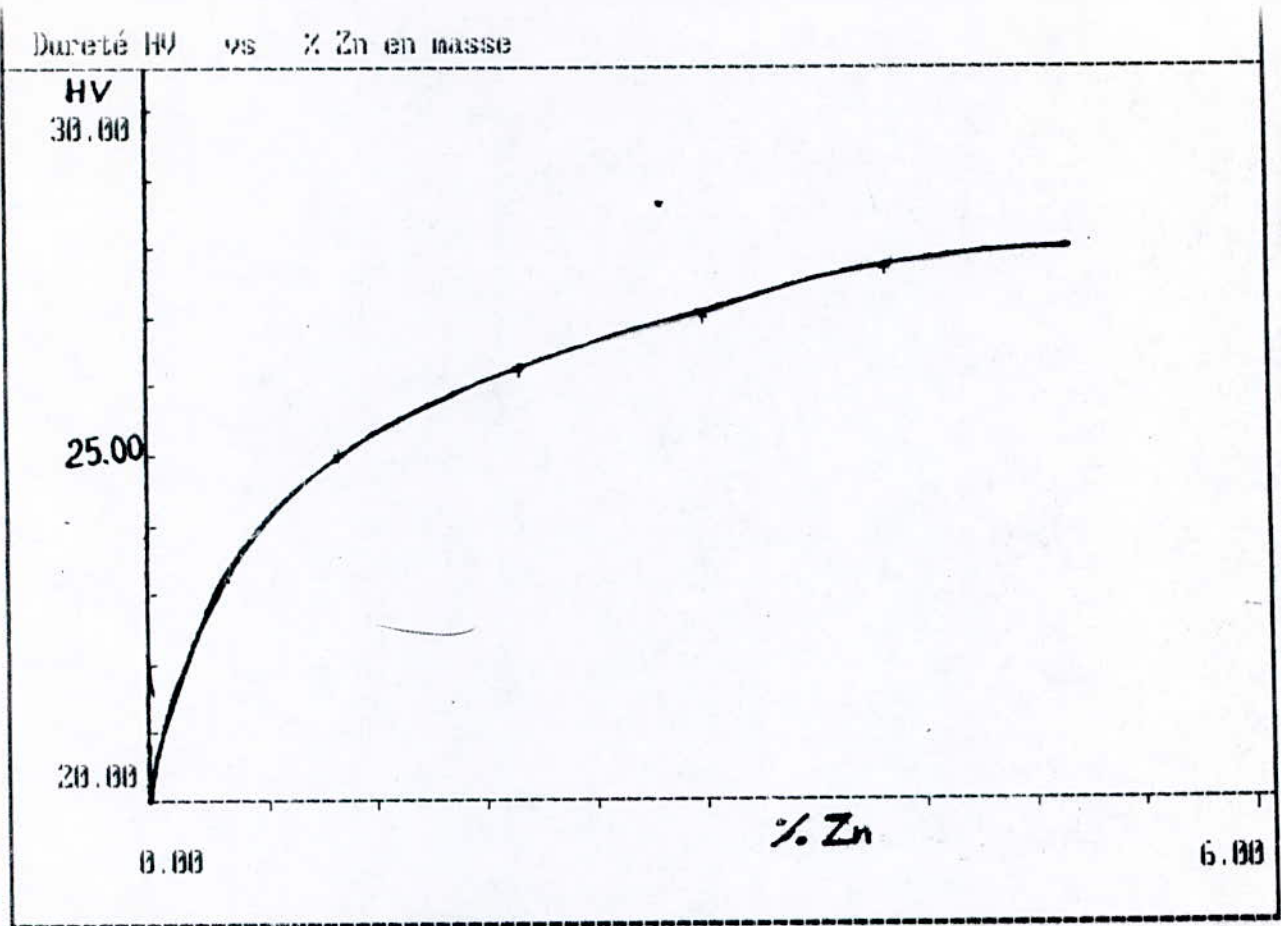


Fig-1 - Dureté HV en fonction du (% Zn en masse)

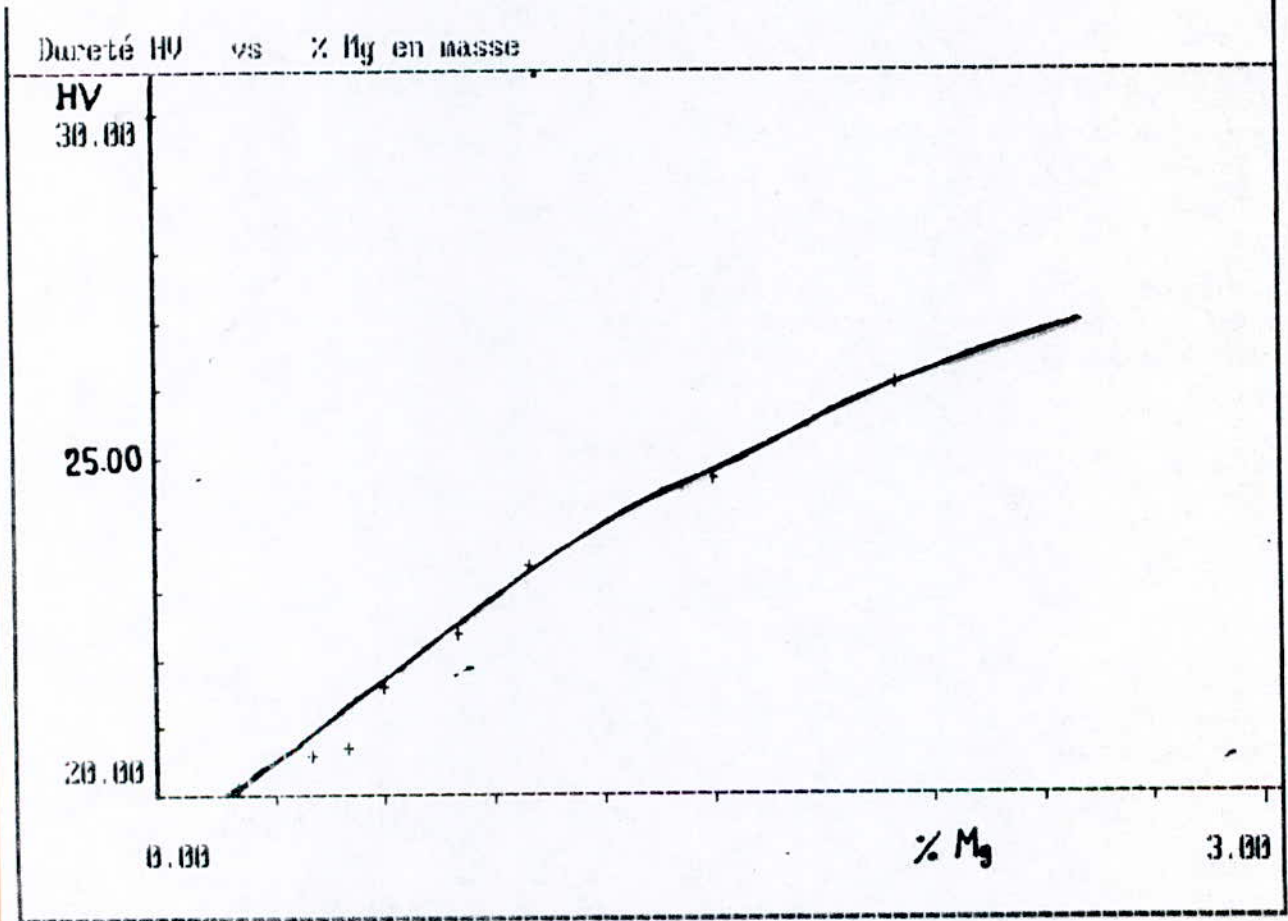


Fig- -2 Dureté Al-Mg en fonction du (% Mg en masse)

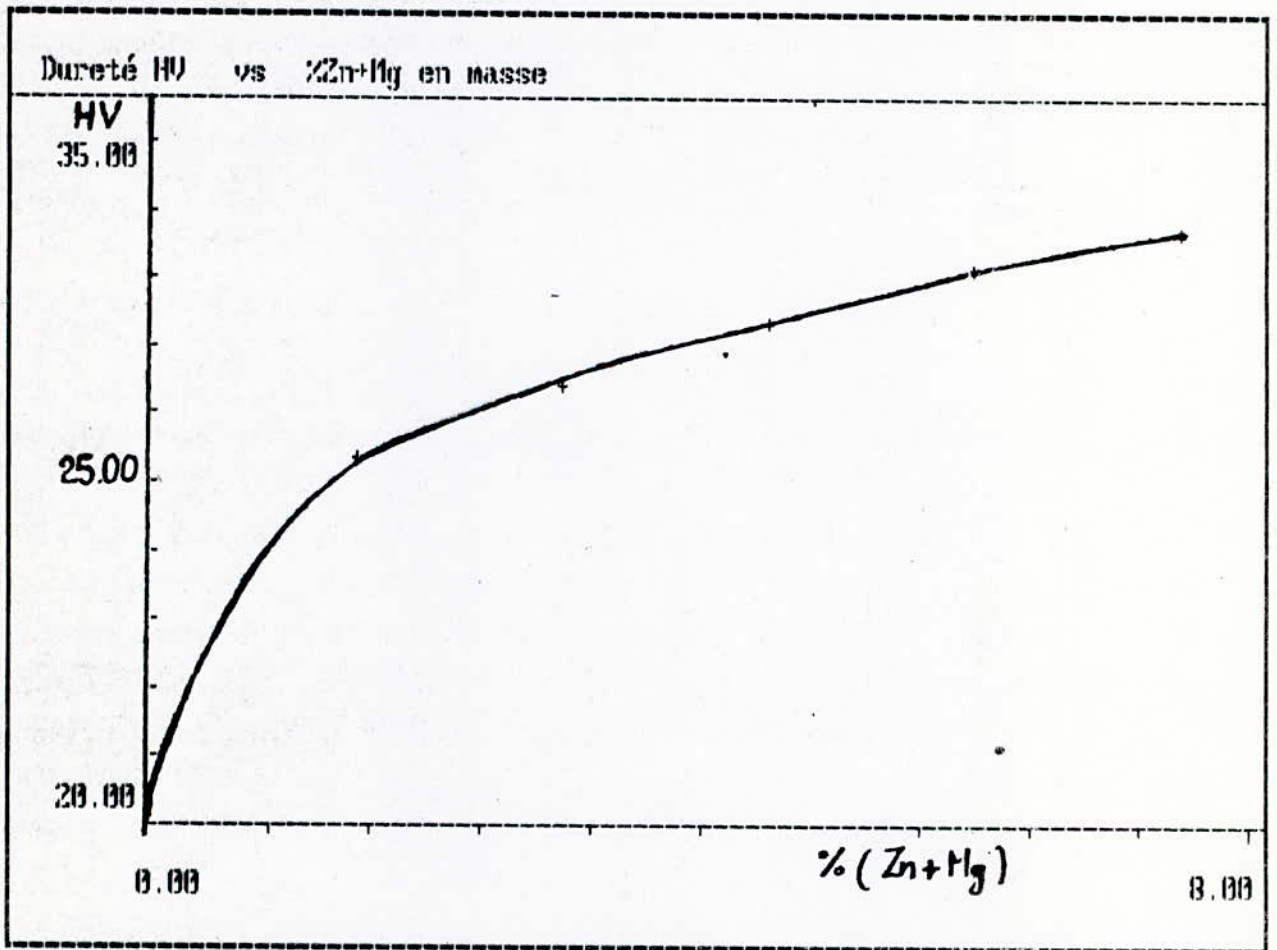


Fig-3 - Dureté de Al-Zn-Mg en fonction du (%Zn+Mg en masse)

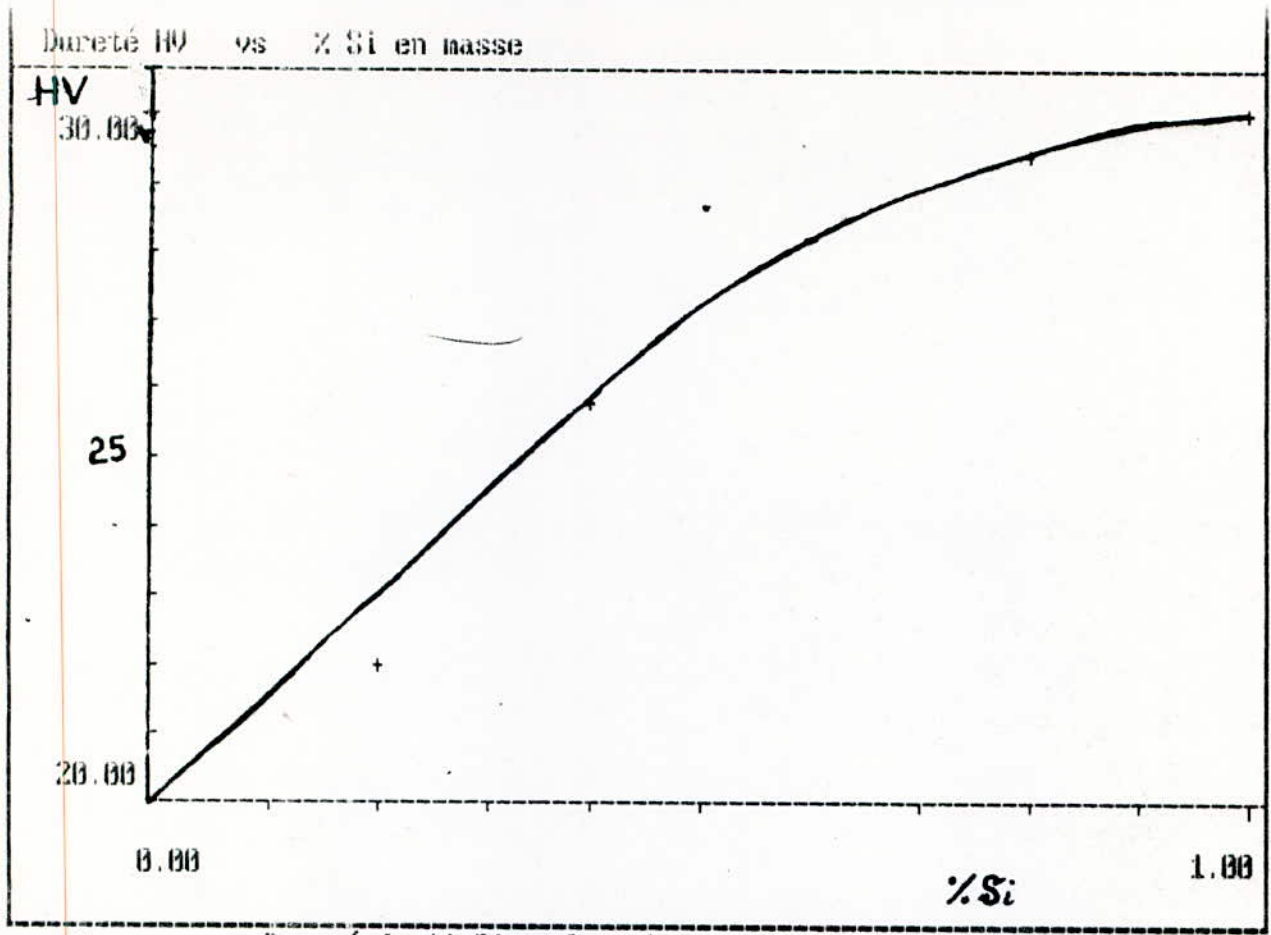


Fig-4 - Dureté de Al-Si en fonction du (% Si en masse)

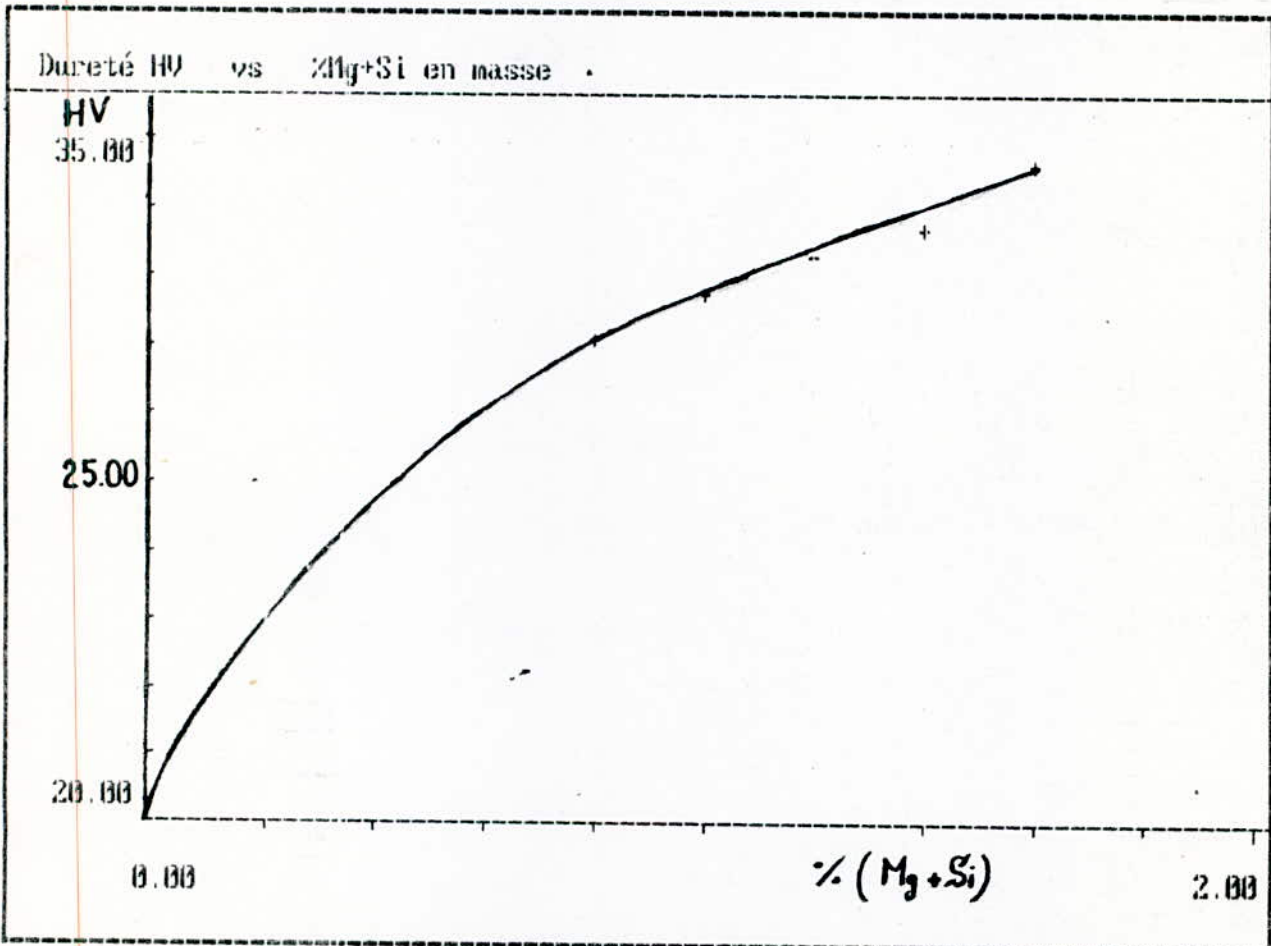


Fig-5 - Dureté de Al-Mg-Si en fonction du (% Mg+Si en masse)

de (Zn + Mg), et les résultats montrent que le taux est de :

3,64 entre 0 et 2,5 % d'addition.

0,92 entre 2,5 et 5 % d'addition.

0,64 entre 5 % et 7,5 % d'addition.

4.2.4 Alliages Al-Si :

L'addition de Silicium dans l'Aluminium provoque un durcissement comme le montre la figure -4-. Nous constatons pour un même taux d'addition de chaque élément, Silicium et Magnésium, que l'accroissement de la dureté du silicium est plus élevé que celui de Magnésium.

En moyenne, le taux d'augmentation de la dureté est de l'ordre de 8 HV pour un taux d'addition de 1 % de Silicium, par contre un taux de 1 % de Magnésium provoque une augmentation de la dureté de l'ordre de 2,8 HV.

4.2.5 Alliage Al-Mg-Si :

Nous remarquons un durcissement notable de l'alliage provoqué par l'addition des deux éléments Si et Mg dans la solution solide α . La dureté est plus importante que dans le cas de la présence de chaque élément seul dans l'alliage.

Nous avons procédé au calcul de l'accroissement moyen de la dureté correspondant à un taux d'addition de 1 % de (Si + Mg). Les résultats obtenus révèlent que l'accroissement de la dureté est :

De l'ordre de 14,8 HV entre 0 et 0,5 % d'addition.

De l'ordre de 8,4 HV entre 0,5 et 1 % d'addition.

De l'ordre de 4,8 HV entre 1 et 1,5 % d'addition.

Ainsi, le durcissement provoqué par l'addition de Si et de Mg simultanément devient de plus en plus faible lorsque le taux (Mg + Si) augmente. Fig. 5.

