

A1

**DEMANDE
DE BREVET D'INVENTION**

②

N° 81 17141

-
- ⑤④ Alliages d'aluminium de grande résistance mécanique et à l'usure et leur procédé de fabrication.
- ⑤① Classification internationale (Int. Cl.³). C 22 C 21/04; B 22 D 27/20.
- ②② Date de dépôt..... 10 septembre 1981.
- ③③ ③② ③① Priorité revendiquée : *Australie, 10 septembre 1980, n° PE 5505.*

- ④① Date de la mise à la disposition du
public de la demande..... B.O.P.I. — « Listes » n° 10 du 12-3-1982.

-
- ⑦① Déposant : Société dite : COMALCO LIMITED, résidant en Australie.

- ⑦② Invention de : David Marshall Smith.

- ⑦③ Titulaire : *Idem* ⑦①

- ⑦④ Mandataire : Albert Nogues, conseil en brevets,
8, rue Jean-Goujon, 75008 Paris.

La présente invention concerne des alliages d'aluminium coulés.

Les alliages selon l'invention possèdent une large gamme de propriétés améliorées et ils conviennent par conséquent pour
5 une grande diversité d'applications, parmi lesquelles on peut mentionner des compas et tambours de freins, des pistons et éléments de chambres de moteurs à combustion interne et un certain nombre d'autres composants de moteurs, de compresseurs et de moteurs électriques. Une application particulière des alliages
10 selon l'invention concerne les culasses en aluminium.

Les alliages selon l'invention présentent des propriétés améliorées et ils sont caractérisés en particulier par le fait qu'ils possèdent:

- 15 - une grande résistance à l'usure, plus spécifiquement une résistance à l'usure pour des cycles continus de charges de compression et dans des conditions d'usure de glissement;
- une haute résistance à la traction et à la pression ainsi qu'une grande rigidité à la température ambiante et à des températures élevées pouvant atteindre 250°C pendant de
20 courtes périodes;
- un module d'élasticité à la température ambiante et aux températures élevées qui est supérieur aux valeurs classiques pour des alliages d'aluminium coulés;
- un haut degré de stabilité dimensionnelle;
- 25 - une très bonne coulabilité;
- une très bonne usinabilité;
- une excellente résistance à la corrosion;
- un coefficient de dilatation thermique qui est inférieur aux valeurs normales pour des alliages d'aluminium coulés.

30 Les alliages selon l'invention peuvent être utilisés à la fois dans la condition brute de coulée et dans la condition de traitement thermique. Bien que les alliages possèdent de bonnes propriétés dans la condition brute de coulée, ces propriétés peuvent être encore améliorées par des traitement thermiques
35 assez simples en solution et par vieillissement.

Les alliages selon l'invention constituent une gamme de nouvelles compositions d'alliages d'aluminium pour lesquelles un certain nombre de théories connues ont été combinées d'une manière nouvelle et unique en vue d'obtenir une large gamme de
40 propriétés excellentes.

Bien qu'il existe un certain nombre d'alliages qui possèdent certaines, mais non la totalité, des propriétés favorables mentionnées ci-dessus, il n'existe aucun alliage qui possède à lui seul toutes les propriétés précitées.

5 L'alliage britannique BS LM13, qui est utilisé pour des pistons et qui comprend un grand nombre des éléments utilisés pour des alliages selon l'invention, ne possède pas une excellente résistance à températures élevées et il ne convient pas pour des applications nécessitant une très haute résistance à l'usure. Les alliages U.S. 390 qui sont essentiellement des 10 alliages d'aluminium-silicium hypereutectiques ont été utilisés pour des blocs-cylindres et des tambours de frein, et ils possèdent une grande résistance aux températures élevées et une bonne résistance à l'usure mais de mauvaises propriétés de cou- 15 lée et d'usinage. L'alliage Australien 603 est un alliage d'aluminium-silicium hypoeutectique et il est couramment utilisé pour la fabrication de compas de frein à disque. Il a une bonne usinabilité, une bonne coulabilité et une grande résistance à la corrosion mais, par comparaison aux alliages selon l'invention, 20 il possède une moins bonne résistance à l'usure et une moins grande résistance et dureté aux températures élevées. D'autres alliages australiens (309, 313 et 601) sont couramment utilisés pour des culasses, mais ils présentent une mauvaise résistance à l'usure, en particulier aux températures élevées, 25 et ils nécessitent des éléments rapportés pour les sièges et les guides de soupapes.

Du fait que les alliages selon l'invention possèdent toute une gamme de propriétés améliorées, ils conviennent pour une grande diversité d'applications. Ces applications peuvent néces- 30 siter seulement une ou bien une combinaison des propriétés améliorées. Les excellentes propriétés de résistance aux températures élevées et le grand module d'élasticité des alliages selon l'invention constituent des propriétés importantes pour des compas de frein. Ces propriétés, en coopération avec l'ex- 35 cellente résistance à l'usure des alliages, permettent également de les utiliser de façon appropriée pour des tambours de frein.

La résistance à l'usure de glissement des alliages lorsqu'ils sont en contact avec d'autres surfaces métalliques dures peut les rendre appropriés pour être appliqués à des pistons et

alésages de moteurs à deux temps et à quatre temps, ces applications exploitant également avantageusement la bonne stabilité dimensionnelle des alliages et leur faible coefficient de dilatation thermique. La finesse de la microstructure les empêche également de rayer ou d'endommager des surfaces plus molles et cela procure un avantage dans de nombreuses conditions d'usure où interviennent des matériaux de moins grande dureté constituant par exemple des joints d'étanchéité et des rotors.

Des alliages selon l'invention pourraient également être utilisés pour un certain nombre d'autres composants de moteurs, de compresseurs, de pompes et de moteurs électriques lorsqu'on doit tirer un grand avantage d'une excellente combinaison de propriétés comme, notamment, la coulabilité, l'usinabilité et la résistance à la corrosion.

Une application particulière des alliages concerne les culasses en aluminium qui nécessitent normalement des éléments rapportés spéciaux en acier/bronze pour réaliser des sièges et des guides de soupape. Ces éléments rapportés spéciaux augmentent les frais de fabrication et, par conséquent, la production d'alliages ayant des propriétés améliorées, en vue de réduire au minimum et même de supprimer complètement l'utilisation d'éléments rapportés spéciaux, procure de gros avantages.

A cet égard, des études et des programmes d'essais intensifs ont montré que l'usure des sièges de soupape se produit par abrasion, par rotation de la soupape et par des cycles entretenus de charge de compression et, en outre, que l'usure de glissement est responsable des dommages causés aux guides de soupape. Bien qu'une connaissance de ces processus d'usure et, également, la connaissance des propriétés nécessaires dans d'autres applications, aient été prises en considération lors de la conception et de la mise au point des alliages selon l'invention, il va de soi que l'utilisation desdits alliages n'est en aucune manière limitée aux applications mentionnées.

D'une façon générale, les propriétés des alliages sont obtenues grâce à de nouvelles compositions et grâce à un contrôle précis des paramètres constitués par la vitesse de croissance et le gradient de température dans l'interface liquide/solide pendant le processus de solidification. Ces compositions et

paramètres de solidification spécifiques sont nécessaires pour produire la microstructure correcte, qui est à son tour responsable de la large gamme de propriétés excellentes.

D'une façon générale, les alliages selon l'invention ont
5 les compositions en poids suivantes:

	Si	12 - 15%
	Cu	1,5 - 5,5%
	Ni	1,0 - 3,0%
	Mg	0,1 - 1,0%
10	Fe	0,1 - 1,0%
	Mn	0,1 - 0,8%
	Zr	0,01 - 0,1%
	modificateur, de préférence Sr	0,001 - 0,1%
	Ti	0,01 - 0,1%
15	Al	complément, mis à part les impuretés.

Dans un mode préféré de réalisation de l'invention, celle-ci se rapporte également à des alliages primaires ayant les compositions en poids suivantes:

20	Si	12 - 15%
	Cu	1,5 - 4%
	Ni	1,0 - 3,0%
	Mg	0,4 - 1,0%
	Fe	0,1 - 0,5%
25	Mn	0,1 - 0,8%
	Zr	0,01 - 0,1%
	modificateur, de préférence Sr	0,01 - 0,05%
	Ti	0,01 - 0,1%
30	Al	complément, mis à part les impuretés.

Ces alliages sont décrits de façon plus détaillée dans la demande de brevet australienne PE 5505 qui a été déposée le 10 Septembre 1980.

