(19) RÉPUBLIQUE FRANÇAISE

INSTITUT NATIONAL
DE LA PROPRIÉTÉ INDUSTRIELLE

PARIS

(11) **N° de publication :** **2 954 355**
(à n'utiliser que pour les commandes de reproduction)

(21) **N° d'enregistrement national :** **09 06218**

(51) Int Cl[8] : ***C 22 C 21/12*** *(2006.01), C 22 F 1/057, B 22 D 15/00*

(12) DEMANDE DE BREVET D'INVENTION A1

(22) **Date de dépôt :** 22.12.09.

(30) **Priorité :**

(43) **Date de mise à la disposition du public de la demande :** 24.06.11 Bulletin 11/25.

(56) **Liste des documents cités dans le rapport de recherche préliminaire :** *Se reporter à la fin du présent fascicule*

(60) **Références à d'autres documents nationaux apparentés :**

(71) **Demandeur(s) :** *ALCAN INTERNATIONAL LIMITED* — CA.

(72) **Inventeur(s) :** GARAT MICHEL, MAJOR JAMES FREDERICK et JEAN DANNY.

(73) **Titulaire(s) :** ALCAN INTERNATIONAL LIMITED.

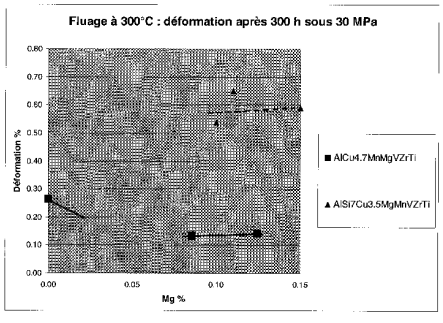
(74) **Mandataire(s) :** ALCAN FRANCE SAS.

(54) PIECE MOULEE EN ALLIAGE D'ALUMINIUM AU CUIVRE A HAUTE RESISTANCE MECANIQUE ET AU FLUAGE A CHAUD.

(57) L'invention a pour objet une pièce moulée à haute résistance mécanique statique et à haute tenue au fluage à chaud, coulée en alliage d'aluminium de composition chimique suivante:

Si: 0.02 - 0.50 %, Fe: 0.02 - 0.30 %, Cu: 3.5 - 4.9 %, Mn: < 0.70 %, Mg: 0.05 - 0.38 %, Zn: < 0.30 %, Ni: < 0.30 %, V: 0.05 - 0.30 %, Zr: 0.05 - 0.25 %, Ti: 0.01 - 0.35 %, autres éléments au total < 0.50%, de préférence < 0.15 %; et 0.05 % chacun, reste aluminium.

Elle concerne plus particulièrement les culasses de moteurs à combustion interne diesel ou essence suralimentés.



FR 2 954 355 - A1

Pièce moulée en alliage d'aluminium au cuivre à haute résistance mécanique et au fluage à chaud

Domaine de l'invention

L'invention concerne les pièces moulées en alliage d'aluminium au cuivre soumises à des contraintes mécaniques élevées et travaillant, au moins dans certaines de leurs zones, à des températures élevées, notamment des culasses de moteurs diesel ou essence suralimentés.

Etat de la technique

Sauf mention contraire, toutes les valeurs relatives à la composition chimique des alliages sont exprimées en pourcentages pondéraux.

Les alliages couramment utilisés pour les culasses des véhicules de grande série automobile sont essentiellement des alliages au silicium (de 5 à 10 % de Si en général) contenant souvent du cuivre et du magnésium afin d'en augmenter les caractéristiques mécaniques, en particulier à chaud. Les principaux types utilisés sont les suivants : AlSi7Mg, AlSi7CuMg, AlSi(5 à 8)Cu3Mg, AlSi10Mg, AlSi10CuMg. Ces alliages sont utilisés avec différentes modalités de traitements thermiques : parfois à l'état état F sans aucun traitement, parfois à l'état état T5 avec un simple revenu, parfois à l'état T6 avec une mise en solution, une trempe et un revenu au pic de durcissement ou légèrement en-dessous, et souvent à l'état T7 avec une mise en solution, une trempe et un sur-revenu ou une stabilisation.

La raison pour laquelle on utilise des alliages aluminium silicium est la supériorité de leurs propriétés de fonderie, en particulier absence de criquabilité, coulabilité élevée, bon pouvoir d'alimentation de la retassure. Seuls ces alliages à silicium supérieur ou égal à 5% se prêtent bien au moulage en coquille, par gravité ou basse pression, qui est le procédé dominant pour les culasses automobiles de grande série.

Pour des fabrications de faible série généralement faites en moulage au sable, telles que les culasses de véhicules à hautes performances ou les pièces travaillant à chaud

destinées à l'armement et à l'aéronautique, on utilise aussi parfois des alliages au cuivre du type AlCu5 additionnés d'éléments favorisant la tenue à chaud comme Ni, Co, Ti, V et Zr : on note en particulier dans cette catégorie l'AlCu5NiCoZr et l'AlCu4NiTi. Ces alliages sont très résistants à chaud, en particulier à 300°C où ils surpassent nettement les aluminium silicium mentionnés plus haut, mais souffrent de deux graves faiblesses : leur criquabilité élevée, joint à un mauvais comportement à la retassure, qui les rend très difficiles à couler en coquille en grande série, et également la médiocrité de leurs caractéristiques mécaniques à température ambiante : ils ont en particulier un allongement très faible, qui les rend fragiles et peu performants en fatigue mécanique. Le tableau 1 résume les caractéristiques à température ambiante de ces deux alliages coulés au sable et traitées thermiquement à l'état T7 (Rp0.2 (ou 0.2%TYS) étant la limite d'élasticité en MPa ; Rm (ou UTS) étant la résistance à la rupture en MPa ; et A (ou E) étant l'allongement à la rupture en %):