4.3 DURCISSEMENT PAR PRECIPITATION :

4.3.1 Alliage B3(A.Z.G) :

Nous constatons que les courbes de variation de la dureté de l'alliage en fonction du temps de revenu relatives à des revenus à 100 et à 140 °C ont la même allure. Le durcissement de l'alliage se produit de la même manière pour des conditions de revenu différentes (à 100 °C et à 140 °C). Cependant

la dureté de l'alliage est plus élevée lorsque le revenu a été fait à 100 °C qu'à 140 °C pour une durée de maintien supérieure à 3 heures environ, pour des durées inférieures à 3 heures la tendance est inversée.

On constate également une baisse de durcissement lorsque la durée de revenu est prolongée. Fig-6 -

4.3.2 Alliage D3(A.Z.G) :

Le durcissement par précipitation de l'alliage D3(A.Z.G) se produit rigoureusement de la même façon que celui de l'alliage B3(A.Z.G). Fig-7 -

4.3.3 Comparaison de durcissement des deux alliages B3(A.Z.G) et D3(A.Z.G) :

Pour une même température de revenu, la consolidation provoquée par le durcissement se fait de la même manière pour les deux alliages, ceci est illustré par les figures-8 - et -9 -. On constate que la dureté de l'alliage D3(A.Z.G) est plus élevée que celle de l'alliage B3(A.Z.G) quelques soient les conditions de revenu.

4.3.4 Alliage B3(A.G.S) :

D'après les résultats obtenus, les courbes de variation de la dureté de l'alliage en fonction du temps de revenu pour deux températures, 170 et 200 °C ont la même allure.

Le durcissement de l'alliage s'effectue de la même façon pour des conditions de revenu différentes (170 et 200°C).

D'autre part, la dureté de l'alliage est plus importante lorsque le revenu a été réalisé à 170 qu'à 200 °C pour une durée de maintien supérieure à 5 heures environ ; Pour des durées inférieures à 5 heures, la tendance est inversée. On remarque une diminution de durcissement lorsque la durée de revenu est prolongé Fig-10-.

4.3.5 Alliage D3(A.G.S) :

Le durcissement par précipitation de l'alliage D3(A.G.S) s'effectue de la même manière que celui de l'alliage B3(A.G.S). Fig-11-

4.3.6 Comparaison de durcissement des deux alliages B3(A.G.S) et D3(A.G.S) :

La consolidation provoqué par le durcissement se fait

T = 100 °C

T = 140 °C

Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV
2	50,5	36,4
4	46,1	43,5
6	44,7	46,4
8	44	47,9
10	43,6	48,8

Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV
2	49,7	37,5
4	47,1	42,1
6	45,2	45,4
8	44,3	47,1
10	44,0	47,8

Valeurs expérimentales de la dureté de l'alliage de B3(A.Z.G) pour deux températures de revenu 100 et 140 °C.

T = 100 °C

T = 140 °C

Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV
2	48,5	39,4
4	45,6	44,5
6	44,2	47,4
8	43,4	49,1
10	43,2	49,6

Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV
2	47,7	40,8
4	46	43,7
6	44,6	46,5
8	43,8	48,3
10	43,5	49

Valeurs expérimentales de la dureté de l'alliage D3(A.Z.G) pour deux températures de revenu 100 et 140 °C.

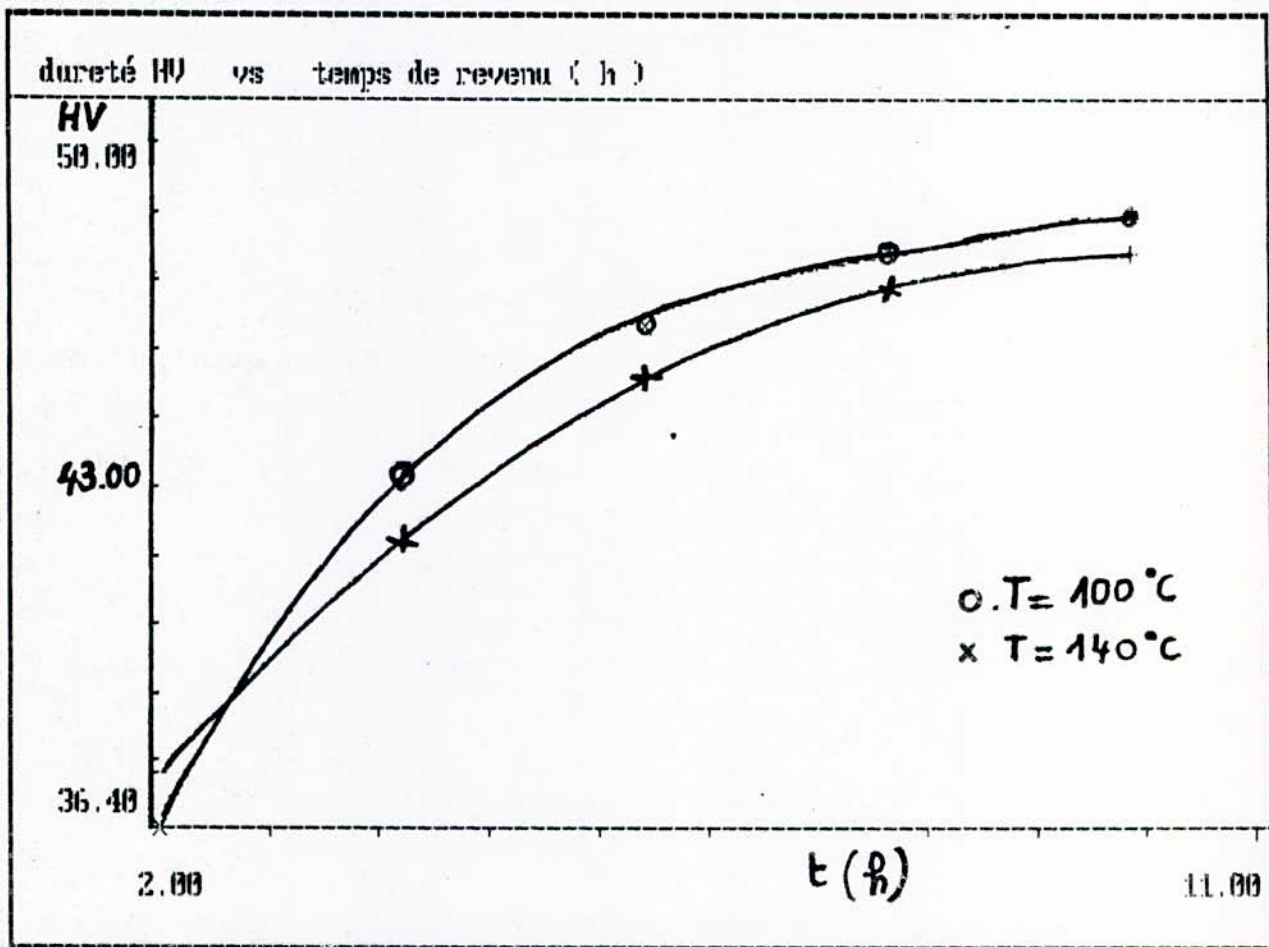


Fig-6 - Dureté de B3 à deux températures de revenu (100 et 140°C)

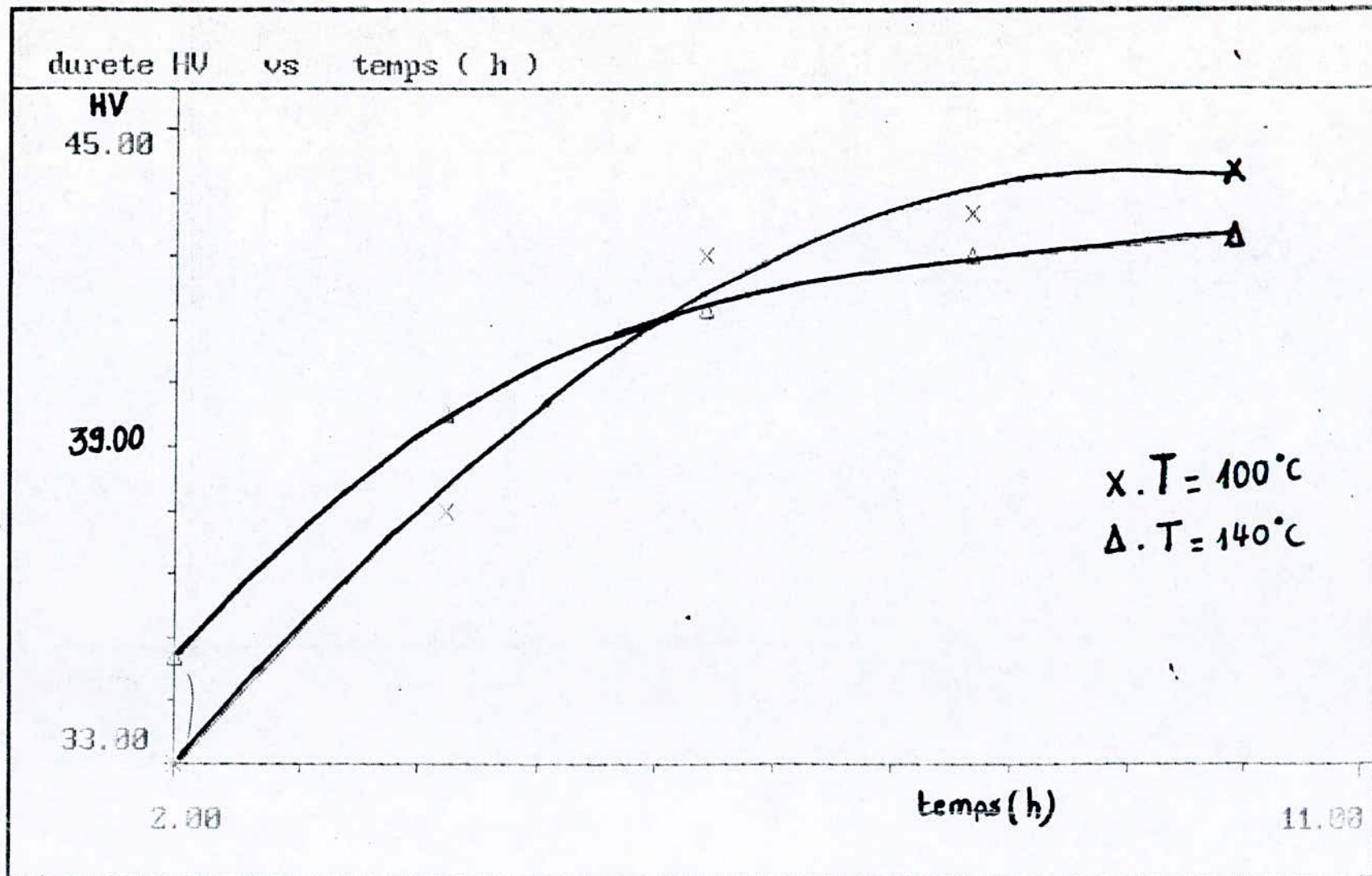


Fig-7 - Durete de D3 à deux temperatures du revenu (100 et 140°C)

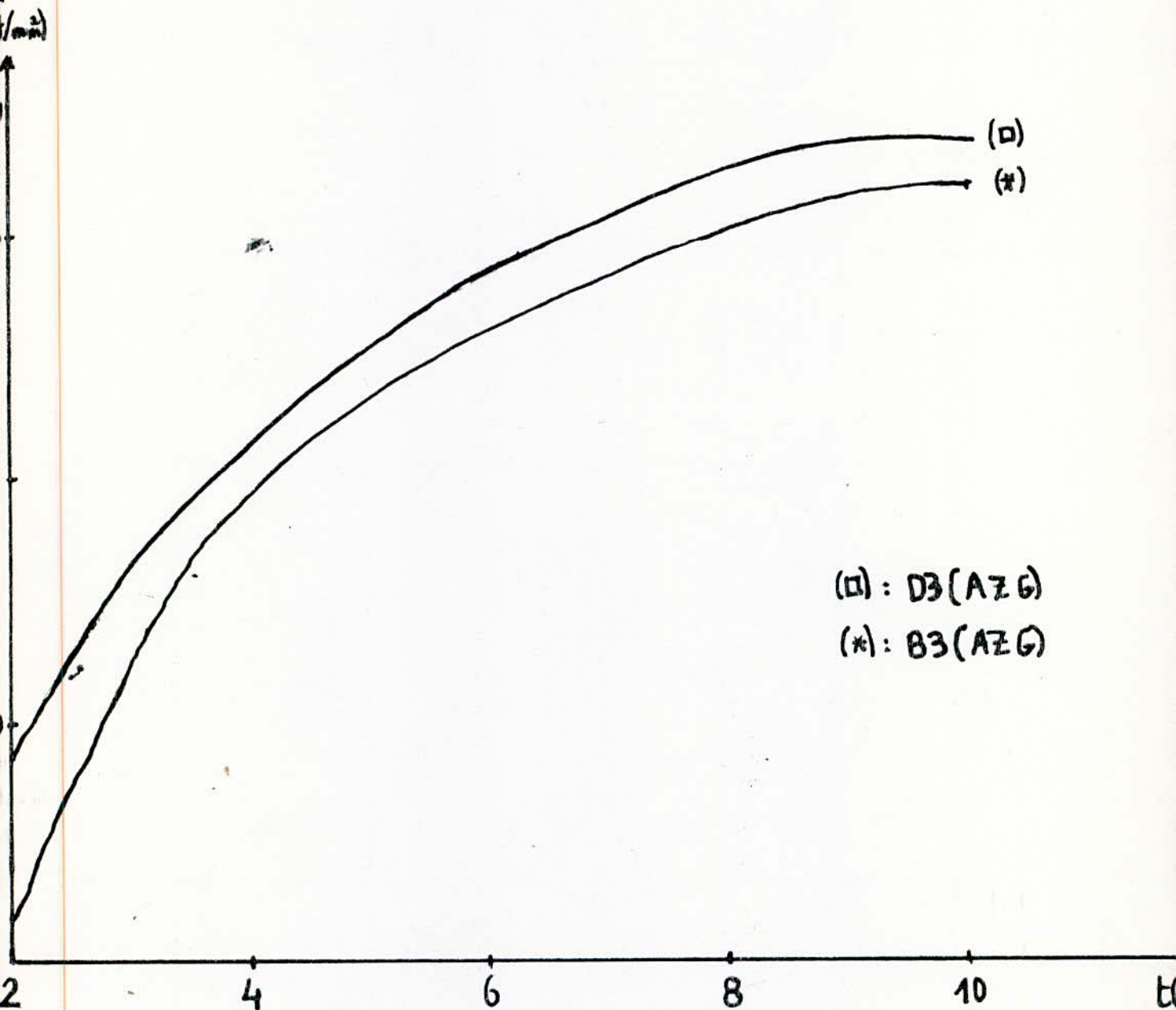


Fig-8 : Comparaison des Duretés Des alliages B3(AZG) et D3(AZG) à $T = 100^{\circ}\text{C}$.

na?)

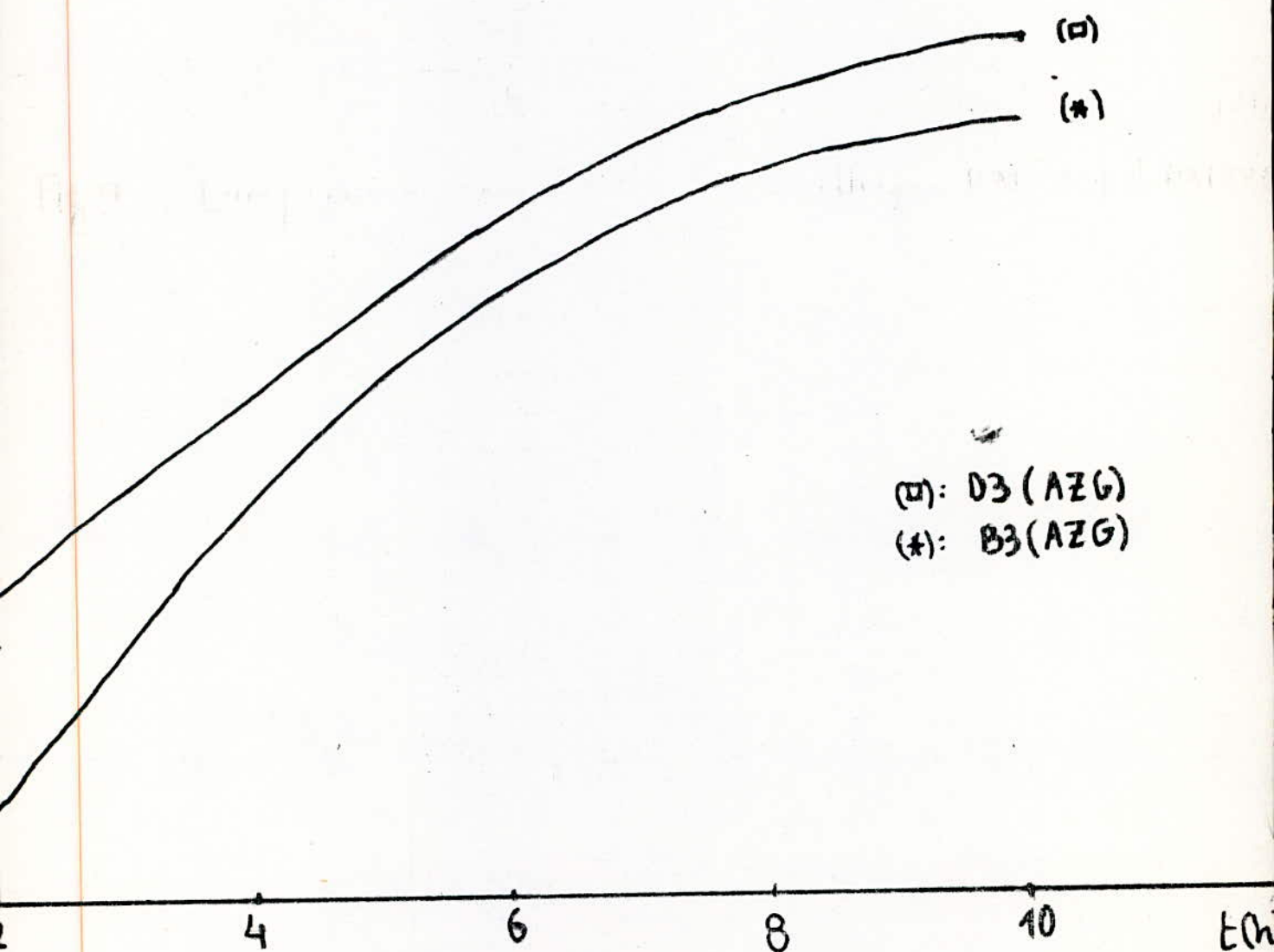


Fig. 9 - : Comparaison des Duretés des alliages B3(AZG) et D3(AZG)

à $T = 140^{\circ}\text{C}$.

T = 170 °C

T = 200 °C

Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV	Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV
2	53	33	2	51,5	35
4	49,5	37,8	4	48,4	39,6
6	46,7	42,6	6	47,2	41,6
8	46,2	43,4	8	46,5	42,8
10	45,8	44,2	10	46,4	43

Valeurs expérimentales de la dureté de l'alliage B3(A.G.S) pour deux températures de revenu 170 et 200 °C.

T = 170 °C

T = 200 °C

Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV	Temps de revenu	$d_{\text{moyen}} (\mu\text{m})$	HV
2	50,8	36	2	49	38,6
4	47,3	41,6	4	46,5	42,8
6	44,5	46,8	6	45,3	45,2
8	46,2	47,4	8	44,6	46,6
10	43,6	48,4	10	44,1	47,6

Valeurs expérimentales de la dureté de l'alliage D3(A.G.S) pour deux températures de revenu 170 et 200 °C.