D'autres avantages et caractéristiques de l'invention seront
35 mis en évidence, dans la suite de la description, donnée à titre d'exemple non limitatif, en référence aux dessins annexés dans lesquels:-

la Fig. 1 est une photomicrographie ($\times 500$) montrant la microstructure de coulée d'un alliage solidifié à une vitesse de croissance de $100 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $9000^\circ Cs/cm^2$;

la Fig. 2 est une photomicrographie ($\times 500$) montrant la microstructure de coulée d'un alliage solidifié à une vitesse de croissance de $1100 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $450^\circ Cs/cm^2$;

la Fig. 3 est une photomicrographie ($\times 500$) montrant la microstructure de coulée d'un alliage conforme à l'invention, solidifié à une vitesse de croissance de $700 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $1300^\circ Cs/cm^2$;

la Fig. 4 est une photomicrographie ($\times 500$) montrant la microstructure de coulée d'un alliage conforme à l'invention, solidifié à une vitesse de croissance de $600 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $1500^\circ Cs/cm^2$, et traité thermiquement (traitement en solution pendant 8 heures à $500^\circ C$ et vieillissement pendant 16 heures à $160^\circ C$);

la Fig. 5 est une photomicrographie ($\times 500$) montrant une microstructure d'un alliage qui a été traité thermiquement par traitement en solution pendant 8 heures à $470^\circ C$, et par vieillissement pendant 16 heures à $160^\circ C$;

la Fig. 6 est une photomicrographie ($\times 500$) représentant une microstructure d'un alliage qui a été traité thermiquement par traitement en solution pendant 8 heures à $540^\circ C$, et par vieillissement pendant 16 heures à $160^\circ C$;

la Fig. 7 est une représentation schématique d'un banc d'essai pour test simulé;

la Fig. 8 donne les durées de service de sièges de soupapes qui ont été obtenues en fonction de la contrainte appliquée dans les essais décrits dans l'Exemple 3 ci-dessous;

la Fig. 9 est une photomicrographie ($\times 500$) représentant une microstructure d'alliage qui a été traité thermiquement (traitement en solution pendant 8 heures à $500^\circ C$, vieillissement pendant 16 heures à $160^\circ C$), la composition de cet alliage étant donnée dans le Tableau 7, en correspondance à l'alliage No. 9;

les Fig. 10 (a), (b) et (c) représentent des photomicrographies ($\times 150$) comparant des caractéristiques d'usure de surfaces d'alliages d'aluminium qui ont été soumises à une usure de glissement pendant 500 heures c o n t r e
d e s joints d'étanchéité et ^{des} rotors en matériaux plus doux;

la Fig. 11 donne des caractéristiques d'usure obtenues pour des alliages d'aluminium qui ont été soumis à une usure de glissement pendant 500 heures, c o n t r e des joints d'étanchéité et ^{des} rotors en matériaux plus doux; grossissement horizontal = 100, grossissement vertical = 1000;

la Fig. 12 est une photomicrographie ($\times 500$) d'une microstructure d'un alliage coulé conforme à l'invention dans lequel le silicium a été remplacé par du sodium, l'alliage étant solidifié à une vitesse de croissance de $700 \mu/s$ et avec un rapport
10 G/R de $1300^\circ Cs/cm^2$.

La composition chimique en poids des alliages mis en évidence sur les Fig. 1 à 4 a été la suivante:

	Si	14,2%
	Fe	0,32%
15	Cu	2,60%
	Mg	0,51%
	Zr	0,05%
	Ni	2,25%
	Mn	0,53%
20	Ti	0,05%
	Sr	0,03%
	Al	complément, mis à part les impuretés.

La composition chimique en poids des alliages mis en évidence
25 sur les Fig. 5 et 6 a été la suivante:

	Si	14,3%
	Fe	0,24%
	Cu	2,30%
	Mg	0,50%
30	Zr	0,05%
	Ni	2,26%
	Mn	0,45%
	Ti	0,06%
	Sr	0,02%
35	Al	complément, mis à part les impuretés.

La vitesse de croissance (R) est exprimée en microns par seconde (μ/s) et le gradient de température dans l'interface (G) est exprimé en degrés Centigrade par centimètre ($^{\circ}C\ cm^{-1}$).

La vitesse de croissance est la vitesse de croissance de la masse solide pendant la solidification de la pièce coulée. Le gradient de température est le gradient de température existant dans le liquide dans une zone adjacente à l'interface solide/liquide pendant la solidification.

Pour obtenir les propriétés désirées des alliages selon l'invention, il faut que la microstructure soit essentiellement eutectique. En pratique, on a trouvé qu'il était possible de tolérer jusqu'à 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires sans qu'il se produise une réduction excessive des propriétés. On a trouvé que la présence de quantités excessives de dendrites d'alpha-aluminium crée dans la microstructure des zones affaiblies. En outre, la présence de grosses particules intermétalliques primaires, d'un diamètre supérieur à environ 10 microns, peut avoir un effet très perturbateur sur les propriétés, et on doit éviter ces particules.

Après le choix d'une composition d'alliage rentrant dans les gammes spécifiées, la microstructure correcte, comme indiqué ci-dessus, dépend du choix de conditions appropriées de solidification. Les vitesses de croissance ne doivent pas être inférieures à 150 microns par seconde ou supérieures à 1000 microns par seconde. Les limites supérieures et inférieures de ces vitesses sont contrôlées par le concept bien établi de la "croissance couplée". Ce concept fait intervenir l'utilisation sélective de vitesses de croissance et de gradients de température qui permettent de créer des microstructures complètement eutectiques avec des compositions d'alliages non-eutectiques. En dessous d'une vitesse de croissance de 150 microns par seconde, il peut se former des particules intermétalliques primaires et les dimensions des particules intermétalliques eutectiques pourraient devenir excessives (Fig. 1). Au-dessus d'une vitesse de croissance de 1000 microns par seconde, il se forme un excès de dendrites d'aluminium riches en phase-alpha (Fig. 2). On doit régler les gradients de température de manière que le rapport G/R (gradient de température/vitesse de croissance) soit compris dans la gamme de $500-8000^{\circ}Cs/cm^2$.

Pour des vitesses de croissance et des rapports G/R de valeurs correctes, on produit une microstructure correcte (Fig. 3).

Il est à noter que, lors de la coulée de pièces ayant une grande épaisseur, toutes les propriétés varient de la surface vers l'intérieur. Bien que cela puisse être critique pour certaines applications, il est à noter que, dans des situations exigeant une bonne résistance à l'usure, il n'est habituellement pas nécessaire d'établir la microstructure optimale précisément dans les sections de fortes épaisseurs. Normalement, il est suffisant que, dans les zones dont les épaisseurs ne dépassent pas 2 cm, celles-ci comprennent la partie travaillante effective des composants concernés.

La composition des alliages selon l'invention nécessite une sélection précise des éléments d'alliage et des proportions correctes de chacun d'eux. Dans la plupart des cas, l'influence d'un élément dépend des autres et, en conséquence, il existe une interdépendance des éléments dans la composition. En général, des teneurs d'éléments d'alliage qui sont supérieures au maximum spécifié pour les alliages conformes à l'invention donnent lieu à la création de structures intermétalliques primaires (bruts de coulée) excessivement grossières.

Dans les alliages selon l'invention, les composés intermétalliques qui font partie de la microstructure eutectique sont basés principalement sur le système aluminium-silicium-cuivre-nickel. Les particules intermétalliques eutectiques sont principalement formées de silicium mais il existe également des phases cuivre-nickel-aluminium, cuivre-fer-nickel-aluminium et d'autres phases intermétalliques complexes. Naturellement, à mesure que les dimensions de particules augmentent, on enregistre une augmentation de la tendance à la fissuration sous l'effet de charges appliquées. Pour cette raison, les particules intermétalliques constituant l'eutectique doivent être fines (d'un diamètre inférieur à 10 microns), en étant de préférence uniformément dispersées et avec un espacement inter-particules qui n'est de préférence pas supérieur à 5 microns. Pour obtenir la morphologie et la dispersion désirées en ce qui concerne le silicium, il est essentiel que cet élément se trouve sous la forme modifiée. Dans la composition mentionnée ci-dessus, on

a indiqué le strontium comme étant le modificateur préféré, mais il va de soi qu'il reste toujours possible, dans le cadre de la compétence du spécialiste, de choisir l'un quelconque des autres éléments modificateurs connus, comme par exemple du sodium.