Tableau 1

Alliage	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
AlCu4NiTi	Non mesurable	343	0.11
AlCu5NiCoZr	270	295	1

Il existe aussi un alliage anciennement normalisé par l'Aluminum Association (désignée « AA » par la suite par commodité) sous le numéro 224, qui est du type AlCu5MnVZr. Il a été déclaré « inactif » par cette association qui l'a retiré depuis des années de son document périodiquement remis à jour « Designations and Chemical Composition Limits for Aluminum Alloys in the Form of Castings and Ingot ». Cet alliage 224 ne contient pas de magnésium (cet élément entrant dans la catégorie des impuretés, avec un maximum à 0.03% chacune, 0.10% total), et des résultats de caractérisation anciens sur des plaques coulées au sable ont montré les caractéristiques à l'état T7 décrites dans le tableau 2 :

Tableau 2

Alliage	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
224	280	360	4.8

Problème posé

Etant donné que, dans les futurs moteurs diesel à rampe commune ou suralimentés à essence, les chambres de combustion des culasses, et en particulier les pontets inter-soupapes, atteindront, voire dépasseront, 300°C, et subiront des pressions plus élevées que dans les générations des moteurs précédents aujourd'hui en service, l'emploi d'alliages aluminium cuivre constitue une solution « en rupture » par rapport aux progrès incrémentaux apportés par l'optimisation des alliages aluminium silicium.

Mais il faut encore trouver un alliage de cette famille qui combine :

- hautes propriétés mécaniques à température ambiante,
- hautes propriétés mécaniques dans le domaine 250 – 300°C,
- et haute résistance au fluage à 300°C, température caractéristique notamment des pontets inter-soupapes, éléments particulièrement sollicités thermo-mécaniquement.

Les alliages AlCu5Mg classiques tels que l'AlCu5MgTi (désigné 204 suivant l'AA), et les A206 et B206 (suivant l'AA), destinés à des pièces travaillant à température ambiante ou modérée ne répondent pas à ces exigences, en particulier à 300°C.

Les alliages AlCu4NiTi et AlCu5NiCoZr (203 suivant l'AA) mentionnés plus haut sont eux trop faibles et fragiles à température ambiante.

L'AlCu5MnVZr (ancien 224 suivant l'AA) destiné aux pièces travaillant à chaud présente une combinaison de propriétés plus intéressante mais manque encore de limite d'élasticité à température ambiante par rapport aux propriétés améliorées recherchées: il donne, à l'état T7, une limite d'élasticité Rp0.2 = 280 MPa, à comparer avec 275 MPa pour l'AlSi7Cu0.5Mg0.3 T7 et 311 MPa pour l'AlSi5Cu3Mg T7 (valeurs mesurées par la demanderesse et publiées respectivement dans les articles « Alliages d'aluminium améliorés pour culasses Diesel » (Hommes et fonderie- février 2008- N° 382) et « Aluminium Casting Alloys for Highly Stressed Diesel Cylinder Heads », (3. internationales Symposium Aluminium + Automobil) ;Düsseldorf ; FRG ; 3-4 Feb.1988, pp. 154 – 159, 1988).

On a donc cherché à obtenir un progrès considérable par rapport à l'ancien 224 en termes de limite d'élasticité et de résistance ultime depuis la température ambiante

jusqu'à 250 – 300°C. On a aussi cherché à améliorer la résistance au fluage à 300°C de cet ancien alliage.

Objet de l'invention

L'invention a donc pour objet une pièce moulée à haute résistance mécanique statique à la température ambiante et à chaud et à haute tenue au fluage à chaud, en particulier à 300°C et plus, coulée en alliage d'aluminium de composition chimique suivante, exprimée en pourcentages pondéraux :

Si : 0.02 - 0.50 %, de préférence 0.02 - 0.20 % et plus préférentiellement 0.02 - 0.06%,

Fe : 0.02 - 0.30 %, de préférence 0.02 -0.20 %, plus préférentiellement 0.02 - 0.12 % et mieux 0.02 – 0.06%,

Cu : 3.5 – 4.9 %, de préférence 3.8 – 4.9 % et plus préférentiellement 4.0 - 4.8 %,

Mn : < 0.70 %, de préférence 0.20 - 0.50 %,

Mg : 0.05 – 0.38 %, de préférence 0.07 - 0.30 %, et plus préférentiellement 0.08 - 0.20 % et enfin de façon très préférentielle 0.09 – 0.13%,

Zn : < 0.30 %, de préférence < 0.10 % et plus préférentiellement < 0.03% ,

Ni : < 0.30 %, de préférence < 0.10 % et plus préférentiellement < 0.03%,

V : 0.05 - 0.30 %, de préférence 0.08 - 0.25 %, et plus préférentiellement 0.10 - 0.20%,

Zr : 0.05 - 0.25 %, de préférence 0.08 - 0.20 %,

Ti : 0.01 - 0.35 %, de préférence 0.05 - 0.25 % et plus préférentiellement 0.10 – 0.20%,

autres éléments au total < 0.50%, de préférence < 0.15 % ; et 0.05 % chacun,

reste aluminium.

Description des figures

La figure 1 représente une grappe de quatre éprouvettes coulées en coquille de la société Rio Tinto Alcan de diamètre ¼'' (6.35 mm).

La figure 2 représente des courbes d'analyse enthalpique différentielle pour les alliages AlCu4.7MnVZrTi à teneur en magnésium de 0%, 0.09% et 0.13%.

La figure 3 montre des résultats d'essais de fluage à 300°C sur les alliages AlCu4.7MnVZrTi traités T7 et AlSi7Cu3.5MnVZrTi également traité T7 à teneur en magnésium variable respectivement de 0% à 0.13%.et de 0.1% à 0.15%

Description de l'invention

L'invention repose sur la constatation par la demanderesse qu'il est possible d'apporter de très importantes améliorations aux caractéristiques citées plus haut de l'ancien alliage 224 (suivant l'AA), et de résoudre ainsi le problème posé, ce notamment par l'addition d'une quantité limitée de magnésium.