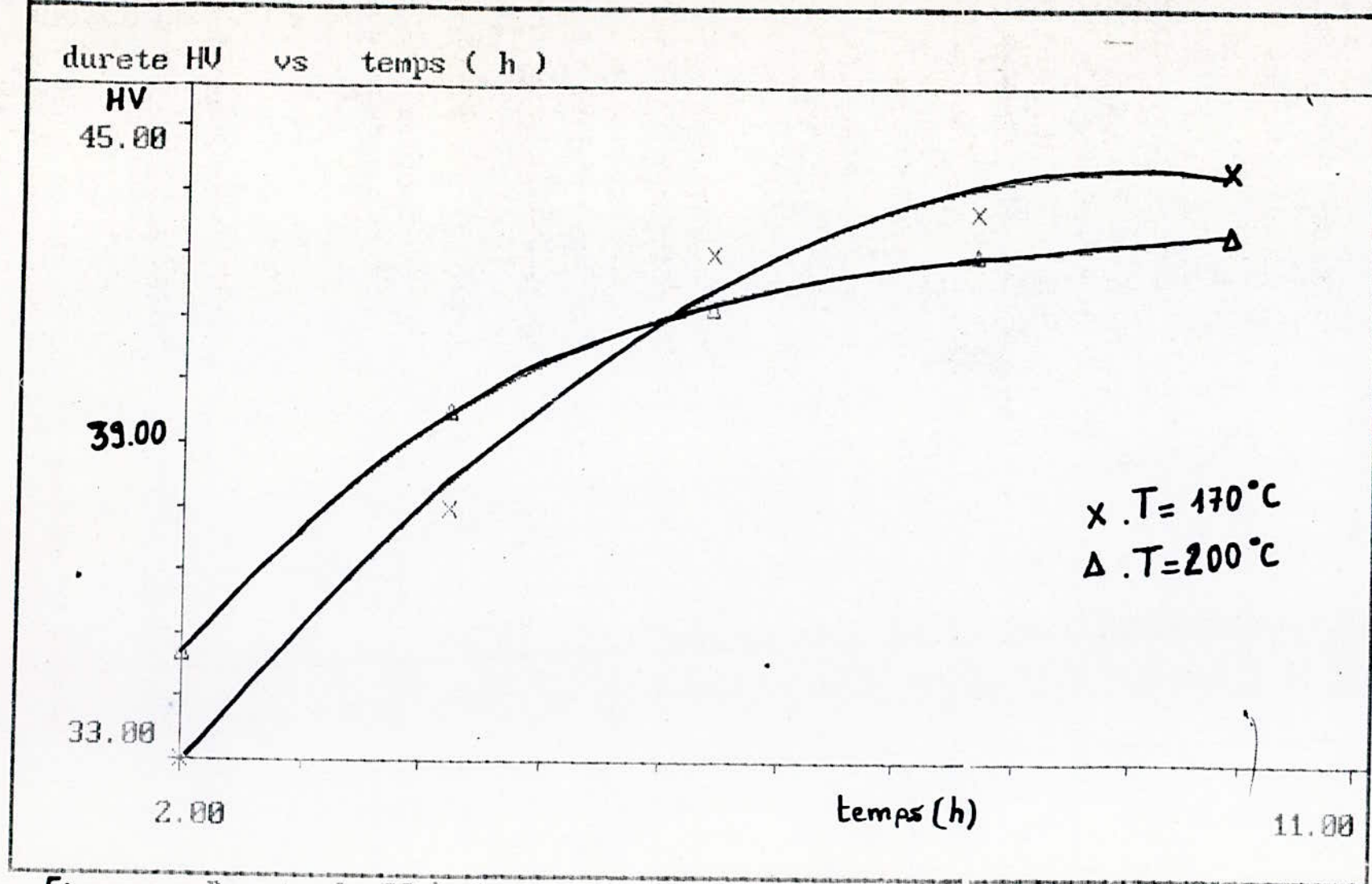
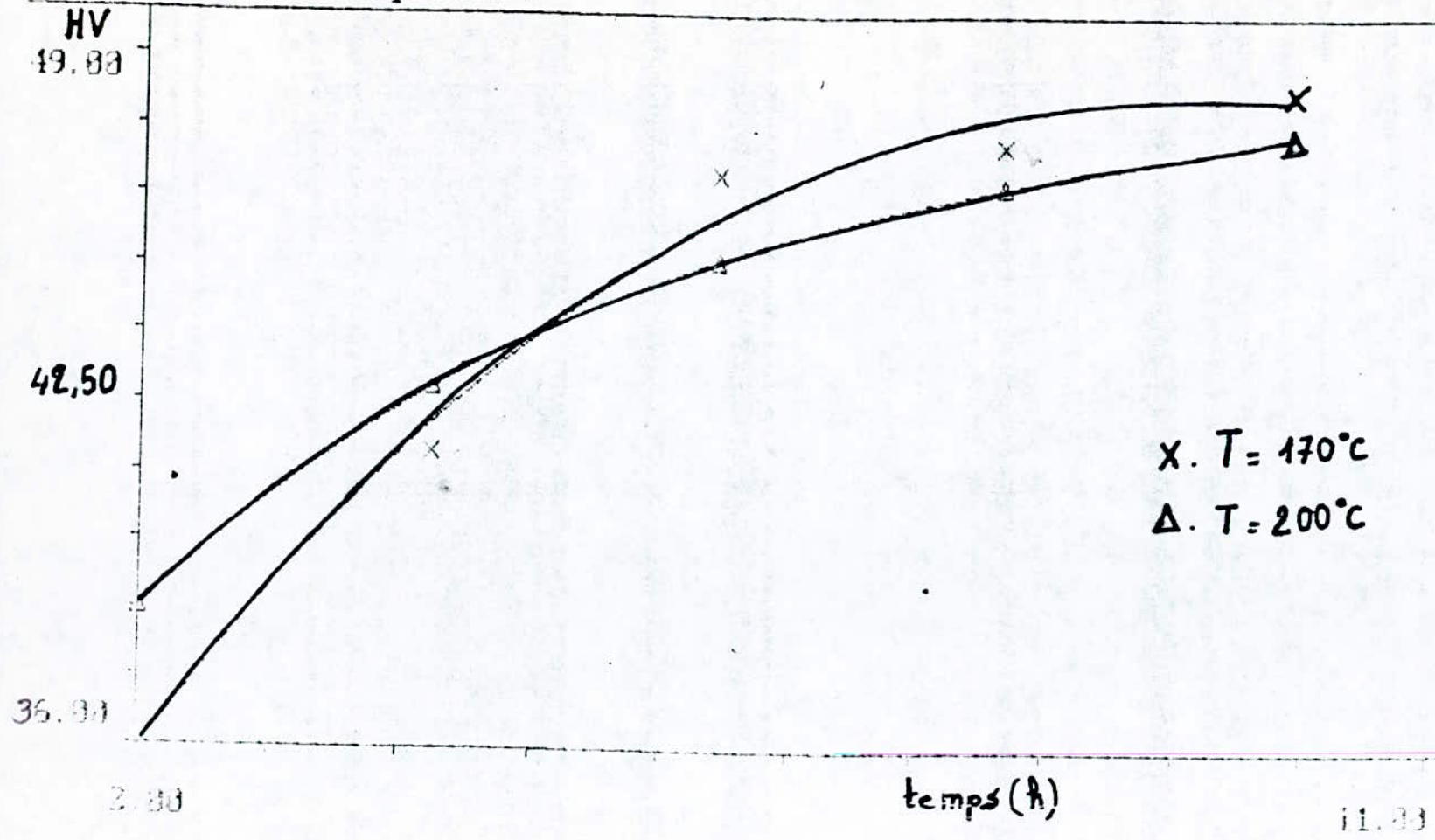


Fig - 10 Durete de B3 à deux temperatures de revenu (170 et 200°C)

durete HV vs temps (h)



X. T = 170°C
Δ. T = 200°C

Fig. 11 - Durete D3 à deux températures de revenu (170 et 200°C)

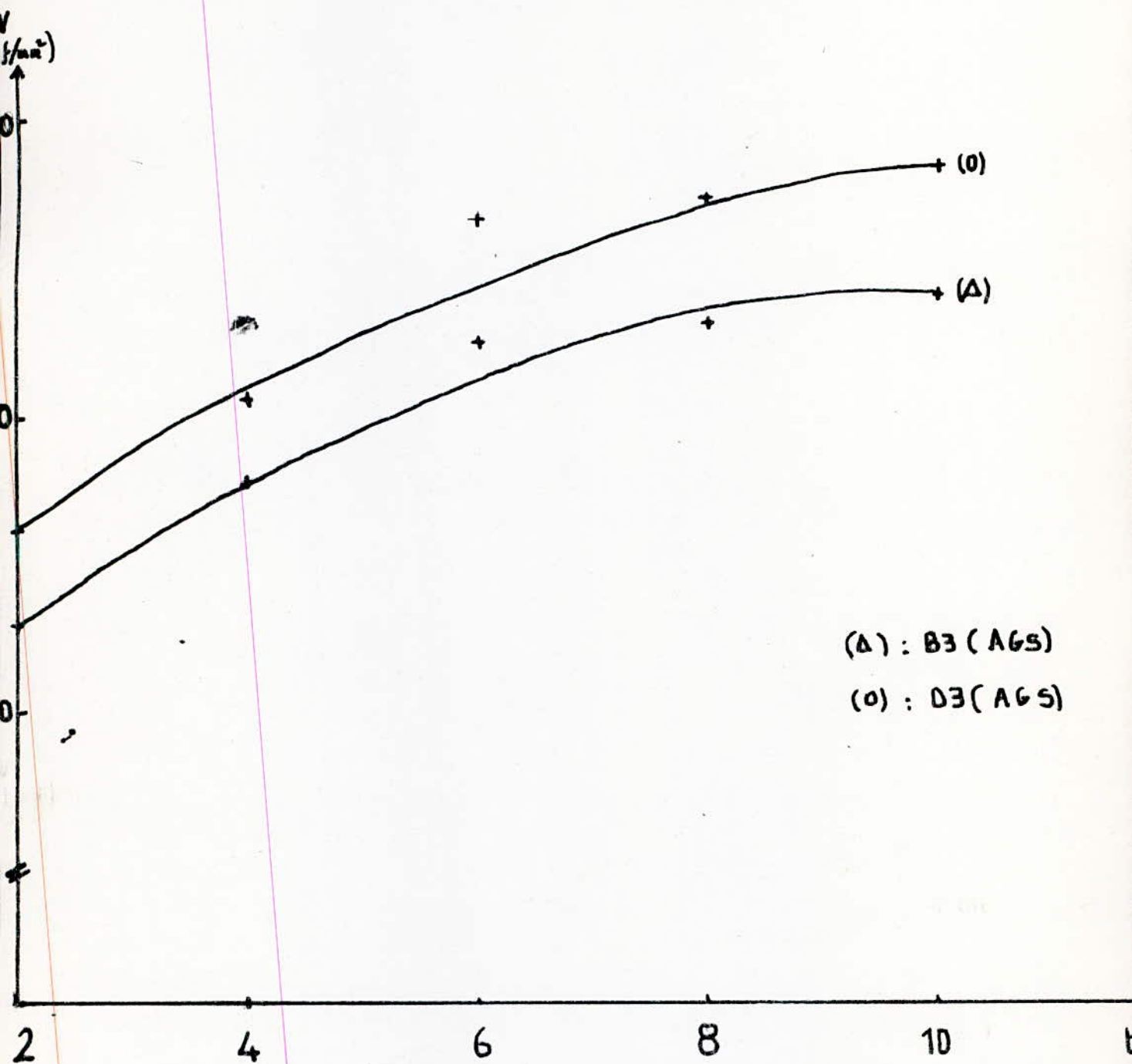


Fig. 12 : Comparaison des Duretés Des alliages B3 (AGS) et D3 (AGS) à $T = 170^{\circ}C$.

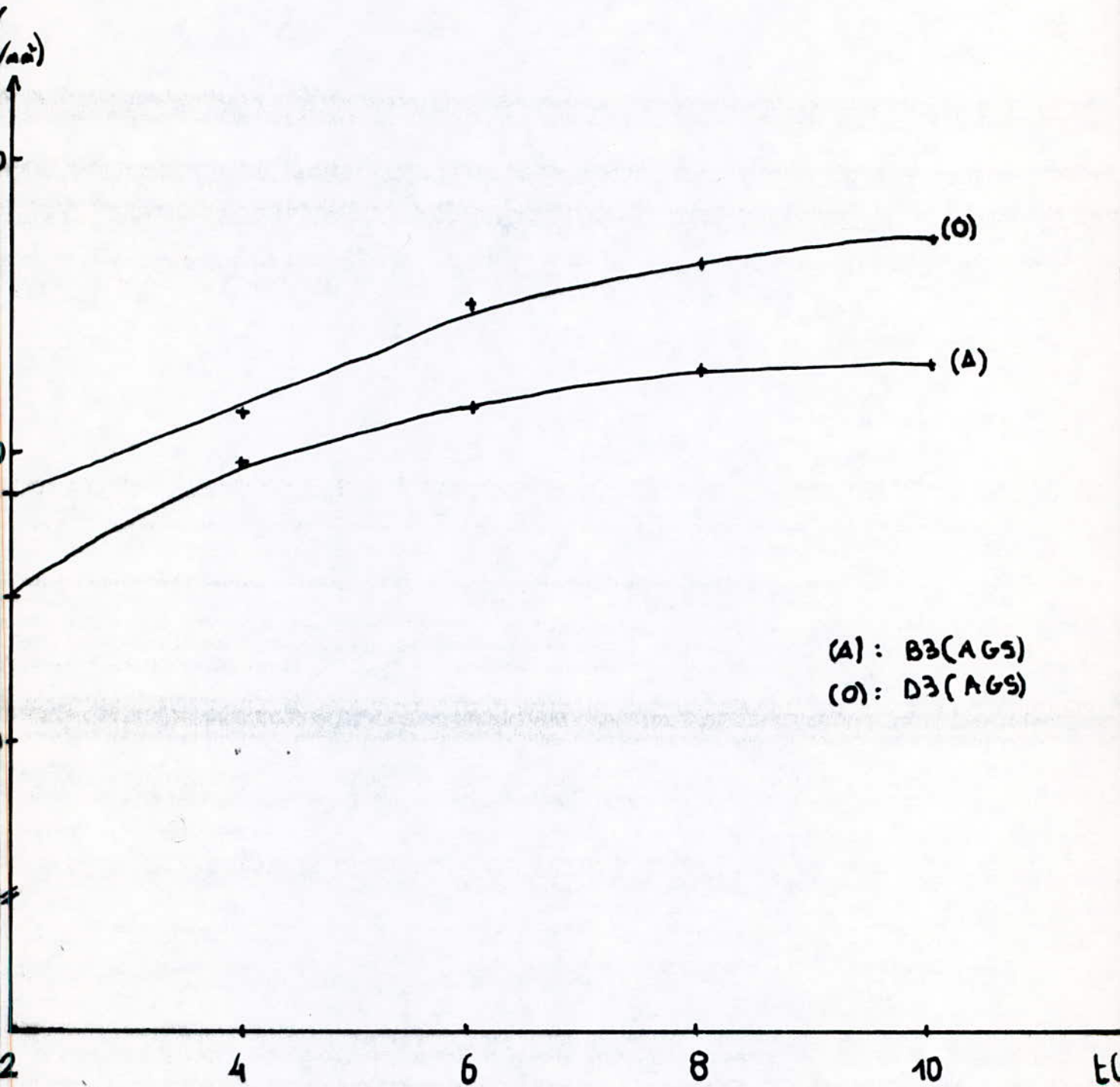


Fig.13 : Comparaison des Duretés Des alliages B3(AG5) et D3(AG5)
à $T = 200^{\circ}\text{C}$.

DURETE pendant un vieillissement naturel de B3(A.Z.G) après un revenu à 100 °C.

Rayon	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
2	36,4	36,6	36,6	36,7	36,7	36,8	36,9	37	36,9	36,9	36,9
4	43,5	43,6	43,7	43,6	43,7	43,7	43,8	43,7	43,7	43,8	43,8
6	46,4	46,4	46,5	46,6	46,5	46,6	46,5	46,5	46,6	46,7	46,7
8	47,9	48	48,1	48,1	48,1	48	48,1	48,1	48	48,1	48,2
10	48,8	48,8	48,9	48,8	48,8	48,8	48,8	48,8	48,8	48,7	48,7

Dureté pendant un vieillissement naturel de B3(A.Z.G) après un revenu à 140 °C.

Rayon	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
2	37,5	37,5	37,6	37,6	37,5	37,6	37,6	37,5	37,6	37,6	37,6
4	42,1	42,1	42,2	42,1	42,2	42,2	42,1	42,2	42,2	42,2	42,2
6	45,4	45,4	45,5	45,5	45,4	45,5	45,4	45,4	45,4	45,5	45,4
8	47,1	47,1	47,2	47,2	47,1	47,1	47	47	47	46,9	46,9
10	48,8	49,8	49,8	49,9	49,9	49,8	49,8	49,7	49,6	49,5	49,3

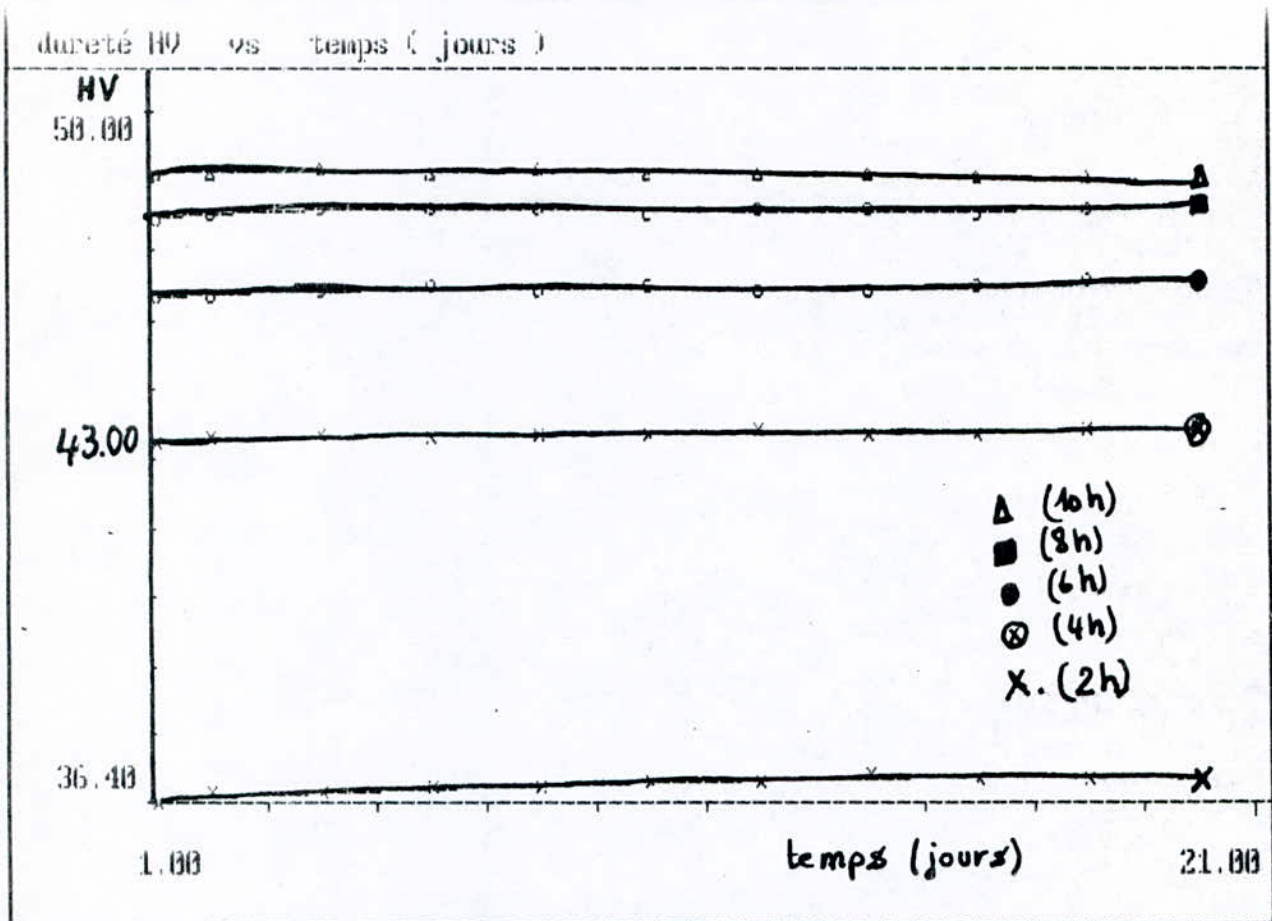


Fig-14- Vieillissement naturel de B3 (A.2.G) après un revenu à 100°C

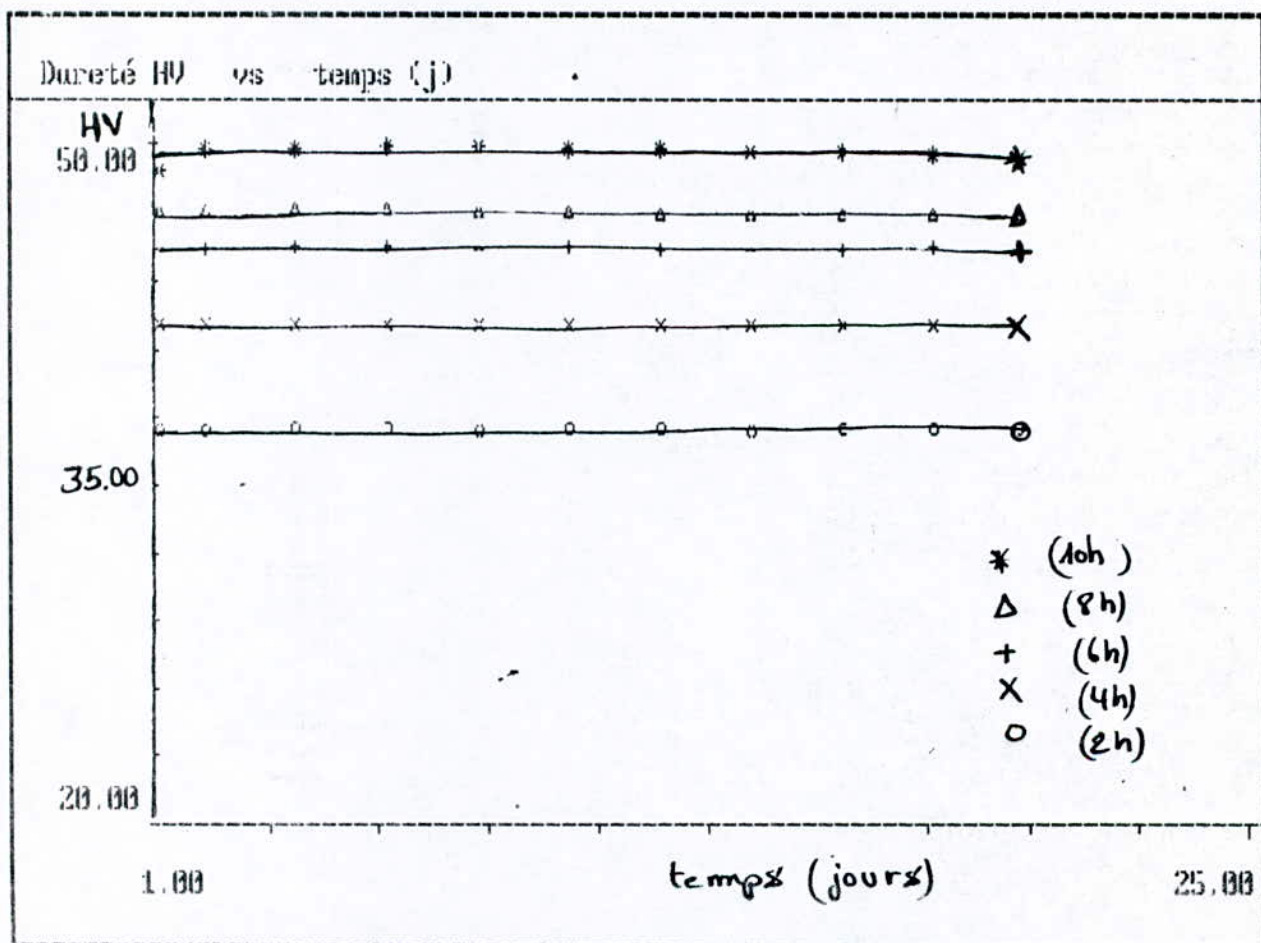


Fig-15- Vieillissement Naturel de B3(A-2-G) après revenu à T=140°C

Dureté pendant un vieillissement naturel de D3(A.Z.G) après
revenu à $T = 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$