5 En plus des particules intermétalliques eutectiques, les alliages selon l'invention comprennent une dispersion de précipités intermétalliques rentrant dans la phase d'aluminium-alpha de l'eutectique. Une telle dispersion renforce la matrice et facilite la transmission des charges aux particules eutectiques, 10 tout en augmentant la capacité de répartition de charges si l'une quelconque des particules eutectiques est soumise à une fissuration ou criquage. En ce qui concerne les alliages selon l'invention, on estime que le magnésium et le cuivre sont responsables de l'augmentation de résistance de la matrice par durcissement 15 par précipitation et/ou par formation de solutions solides. L'augmentation de résistance est en outre améliorée par la présence de particules stables contenant du manganèse et/ou du zirconium. Ces éléments sont également incorporés aux alliages de l'invention pour améliorer la résistance aux températures élevées. 20 Les teneurs en cuivre et en magnésium sont telles que des dispersions de précipités appropriés peuvent se former bien que du cuivre soit inévitablement présent dans les particules intermétalliques eutectiques du métal coulé. Les rapports cuivre/magnésium sont de préférence compris entre 3/1 et 8/1. En dessous 25 de la valeur de 3/1, il peut se former des précipités défavorables. Des teneurs en cuivre dépassant les limites spécifiées peuvent réduire la résistance à la corrosion de l'alliage dans les applications envisagées.

Le nickel, le fer et le manganèse sont particulièrement efficaces pour améliorer les propriétés de résistance aux températures élevées et ils forment l'un avec l'autre un certain nombre de composés. Ces éléments sont interchangeable à un certain degré, comme indiqué ci-dessous:

	0,2	<	Fe + Mn	<	1,5
35	1,1	<	Fe + Ni	<	3,0
	1,2	<	Fe + Ni + Mn	<	4,0

Les alliages selon l'invention peuvent par conséquent être des alliages primaires à faible teneur en fer ou bien des alliages secondaires où les teneurs en fer peuvent atteindre le maximum spécifié. Les teneurs en manganèse et en nickel doivent être
5 ajustées en correspondance.

Le titane, du fait qu'il constitue un raffineur de grains bien connu, est ajouté par améliorer la coulabilité et également les propriétés mécaniques de l'alliage. Il est préférable d'effectuer son addition sous la forme confirmée Ti-B.

10 Bien que les alliages selon l'invention aient d'excellentes propriétés dans la condition brute de coulée, les compositions sont telles que la plupart des propriétés peuvent être améliorées par traitement thermique. Cependant, il va de soi qu'un traitement thermique est facultatif.

15 Par exemple, l'alliage coulée peut être directement soumis à un traitement de vieillissement artificiel à une température de 160 à 220°C pendant 2 à 16 heures.

On peut utiliser une diversité d'autres processus de traitement thermique, par exemple un traitement en solution à une
20 température de 480 à 530°C pendant 5 à 20 heures. Ces traitements en solution sont sélectionnés de façon à obtenir une solution supersaturée d'éléments dans l'aluminium, tout en obtenant encore une dispersion avantageuse de particules eutectiques, c'est-à-dire une microstructure dans laquelle les particules
25 eutectiques ont un diamètre inférieur à 10 microns, en étant de préférence équiaxes, de préférence uniformément dispersées et en ayant de préférence un espacement interparticules non supérieur à 5 microns. La Fig. 4 représente une microstructure de ce genre, tandis que les Fig. 5 et 6 mettent en évidence des
30 microstructures obtenues par traitement en solution et qui ne sont pas aussi satisfaisantes.

Le traitement en solution peut être suivi, après trempe, par un refroidissement artificiel à une température de 140 à 250°C pendant 2 à 30 heures.

35 Un processus typique de traitement thermique peut se dérouler de la façon suivante:

- 8 heures à 500°C,
- trempe dans l'eau chaude,
- vieillissement artificiel à 160°C pendant 16 heures.

La microstructure produite par ce traitement thermique est mise en évidence sur la Fig. 4.

Les exemples suivants, donnés à titre non-limitatif, mettent en évidence la supériorité des alliages conformes à l'invention :

5 Exemple 1

On a préparé des alliages conformes à l'invention sous la forme d'échantillons coulés à dimension pour essais de résistance à la traction et à la compression. Les échantillons ont présenté la composition pondérale suivante:

10	Si	14,2 %
	Fe	0,25%
	Cu	2,0 %
	Mg	0,5 %
	Ni	2,5 %
15	Mn	0,4 %
	Zr	0,05%
	Sr	0,01%
	Ti	0,04%
20	Al	complément, mis à part les impuretés.

On a fait solidifier ces échantillons à une vitesse de croissance d'environ 200 μ /s et avec des rapports G/R d'environ 1300°Cs/cm². Les propriétés mécaniques des échantillons bruts de coulée et traités thermiquement aux températures ambiante et élevée ont été déterminées et les résultats sont indiqués dans les Tableaux 1 et 2.

30 A la température ambiante, la charge de rupture, la dureté, la limite élastique à la compression de 0,2% et le module d'Young sont supérieurs à ceux de la plupart des alliages d'aluminium coulés. On estime que le coefficient de dilatation thermique et les propriétés à hautes températures sont équivalents à ce qui peut être obtenu au mieux avec les alliages d'aluminium connus de plus haute résistance (Tableau 3).

TABLEAU 1

Conditions	Brut de coulée	T5 (5h à 190°C)	T7 Traitement en solution pendant 8h à 520°C, trempé dans l'eau chaude (>60°C) puis vieillissement pendant 5h à 220°C	T6 Traitement en solution pendant 8h à 520°C, trempé dans l'eau chaude (>60°C) puis vieillissement pendant 16h à 160°C
Charge de rupture (MPa)	225	265	310	375
Dureté (BHN)	110	125	135	155
Limite élastique à la compression de 0,2% (MPa)	245	320	365	445
Module d'élasticité d'Young	$8,3 \times 10^4$	-	-	$8,3 \times 10^4$
Coefficient de dilatation thermique (mm/mm/°C dans la plage de temp. de 20-100°C)	$19,5 \times 10^{-6}$	-	-	$19,0 \times 10^{-6}$

TABLEAU 2

Température d'essai (°C)	Heures en température	Charge de rupture (MPa)			
		Brut de coulée	T5	T7	T6
150	1	235	245	290	355
	1000	235	245	280	310
200	1	230	230	260	325
	1000	200	205	230	225
250	1	200	185	220	235
	1000	145	155	150	145

TABLEAU 3

Alliage	Alliage rentrant dans les spécifications de l'invention (Exemple 1)		Alliage 390 (17,1Si-0,7Fe-4,2Cu-0,5Mg-0,08Ti)		Alliage 603 (7,0Si-0,2Fe-0,65Mg-0,02Sr-0,03Ti)	
	Brut de coulée	T6	Brut de coulée	T6	Brut de coulée	T6
Condition						
Charge de rupture (Mpa)	Temp. ambiante	225	375	210	360	305
	Après 1h à 200°C	230	325	190	310	230
Dureté (BHN)	110	155	110	150	60	110
Limite élastique à la compression (Mpa) de 0,2%	245	445	-	420	-	-
Module d'élasticité d'Young (Mpa)	8,3x10 ⁴	8,3x10 ⁴	8,2x10 ⁴	8,2x10 ⁴	-	7,7x10 ⁴
Coefficient de dilatation thermique (mm/mm/°C dans la plage de températ. 20-100°C)	19,5x10 ⁻⁶	19,0x10 ⁻⁶	19,0x10 ⁻⁶	19,0x10 ⁻⁶	-	21,0x10 ⁻⁶

TABLEAU 4

Alliage	Variation dimensionnelle (%)*		Vitesse de coupe m/min (Usinabilité) **		Résistance à la corrosion (mm/année)***
	Brut de coulée	T5	T5	T6	T6
Alliage conforme à l'invention (Exemple 1)	0,09	0,02	400	400	0,0100
Alliage 390 hypereutectique	0,08	0,01	<100	<100	-
Alliage 601 hypoeutectique	≈0,15	≈0,1	450	300	0,0125

* Variation dimensionnelle permanente observée pour les échantillons au bout de 1000h à 200°C.

** Vitesses de coupe, en m/min, qui donnent approximativement 20 min de durée de service de l'outil, dans des essais de fraisage avec lubrification.

*** Vitesses de corrosion obtenues au bout de 650 heures d'essai dans un banc de simulation de refroidissement de moteur (essai normalisé (ASTM D2570)).

Exemple 2

On a comparé les alliages selon l'invention avec d'autres alliages d'aluminium coulés en ce qui concerne la stabilité dimensionnelle, la coulabilité, l'usinabilité et la résistance à la corrosion (Tableau 4).