En effet, l'addition d'une petite quantité de magnésium, de l'ordre de 0.10 à 0.15%, permet d'augmenter de façon considérable la limite d'élasticité et la résistance de l'alliage non seulement à température ambiante mais aussi à chaud, en particulier à 250-300°C et plus.

C'est à température ambiante que le gain relatif est le plus important : comme exposé dans les exemples qui suivent et les tableaux 6, 7, 8, la limite d'élasticité passe d'environ 190 MPa sans magnésium à environ 340 MPa avec seulement 0.09% et ensuite à plus de 390 MPa avec 0.13%. Si l'on considère la moyenne des résultats obtenus avec 0.09% et 0.13% de magnésium, les gains observés sur la limite d'élasticité et la résistance à température ambiante sont remarquables : respectivement + 96% et + 29% en termes relatifs. L'allongement est par contre sensiblement réduit de moitié mais conserve encore un niveau convenable de 6 à 8%.

A température élevée, 250 puis 300°C, les gains apportés par l'ajout de magnésium subsistent même s'ils diminuent. Les gains observés sur la limite d'élasticité et la résistance sont respectivement de 35 et 13% en termes relatifs à 250°C, et de 27 et 8% en termes relatifs à 300°C. Loin de nuire à la stabilité à chaud des phases durcissantes comme on aurait pu l'envisager, l'addition de magnésium reste bénéfique au moins jusqu'à 300°C, et ce d'autant que la perte d'allongement s'estompe à ces températures élevées.

De plus, l'addition de magnésium améliore considérablement la tenue au fluage à chaud, réduisant par approximativement 2 par exemple la déformation observée après 300h à 300°C sous une contrainte de 30 MPa. L'addition de magnésium ne nuit donc pas à la stabilité à chaud, contrairement à la philosophie qui a conduit à la

définition des alliages AlCu5NiCoZr (203 suivant l'AA) et AlCu5MnVZr (224 suivant l'AA) classiques qui sont dépourvus de magnésium.

Il est intéressant de situer le niveau moyen de performance de l'alliage suivant l'invention (par souci de simplicité on a attribué la moyenne des caractéristiques des alliages à 0.09% et 0.13% de magnésium à l'alliage désigné « AlCu4.7MnMg$_{moy}$VZrTi ») comparativement à quelques alliages culasses à base aluminium-silicium. Le tableau 3 résume les caractéristiques mécaniques.

Tableau 3

Alliage / traitement thermique	T° ambiante			250°C			300°C		
	Rp0.2	Rm	A%	Rp0.2	Rm	A%	Rp0.2	Rm	A%
AlCu4.7MnMg$_{moy}$VZrTi T7	369	451	7.4	182	226	9.8	125	158	14.8
AlSi5Cu3Mg F	172	237	2.1	107	133	5.8	60	86	12
AlSi7Mg0.3Ti T7	257	299	9.9	55	61	34.5	40	43	34.5
AlSi7Cu0.5Mg0.3Ti T7	275	327	9.8	66	73	34.5	40	44	34.6
AlSi7Cu3.5Mg0.15 MnVZrTi T7	306	392	5.2	101	115	27	60	70	31

En ce qui concerne la tenue au fluage à 300°C, l'alliage selon l'invention traité T7 peut être comparé à l'AlSi7Cu3.5Mg0.15MnVZrTi également traité T7, qui a aussi été mis au point par la demanderesse et est à sa connaissance le plus résistant au fluage de la série d'alliages aluminium silicium considérés dans le tableau précédent. La courbe de la figure 3 montre la très grande supériorité de l'AlCu4.7MnMgVZrTi, qui se déforme sensiblement 4 fois moins dans les mêmes conditions.
Il apparaît ainsi que l'objectif de progrès « en rupture » par rapport aux alliages existants est bien atteint par l'addition de magnésium à une base de type AlCu5MnVZrTi.

Bien que l'addition de magnésium abaisse progressivement la température de brûlure hors équilibre, il reste possible de mettre en solution l'alliage à 525°C ou 528°C comme on le fait par exemple assez classiquement avec les alliages A206 et B206. Un traitement par palier permettra éventuellement de traiter l'alliage à une température finale un peu plus haute mais ce traitement par palier n'est pas

indispensable compte tenu des résultats très élevés obtenus avec un traitement isotherme sous la température de brûlure.

La teneur en magnésium peut être augmentée au-delà du domaine déjà expérimenté dans les exemples. Si on recherche uniquement résistance et dureté très élevées, avec une exigence de ductilité réduite, un niveau maximum de 0.38% peut être envisagé, sachant que la température de brûlure en sera abaissée et le traitement thermique devra être adapté. Le minimum pour obtenir un effet durcissant significatif est de l'ordre de 0.05%. Un domaine plus restreint est de 0.07% à 0.30% et le domaine préféré, correspondant aux compromis résistance – ductilité – fluage quantifié dans les exemples tout en ayant une largeur industriellement acceptable est 0.08 – 0.20%, voire de 0.09 à 0.13%.

Pour ce qui concerne les autres éléments constitutifs du type d'alliage suivant l'invention, leurs teneurs sont justifiées par les considérations suivantes :

Silicium : il est généralement néfaste à la ductilité et peut abaisser la température de brûlure. Par contre, il améliore les propriétés de fonderie et en particulier est susceptible, même à faible niveau, de réduire la criquabilité, comme décrit dans l'ASM Handbook, volume 15, édition 2008. Un niveau minimum de 0.02% est nécessaire. Un niveau maximum de 0.50% est pensable pour des pièces solidifiées très rapidement ou ne nécessitant guère d'allongement, mais on préfèrera généralement moins de 0.20%, voire de 0.06%.