$t(h)$	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
2	39,4	39,5	39,5	39,6	39,6	39,6	39,5	39,5	39,6	39,6	39,6
4	44,5	44,6	44,6	44,5	44,5	44,6	44,6	44,6	44,5	44,5	44,5
6	47,4	47,4	47,5	47,5	47,6	47,6	47,5	47,5	47,4	47,5	47,4
8	49,1	49,1	49,2	49	49,1	49,1	49,1	49,1	49	49,1	49,1
10	49,6	49,6	49,5	49,6	49,6	49,5	49,5	49,6	49,5	49,4	49,4

Dureté pendant un vieillissement naturel de D3(A.Z.G) après
revenu à $T = 140 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

$t(h)$	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
2	40,8	40,9	40,9	40,9	41	41	41	41,1	41	41	41
4	37,7	37,7	37,8	37,8	37,8	37,9	37,9	37,8	37,9	37,7	37,7
6	46,5	46,6	46,6	46,5	46,5	46,5	46,6	46,5	46,4	46,4	46,4
8	48,3	48,4	48,4	48,3	48,4	48,4	48,3	48,2	48,2	48,1	48,1
10	49	49	48,9	49	48,9	49	49	48,9	48,9	48,8	48,6

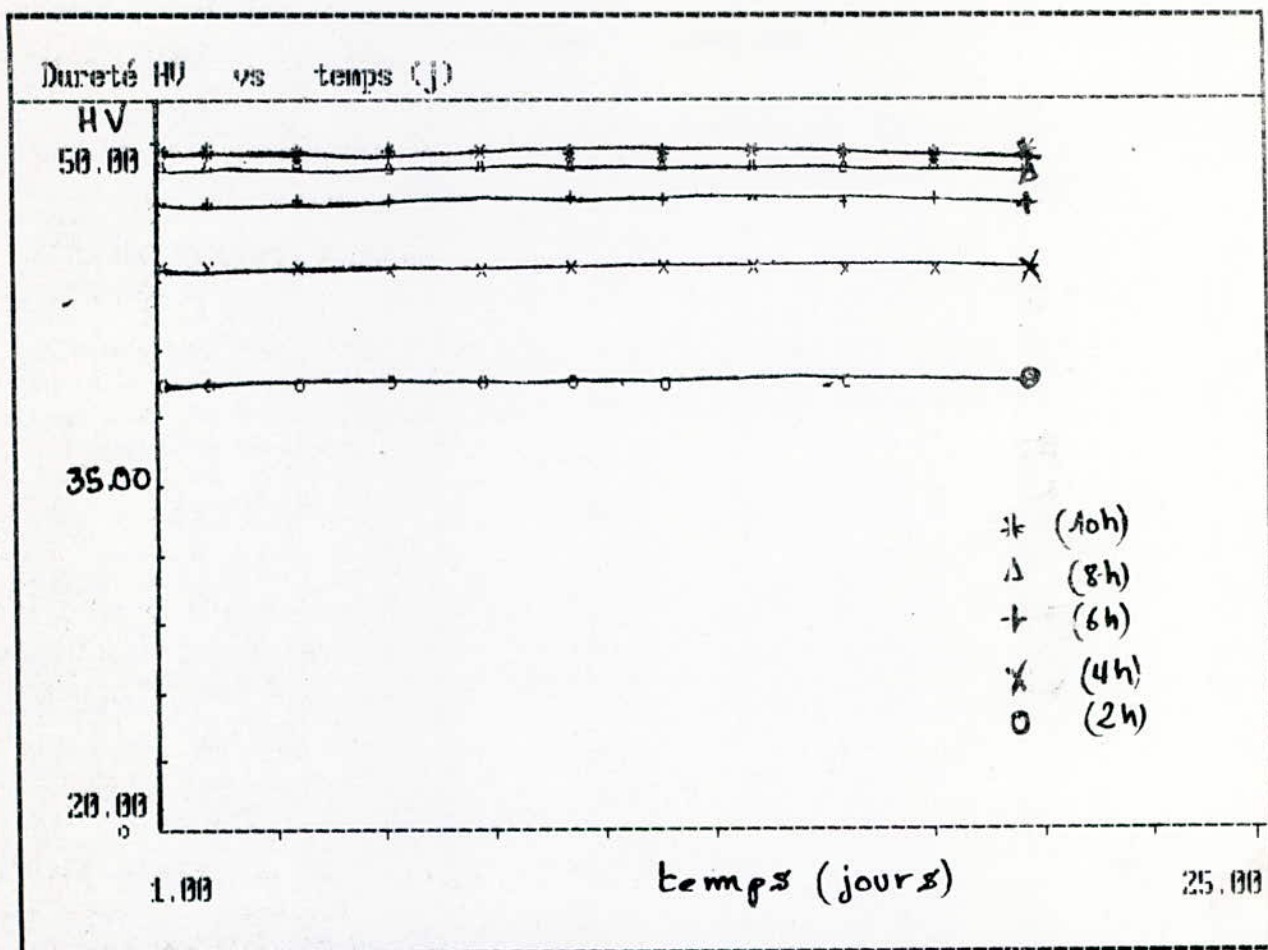


Fig-16- Vieillessement Naturel de D3(A-Z-G) apres revenu à T=1000°

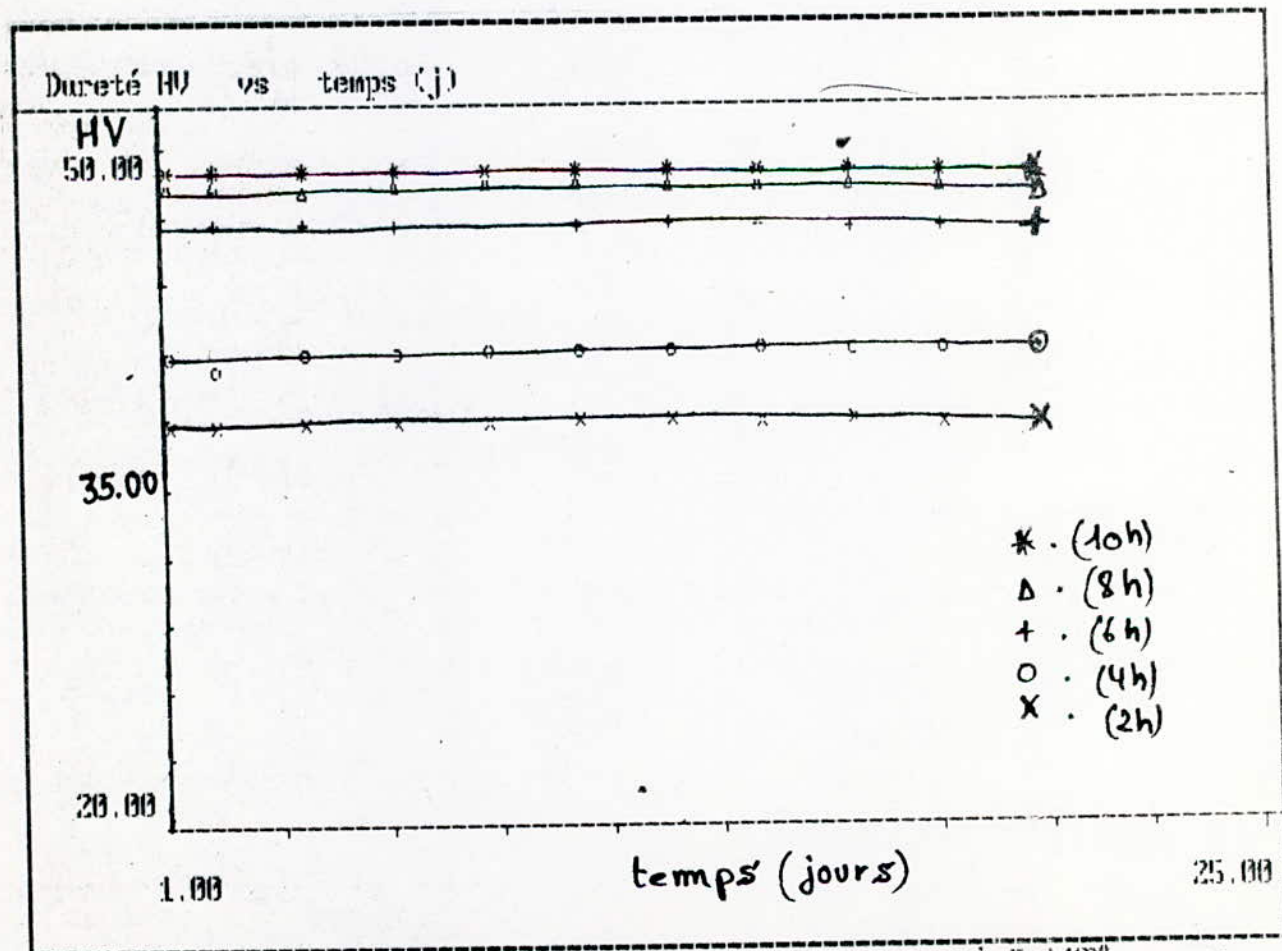


Fig-17 Vieillessement Naturel de D3(A-Z-G) apres revenu à T=1400°

Dureté pendant un vieillissement naturel de B3(A.G.S) après
revenu à $T = 170 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

$t(\text{h})$	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
2	33	33,4	33,6	34,6	33,2	33,8	34,2	34	33,2	34,8	34
4	36,5	37	37,6	38,8	38,2	38,4	38,8	38,4	38	38,2	38,4
6	42	42,8	43	43,2	43,6	43	44,2	43,4	43	44,2	43,2
8	43,5	44,2	44,8	44,2	45,6	44,6	44,4	44,4	44,8	44,2	44,4
10	44,6	45,8	46,2	46	46	45,8	45,6	46	46,2	47	46

Dureté pendant un vieillissement naturel de B3(A.G.S) après
revenu à $T = 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

$t(\text{h})$	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
2	35	35,4	36	36,2	36,4	36	36,4	36	36,4	36,4	36,4
4	39,5	39,8	40	40,2	41	40,8	41	39,8	41,2	40,6	40,7
6	41,7	42	42,2	42,6	43	42,8	43	43	43,2	42,6	42,6
8	42,4	42,6	43,2	43,6	43,8	44	44,2	44	44,2	44	44
10	43,2	43,6	44,2	44,8	45	45,2	45,2	45,4	46,6	45	44,8

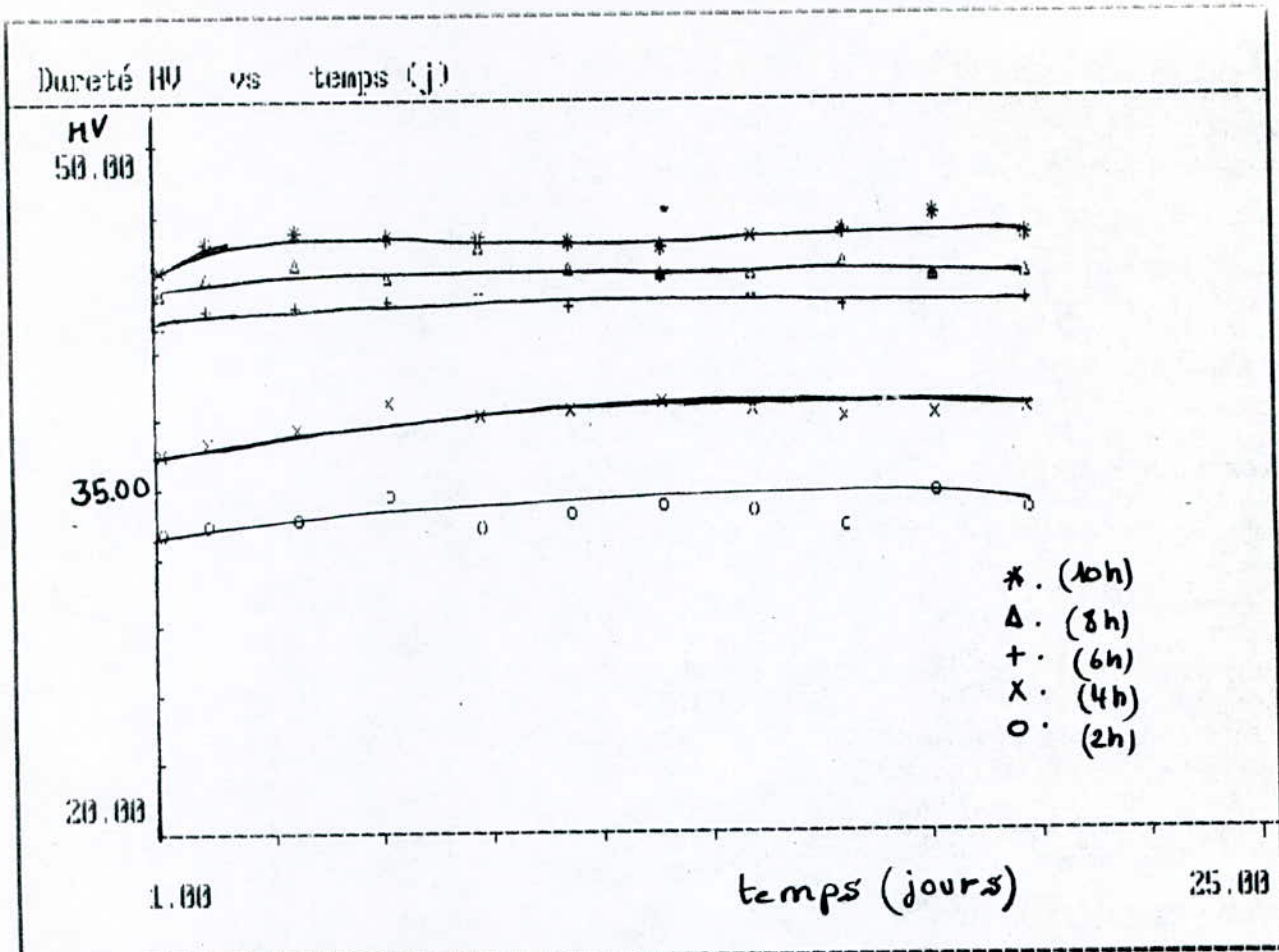


Fig-18 Vieillissement Naturel de B3(A-G-S) apres revenu à T=170C°

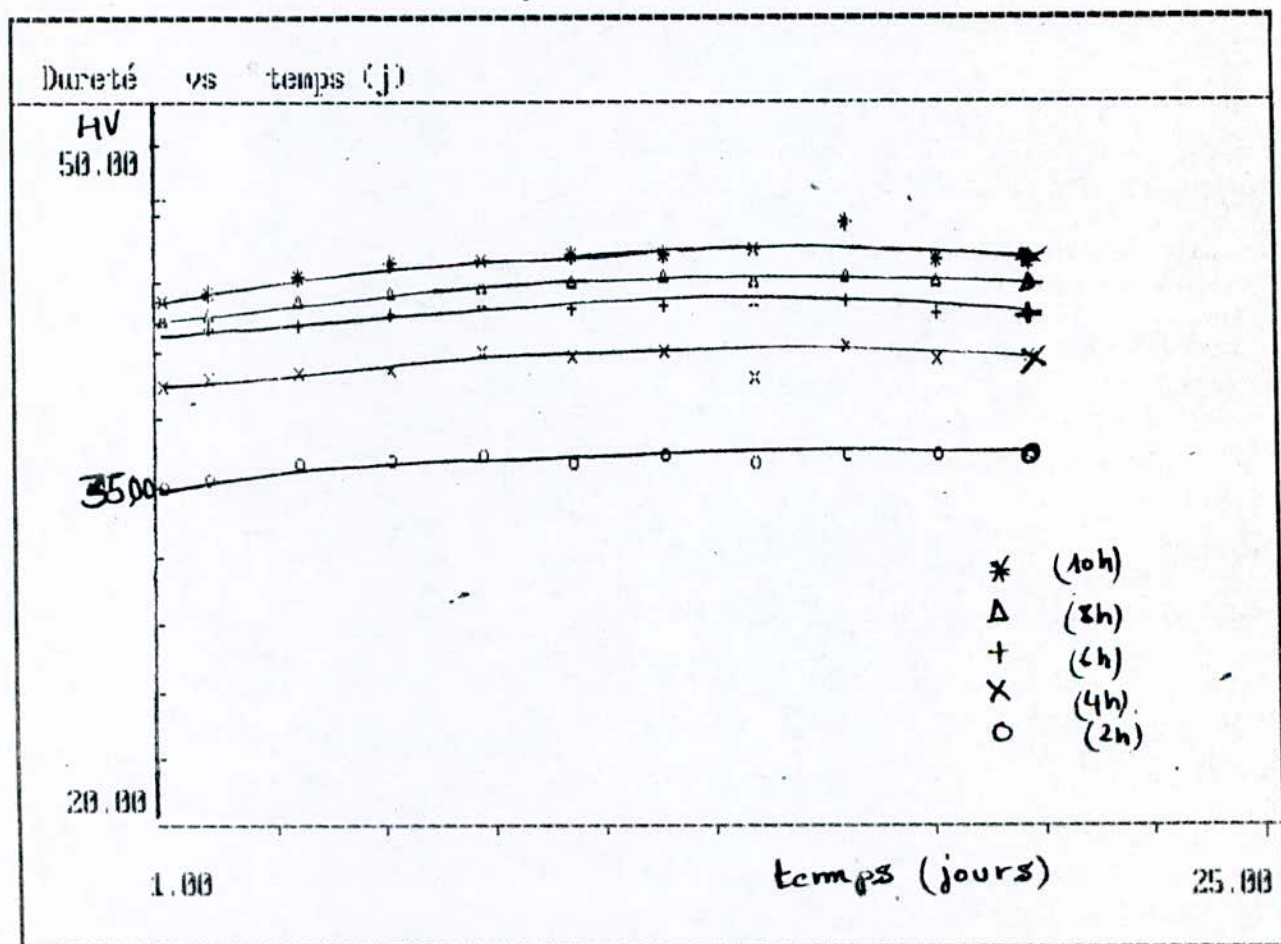


Fig-19- Vieillissement Naturel de B3(A-G-S) apres revenu à T=200C°

Dureté pendant un vieillissement naturel de D3(A.G.S) après
revenu à T = 170 °C.

P(%)	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	
P(%)	2	35,7	36	36,6	36,8	37,4	37	38,2	37,6	37,2	38,6	37,6
	4	40,8	41,2	41,8	42,4	43	42,4	42	42,8	42,4	42,4	42,4
	6	46,7	47	47,4	48	47,6	47,8	48	47,8	48,2	47,6	48
	8	47,9	48,2	48,8	49	49,2	49,4	49,2	49,2	49,4	49,8	49
	10	49	49,4	49,6	50,8	50	50	51	50,4	50,4	50,6	50,2

Dureté pendant un vieillissement naturel de D3(A.G.S) après
revenu à T = 200 °C.