La stabilité dimensionnelle des alliages selon l'invention est considérée comme meilleure que celle des alliages Al-Si hypoeutectiques courants et semblable à l'excellente stabilité de l'alliage 390 hypereutectique. Au bout de 100 heures de service à 200°C, la variation dimensionnelle des alliages bruts de coulée conformes à l'invention est inférieure à 0,9% alors que, pour les alliages correspondant à la condition T6, elle est inférieure à 0,04% et pour les alliages correspondant aux conditions T5 et T7, elle est inférieure à 0,02%.

Les caractéristiques de coulée des alliages selon l'invention sont également très bonnes et ils présentent une excellente fluidité tout en étant exempts de fragilité à chaud, à la différence des alliages Al-Si hypoeutectiques. En outre, les alliages selon l'invention ne sont pas affectés, comme les alliages Al-Si hypereutectiques, par une ségrégation de grosses particules intermétalliques primaires.

Pendant l'usinage d'alliages Al-Si hypoeutectiques, de la matière s'accumule généralement sur la pointe d'outils et cela réduit la qualité de finition de la surface. Un tel inconvénient ne se produit pas avec des alliages hypereutectiques mais l'usure de l'outil est généralement très élevée. Au contraire, avec les alliages conformes à l'invention, il ne se produit ni accumulation de matière ni usure excessive de l'outil.

Les alliages d'aluminium possèdent une excellente résistance à la corrosion. Cela a été mis en évidence en particulier pour les alliages selon l'invention, aussi bien dans des conditions atmosphériques que dans les conditions régnant dans le circuit de refroidissement d'un moteur. Dans le dernier cas, on a trouvé que les trajets de corrosion suivaient étroitement les réseaux de silicium semi-continus. Cependant, lorsque les particules de silicium sont dispersées de façon homogène, la corrosion qui se produit est uniforme au lieu d'apparaître d'une manière localisée et susceptible de provoquer des dommages. Pour cette raison,

la dispersion continue des particules eutectiques de silicium modifiées, qui existent dans les alliages selon l'invention, réduit le risque de corrosion. Dans des conditions de simulation du refroidissement d'un moteur (ASTM D2570), on a trouvé des vitesses de corrosion qui sont généralement inférieures à celles des alliages (alliages australiens 601, 309, 313) utilisés à l'heure actuelle pour des culasses et, au bout de 650 h de service, on a trouvé qu'elles étaient de l'ordre de 0,0175 mm/année et 0,0100 mm/année respectivement pour les alliages selon l'invention dans les conditions brutes de coulée et traitées thermiquement (T6).

Exemple 3

Une application possible pour des alliages présentant une excellente résistance à l'usure consiste dans la production de culasses d'automobiles en vue de réduire l'utilisation de pièces rapportées dans les zones des sièges et guides de soupapes. Pour cette application, l'alliage doit résister à la fois à l'usure par abrasion pour les sièges de soupapes et, en outre, à l'usure par rotation, par application cyclique et continue de charges de compression ainsi qu'à l'usure au glissement pour les guides de soupapes.

Pour déterminer les performances de différents alliages utilisés pour former des sièges de soupapes, on a soumis les alliages à des essais dans des conditions correspondant approximativement à celles rencontrées en pratique. Dans ce but, on a utilisé un banc d'essai de simulation du type indiqué sur la Fig. 7.

On a estimé que la déformation plastique de la zone du siège de soupape qui est soumise à la pression de combustion (une charge de compression cyclique) constitue la cause principale de l'usure ou de l'évidement du siège. Pour la plupart des moteurs utilisés en Australie, on estime que les contraintes ainsi engendrées sont comprises entre 25 et 63 MPa. Pour obtenir de bons résultats de comparaison, on a augmenté ces charges jusqu'à 262,5 MPa dans le banc d'essai.

Tous les essais ont été effectués à une température de 185°C. La fréquence d'application de charge dans le banc d'essai a été

de 34 Hz (correspondant à une vitesse de rotation du moteur de 4100 tr/min), ce qui correspond à la gamme rencontrée dans un moteur à quatre temps. Tous les échantillons testés ont été traités en solution à 500-525°C pendant 8 heures, puis ils ont été trempés dans l'eau bouillante, puis vieillis artificiellement à 180°C pendant 4 heures.

Les résultats d'essais ainsi que les compositions chimiques, les vitesses de croissance et les rapports G/R, sont donnés dans le Tableau 5.

Les alliages 1 et 2 du tableau ont été également essayés dans des conditions dynamométriques; on a trouvé que l'alliage 1 était nettement insatisfaisant, alors que l'alliage 2 n'était que marginalement satisfaisant. L'alliage 2 est un alliage classique pour automobiles, qui est considéré comme faisant partie des meilleurs alliages industriels pour les applications de ce type. En comparaison des performances obtenues avec cet alliage dans le banc d'essai de simulation, on a trouvé que les performances des alliages selon l'invention (c'est-à-dire les alliages 7 et 8) étaient très supérieures.

Des essais ont été également effectués sous des charges inférieures et ils ont montré qu'une réduction de charge seulement de 10% augmentait la durée de service de 80%. Spécifiquement, on a soumis dans le banc d'essai de simulation 26 échantillons supplémentaires à un contrôle de rupture en opérant à une température de 185°C; la Fig. 8 donne les durées de service des sièges de soupapes qui ont été obtenues, en fonction de la contrainte appliquée.

Les échantillons désignés par • et ■ correspondent à l'invention, la matière des seconds échantillons correspondant à la condition "brut de coulée", alors que celle des premiers échantillons correspond à "traitement thermique complet" (condition T6).

Les compositions chimiques pondérales sont restées dans les limites suivantes :

19

	Si	13	15%
	Fe	0,3	0,4%
	Cu	2,0	2,2%
	Mg	0,4	0,6%
5	Zr	0,04	0,06%
	Ni	2,0	2,5%
	Mn	0,4	0,5%
	Sr	0,03	0,05%
	Ti	0,05	0,07%

10 Les vitesses de croissance ont été comprises entre 300-700 μ/s et les rapports G/R ont été compris entre 1000 et 2000°Cs/cm².

Des échantillons désignés par o représentent un alliage 390 classique pour automobiles, comme indiqué dans l'Exemple 1, Tableau 3.

15 Cet alliage est considéré comme faisant partie des meilleurs alliages industriels pour des applications de ce type.

On voit que les performances obtenues avec les alliages selon l'invention sont supérieures à celles de l'alliage classique.

20 Pour déterminer les performances des différents alliages utilisés pour former des guides de soupapes, on a effectué des essais d'usure de glissement accélérée.

25 Ces essais ont été effectués avec un dispositif à broche appliquée sur disque, dans lequel on a fait froter une broche en aluminium, à laquelle on a appliqué une contrainte de 3,6 kPa, contre un disque en acier EN25. La vitesse de glissement a été réglée à 3 m/s et les essais ont été effectués à sec.

30 Les processus effectifs de déformation plastique provoquant une usure dans cette condition d'usure par glissement accélérée sont tout à fait semblables aux processus engendrant une usure dans la condition de compression cyclique. En conséquence, on a constaté qu'on retrouvait dans les essais de glissement (Tableau 6) - la même résistance excellente à l'usure obtenue dans l'essai de compression cyclique pour les alliages selon l'invention. Les performances de ces alliages sont nettement supérieures à celles d'autres alliages présentant une résistance raisonnable à l'usure par glissement.

40 Du fait des performances supérieures obtenues à la fois dans les essais de simulation de sièges de soupapes et de guides de soupapes, les alliages selon l'invention doivent permettre efficacement de réduire l'utilisation de pièces rapportées dans des culasses en aluminium.