Fer : il est néfaste à la ductilité, mais diminue par contre la criquabilité, comme également décrit dans l'ASM Handbook, volume 15, édition 2008. De plus le limiter à un très bas niveau augmente évidemment le coût de la pièce. Un niveau minimum de 0.02% est donc avantageux. Un niveau maximum de 0.30% est pensable pour des pièces solidifiées très rapidement ou ne nécessitant guère d'allongement, mais on préfèrera généralement moins de 0.20% pour des grandes séries automobiles, voire de 0.12% ou même 0.06% pour des pièces extrêmement sollicitées.

Cuivre : il durcit l'alliage, augmentant limite d'élasticité et résistance mais diminuant l'allongement. La fourchette de l'ancien alliage 224 était de 4.5 à 5.5%. L'expérience acquise par la demanderesse avec le B206 indique qu'il est bon de limiter le cuivre à un maximum de 4.9% car au-delà il est très difficile de remettre tout le cuivre en solution. Comme les présents résultats, obtenus avec un cuivre de 4.7 à 4.8%, montrent que la résistance à température ambiante obtenue avec addition de

magnésium est très élevée mais que l'allongement est réduit par rapport à l'ancien alliage 224 sans magnésium, il est logique de prévoir la possibilité de réduire le cuivre en dessous de 4.5%, et plus particulièrement jusqu'à 3,5%. La demanderesse a effectué des travaux sur l'alliage B206 pour lesquels elle estime que les résultats qui sont transposables à l'alliage selon l'invention et montrent que qu'un abaissement du cuivre de 5.0% à 4.0% permet de gagner notablement en allongement au prix d'une perte de résistance, mais que celle-ci reste supérieure à 400 MPa. Dans l'optique de certaines culasses, il est même concevable d'accepter une baisse un peu plus importante de la résistance pour privilégier l'allongement et de réduire le cuivre jusqu'à 3.5%. On pourra choisir des sous-domaines entre 3.5% et 4.9% en fonction du compromis de caractéristiques visées pour la pièce spécifique. D'une façon générale, des sous domaines centrés sur 4.3% ou 4.4% tels que 3.8 – 4.9% et mieux 4.0 – 4.8% conduisent à un compromis assez équilibré.

Manganèse: cet élément ne doit pas excéder 0.70% sous peine de risquer de former des phases intermétalliques grossières. Comme il améliore généralement les propriétés mécaniques, particulièrement à chaud, un domaine de 0.20 – 0.50% analogue à celui des alliages du type 206 est préféré.

Zinc: cet élément est une impureté qui, à haute teneur, peut diminuer les propriétés mécaniques et rendre le bain liquide plus oxydable. On peut envisager de tolérer jusqu'à 0.30% dans le but de faciliter l'emploi de métal de recyclage, mais on préfère moins de 0.10% et mieux moins de 0.03% pour des pièces à hautes performances.

Nickel: il contribue en général à la résistance mécanique à chaud mais réduit considérablement l'allongement. Comme la résistance à chaud est assurée dans l'invention par l'addition d'autres éléments, cuivre, magnésium, vanadium et zirconium, le nickel est considéré ici comme une impureté, qu'on limite au maximum à 0.30% dans le but de faciliter l'emploi de métal de recyclage, et de préférence à 0.10% et encore mieux à 0.03% pour des pièces à hautes performances.

Vanadium: Cet élément péritectique améliore en particulier la résistance au fluage à chaud. La demanderesse a observé que, dans une autre base d'alliage contenant du silicium, la résistance au fluage était fortement améliorée entre 0 et 0.05%, puis s'améliorait ensuite plus progressivement de 0.05% à 0.17% et était au-dessus de 0.17% stable à un excellent niveau. Limiter le niveau maximum de vanadium à 0.15% comme dans l'ancien 224 ne paraît donc pas souhaitable. Dans l'alliage

suivant l'invention, un niveau de 0.05 à 0.30% est prévu, qui pourra être resserré à des sous-domaines plus étroits de 0.08 – 0.25% et préférentiellement 0.10 – 0.20%.

Zirconium: cet élément péritectique améliore également en particulier la résistance au fluage à chaud, et son effet est additif à celui du vanadium. Une teneur de 0.05 – 0.25% et de préférence 0.08 – 0.20% est retenue.

Titane: cet élément péritectique a deux effets différents : d'une part, il est souvent utilisé comme élément affinant du grain, souvent en combinaison avec un ajout d'alliage mère ou de sel ajoutant du titane et du bore. Cependant, il existe d'autres pratiques d'affinage consistant à n'ajouter que des produits introduisant du titane et du bore, voire même du bore seul, et dans ce dernier cas la présence de titane n'est pas favorable. D'autre part, le titane contribue à la bonne résistance au fluage à chaud, quoi que moins fortement que vanadium et zirconium, comme la demanderesse l'a observé. On a donc retenu une teneur maximum de 0.35%, mais on préférera en général une addition de 0.05 à 0.25% et encore mieux de 0.10 à 0.20%.

Les autres éléments sont à considérer comme des impuretés. Dans le but de faciliter le recyclage, on peut tolérer pour certaines pièces un niveau total maximum de 0.50%, mais de préférence pour les pièces sollicitées on adoptera des maximas de 0.15% au total et 0.05% chacun.

Exemples

On a élaboré dans un four électrique de 35 kg une série de trois compositions d'alliages décrites dans le tableau 4, tous éléments exprimés en % pondéral.

Tableau 4

Repère	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	V	Zr
0 Mg	0.09	0.14	4.83	0.34	0.00	0.18	0.21	0.14
0.09 Mg	0.08	0.14	4.74	0.33	0.09	0.22	0.17	0.13
0.13 Mg	0.09	0.14	4.81	0.33	0.13	0.20	0.17	0.13

Ces alliages ont été affinés par addition d'AlTi5B (30 ppm de titane ainsi ajouté) et dégazés par un traitement de 10 minutes à l'aide d'un rotor en graphite tournant à

300 tours / minute avec un débit d'argon de 5 litres / minute, le tout sous couverture d'un flux de lavage $MgCl_2$ 60% - KCl 40%.