P(%)	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	
P(%)	2	38,5	39	39,6	40	40,2	40,2	39,4	41	40,2	40,4	40,2
	4	42,7	43	43,4	43,8	44,4	43,6	43,6	44	44,2	44	44
	6	44,8	45	45,6	46	45,8	45,8	46,2	45	46,8	46,4	46,4
	8	46,6	47	47,4	47,8	47,8	48	48,4	47,6	47,8	48	47,8
	10	48	48,2	48,6	48,4	48,8	49,2	49,2	49	49,4	49,8	48,4

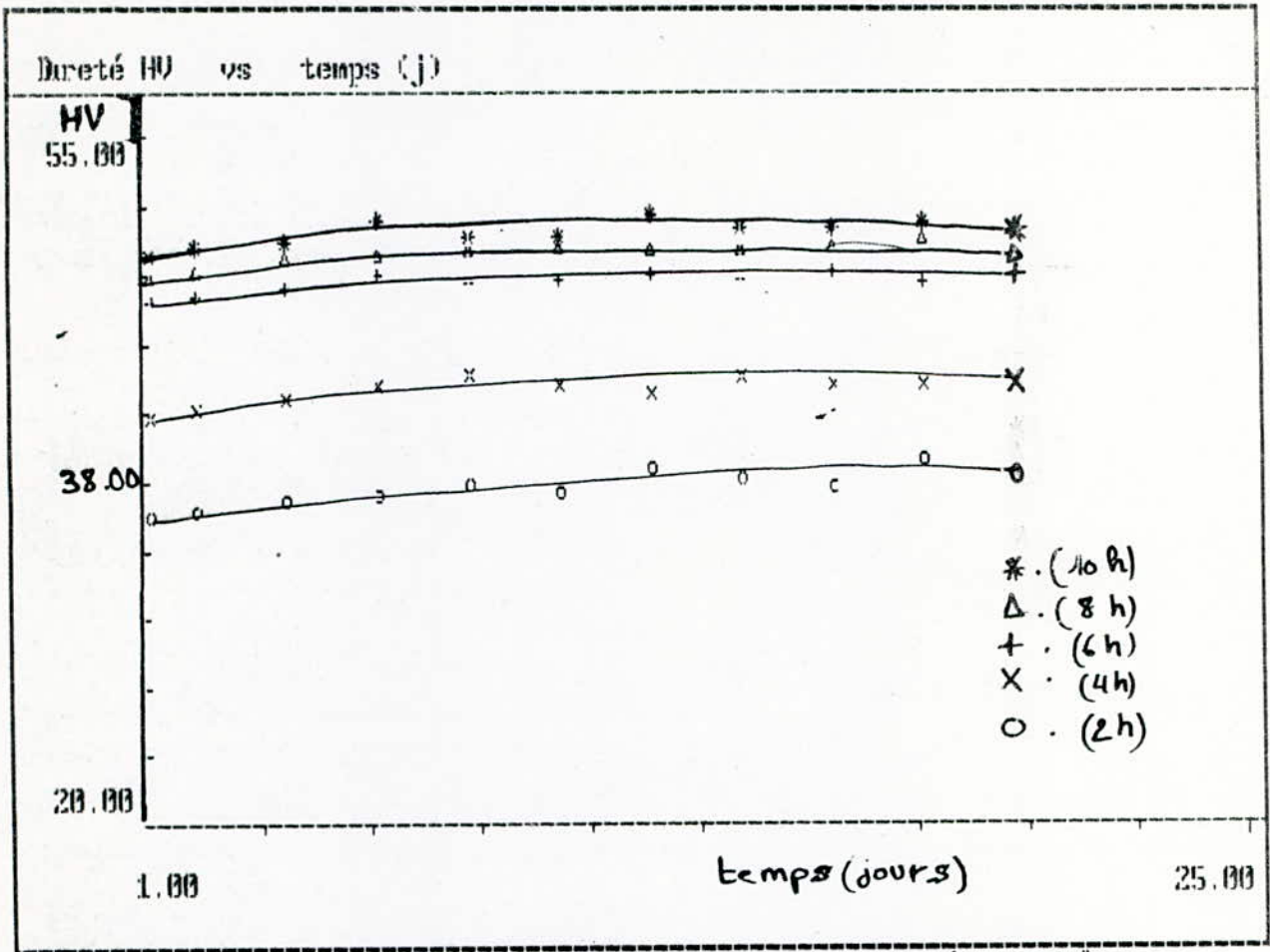


Fig-20 - Vieillissement Naturel de D3(A-G-S) apres revenu à T=170C°

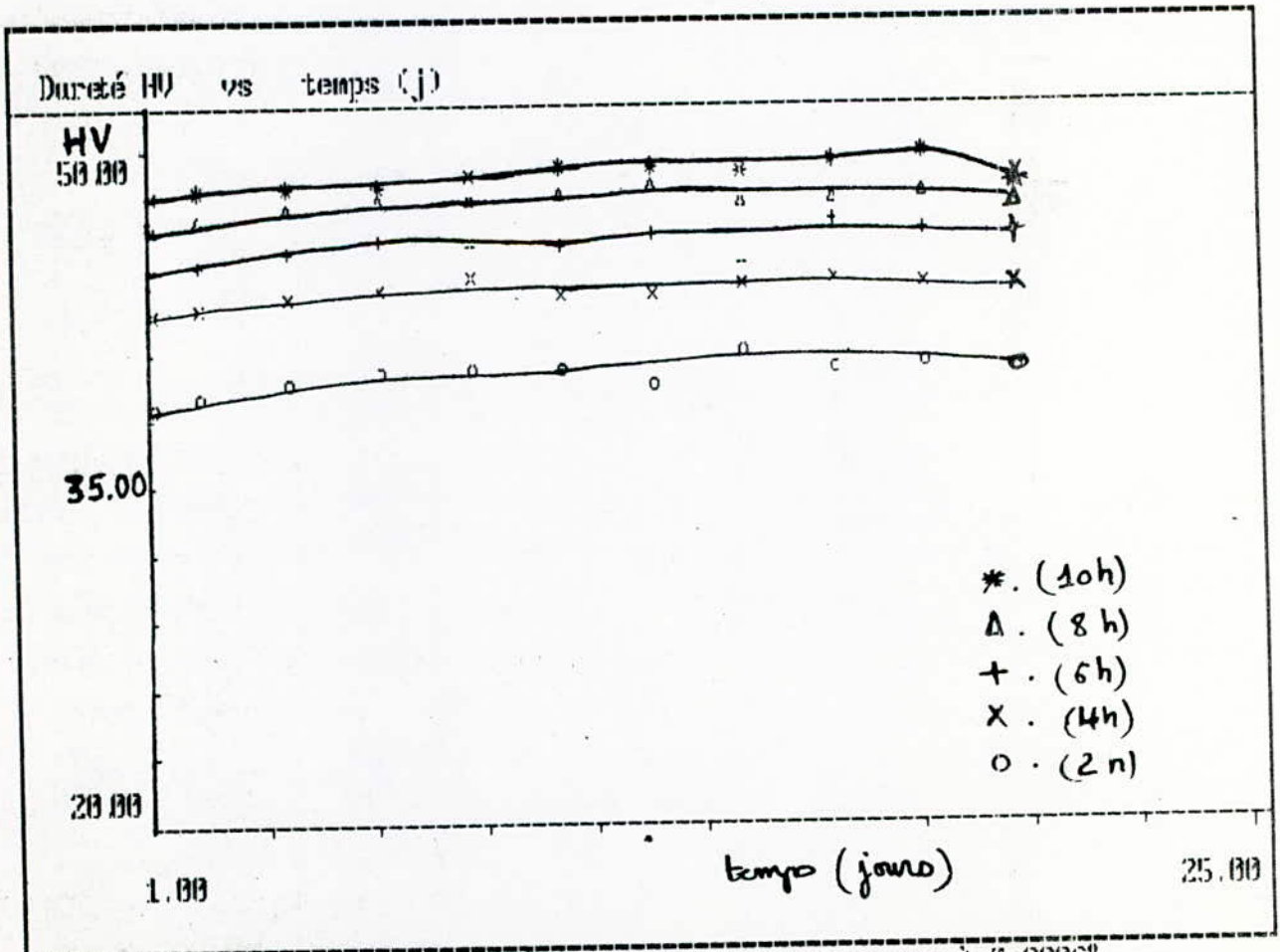


Fig-21 - Vieillissement Naturel de D3(A-G-S) apres revenu à T=200C°

de la même manière pour les deux alliages, ceci est schématisé par les figures-12- et -13-. On remarque que la dureté de l'alliage D3(A.G.S) est plus élevée que celle de l'alliage B3(A. .) quelques soient les conditions de revenu.

4.4 ETUDE DU VIEILLISSEMENT :

L'étude du vieillissement consiste à suivre à la température ambiante l'évolution de la dureté des alliages préalablement revenus. Nous nous sommes intéressés aux températures de revenu :

- De 100 et 140 °C pour les alliages A-Z-G.
- De 170 et 200 °C pour les alliages A-G-S.

4.4.1 Alliage B3(A.Z.G) :

On constate que les courbes de vieillissement Fig(14) et (15) sont approximativement parallèles ; Elles sont monotones et horizontales, ceci traduit le fait que la dureté de l'alliage demeure pratiquement constante et ce pour n'importe quelle durée de maintien au revenu. Donc on peut affirmer que le durcissement par vieillissement ne se produit pas pendant les 30 premiers jours lorsque le revenu a été effectué à 100 °C ou à 140 °C.

Toutefois, on constate un faible durcissement pendant les quatre premiers jours lorsque l'alliage a subi un revenu pendant deux heures à 100 °C ; et aussi on constate un adoucissement après 18 jours de vieillissement lorsque l'alliage a subi un revenu pendant dix heures de revenu à 140 °C.

4.4.2 Alliage D3(A.Z.G) :

Le durcissement par vieillissement de l'alliage D3(A.Z.G) s'effectue de la même façon que celui de l'alliage B3(A.Z.G) Fig-16- et Fig-17-

4.4.3 Alliage B3(A.G.S) :

Nous avons procédé à l'étude de vieillissement de l'alliage après trempe et revenu à 170 °C et 200 °C. Les résultats montrent que dans le cas d'un revenu à 170 °C, stabilisation de la dureté est observée pendant les 20 premiers jours. La dureté étant, d'autant plus élevée que la durée de maintien à la température de revenu est élevée Fig-18-. Dans le cas de revenu à

Temps (jours)	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
$D_{\text{moy}} (\mu\text{m})$	51,3	50,9	50,5	50,2	50,1	50,1	50,1	50	50	49,9	49,9
HV	35,2	35,8	36,4	36,8	36,9	37,1	37,1	37,2	37,3	37,3	37,3

Vieillissement naturel après trempe de B3(A.Z.G)

Temps (jours)	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
$D_{\text{moy}} (\mu\text{m})$	50,6	50,4	50,2	50	49,9	49,9	49,8	49,8	49,7	49,7	49,7
HV	36,2	36,5	36,8	37,1	37,3	37,3	37,4	37,4	37,5	37,5	37,5

Vieillissement naturel après trempe de D3(A.Z.G)

Temps (jours)	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
$D_{\text{moy}} (\mu\text{m})$	57,5	55,2	53,2	51,6	49,5	49,4	48,5	48,2	47,9	48,3	48,2
HV	28	30,4	32,8	34,8	37,8	38	39,4	40	40,4	39,8	40

Vieillissement naturel après trempe de B3(A.G.S)

Temps (jours)	1	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20
$D_{\text{moy}} (\mu\text{m})$	54,7	53,0	50,1	48,8	47,0	46,6	46,1	46,0	45,9	45,9	46,1
HV	31	33	37	39	42	42,6	43,6	43,8	44	44	43,6

Vieillissement naturel après trempe de D3(A.G.S)

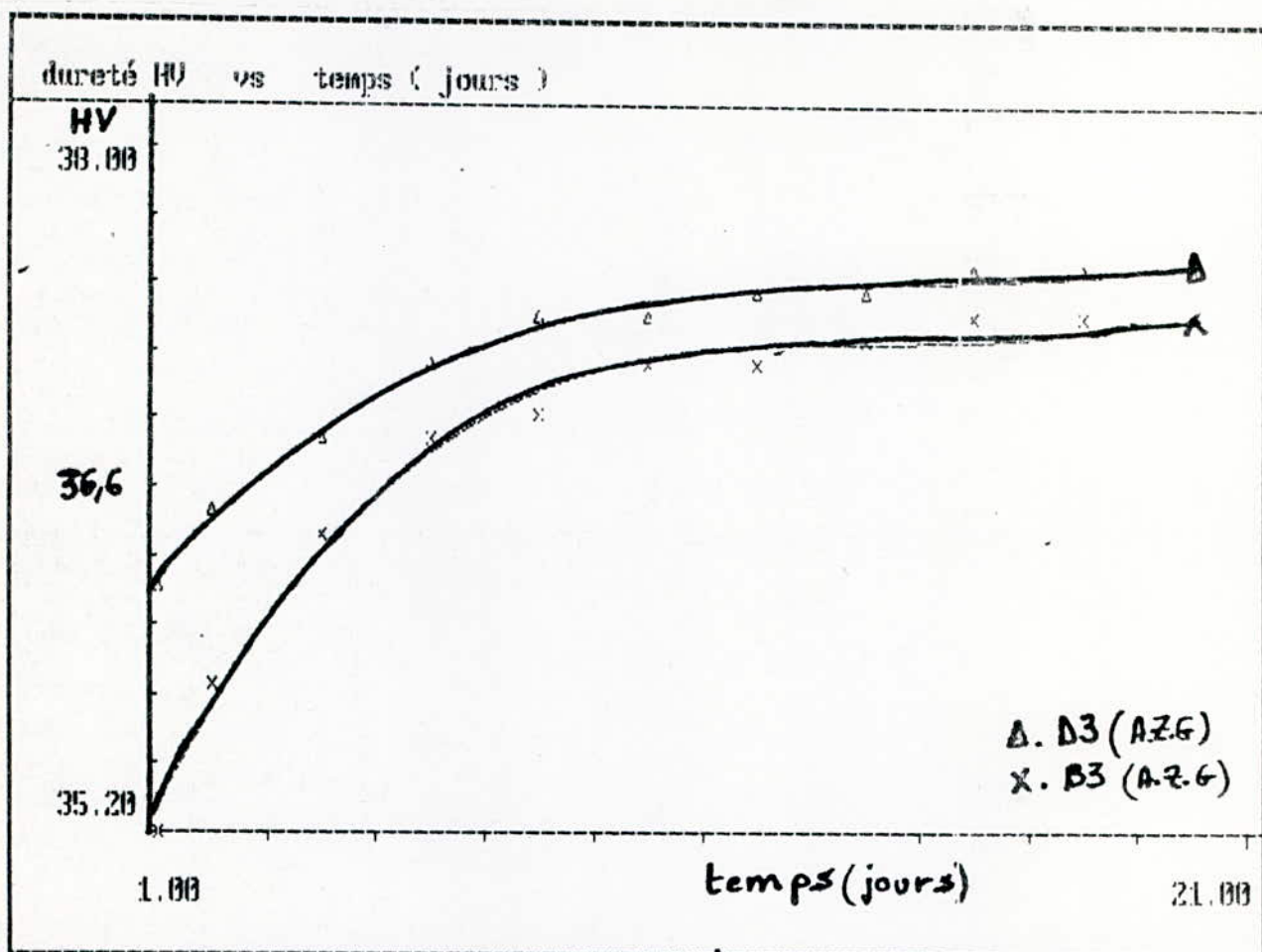


Fig-22- Dureté pendant un vieillissement naturel de B3 et D3 (A.Z.G)

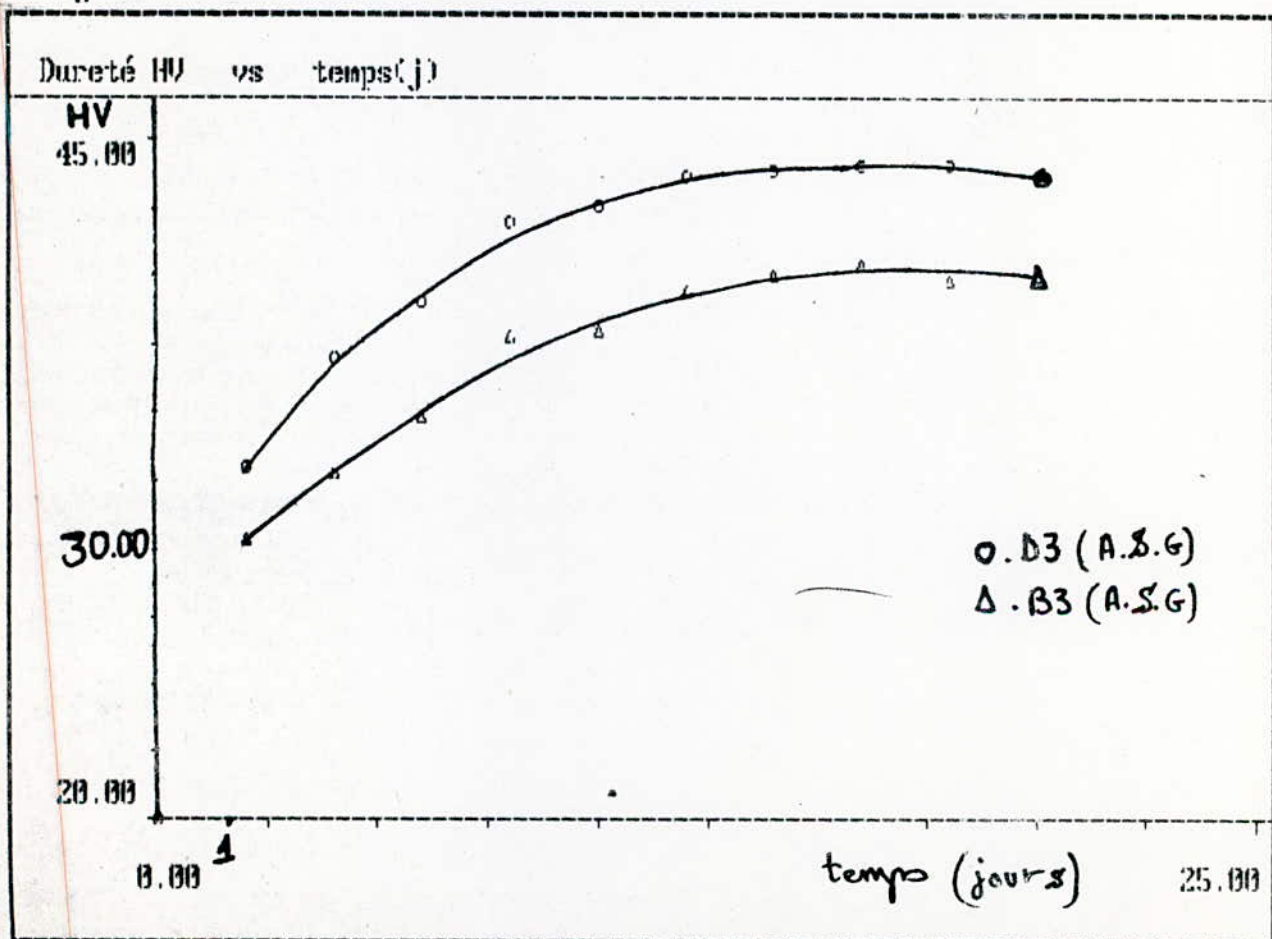


Fig-23- Vieillissement Naturel de B3(A.S.G) et D3(A.S.G) -104-

200 °C, on constate un faible durcissement au cours des 4 premiers jours, puis une stabilisation pour les jours suivants Fig-19.

4.4.4 Alliage D3(A.G.S) :

Pour un vieillissement après revenu à 170 °C un faible durcissement se produit pendant les quatre premiers jours, puis une stabilisation se manifeste pendant les jours suivants. La dureté de l'alliage est d'autant plus importante que la durée de revenu est élevée Fig-20-. Après un revenu à 200 °C, le même phénomène est observé c'est à dire la stabilisation de la dureté. Fig-21

4.4.5 Alliages B3(A.Z.G) et D3(A.Z.G) :

Les deux courbes de dureté des deux alliages Fig-22- suivent la même allure ; C'est à dire, elles augmentent durant le vieillissement.

On peut distinguer deux stades dans l'évolution des deux alliages :

- Le premier stade qui dure pendant les dix premiers jours, est caractérisé par une évolution rapide de la dureté des deux alliages ; c'est un durcissement par précipitation rapide.
- Le deuxième stade qui se produit pendant les dix jours suivants, est caractérisé, contrairement au premier, par la stabilité de la dureté.

Pour une étude comparative, on constate que l'alliage D3(A.Z.G) possède une dureté supérieure à celle de l'alliage B3(A.Z.G) durant toute la durée de vieillissement.

4.4.6 Alliages B3(A.G.S) et D3(A.G.S) :

Le durcissement par vieillissement des alliages B3(A.G.S) et D3(A.G.S) se produit relativement de la même façon que celui des alliages B3(A.Z.G) et D3(A.Z.G). Cependant la stabilité de la dureté se produit au delà des 12 premiers jours. Fig-23-.

45. . . . Diagrammes d'équilibres :

45.1. . . . Alliages binaires :

Alliages Al-Zinc :

Le diagramme Al-Zn Fig(45) a deux particularités :

* Un vaste domaine de solution solide α s'étend jusqu'à 70 % de Zn à 433 °C.