TABLEAU 5

No. d'al-liage	Composition										Vitesse de crois-sance μ s (R)	G/R approxi-matif °Cs/cm ²	Durée de siège de souape sous charge de 262,5 Mpa (Nbre de com-pressions x 10 ⁶)	Durée de siège de souape sous charge de 262,5 Mpa (km parcourus)	Commentaires	
	Si	Fe	Cu	Mg	Zr	Ni	Mn	Sr	Ti	P						
1																
2	12,2	0,51	2,10	0,41	-	-	-	0,03	0,09			2000	3,65	3.800		Composition incorrecte, mauvaises performances.
3	17,1	0,70	4,20	0,50	-	-	Trace	0,08				2000	5,30	5.800		Composition incorrecte, mauvaises performances (composition semblable à AA 390.2).
4	11,2	0,25	2,06	0,45	0,47	0,90	1,05	0,02	0,05			2000	4,82	5.100		Composition juste en dehors des spécifications de l'invention, mauvaises performances.
5	11,7	0,28	2,28	0,20	0,20	1,00	1,10	0,02	0,05			2500	5,18	5.500		Composition juste en dehors des spécifications de l'invention, mauvaises performances.
	14,3	0,25	2,60	0,47	0,05	2,45	0,47	0,03	0,07			4500	7,20	7.600		Compos. corr. R trop petit, prés. de grosses partic. intermétal. meil. perform.
6	13,0	0,30	2,78	0,48	0,05	2,30	0,46	0,02	0,08			1000	7,70	8.200		Composition correcte, R trop grand, nombreux dendrites-a existants, meilleures performances.
7	15,0	0,30	2,68	0,51	0,05	2,25	0,51	0,03	0,08			1500	14,8	15.700		Conforme à tous aspects à l'invention, bonnes performances.
8	12,7	0,26	2,45	0,55	0,05	2,30	0,47	0,03	0,06			2500	14,0	14.900		Conforme à tous aspects à l'invention, bonnes performances.

TABLEAU 6

Numéro d'alliage *	Condition de trempe	Microstructure brute de coulée	Distance moyenne de glissement avant détection d'usure (cm × 10 ⁵)	Distance moyenne de glissement où la broche en alliage est usée de 0,1 mm (cm × 10 ⁵)
1	T5**	Dendrites-α	7,1	7,4
	T6		8,0	12,7
2	T5***	Primaire	1,2	7,3
	T6	Particules inter-métalliques	5,4	12,5
7	Brut de coulée	Complètement eutectique	7,4	11,4
	T6		9,6	17,6

* Les Nos. d'alliages correspondent aux mêmes Nos. d'alliages que dans le Tableau 5.

** Vieillissement 4 heures à 180°C.

*** Vieillissement 6 heures à 200°C.

TABLEAU 7

No. d'alliage	Composition								Vitesse de croissance μ/s (R)	G/R approximatif ($^{\circ}Cs/cm^2$)	Durée de service de siège de soupape sous une charge de 262,5MPa (Nbre de compression $\times 10^6$)	Durée de service de siège de soupape sous une charge de 262,5 MPa (km par) cours)	Commentaires	
	Si	Fe	Cu	Mg	Zr	Ni	Mn	Sr						Ti
7*	15,0	0,30	2,68	0,51	0,05	2,25	0,51	0,03	0,08	900	1500	14,8	15.700	Conforme à la composition préférée. Meilleures performances.
9	15,0	0,55	2,62	0,48	0,05	2,40	0,47	0,02	0,07	900	1500	12,8	13.600	Conforme à la spécification mais non une composition préférée.
10	13,5	0,29	1,95	0,35	0,06	2,20	0,70	0,02	0,08	900	1500	11,2	11.900	Performances que meilleures que des alliages sortant de la spécification.

* L'alliage No. 7 est identique à celui spécifié dans l'Exemple 3, Tableau 5.

Exemple 4

Des alliages de différentes compositions, mais correspondant aux spécifications de la présente invention, ont également été testés dans le banc d'essai de simulation (charge de compression) en opérant dans les mêmes conditions de températures et de fré-
5 quences que dans l'Exemple 3 et sous une charge de 262,5 MPa. Les résultats d'essais sont donnés dans le Tableau 7.

Une composition d'alliages rentrant dans la plage préférée a présenté la meilleure résistance à l'usure, tandis que des
10 compositions sortant de cette plage préférée mais conformes aux spécifications de la présente invention ont donné une moins grande résistance à l'usure mais des valeurs encore bien supérieures à celles des autres alliages.

On a indiqué sur la Fig. 9 la microstructure d'un alliage
15 rentrant dans les larges spécifications de la présente invention. Cet alliage correspond à la composition préférée de l'invention à tous aspects, excepté en ce qui concerne la forte teneur en fer (0,55% en poids). La microstructure de cet alliage est le résultat de conditions spécifiques de solidification (G est égal à $600 \mu/s$
20 et G/R est égal à $1300^\circ Cs/cm^2$) et de conditions spécifiques de traitement thermique (traitement en solution pendant 8 heures à $500^\circ C$, vieillissement pendant 16 heures à $160^\circ C$). Naturellement, pour les différentes conditions de solidification et de traite-
25 ment thermique qui sont permises tout en restant dans le cadre de la présente invention, il est possible d'obtenir des micro-structures légèrement différentes pour cet alliage.

Exemple 5

Il est également possible d'appliquer des alliages possédant d'excellentes caractéristiques de résistance à l'usure à de nom-
30 breux types de compresseurs où l'aluminium est en contact frottant avec des matériaux doux formant des joints d'étanchéité et des rotors et où des surfaces placées en contact l'une avec l'autre doivent rester aussi lisses que possible. On a effectué des essais pour définir les performances de différents alliages
35 d'aluminium dans une application de ce genre.

Des exemples de rugosité superficielle d'alliages d'aluminium au bout de périodes prolongées d'essai dans cette application sont mis en évidence sur les Fig. 10 et 11. Les résultats donnés concernent trois alliages:

- 5 (a) un alliage hypoeutectique CP 601 (Tableau 4) de bonnes résistance et dureté et présentant la composition suivante : 7,0Si, 0,2Fe, 0,35Mg, 0,02Sr, et 0,03Ti [Fig. 10(a) et 11(a)];
- (b) l'alliage 390 Al-Si hypereutectique de haute résistance (cf. Exemple 1), couramment utilisé pour des applications à
10 grande résistance à l'usure [Fig. 10(b) et 11(b)];
- (c) un alliage conforme à l'invention, possédant une composition identique à celle donnée dans l'Exemple 1 et dont la structure de surface d'usure se rapproche de celle obtenue avec une vitesse de croissance d'environ 400 μ/s et un rapport
15 G/R d'environ 2500°Cs/cm² [Fig. 10(c) et 11(c)].

Il est tout à fait évident que, lors d'un essai prolongé, la matrice d'aluminium de l'alliage hypoeutectique (contenant des dendrites- α) est déformée et que de petites quantités sont finalement enlevées de la surface. Ces "débris" d'usure agissent
20 alors comme un milieu abrasif pour provoquer une usure supplémentaire sur les deux surfaces en contact l'une avec l'autre. Avec l'alliage hypereutectique, les grosses particules intermétalliques primaires intervenant dans cette structure provoquent une abrasion directe de la matière plus molle. Des micro-craques
25 sont également amorcées dans et à proximité des grosses structures intermétalliques et il en résulte un détachement de métal. Cependant, les alliages complètement eutectiques conformes à la présente invention sont très résistants à toutes formes de détachement de matière et n'endommagent pas la surface de contact
30 en matériau plus doux — on obtient en fait une action de polissage.

Exemple 6

Il est possible de modifier les particules de silicium intervenant dans les alliages conformes à l'invention à l'aide d'éléments autres que du strontium et, dans cet exemple, on a
35 utilisé comme modificateur approprié du sodium. Sur la Fig. 12, on a indiqué une microstructure qui a été obtenue par solidification à une vitesse de croissance de 700 μ/s et un rapport G/R de 1300°Cs/cm², la composition pondérale de l'alliage étant la suivante:

	Si	14,0%
	Cu	2,2%
	Ni	2,1%
	Mg	0,45%
5	Fe	0,30%
	Mn	0,45%
	Zr	0,05%
	Na	≈ 0,01%
	Ti	0,05%
10	Al	complément, mis à part les impuretés.

REVENDEICATIONS

1.- Alliage d'aluminium-silicium, caractérisé en ce qu'il a la composition pondérale suivante:

	Si	12 - 15%
	Cu	1,5 - 5,5%
5	Ni	1,0 - 3,0%
	Mg	0,1 - 1,0%
	Fe	0,1 - 1,0%
	Mn	0,1 - 0,8%
	Zr	0,01 - 0,1%
10	modificateur, de préférence Sr	0,001 - 0,1%
	Ti	0,01 - 0,1%
	Al	complément, mis à part les impuretés.

2.- Alliage d'aluminium-silicium, caractérisé en ce qu'il a la composition pondérale suivante:

	Si	12 - 15%
	Cu	1,5 - 4%
	Ni	1,0 - 3,0%
	Mg	0,4 - 1,0%
20	Fe	0,1 - 0,5%
	Mn	0,1 - 0,8%
	Zr	0,01 - 0,1%
	modificateur, de préférence Sr	0,01 - 0,05%
	Ti	0,01 - 0,01%
25	Al	complément, mis à part les impuretés.