On a ensuite coulé des éprouvettes en coquille de diamètre ¼'' (6.5 mm)du type de la société Rio Tinto Alcan représentées à la figure 1 destinées aux essais de traction ainsi que des éprouvettes coquille ASTM B108 de diamètre ½'' (12.7 mm) destinées à servir d'ébauches aux éprouvettes de fluage de 4 mm de diamètre. La figure 1 représente plus particulièrement une grappe 10 de 4 éprouvettes 11 de la société Rio Tinto Alcan coulées en coquille avec un diamètre du fût ¼'' (6.35 mm). Cette grappe 10 reprend, à l'échelle1/2, la conception de l'éprouvette ASTM B108.

On a d'abord déterminé la température de brûlure des différentes compositions en procédant à des analyses enthalpiques différentielles (AED) sur des pastilles usinées dans les éprouvettes coulées. La vitesse de montée en température a été de 20°C/minute. Les courbes d'AED sont représentées à la figure 2. Les températures de brûlure observées correspondant aux pics de fusion dépendent évidemment de la teneur en magnésium comme indiqué dans le tableau 5:

Tableau 5

Teneur en Mg (%)	Température de brûlure (°C)
0	542.7
0.09	538.2
0.13	533.9

La température de brûlure se décale progressivement vers les températures plus basses quand la teneur en Mg augmente de 0% à 0.09% puis 0.13%.

On a ensuite traité thermiquement ces 3 alliages en leur appliquant une mise en solution comportant un palier préliminaire de 2 h à 495°C puis un palier principal de 12 h à 528°C, suivi d'une trempe à l'eau à 65°C et d'un revenu de 4h à 200°C. On obtient ainsi un alliage à l'état T7.

Les ébauches destinées aux essais de fluage ont subi, préalablement à ce traitement thermique, une compaction isostatique à chaud sous 1000 bar à 485°C pendant 2h afin

d'éliminer toute microporosité qui pourrait affecter sérieusement les essais compte tenu du faible diamètre de l'éprouvette.

Les caractéristiques mécaniques statiques ont été mesurées à température ambiante et à 250°C et 300°C. Dans ces deux derniers cas, les éprouvettes ont été préchauffées pendant 100 h à la température considérée avant d'être tractionnées.

Les résultats figurent dans les tableaux 6, 7 et 8 :

Tableau 6 : caractéristiques mécaniques à température ambiante

Alliage	Rp0.2	Rm	A
Mg (%)	MPa	MPa	%
0	187.8	349.3	15.3
0.09	344.5	435.0	8.2
0.13	393.4	466.4	6.6

Tableau 7 : caractéristiques mécaniques à 250°C

Alliage	Rp0.2	Rm	A
Mg (%)	MPa	MPa	%
0	134.7	199.5	10.7
0.09	172.2	223.7	7.3
0.13	191.4	228.8	12.2

Tableau 8 : caractéristiques mécaniques à 300°C

Alliage	Rp0.2	Rm	A
Mg (%)	MPa	MPa	%
0	98.3	147.1	14.5
0.09	130.2	167.2	11.2
0.13	120.0	149.4	18.3

On a réalisé des essais de fluage à 300°C dans les conditions suivantes :

Les éprouvettes de diamètre 4 mm dans la zone utile, usinées dans les ébauches de diamètre 12.7 mm, ont d'abord été préchauffées 100 h à 300°C dans un four séparé, puis placées sur la machine de fluage et stabilisées à nouveau ½ h à 300°C avant de les mettre sous une charge constante de 30 MPa. La déformation en % est alors enregistrée continûment pendant une durée de 300 h à 300°C. Le critère principal utilisé pour l'interprétation des essais est la déformation obtenue après 300 h.

Le tableau 9 résume les résultats :

Tableau 9: Fluage à 300°C sous 30 MPa

Teneur en magnésium (%)	Déformation (en %) après 300h
0	0.26
0.09	0.13
0.13	0.14

Ces résultats sont reportés dans la figure 3 où apparaissent également à titre de référence les résultats obtenus par la demanderesse avec une série d'alliages de type AlSi7Cu3.5MnVZrTI à différentes teneur en Mg.

Une pièce peut alors être moulée à partir de l'alliage avantageux définit ci-dessus, cette pièce pouvant notamment être une culasse ou un insert d'une culasse ou d'une autre pièce nécessitant une haute résistance mécanique statique à la température ambiante et à chaud et une haute tenue au fluage à chaud, en particulier à 300°C.

La pièce est avantageusement traitée T7, même si un traitement T6 est également envisageable.

Aussi, récemment, un nouveau procédé de fonderie nommé « Moulage par Ablation » a été introduit en Amérique du Nord. Ce procédé a été décrit dans l'article « Ablation Casting » de J.Grassi, J.Campbell, M.Hartlieb et F. Major présenté au TMS 2008. Ce procédé consiste à couler d'abord la pièce dans un moule de sable + liant assez isolant, puis lorsqu'elle a atteint au moins localement une fraction solide

suffisante, à arroser le moule avec un (ou plusieurs) jet d'eau qui dissout instantanément le liant du sable et provoque l'effondrement du moule. La pièce en cours de solidification est alors directement exposée à l'impact de l'eau qui en extrait les calories très rapidement (de façon analogue à celle observée par exemple en coulée continue verticale de billettes d'aluminium). Ceci conduit à une solidification très rapide de l'alliage et à l'obtention de structures fines ayant des caractéristiques mécaniques élevées, égales ou même supérieures à celles obtenues en coulée en coquille avec un moule métallique.