* Etant donnée l'étendue du domaine de la solution solide ; ces alliages se prêtent bien aux traitements thermiques.

- Le mûrissement à la température ambiante ; est d'autant plus rapide et, la dureté est d'autant plus rapide que la teneur en zinc est plus élevée.

- Solidification de l'alliage à 3 % de Zinc :

A une température supérieure à 650 °C environ, le métal est totalement liquide.

A 640 °C ; commence la germination sous forme de dépôt de germes ou cristaux de la phase α , (solution solide de Zn dans l'Al).

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

De 650 °C à 640 °C, les cristaux α s'enrichissent en Zinc, leur proportion augmente, le liquide s'enrichit également en Zinc, et sa proportion diminue et les dernières gouttes liquides se solidifient et l'alliage est entièrement solide.

La phase α a la composition de l'alliage (3% Zn).

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

A partir de 100 °C environ, d'après la courbe de la solubilité, la quantité de 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 (2 %) dispersé en fines particules dans la matrice .

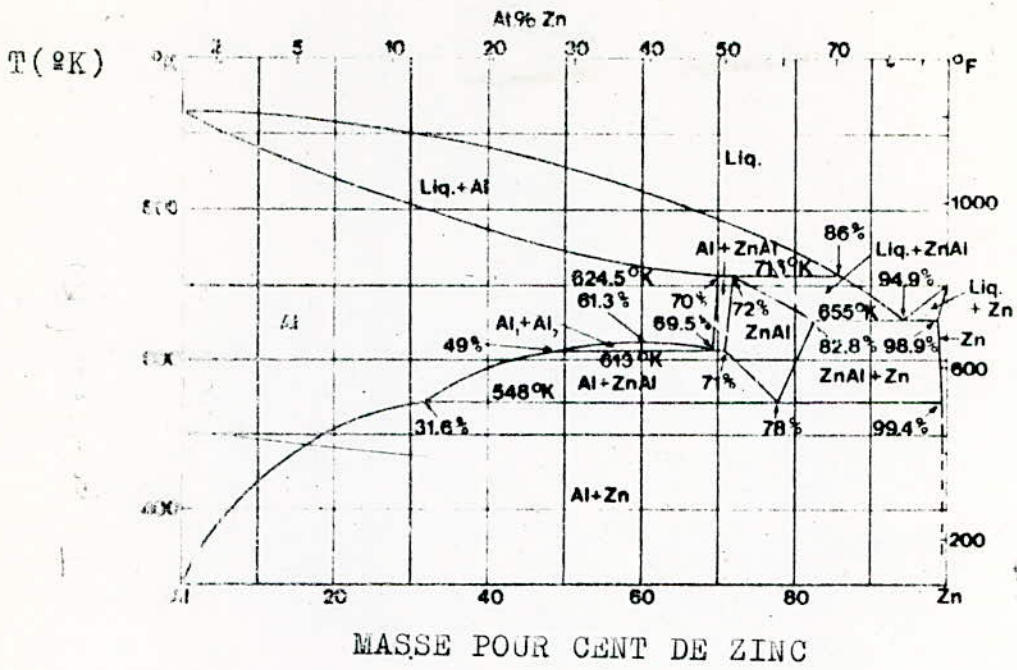


Fig --24-- DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Zn (Aluminium-Zinc)

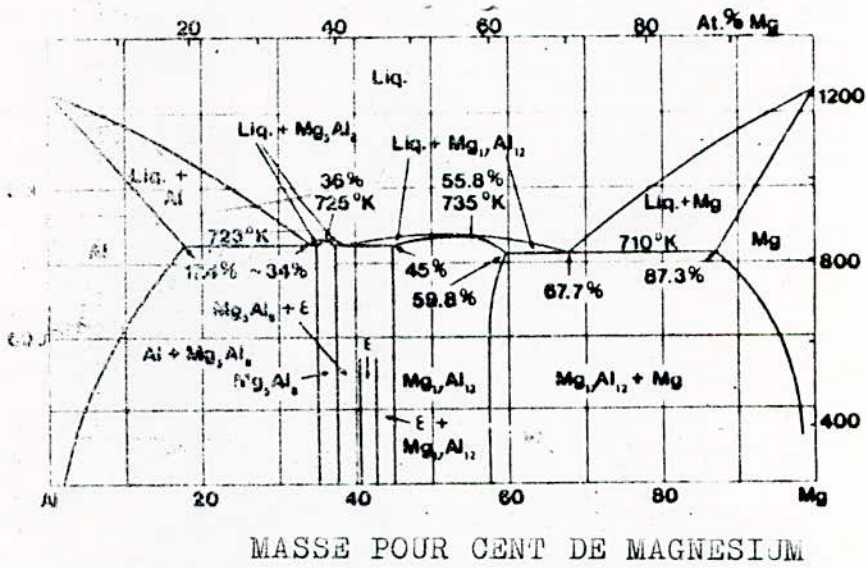


Fig --25-- DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Mg (Aluminium-Magnesium)

Alliages Al-Mg :

- Le diagramme Al-Mg Fig(25) a un domaine de solution solide s'étendant jusqu'à 18 % en atomes de Mg à 450 °C.

- La cristallisation d'un alliage Al-Mg à 1 % Mg :

. Pour des températures supérieures à 660 °C l'alliage est totalement liquide.

. A 660 °C commence la cristallisation de la phase α sous forme de solution solide du magnésium dans l'Aluminium.

. De 660 à 635 °C croissance des germes α qui s'enrichissent en Mg, le liquide diminue en proportion et s'enrichit en Mg.

. A 635 °C les dernières gouttes liquides se solidifient.

. De 635 à 150 °C c'est le domaine de la solution solide α , où la composition en Mg est constante.

. Pour des températures inférieures à 150 °C la solubilité en Mg diminue.

. A 20 °C la structure de l'alliage (1 % de Mg) :

solution solide de Mg dans l'Al.

Alliages Al-Si :

Le diagramme d'équilibre Fig(26) présente un eutectique de composition 11,7 % Si, qui cristallise à 577 °C. La solubilité du Silicium est très faible à la température ambiante, elle croît pour atteindre la valeur de 1,69 à 577 °C. La structure des alliages Al-Si est toujours biphasée à la température ambiante. Les alliages hypoeutectiques sont constitués de solution solide très riche en Aluminium et de mélange eutectique comportant des plaquettes de Silicium dures et fragiles.

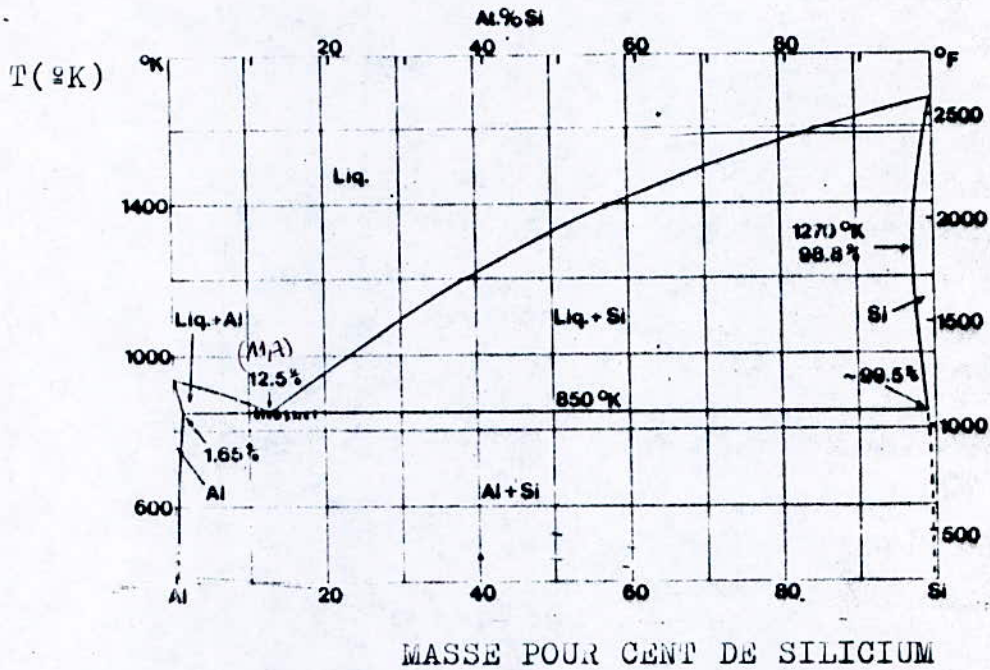


Fig -26- DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Si (Aluminium-Silicium)

4.5.2 Alliages ternaires :

Alliages Al-Zn-Mg :

* Refroidissement de l'alliage Al-Zn-Mg pour 4 % Zn et 2 % Mg :

- Pour toute température supérieure à la température de liquidus qui est égale à 657 °C ; l'alliage est totalement liquide.

- A partir de 657 °C apparition de la phase solide . Celle-ci s'enrichit en Zn et en Mg. Sa proportion augmente au dépend de celle du liquide. Le liquide s'enrichit également en Mg et en Zn.

- A la température de solidus $T = 602$ °C les dernières gouttes se solidifient.

- De 602 °C à la température de la solubilité limite 350 °C l'alliage solide monophasé de structure cubique à faces centrées se refroidit sans changement de composition.

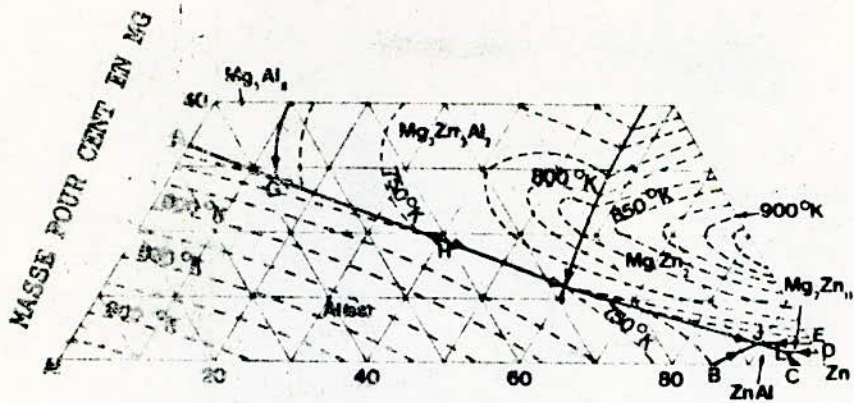
- A partir de 350 °C il y a réapparition d'un composé intermétallique $MgZn_2$ dont la proportion va augmenter au cours d'un refroidissement. Ceci est provoqué par l'appauvrissement de la solution solide α en Mg et en Zn. Les atomes de Zn et de Mg rejetés forment le composé $MgZn_2$.

* Refroidissement de l'alliage Al-Zn-Mg pour 2 % Zn et 1 % Mg :

On enregistre le même mécanisme de refroidissement sauf :

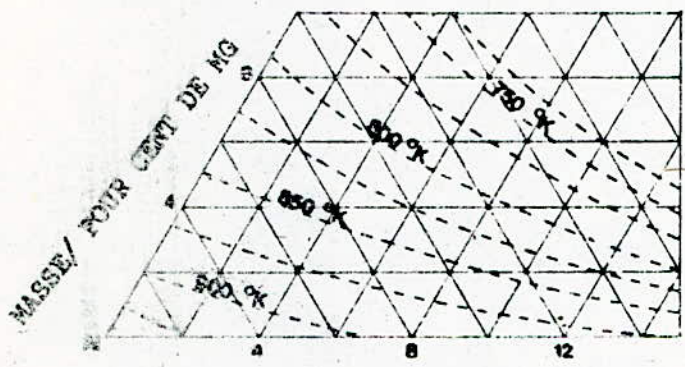
- Température de liquidus 652 °C.
- Température de solidus 647 °C.
- Température de la solubilité limite 142 °C.

Fig 27 et 28



MASSE POUR CENT DE ZINC

Liquidus



MASSE POUR CENT DE ZINC

Solidus

Fig -28- DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Zn-Mg

Alliages Aluminium-Magnésium-Silicium :

Le système ternaire comporte quatre eutectiques ternaires représentés par les points O_1 , O_2 , O_3 et O_4 , et six nappes de liquidus (Fig-29-). En vertu du théorème d'ALKEMADE, la droite passant par Mg_2Si et Al, coupe le triangle de base en deux triangles de composition. Les phases finales produites par cristallisation à l'équilibre d'une composition située à l'intérieur d'un triangle sont celles situées aux sommets de ce triangle donc soit : $\alpha + Mg_2Si + Si$ ou $\alpha + Mg_2Si + Mg$.

Les compositions sur Mg_2Si -Al forment un système binaire. Une coupe verticale du diagramme ternaire Al-Mg-Si selon le plan Al- Mg_2Si donne lieu à un diagramme quasi-binaire Al- Mg_2Si qui est représenté par la figure(30). Ce diagramme révèle l'existence d'un eutectique Al + Mg_2Si de composition 13 % en Mg_2Si et qui cristallise à 585 °C, la solubilité de Mg_2Si dans l'aluminium est très faible, cette solubilité n'est que de 1,85 % Mg_2Si à 585 °C (établi par HARRIS puis par EVANS). Fig-32

La partie du diagramme ternaire du côté riche en Aluminium est représentée par la figure(31). On peut constater, qu'à côté de la phase α le Silicium et le composé Mg_2Si peuvent précipiter. (Fig-31).

Système Mg-Si :

Le diagramme de la fig.(33) présente deux eutectiques, l'un à 1,33 % Si fondant à 639 °C et l'autre à 52,94 % Si fondant à 942,5 °C. Un composé intermétallique Mg_2Si apparaît pour une composition de 34 % Si, il cristallise à 1102 °C. Les solubilités du Silicium dans le Magnésium et du Magnésium dans le Silicium sont nulles, de sorte que dans les alliages Mg-Si sont constitués de cristaux Mg + Mg_2Si ou de Mg_2Si + Si, selon que leurs compositions soient inférieures ou supérieures à celles du composé intermétallique d'après Schumann, Fischer (1977). Fig-32

Le composé intermétallique Mg_2Si : (63,2 % Mg; 36,8 % Si) :

Lorsque le rapport des constituants en poids est égal à 1,73, le Magnésium et le Silicium forment le composé intermé-

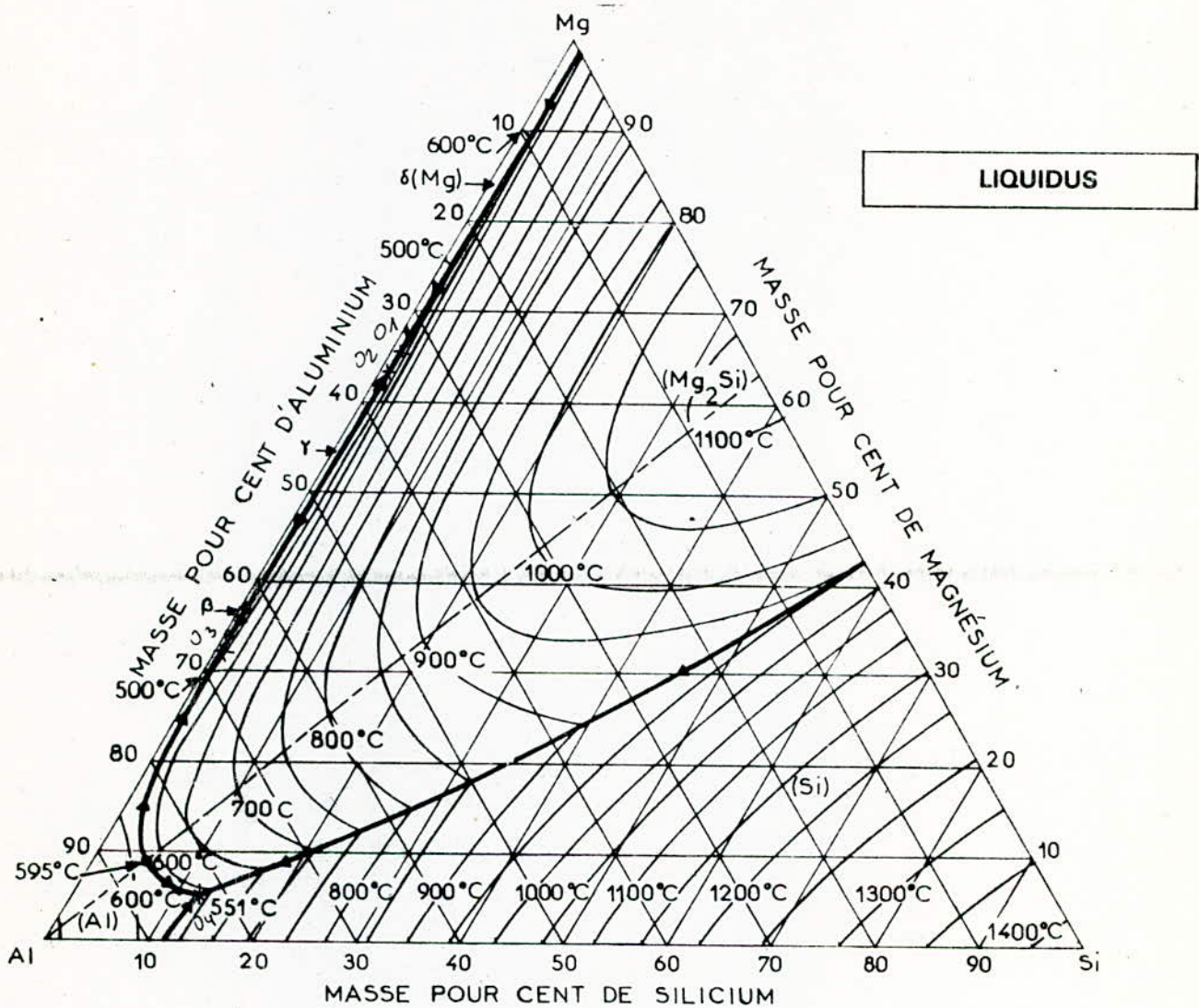
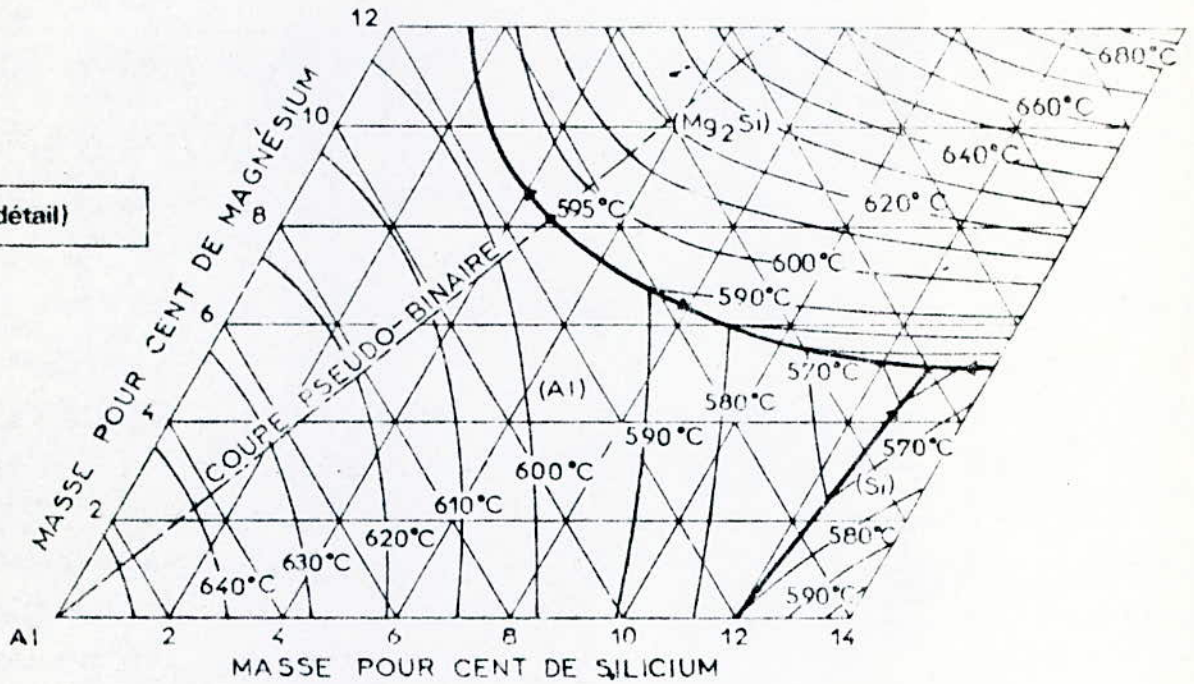
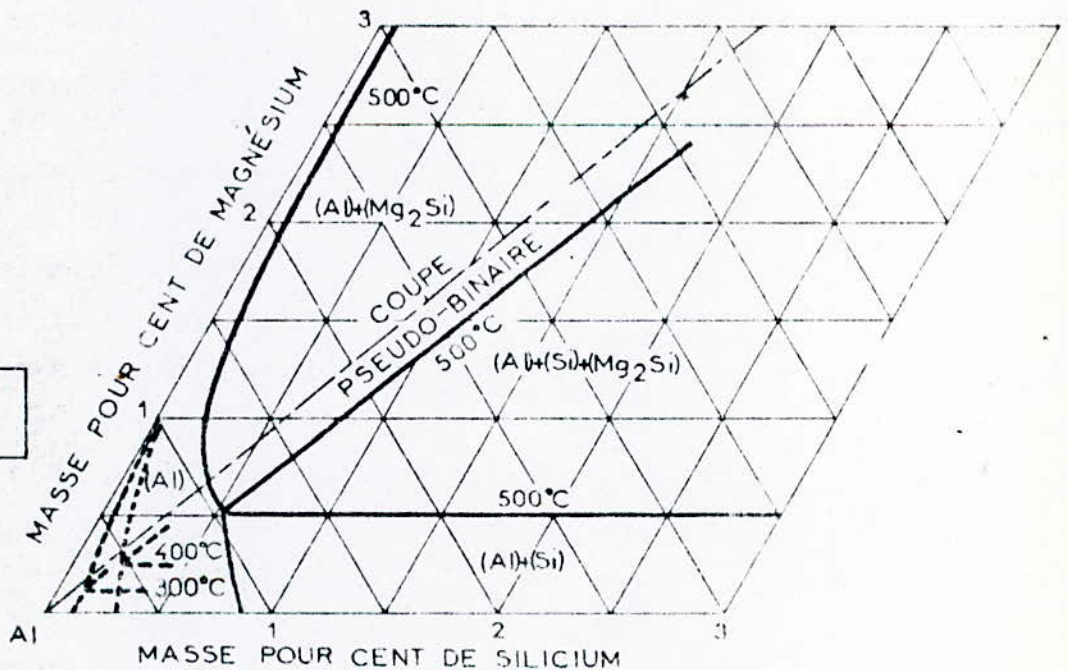


Fig -29 - DIAGRAMME D'EQUILIBRE Al-Mg-Si

LIQUIDUS (détail)



COUPES ISOTHERMES
A 500, 400 ET 300 °C



Al-Mg-Si FIG. 30 : Al-Mg-Si

Les solubilités maximales du magnésium et du silicium dans la phase α riche en aluminium, en équilibre avec (Si) et Mg_2Si , c'est-à-dire le sommet a du triangle limitant le domaine $(\alpha + (Si) + Mg_2Si)$, ont les valeurs ci-contre, en masse pour cent :

	550 °C	500 °C	400 °C	300 °C
Mg	0,68 %	0,54 %	0,28 %	0,05 %
Si	1,16 %	0,60 %	0,24 %	0,04 %

tallique Mg_2Si . Le Magnésium est de structure hexagonale compacte, très électropositif et bivalent. Le Silicium appartient au groupe des éléments tétravalents, il est électronégatif. Deux atomes de Magnésium cèdent leurs deux électrons de valence respectifs à l'atome de Silicium. La dernière couche du Silicium devient ainsi saturée avec huit électrons. Fig. 34.