3.- Alliage ayant la composition définie dans la revendication 1, caractérisé en ce qu'il est fabriqué en faisant fondre ladite composition, puis en la laissant se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et en ce que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm².

4.- Alliage ayant la composition définie dans la revendication 2, caractérisé en ce qu'il est fabriqué en faisant fondre ladite composition, puis en la laissant se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide

en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et en ce que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm².

- 5 5.- Alliage selon l'une des revendications 1 ou 3, caractérisé en ce qu'il a une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns.
- 10 6.- Alliage selon l'une des revendications 2 ou 4, caractérisé en ce qu'il a une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns.
- 15 7.- Procédé de fabrication d'un alliage d'aluminium-silicium ayant la composition définie dans la revendication 1, comportant une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns, procédé caractérisé en ce qu'on fait fondre ladite composition et en ce qu'on la laisse se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm².
- 20
- 25
- 30 8.- Procédé de fabrication d'un alliage d'aluminium-silicium ayant la composition définie dans la revendication 1, comportant une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns, procédé caractérisé en ce qu'on fait fondre ladite composition, en ce qu'on la laisse se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm²,
- 35

et en ce qu'on soumet ledit alliage à un traitement de vieillissement artificiel à 160 à 220°C pendant 2 à 16 heures.

9.- Procédé de fabrication d'un alliage d'aluminium-silicium ayant la composition définie dans la revendication 1, comportant une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns, procédé caractérisé en ce qu'on fait fondre ladite composition, en ce qu'on la laisse se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm², et en ce qu'on soumet ledit alliage à un processus de traitement thermique faisant intervenir un traitement en solution à une température de 480 à 530°C pendant 5 à 20 heures, une trempe dans l'eau chaude, et un vieillissement artificiel à une température de 140 à 250°C pendant 2 à 30 heures.

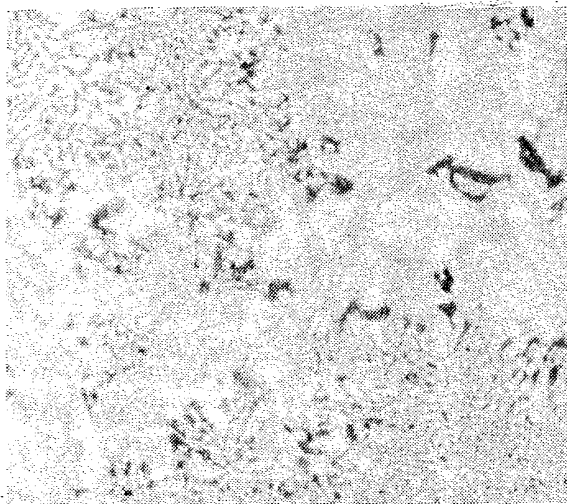
10.- Procédé de fabrication d'un alliage d'aluminium-silicium ayant la composition définie dans la revendication 2, comportant une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns, procédé caractérisé en ce qu'on fait fondre ladite composition et en ce qu'on la laisse se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm².

11.- Procédé de fabrication d'un alliage d'aluminium-silicium ayant la composition définie dans la revendication 2, comportant une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns, procédé caractérisé en ce qu'on fait fondre ladite composition, en ce qu'on la laisse se solidifier dans des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase

solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm²,
5 et en ce qu'on soumet ledit alliage à un traitement de vieillissement artificiel à 160 à 220°C pendant 2 à 16 heures.

12.- Procédé de fabrication d'un alliage d'aluminium-silicium ayant la composition définie dans la revendication 2, comportant une microstructure essentiellement eutectique ne contenant pas
10 plus de 10% de dendrites d'aluminium-alpha primaires et essentiellement exempte de particules intermétalliques d'un diamètre supérieur à 10 microns, procédé caractérisé en ce qu'on fait fondre ladite composition, en ce qu'on la laisse se solidifier dans
15 des conditions telles que la vitesse de croissance R de la phase solide en cours de solidification soit comprise entre 150 et 1000 microns par seconde et que le gradient de température G dans l'interface solide/liquide, exprimé en °C/cm, soit tel que le rapport G/R soit compris entre 500 et 8000°Cs/cm²,
20 et en ce qu'on soumet ledit alliage à un processus de traitement thermique faisant intervenir un traitement en solution à une température de 480 à 530°C pendant 5 à 20 heures, une trempe dans l'eau chaude, et un vieillissement artificiel à une température de 140 à 250°C pendant 2 à 30 heures.

13.- Alliages d'aluminium-silicium fabriqués par le procédé
25 selon l'une quelconque des revendications 7 à 12.

**FIGURE 1**

Microstructure de coulée d'un alliage solidifié à une vitesse de croissance de $100 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $9000^\circ C \text{ s/cm}^2$. Beaucoup des particules intermétalliques étaient d'une grandeur inacceptable. x500.

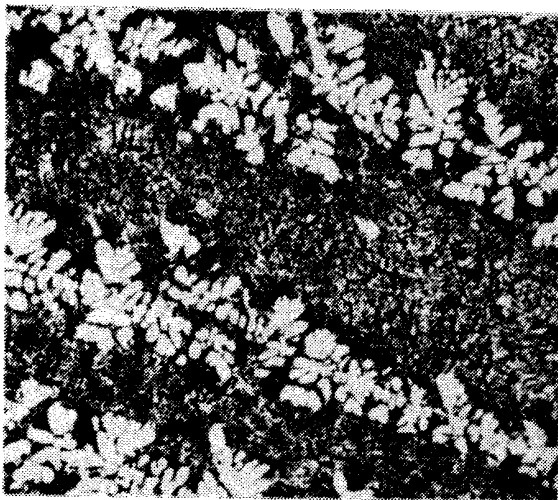


FIGURE 2

Microstructure de soulée d'un alliage solidifié à une vitesse de croissance de $1100 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $450^\circ C s/cm^2$. Des dendrites alpha-aluminium ont été formées. x500.

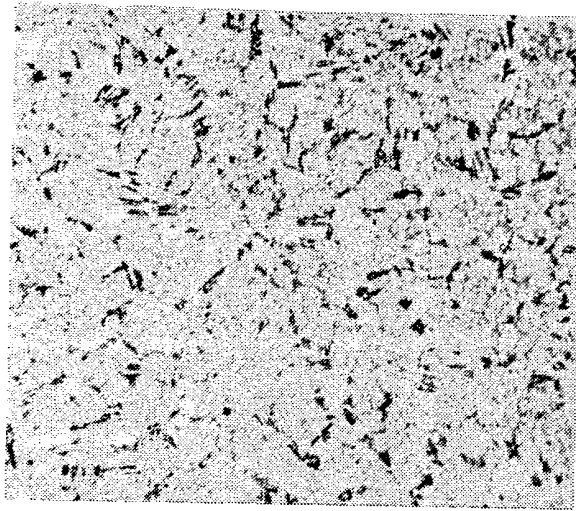


FIGURE 3

Microstructure de coulée d'un alliage conforme à l'invention.
La vitesse de croissance était de $700 \mu/s$ et avec un rapport
G/R de $1300^\circ C \text{ s/cm}^2$. x500.

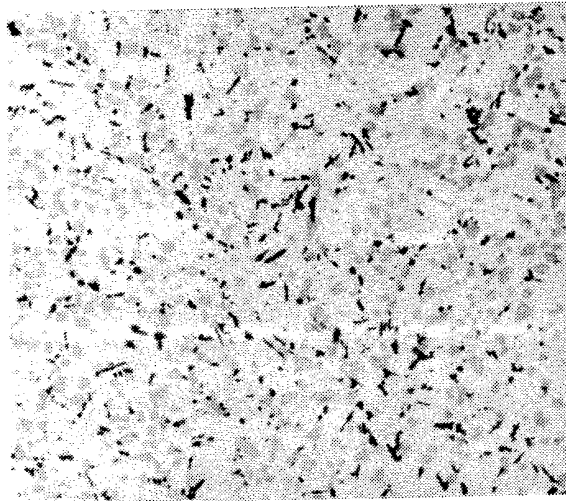


FIGURE 4

Microstructure de coulée d'un alliage conforme à l'invention traité de manière appropriée (solution traitée pendant 8 heures à 500°C et vieillissement pendant 16 heures à 160°C). La microstructure brute de coulée a été produite avec une vitesse de croissance de 600 μ/s et avec un rapport G/R de 1500°C s/cm². x500.