Le moulage par ablation convient particulièrement au moulage des alliages à criquabilité élevée. Initialement, il s'agit de moulage sable qui contrarie fort peu le retrait, et ensuite après ablation du moule la fin de la solidification s'effectue sans moule rigide du tout. En plus d'assurer une vitesse de solidification élevée, le procédé conduit aussi à des gradients de température élevés car l'aspersion est généralement progressive, commençant sur certaines zones choisies et avançant vers les points de fin de solidification où il est possible d'attacher les masselottes. Ceci favorise avantageusement aussi l'utilisation d'alliages à faible capacité d'alimentation de la retassure, tel que les alliages aluminium cuivre, dont l'alliage selon l'invention.

Aussi, l'invention a également pour objet un procédé pour mouler une pièce à partir de l'alliage selon l'invention, notamment un insert ou une culasse, comprenant les étapes consistant à :

- fournir un moule formé à partir d'un agrégat et d'un liant hydrosoluble ;
- couler l'alliage dans le moule ;
- projeter de l'eau sur le moule de manière à désagréger le moule et à refroidir l'insert ou la culasse pour accélérer la solidification de l'alliage.

La mise en œuvre de ce procédé permet avantageusement la production en grande série de pièces moulées avec l'alliage selon l'invention ayant des propriétés mécaniques à chaud bien plus élevées que les alliages aluminium silicium.
Les perspectives d'emploi d'alliages aluminium cuivre à haute résistance à chaud ne sont cependant pas restreintes au procédé par ablation : il existe d'autres voies dont

le moulage au sable classique, éventuellement combiné à des refroidisseurs métalliques, et le moulage en moule métallique coquille, éventuellement avec des modifications de tracé des pièces permettant d'accepter les moins bonnes propriétés de fonderie de cette famille d'alliages.

Revendications

1. Pièce moulée à haute résistance mécanique statique à la température ambiante et à chaud et à haute tenue au fluage à chaud, en particulier à 300°C et plus, coulée en alliage d'aluminium de composition chimique suivante, exprimée en pourcentages pondéraux :
   Si : 0.02 - 0.50%
   Fe : 0.02 – 0.30%
   Cu : 3.5 – 4.9%
   Mn : < 0.70%
   Mg : 0.05 – 0.38%
   Zn : < 0.30%
   Ni : < 0.30%
   V : 0.05 – 0.30%
   Zr : 0.05 – 0.25%
   Ti : 0.01 – 0.35%
   autres éléments au total < 0.50%,
   reste aluminium.

2. Pièce moulée selon la revendication 1 caractérisée en ce que la teneur en magnésium est comprise entre 0.07 – 0.30%.
3. Pièce moulée selon l'une des revendications 1 à 2 caractérisée en ce que la teneur en magnésium est comprise entre 0.08 – 0.20% et de préférence entre 0.09 – 0.13%.
4. Pièce moulée selon l'une des revendications 1 à 3 caractérisée en ce que la teneur en cuivre est comprise entre 3.8 – 4.9% et de préférence entre 4.0 – 4.8%.
5. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en vanadium est comprise entre 0.08 – 0.25% et de préférence entre 0.10 – 0.20%.
6. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en zirconium est comprise entre 0.08 – 0.20%.

7. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en titane est comprise entre 0.05 – 0.25% et de préférence entre 0.10 – 0.20%.
8. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en silicium est comprise entre 0.02 - 0.20% et de préférence entre 0.02 - 0.06%.
9. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en fer est comprise entre 0.02 – 0.20%, de préférence entre 0.02 - 0.12% et plus préférentiellement entre 0.02 – 0.06%.
10. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en manganèse est comprise entre 0.20 – 0.50%.
11. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en zinc est inférieure à 0.10% et de préférence inférieure à 0.03%.
12. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes caractérisée en ce que la teneur en nickel est inférieure à 0.10% et de préférence inférieure à 0.03%.
13. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes, dans lequel les autres éléments ont un pourcentage pondéral inférieur à 0.15% au total et inférieur à 0.05% chacun.
14. Pièce moulée selon l'une des revendications précédentes ayant subi un traitement thermique du type T7 ou T6.
15. Insert comprenant une pièce moulée selon l'une des revendications 1 à 14.
16. Culasse comprenant une pièce moulée selon l'une des revendications 1 à 14 ou un insert selon la revendication 15.
17. Procédé pour mouler un insert selon la revendication 15 ou une culasse selon la revendication 16, comprenant les étapes consistant à :

- fournir un moule formé à partir d'un aggrégat et d'un liant hydrosoluble ;
- couler l'alliage dans le moule ;
- projeter de l'eau sur le moule de manière à désagréger le moule et à refroidir l'insert ou la culasse.