Refroidissement de l'alliage Al-Mg-Si (B3) avec 0,5 % Si et 0,7 % Mg :

A $\theta > 653$ °C, l'alliage est liquide.

A $\theta = 653$ °C, il y a apparition de premiers germes de la solution solide α , très riche en Aluminium.

A $653 < \theta < 630$ °C, la solution solide α s'appauvrit en Si, Mg est liquide, ainsi le % α augmente tandis que celui du liquide diminue.

A $\theta = 630$ °C, les dernières gouttes liquides se solidifient.

A $630 < \theta < 410$ °C, il y a refroidissement de α sans changement de composition.

A $\theta = 410$ °C, la solubilité limite en Silicium est atteinte, la phase α rejette les atomes de Silicium sous forme de cristaux. Ensuite, à une température plus basse, la limite de solubilité en Mg_2Si est atteinte, ce qui produit la précipitation de ce composé fig(31). A la température ambiante, la structure est composée de la solution solide α , des cristaux de Silicium et du précipité Mg_2Si .

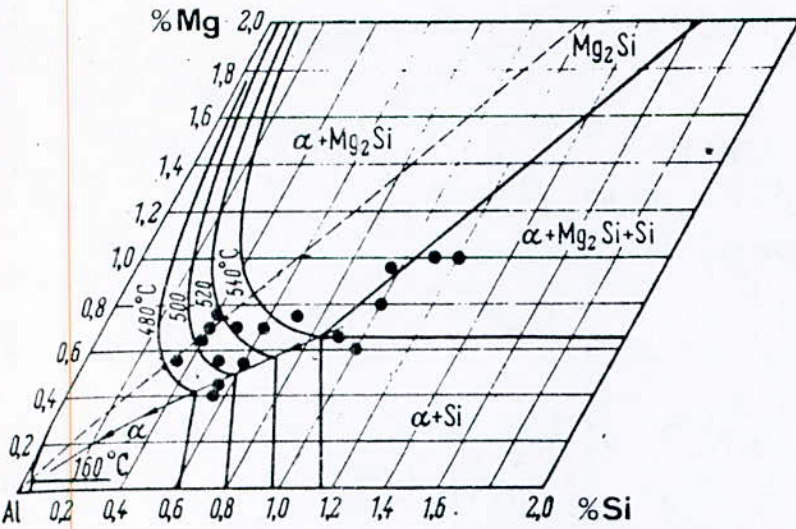


Fig.31 - Côté riche en aluminium du diagramme ternaire Al-Mg-Si. Les points noirs repèrent la position des alliages commerciaux les plus utilisés.



Fig.34 - Structure du composé intermétallique Mg_2Si .

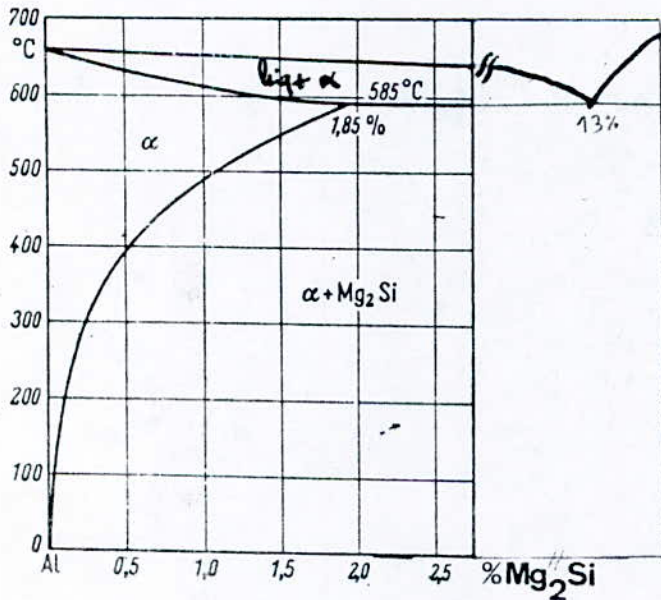


Fig.32 - Diagramme d'équilibre du système quasi-binaire Al- Mg_2Si .

DIAGRAMMES D'EQUILIBRE
Al-Si-Mg

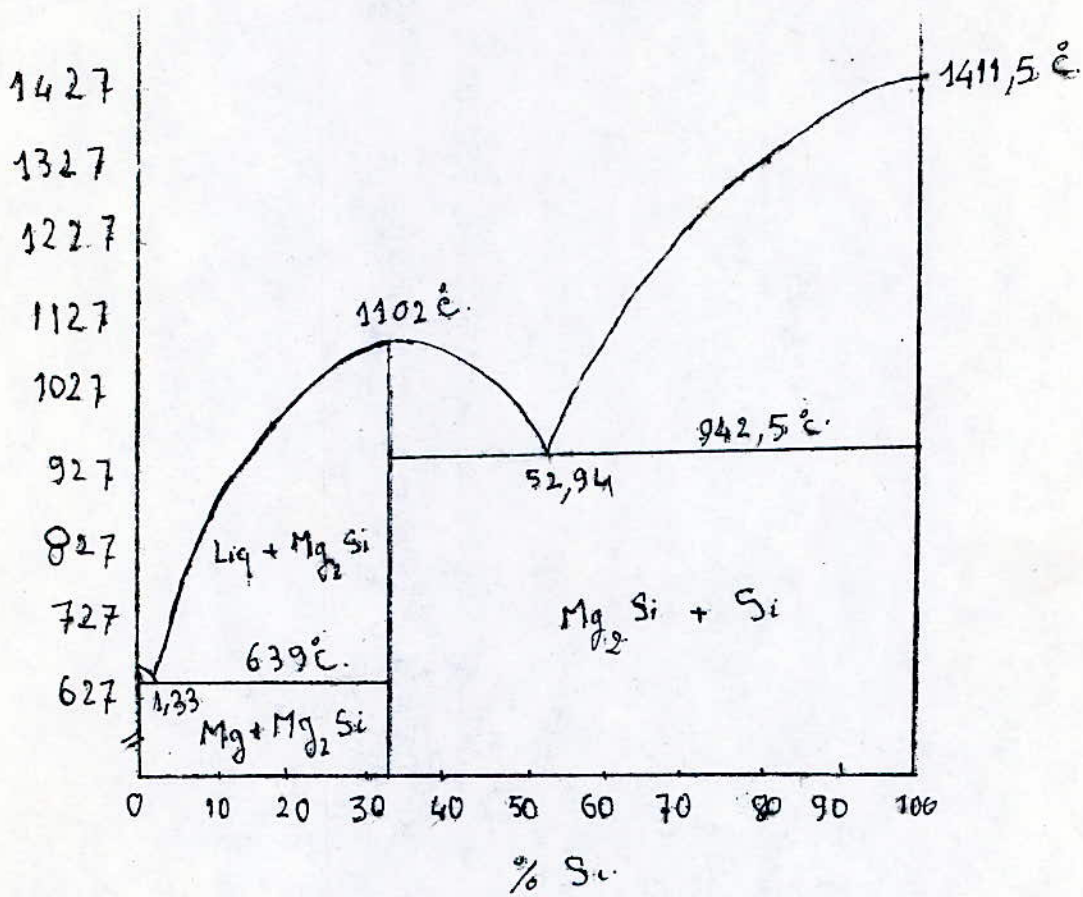


Fig 33 - : Systeme binaire Mg - Si

CONSTITUTION DES ALLIAGES :

En appliquant la règle des segments inverses, dans le cas d'un diagramme d'équilibre ternaire, nous pouvons déterminer les proportions des constituants (phases, agrégats...) des alliages.

Un alliage représenté par un point M est constitué de trois compositions E, F et G, fig (25).

Les proportions des constituants E, F, et G sont :

$$\%E = M_b / (b - Mg_2Si) \quad ; \quad \%F = M_a / (a - Si) \quad ; \quad G = M_{Al} / (Al - Mg_2Si)$$

Applications :

Compositions des alliages étudiés :

Alliage B3(AGS) :

$$\%Si \text{ dans } Mg_2Si = \%Si_{Mg_2Si} = \frac{M_{Si}}{M_{Si} + 2M_{Mg}} \times 100 = 36 \%$$

$$\%Mg_{Mg_2Si} = 100 - 36 = 64 \%$$

$$\text{Donc } Mg_2Si \begin{cases} 36 \% Si \\ 64 \% Mg \end{cases}$$

$$\text{Proportion de } Mg_2Si = \frac{M_b}{b - Mg_2Si} = \frac{1,5}{138} \times 100 = 1,08\%$$

$$\text{Taux de Si} = \%Si_{Mg_2Si} + \%Si_{libre}$$

$$\%Si_{libre} = M_a / (a - Si) = 0,2 / 158 = 0,12\%$$

$$\%Si_{Mg_2Si} = 1,08 \times 0,36 = 0,39 \%$$

$$\%Si_{total} = 0,12 + 0,39 = 0,51 \%$$

$$\text{Taux de Mg} = 1,08 \times 0,64 = 0,69 \%$$

$$\text{Taux d'Aluminium} = \frac{M_{Al}}{Al - \dots} = \frac{137}{140} = 98,3 \%$$

De même, en appliquant la règle de Levier on trouve à la température ambiante pour le cas de l'alliage Al-Zn-Ng (4% de Zn, 2% de Ng) les proportions suivantes: 0,23 % de NgZn₂ et 99,77% de X (presque de l'aluminium).

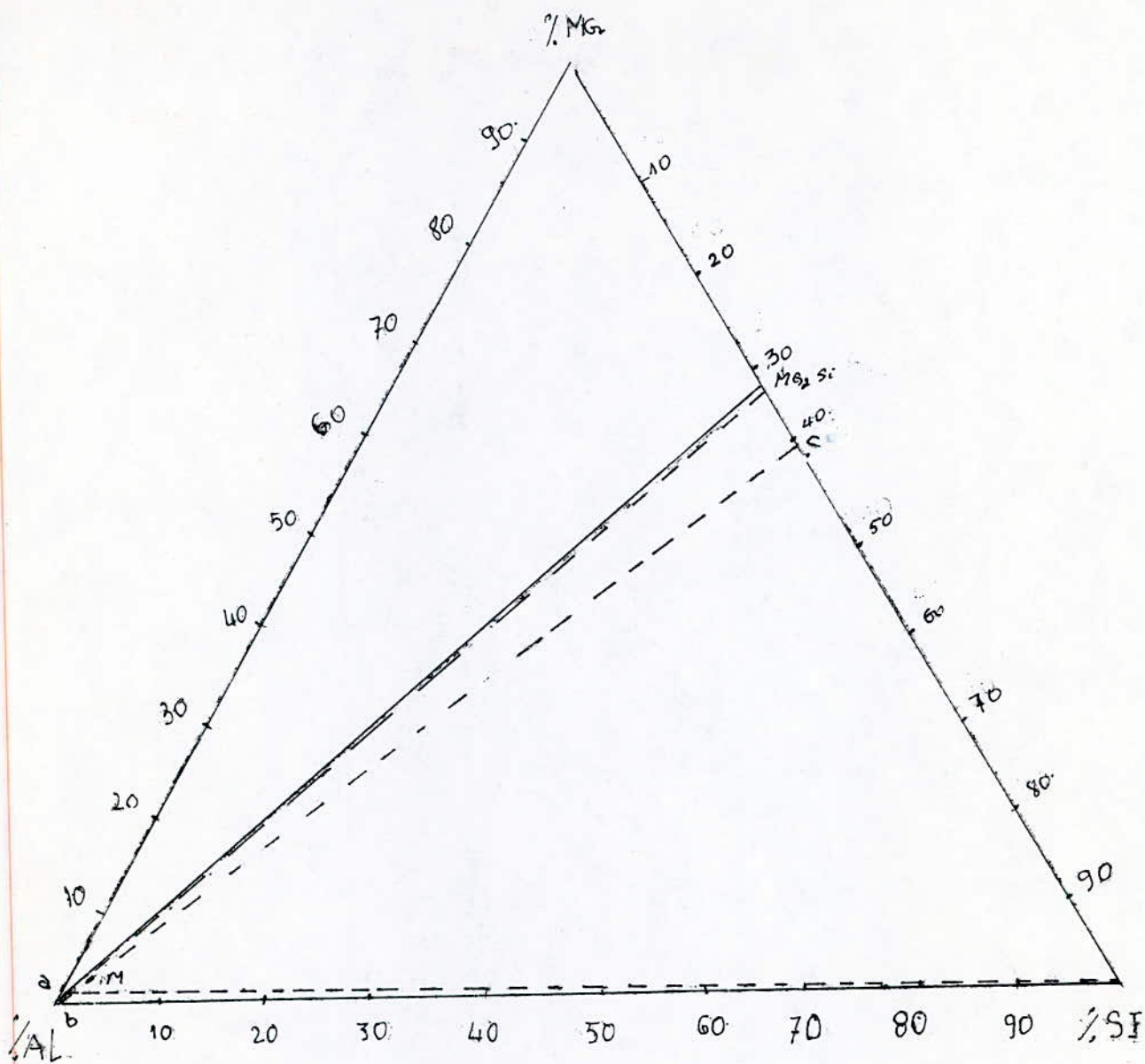


Fig. 35- CONSTITUTION DES ALLIAGES
AL. Mg. Si

CHAPITRE: V



5)- INTERPRETATION DES RESULTATS :

5.1 DURCISSEMENT PAR SOLUTION SOLIDE :

5.1.1 Alliages binaires :

L'addition du Zinc ou du Mg ou de Si dans l'Aluminium a pour conséquence la formation d'une phase α de structure cubique à faces centrées lorsque les taux de solubilité limite de ces éléments dans l'Al n'ont pas été atteints.

A la température ambiante ces taux de solubilité sont :

- 2 % pour le magnésium.
- 2 % pour le Zinc.
- Solubilité est nulle pour le silicium.

On peut expliquer ces valeurs par deux considérations :

(1)- La taille du magnésium et du zinc et de l'Al sont voisines et par contre la taille de l'atome de Silicium est très différente.

$$R_{Al} = 1,62 \quad R_{Zn} = 1,60 \quad R_{Mg} = 1,77 \quad \text{et} \quad R_{Si} = 1,72 \text{ (A)} \quad (3)$$

(2)- La structure du Zinc et du Magnésium étant hexagonale compacte s'adapte mieux avec la structure c.f.c de l'Aluminium par contre le Silicium a une structure cubique diamantée qui ne s'adapte pas avec la structure de c.f.c.

Dans le cas où le pourcentage d'atomes de Zinc, de Silicium ou de Mg dépasse les limites de solubilité respectives il y a formation dans les alliages binaires :

- D'un composé Mg_3Al_2 dans les alliages Al-Mg.
- De cristaux de Silicium dans les alliages Al-Si.
- De cristaux de Zinc dans les alliages Al-Zn.

5.1.2 Alliages ternaires :

Dans le cas des alliages ternaires :

Il y a formation des composés $MgZn_2$ dans les alliages Al-Zn-Mg et Mg_2Si dans les alliages Al-Si-Mg.

* L'introduction des atomes étrangers dans l'Aluminium a pour effet :

- La perturbation de la cohésion du réseau ; cette perturbation est d'autant plus importante que le taux d'addition des atomes est élevé car il ya création de champs de contraintes.

- La perturbation de l'environnement électronique de l'Aluminium, car les atomes étrangers ont des structures électroniques différentes de celles de l'aluminium.

- Un durcissement lié à une entrave au mouvement des dislocations, autrement dit l'existence d'une force de freinage qui provient de l'interaction entre les dislocations et les atomes étrangers en solution. (3)

- Le freinage des dislocation pendant leur mouvement par les précipités ou d'autres phases plus durs que le métal de base, ces précipités constituent des obstacles .

Ces effets contribuent à l'augmentation de la dureté et donc au durcissement des alliages.

Les résultats obtenus confirment le durcissement de la solution solide dû aux additions du Zinc, Magnésium et de Silicium dans la phase .

5.2 DURCISSEMENT PAR PRECIPITATION :

5.2.1 Alliages B3(AZG) et D3(AZG) :

D'après les résultats, on peut constater le mécanisme de durcissement dans les alliages B3(AZG) et D3(AZG) peut se dérouler en deux stades.

Au début il y a formation des zones de Guinier-Preston de formes sphériques qui se forment aux températures inférieures à 75 °C. (22). Ces zones sont constituées par des phases d'atomes de Mg et de Zn alternés et qui provoquent déjà un durcissement important. (22)

On peut remarquer dans notre cas, que pendant les premières heures de revenu il y a une nette progression de la dureté; mais pendant les heures qui suivent, la croissance de la dureté devient plus faible, ceci s'explique par la formation du composé intermétallique $M' - MgZn_2$. Ce composé est un précipité métastable de transition qui se forme à des températures de revenu supérieures à 75 °C (22). Le précipité $M' - MgZn_2$ confère à l'alliage un durcissement maximal ; car il est semi-cohérent avec la matrice.

Une étude comparative à 100 °C et à 140 °C montre un durcissement plus important pendant les trois premières heures de revenu pour une température de revenu haute (140 °C) ; car le mécanisme de précipitation est accéléré au début par une température de revenu plus haute, car l'agitation thermique contribue à la dif-

fusion des atomes de zinc et de magnésium pour la formation des zones GP et des précipités métastables.

Mais pour un temps plus long pendant le revenu, on remarque que la dureté est supérieure pour une température de revenu plus basse ; ceci s'explique par le fait que pour une température de revenu plus haute (140 °C), le mécanisme de précipitation est mieux accéléré que pour une température de revenu plus basse (100°C) ; Il y a perte de cohérence entre le précipité et la matrice avec le prolongement du temps de revenu, théoriquement il y aura perte de cohérence de la phase M' et aussi sa transformation vers la phase d'équilibre $M-MgZn_2$ pour une température de revenu de 135 °C (21) ; ce qui explique la position de la courbe de dureté pour un revenu à 140 °C.

5.2.2 Alliages B3(AGS) et D3(AGS) :

L'étude des deux courbes des $figure(10,M)$, permet d'expliquer les différentes séquences de durcissement par précipitation, encore plus ou moins connues.

La décomposition de la solution solide sursaturée, est admise en général, par la formation d'amas filiforme d'atomes de Magnésium et de Silicium, puis se forment des zones cohérentes appelées zones Guinier-Preston, de formes sphériques (non visible en microscopie électronique(21)) . Ces zones provoquent un durcissement assez remarquable dès les premières heures de revenu.