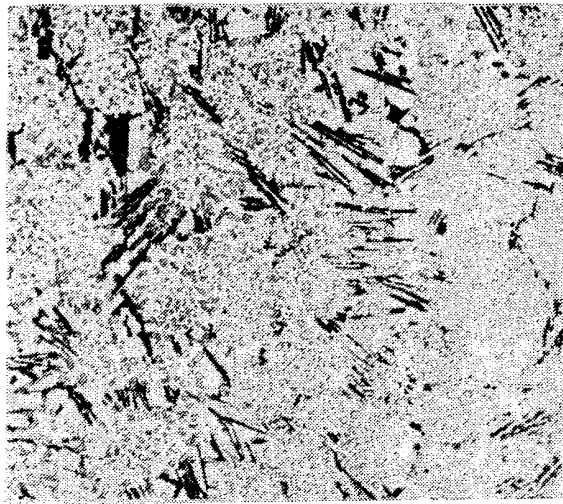


FIGURE 5

Microstructure d'un alliage traité thermiquement (solution traitée 8 heures à 470°C et avec vieillissement pendant 16 heures à 160°C). La température de traitement n'était pas suffisamment élevée pour rendre sphéroïdales toutes les particules intermétalliques et par conséquent il existe un certain nombre de particules intermétalliques eutectiques excessivement non équiaxes. (La vitesse de croissance était de 400 μ /s et le rapport G/R de 2000°C s/cm²).

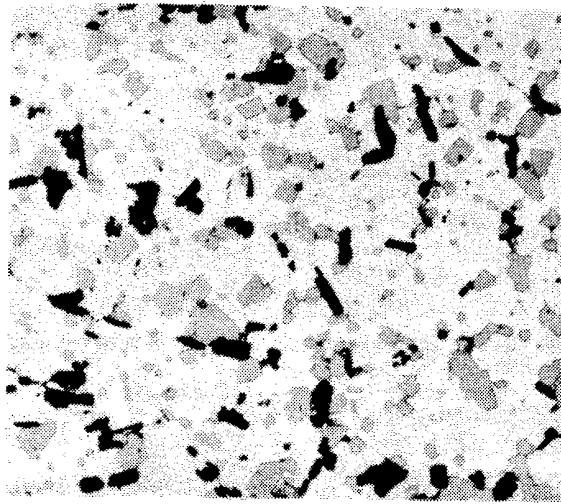


FIGURE 6

Microstructure d'un alliage (traité en solution pendant 8 heures à 540°C et par vieillissement pendant 16 heures à 160°C). La température de traitement en solution était trop élevée, ce qui a provoqué une croissance excessive des particules eutectiques intermétalliques. (La vitesse de croissance était de 400 μ/s et le rapport G/R de 2000°C·s/cm²).

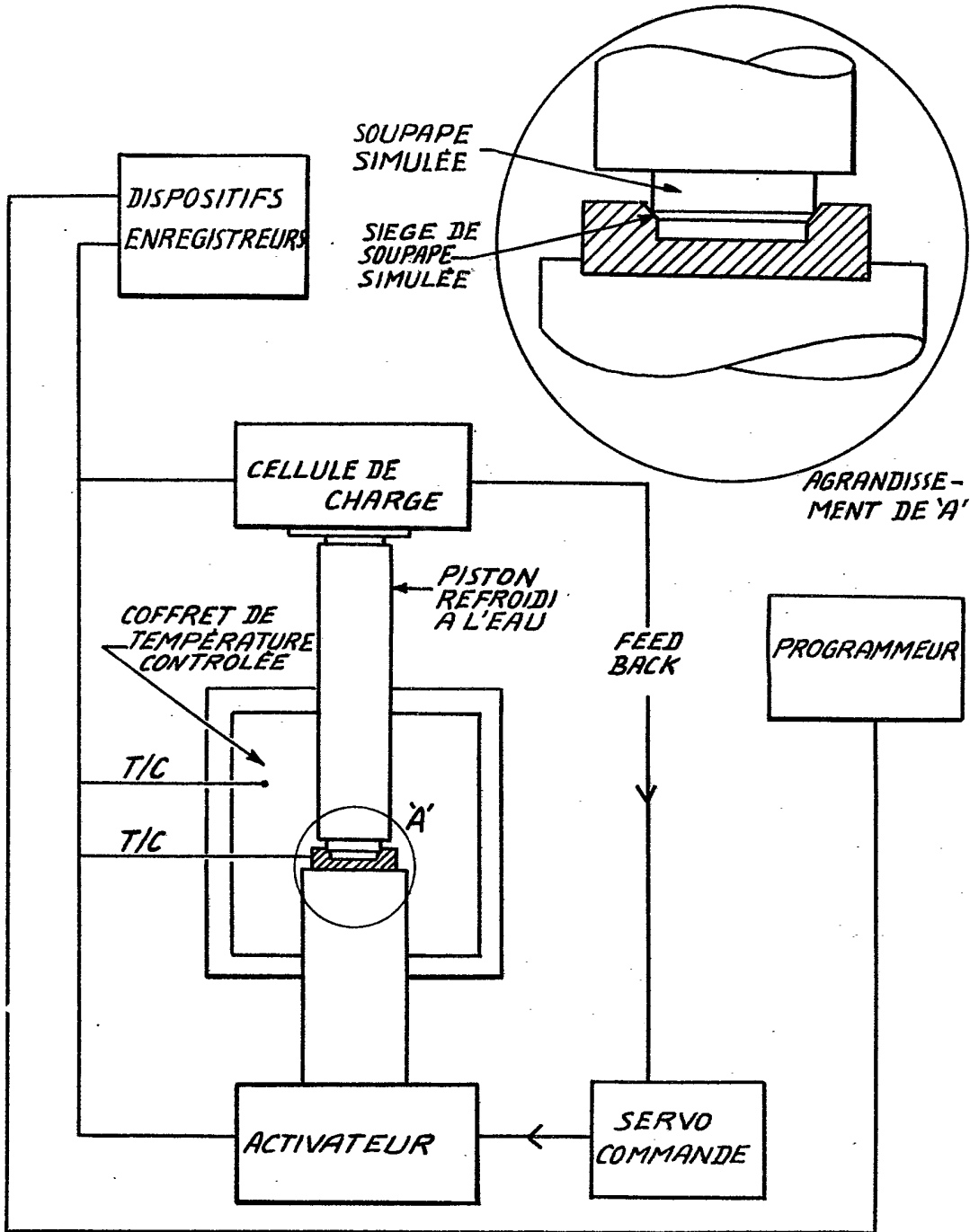
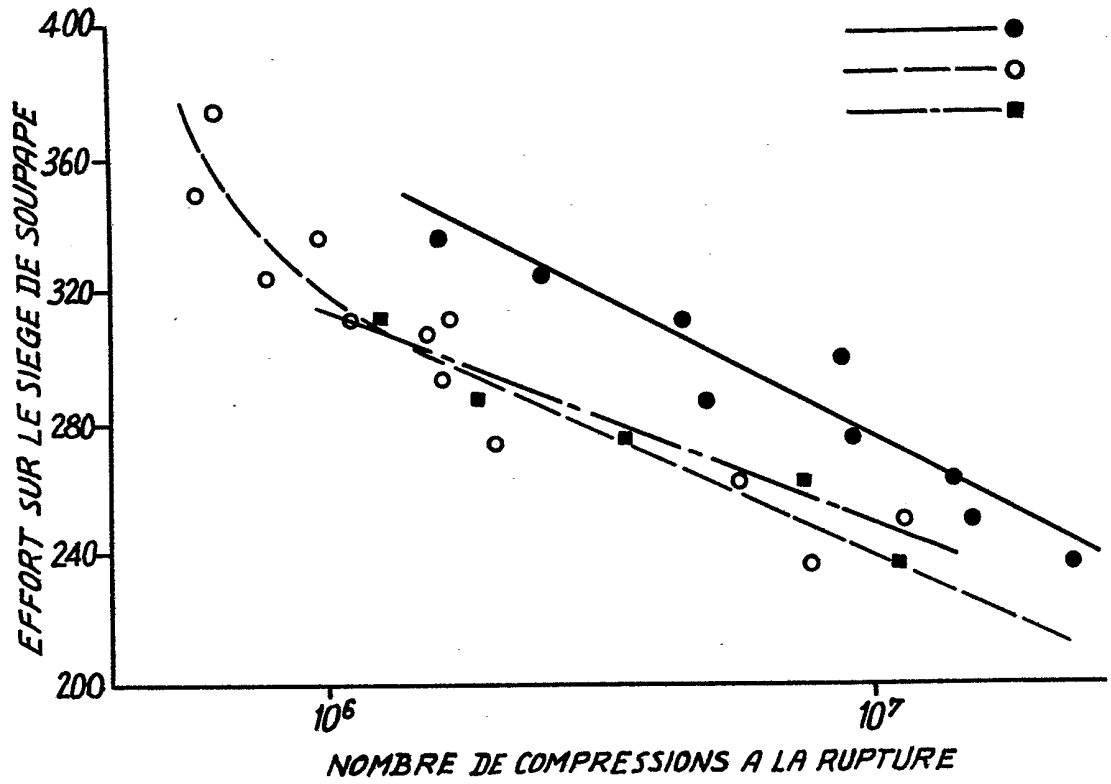