Figure 1

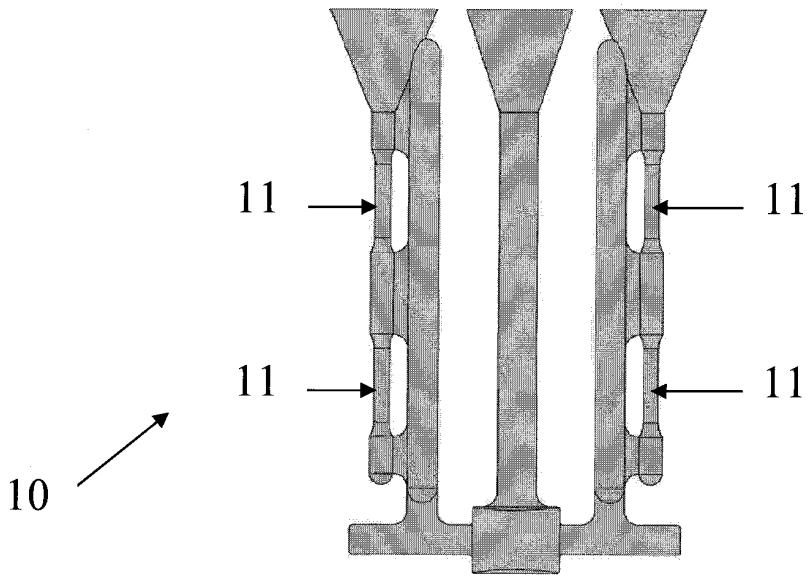


Figure 2

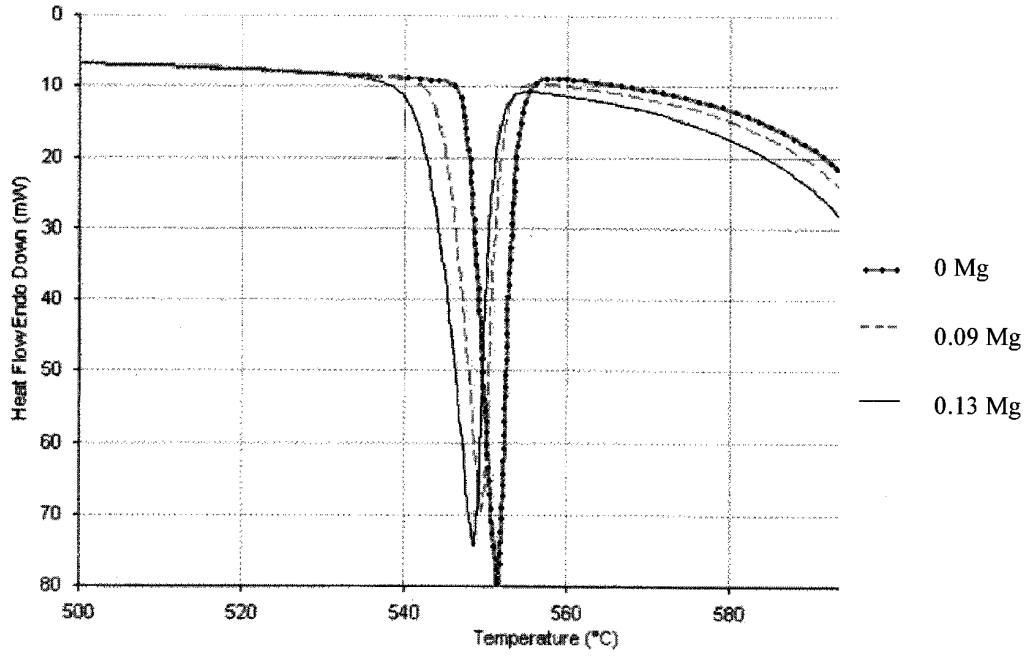
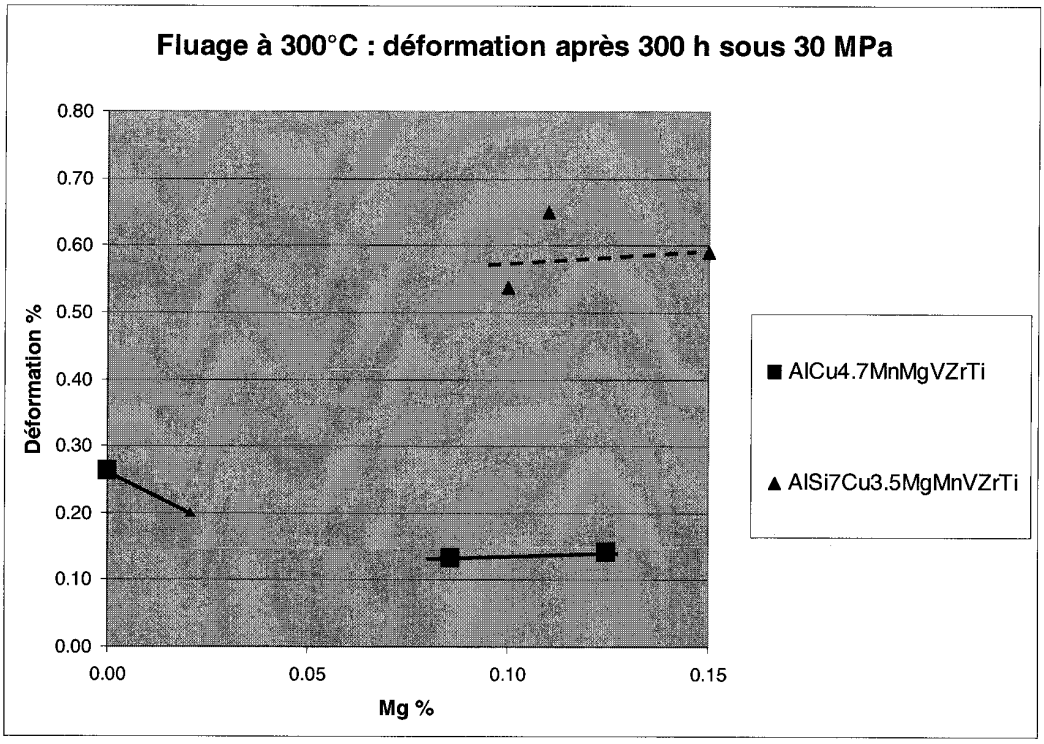


Figure 3


Fluage à 300°C : déformation après 300 h sous 30 MPa
Déformation %
0.80
0.70
0.60
0.50
0.40
0.30
0.20
0.10
0.00
0.00
0.05
0.10
0.15
Mg %
AlCu4.7MnMgVZrTi
AlSi7Cu3.5MgMnVZrTi

RÉPUBLIQUE FRANÇAISE

INSTITUT NATIONAL DE LA PROPRIÉTÉ INDUSTRIELLE

RAPPORT DE RECHERCHE PRÉLIMINAIRE

établi sur la base des dernières revendications déposées avant le commencement de la recherche