Une très fine précipitation en aiguilles se manifeste après un certain temps de maintien, formant une phase métastable de précipité β'' de structure monoclinique (23) et qui produit une force de compression dans la matrice.

La température critique au dessus de laquelle ~~le~~ ^{Ces zones} précipité ne se forme pas est de 227 °C. ~~Le~~ précipité β' se développe dans une phase semi-cohérente avec la matrice, sa structure est cubique ou hexagonal (23).

L'allure de la courbe de dureté est assez prononcée, car la cohérence crée un champ de contraintes qui gêne le déplacement des dislocations, ce qui entraîne une augmentation de la dureté, l'effet semble maximal lorsque ces précipités atteignent une dimension critique.

Ces précipités constituent la phase de transition inter-

médiaire entre les zones G.P et la phase d'équilibre Mg_2Si qui apparaît sous forme de plaquettes, puis de bâtonnets (22).

L'état d'équilibre est réellement atteint lorsque le précipité tend à ne plus avoir aucun degré de cohérence avec la matrice, cela veut dire lorsque le précipité β (Mg_2Si) se forme.

En comparant les deux courbes, on remarque que pour la température élevée de revenu (200 °C), le taux de durcissement est plus important durant les premières heures de maintien, ceci peut s'expliquer par le fait que la température contribue par une agitation thermique à la diffusion des atomes de Silicium et de Magnésium pour la formation des zones G.P, puis des précipités. Pour une durée de maintien plus longue, on remarque que la dureté devient inférieure pour une température de revenu plus haute, et ceci peut s'expliquer soit par la perte de cohérence entre le précipité et la matrice, ou soit, par l'annihilation des lacunes "gelées" durant la trempe.

5.3 VIEILLISSEMENT NATUREL APRES TREMPE DES DEUX ALLIAGES B3(AZG) et D3(AZG) :

L'évolution de la précipitation dans les deux alliages pendant le vieillissement correspond à la théorie de précipitation. Des divergences importantes subsistent lorsqu'on examine l'interprétation des premiers stades de l'évolution (24).

Donc l'augmentation rapide de la dureté pour les deux alliages durant les 10 premiers jours est due à une précipitation plus au moins rapide de zones Guinier-Preston, car ces zones existent juste après trempe et qui ont une forme sphérique (22) et leur domaine de précipitation est entre 0 et 75 °C (22). Ces zones G.P vont freiner le déplacement des dislocations, en provoquant le durcissement de l'alliage, mais après 10 jours de vieillissement, il n'y a pas évolution des zones G.P, car pour la transformation de ces zones il faut une température de revenu supérieure à 75 °C.

5.4 VIEILLISSEMENT NATUREL APRES TREMPE DES DEUX ALLIAGES B3(AGS) ET D3(AGS) :

Une augmentation rapide de la dureté, des deux alliages, durant les douze premiers jours (figure-23-), peut être interprétée, par la présence de lacunes "gelées" durant la trempe, et de contraintes induites, ce qui accroît la quantité de précipitation.

La finesse de la précipitation est conditionnée par une densité élevée des dislocations ; et des propriétés mécaniques plus élevées sont atteintes, quand les dislocations existent en grand nombre après la trempe.

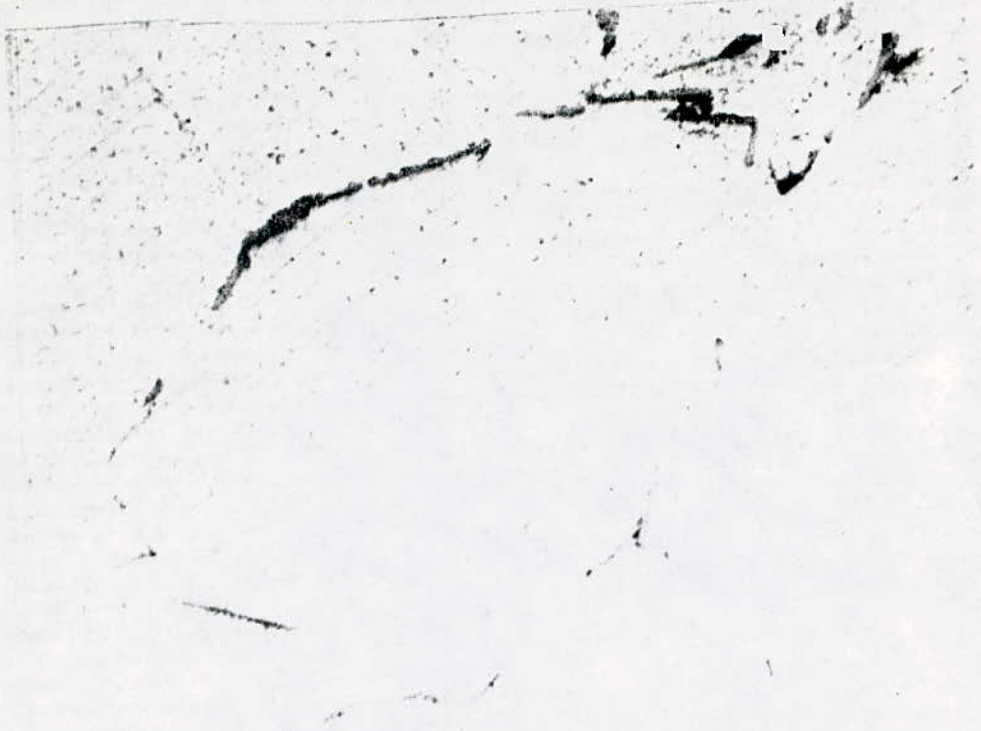
Les zones G.P vont freiner le déplacement des dislocations et provoquent ainsi, le durcissement de l'alliage. Après douze jours de vieillissement il y a stabilité de la précipitation.

INTERPRETATION DES PHOTOS :

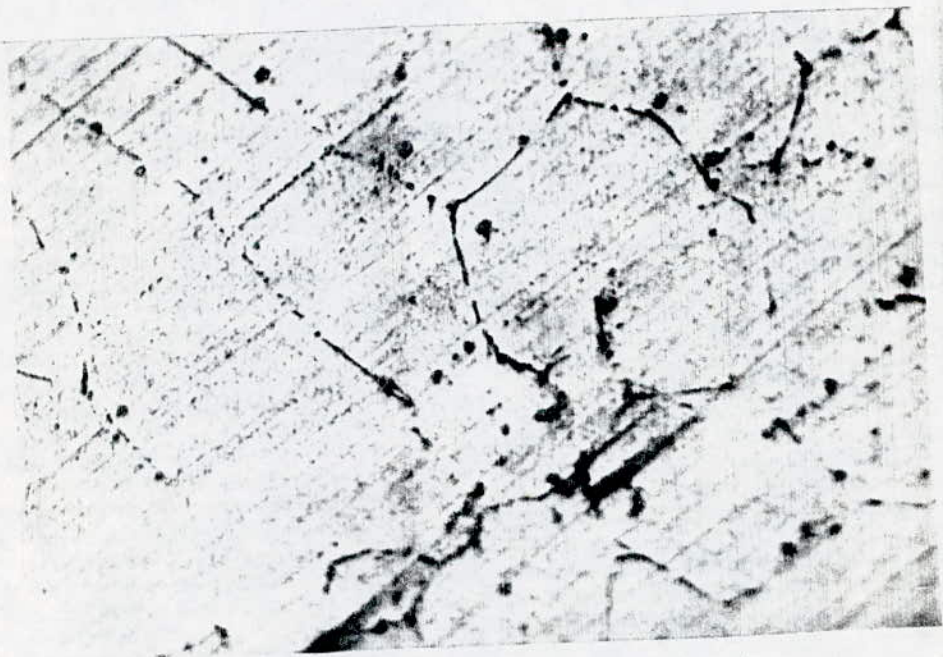
On observe une structure isotrope équiaxe pour les deux alliages, les grains sont de tailles différentes et de formes régulières (tendance polyédrique).

La structure est monophasée. Les précipités aux joints de grains ne sont pas discernables au microscope optique.

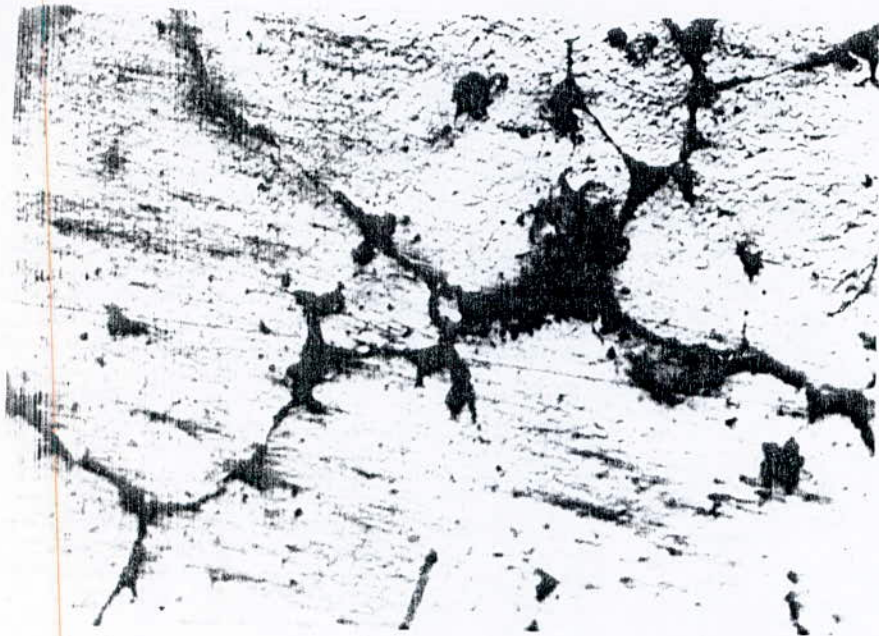
Les joints sont plus au moins larges, et remplis de produits de précipitation, de corrosion ou d'impuretés.



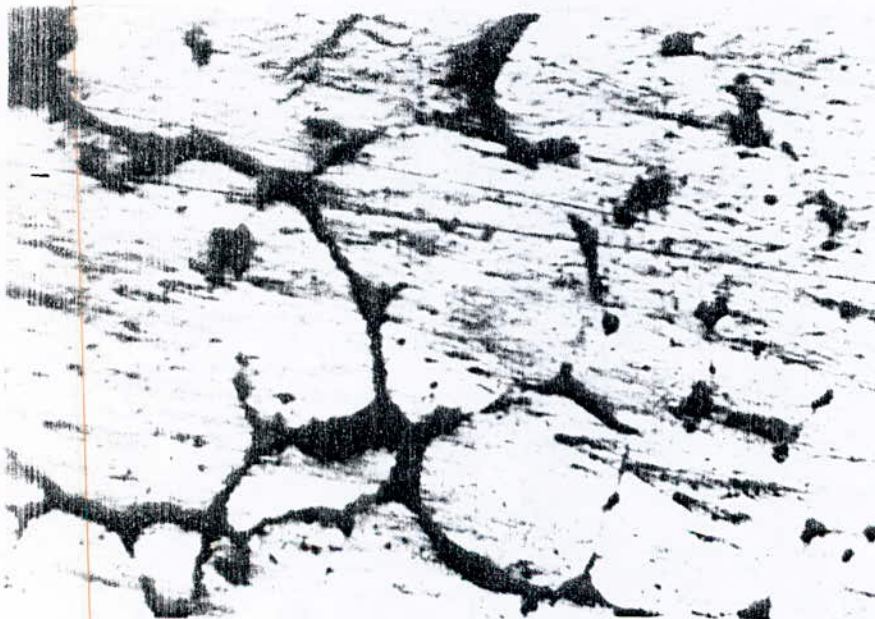
Alliage Al.Mg.Si après homogénéisation (X 500)



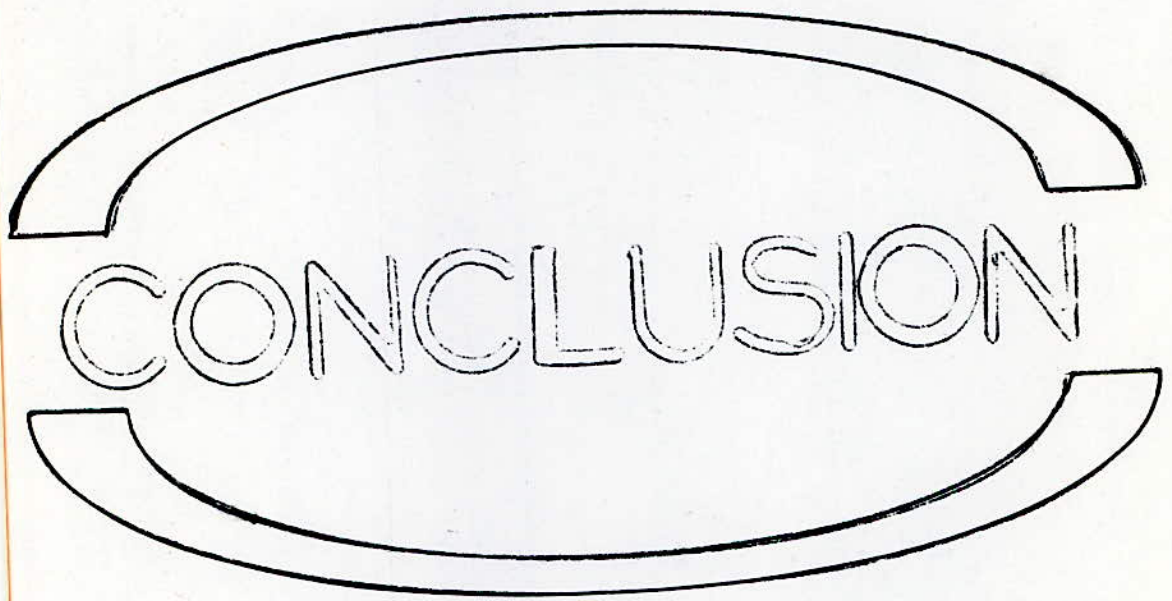
Alliage Al.Mg.Si après revenu de 6 h à $T = 170\text{ }^{\circ}\text{C}$



Alliage Al.Zn.Mg après homogénéisation (A 200)



Alliage Al.Zn.Mg après revenu de 5 h à T = 100 °C



CONCLUSION

C O N C L U S I O N :

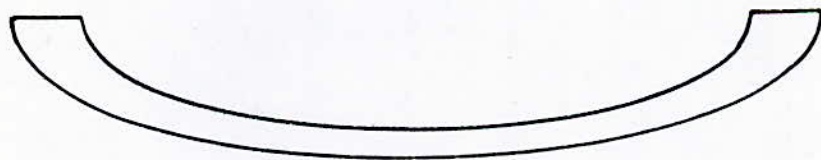
Notre travail a porté sur la mise en oeuvre d'alliages binaires Al-Si, Al-Mg et Al-Zn, et ternaires Al-Mg-Si et Al-Zn-Mg qui se caractérisent par le durcissement structural. L'étude a permis de mettre en évidence les durcissements par solution solide et par précipitation.

Nous avons pu élaborer des alliages destinés à cette étude. Les compositions chimiques confirment la bonne marche de cette opération.

L'étude du durcissement a permis d'obtenir des résultats qui sont en accord avec la théorie du durcissement structural.

Nous avons trouvé des difficultés dans les domaines de la bibliographie et des moyens pour mener à bien nos expériences, car avec des moyens plus adéquats, l'étude aurait été meilleure, notamment, l'utilisation d'un four vertical à résistance sous vide primaire, ou sous atmosphère neutre pour élaborer des alliages de pureté acceptable.

L'utilisation de techniques d'investigation, telle que, la microscopie électronique et l'analyse diffractométrique permettrait une étude plus approfondie.



ANNEXES

A N N E X E S

ALLIAGES D'ALUMINIUM :

I- Alliages de corroyages :

La désignation numérique est définie par la NF A02-104 (Novembre 1970). Le principe de cette désignation repose sur l'emploi d'un nombre de 4 chiffres. Le 1^{er} chiffre indique le groupe auquel appartient l'Aluminium ou l'alliage.

- Le chiffre 1 : Concerne les Aluminium dont le titre est 99,00 %.
- Les chiffres 2 à 8 : Concernent les alliages et identifient la nature de l'élément principal d'addition, ainsi que le groupe auquel appartient l'alliage.

Famille	Alliage
2	Al-Cu
3	Al-Mn
4	Al-Si
5	Al-Mg
6	Al-Mg-Si
7	Al-Zn
8	Autres alliages d'Al.

Les chiffres 0 et 9 ne sont pas affectés et sont réservés à l'usage privé des producteurs d'Aluminium.

Le second chiffre :

- Dans le groupe 1: Il identifie des variantes où certaines impuretés ont des teneurs contrôlées.

- Dans les groupes 2 à 8 : Il est réservé aux modifications successives de l'alliage.

Les deux derniers chiffres :

- Dans le groupe 1 : Ils indiquent le pourcentage en Aluminium au-delà de 99,00 %.

- Dans les groupes 2 à 8 : Ils servent seulement à identifier l'alliage.

Signification de la lettre "X" :

La présence de cette lettre à la suite d'une désignation numérique signifie qu'il s'agit d'un alliage expérimental.

La désignation des états de livraison est faite suivant la norme AFNOR NF A02-006 de Novembre 1970.

On distingue 5 états fondamentaux :

<u>Symbole</u>	<u>Définition</u>
F	Etat brut de fabrication
O	Etat recuit.
H	Etat écroui, éventuellement, partiellement adouci.
W	Etat trempé non stabilisé;
T	Etat durci par traitement thermique.

L'état T comporte les subdivisions suivantes :

<u>Symbole</u>	
T1	Refroidi après transformation à chaud et mûri.
T3	Mis en solution séparée, écroui et mûri.
T4	Mis en solution séparée et mûri.
T5	Refroidissement après transformation à chaud et revenu.
T6	Mis en solution et revenu.
T7	Mis en solution séparée et sur-revenu.
T8	Mis en solution séparée, écroui et revenu.
T9	Mis en solution séparée, revenu et écroui.
T10	Refroidi après transformation à chaud, revenu et écroui
T11	Refroidi après transformation à chaud, écroui et mûri
T12	Refroidi après transformation à chaud, écroui et revenu.

- Certains états particuliers sont désignés par deux, trois et même quatre chiffres .

Exemple de désignation : 6061 T6.

II- Alliage de moulage :

La désignation d'un alliage de fonderie doit comporter l'indication du mode de coulée et du traitement thermique, ceci se fera à l'aide d'un symbole alphanumérique dans lequel le 1^{er} chiffre indique le mode de coulée :

- 2 coulée en sable.
- 3 coulée en coquille.
- 4 coulée sous pression.

Le second chiffre indique le traitement thermique :

- 0 brut de fonderie.
- 3 mise en solution, trempé et revenu.
- 4 mise en solution, trempé, mûri à l'ambiante.
- 5 stabilisé.

Exemple : A-S10-G Y23

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

- (1) Monographie des métaux à haute pureté G. CHAUDRON Tome 1
(2) Technique de l'ingénieur M443 -R-CANON (1975)
(3) Metallurgie générale J; BENARD (1984)
(4) Mémoires et études scientifiques
Revue de métallurgie Mai 83
(5) Regard à l'intérieur de l'Aluminium
(6) Technique de l'ingénieur M442 -M-Jacquet (1977)
(7) Technique de l'ingénieur M440 -R-DEVELEY (1977)
(8) Polycopie : "La diffusion" Tome II
Institut nationale polytechnique de Nancy -(INPN)
(9) Polycopie : "Transformations de phases"
-(INPN)
(10) Physique de l'état solide A; GUINIER.
Ed. NEW YORK Academic Press (1959).
(11) Institute of metals transaction
AI.ME (1955) A. GUINIER.
(12) Intéraction entre lacunes et atomes C. PANSERI
Mg dans l'alliage Al/10Zn.0,1/Mg I. FEDERIGH
Acta-Met. 111
(13) Le rôle des défauts ponctuels dans certaines W. HART
réactions à basse T°
Acta.Met N° = 6
(14) Germination des précipités dans le système B. NICHOLSON
Al-Zn-Mg D. EMBURY
Acta.Met N° 13
(15) Phénomène de réversion dans les alliages R. GRAF
légers durcissants
Recherche Aéronautique N° 6
(16) Germination des précipités dans le système W. LORIMER.
Al-Zn-Mg B. NICHOLSON.
Acta-Met N° 14 Année :
(17) Traitement de réversion
Revue de métallurgie N° = 45
(18) Trempe de lacunes dans l'Aluminium pur J; BURKE
et les alliages dilués
Phil - Mg N° = 14

- | | |
|----------------------------------------|-----------------|
| (19) Fonderie d'Al et de ses alliages | |
| (20) Pour le fondeur d'alliages légers | |
| (21) Métaux et Alliages | H. DE LEIRIS.T1 |
| (22) Technique de l'ingénieur M1291 | |
| (23) Aluminium Alloys | L.F;Mondolfo |
| Structure and properties | (1979) |
| (24) Memoires et études scientifiques | (1981) |
| Revue de métallurgie N° 10 | |