Fig. 7 BANC D'ESSAI POUR TEST SIMULÉ

Fig:8



9/12

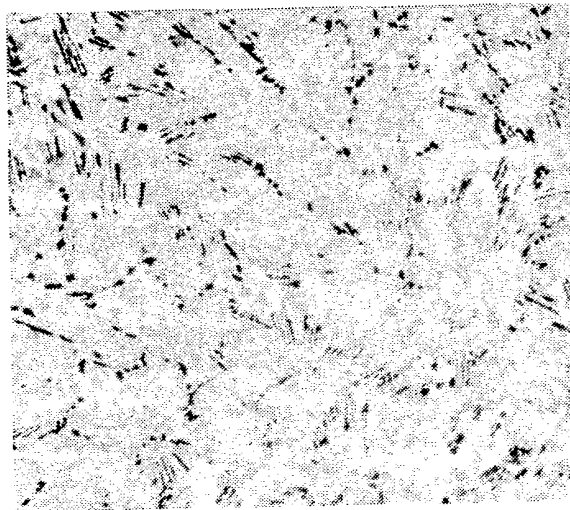
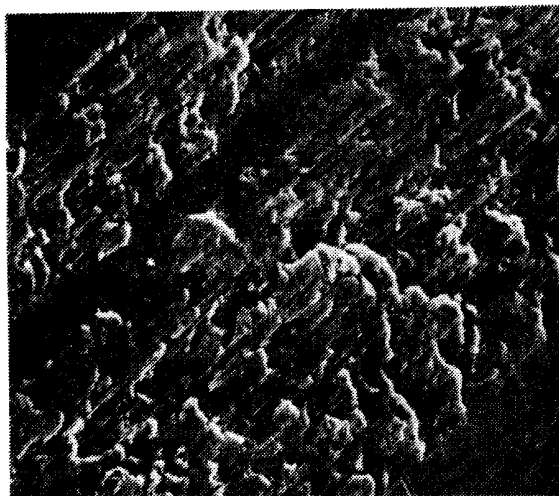
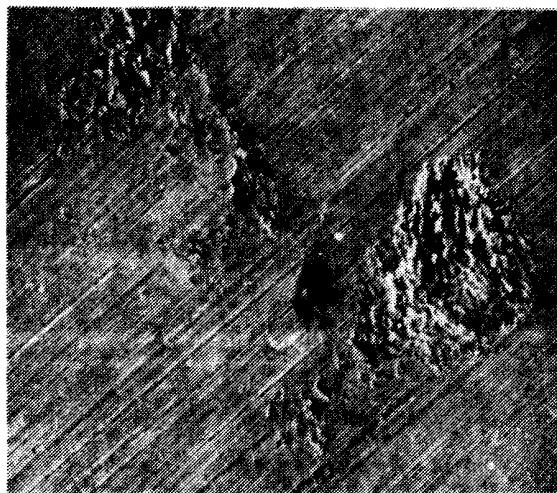


FIGURE 9

Microstructure d'alliage suivant la présente invention traité thermiquement (solution traité 8 heures à 500°C avec vieillissement pendant 16 heures à 160°C). La composition n'était pas une composition préférée (Fe trop élevé). La microstructure brute de coulée a été produite avec une vitesse de croissance de 600 μ/s et un rapport G/R égal à 1300°C s/cm². x500



(a) alliage 601: x150



(b) alliage 390: x150

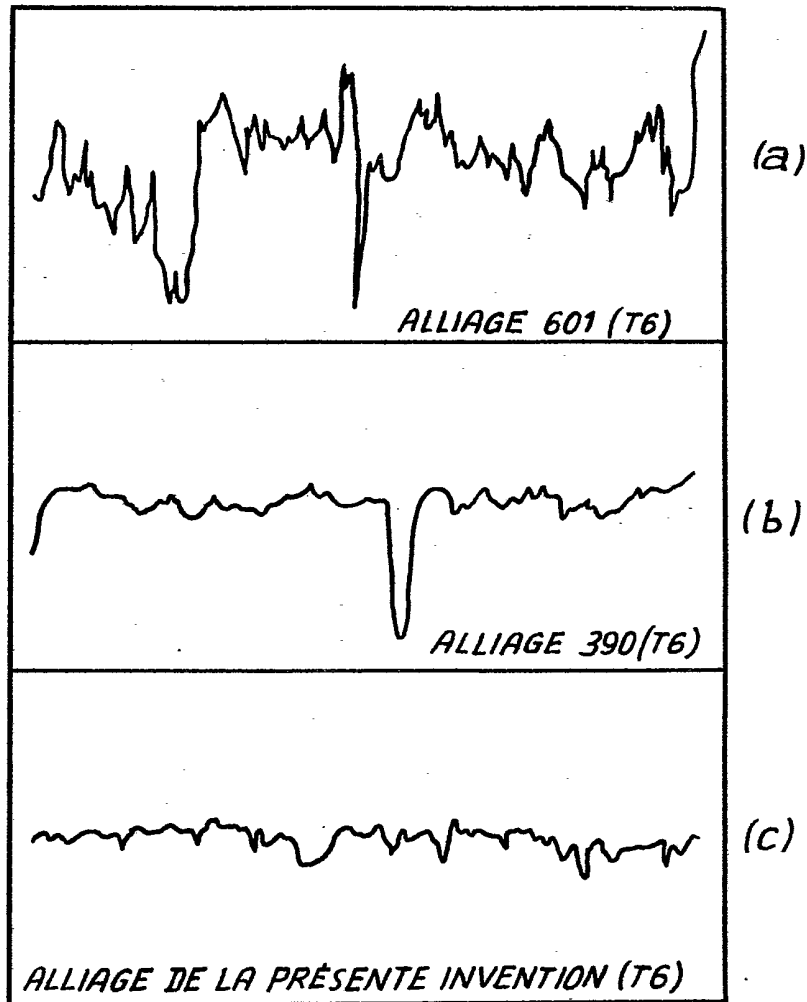


(c) Alliage de la présente invention. x150

FIGURE 10

Caractéristiques d'usure de surfaces d'alliages d'aluminium qui ont été soumises à usure de glissement pendant 500 heures contre des joints d'étanchéité et des rotors en matériau plus doux.

11/12

**Fig. 11**

Caractéristiques d'usure de surfaces de profilés en alliages d'aluminium qui ont été soumises à usure de glissement pendant 500 heures contre des joints d'étanchéité et des rotors en matériau plus doux.

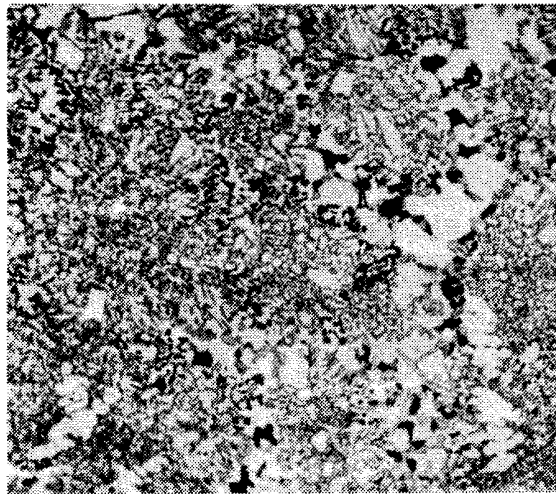


FIGURE 12

Microstructure d'un alliage coulé conforme à l'invention dans lequel le silicium a été remplacé par du sodium, l'alliage étant solidifié à une vitesse de croissance de $700 \mu/s$ et avec un rapport G/R de $1300^\circ C \ s/cm^2$. x500.