N° d'enregistrement national

FA 729962
FR 0906218

DOCUMENTS CONSIDÉRÉS COMME PERTINENTS		Revendication(s) concernée(s)	Classement attribué à l'invention par l'INPI
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes		
X	JP 07 054088 A (NIPPON STEEL CORP; SKY ALUMINIUM) 28 février 1995 (1995-02-28) * abrégé * * page 5; exemple I22; tableau 1 * -----	1-17	C22C21/12 C22F1/057 B22D15/00
X	US 2007/102071 A1 (DRUSCHITZ ALAN P [US]) 10 mai 2007 (2007-05-10) * page 4, colonne 5, alinéa 32; exemple C; tableau 7 * * figures * -----	1-17	
A	US 6 368 427 B1 (SIGWORTH GEOFFREY K [US]) 9 avril 2002 (2002-04-09) * colonne 7 - colonne 8; exemples L206.0,L206.2,LA206.0,LA206.2 * * colonne 12; exemples 206,L206 * * colonne 14, ligne 8 - ligne 32 * -----	1-17	
A	US 3 857 165 A (VERNAM W ET AL) 31 décembre 1974 (1974-12-31) * Type II; colonne 3; tableau I * -----	1-17	DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHÉS (IPC)
A	JP 06 262719 A (NIPPON STEEL CORP) 20 septembre 1994 (1994-09-20) * abrégé * -----	1-17	C22C B22D F02F
A	GB 516 423 A (EDGAR HUTTON DIX JR; JOSEPH ANTHONY NOCK JR) 2 janvier 1940 (1940-01-02) * le document en entier * -----	1-17	
A	GB 2 169 617 A (ALUMINUM CO OF AMERICA) 16 juillet 1986 (1986-07-16) * le document en entier * -----	1-17	
	-/--		

Date d'achèvement de la recherche	Examinateur
10 mai 2010	Patton, Guy

CATÉGORIE DES DOCUMENTS CITÉS

X : particulièrement pertinent à lui seul
Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie
A : arrière-plan technologique
O : divulgation non-écrite
P : document intercalaire

T : théorie ou principe à la base de l'invention
E : document de brevet bénéficiant d'une date antérieure à la date de dépôt et qui n'a été publié qu'à cette date de dépôt ou qu'à une date postérieure.
D : cité dans la demande
L : cité pour d'autres raisons

& : membre de la même famille, document correspondant

2

EPO FORM 1503 12.99 (P04C14)

RÉPUBLIQUE FRANÇAISE

INSTITUT NATIONAL DE LA PROPRIÉTÉ INDUSTRIELLE

RAPPORT DE RECHERCHE PRÉLIMINAIRE

établi sur la base des dernières revendications déposées avant le commencement de la recherche

N° d'enregistrement national

FA 729962
FR 0906218

DOCUMENTS CONSIDÉRÉS COMME PERTINENTS		Revendication(s) concernée(s)	Classement attribué à l'invention par l'INPI
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes		
A	CN 1 332 260 A (UNIV SOUTH CHINA SCIENCE & ENG [CN] INT EPODOC CAESAR ACCESSION NUMBER) 23 janvier 2002 (2002-01-23) * abrégé * * revendication 1 * -----	1-17	
A	GRASSI, J. ET AL: "The ablation casting process" MATERIALS SCIENCE FORUM , 618-619(LIGHT METALS TECHNOLOGY 2009), 591-594 CODEN: MSFOEP; ISSN: 0255-5476, juillet 2009 (2009-07), XP009133361 * le document en entier * -----	1-17	
A	FR 2 690 927 A1 (PECHINEY ALUMINIUM [FR]) 12 novembre 1993 (1993-11-12) * le document en entier * -----	1-17	
			DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHÉS (IPC)

Date d'achèvement de la recherche	Examinateur
10 mai 2010	Patton, Guy

CATÉGORIE DES DOCUMENTS CITÉS

X : particulièrement pertinent à lui seul
Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie
A : arrière-plan technologique
O : divulgation non-écrite
P : document intercalaire

T : théorie ou principe à la base de l'invention
E : document de brevet bénéficiant d'une date antérieure à la date de dépôt et qui n'a été publié qu'à cette date de dépôt ou qu'à une date postérieure.
D : cité dans la demande
L : cité pour d'autres raisons

& : membre de la même famille, document correspondant

2

EPO FORM 1503 12.99 (P04C14)

ANNEXE AU RAPPORT DE RECHERCHE PRÉLIMINAIRE RELATIF A LA DEMANDE DE BREVET FRANÇAIS NO. FR 0906218 FA 729962

La présente annexe indique les membres de la famille de brevets relatifs aux documents brevets cités dans le rapport de recherche préliminaire visé ci-dessus.
Les dits membres sont contenus au fichier informatique de l'Office européen des brevets à la date du 10-05-2010
Les renseignements fournis sont donnés à titre indicatif et n'engagent pas la responsabilité de l'Office européen des brevets, ni de l'Administration française

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
JP 7054088 A	28-02-1995	AUCUN	
US 2007102071 A1	10-05-2007	WO 2007097817 A2	30-08-2007
US 6368427 B1	09-04-2002	AT 334234 T	15-08-2006
		AU 3967501 A	30-05-2001
		CA 2380546 A1	25-05-2001
		DE 60029635 T2	19-07-2007
		EP 1244820 A1	02-10-2002
		ES 2263513 T3	16-12-2006
		MX PA02002543 A	14-10-2003
		WO 0136700 A1	25-05-2001
		US 2003068249 A1	10-04-2003
US 3857165 A	31-12-1974	AUCUN	
JP 6262719 A	20-09-1994	AUCUN	
GB 516423 A	02-01-1940	AUCUN	
GB 2169617 A	16-07-1986	CA 1242961 A1	11-10-1988
		US 4610733 A	09-09-1986
CN 1332260 A	23-01-2002	AUCUN	
FR 2690927 A1	12-11-1993	AUCUN	

EPO FORM P0465