(19) Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11) EP 0 259 232 B2

(12) **NOUVEAU FASCICULE DE BREVET EUROPEEN**

(45) Date de publication et mention de la décision concernant l'opposition:
28.01.1998 Bulletin 1998/05

(45) Mention de la délivrance du brevet:
26.06.1991 Bulletin 1991/26

(21) Numéro de dépôt: **87420190.8**

(22) Date de dépôt: **02.07.1987**

(51) Int Cl.[6]: **C22C 21/08**, C22F 1/05

(54) Alliage d'aluminium chaudronnable et soudable et son procédé de fabrication

Gut bearbeitbare und schweissbare Aluminiumlegierung und Verfahren zu ihrer Herstellung

Easily workable and weldable aluminium alloy, and process for its manufacture

(84) Etats contractants désignés:
AT BE CH DE ES FR GB GR IT LI LU NL SE

(30) Priorité: **07.07.1986 FR 8610028**

(43) Date de publication de la demande:
09.03.1988 Bulletin 1988/10

(73) Titulaire: **PECHINEY RHENALU**
92400 Courbevoie (FR)

(72) Inventeurs:
- **Constant, Didier**
  F-38120 St Egreve (FR)
- **Gutmann, Gilbert**
  F-68600 Algoshein (FR)

(74) Mandataire: **Séraphin, Léon et al**
PECHINEY
28, rue de Bonnel
69433 Lyon Cedex 03 (FR)

(56) Documents cités:
DE-A- 2 714 395
FR-A- 2 360 684
FR-A- 2 375 332
FR-A- 2 446 865
US-A- 3 149 001
US-A- 3 370 943
US-A- 4 082 578

- **Alloy Digest, Aluminum 6061, Engineering Alloys Digest Inc., Jan. 1973**
- **Aluminium-Taschenbuch, 14e édition 1983, p. 1043**
- **Aluminium-Taschenbuch, 14. Auflage (1983), S.131 und 493**
- **Altenpohl, Aluminium und Aluminiumlegierungen (1965), S. 754 - 770**
- **Journal of the Institute of Metals (1973) Vol. 101, Seite 172 - 175**
- **Zeitschrift für Metallkunde (1979) Band 70, S. 80 - 84**
- **Materials Science and Technology, April 1986, Vol.2, Seite 363 -367**
- **Acta Metallurgica (1979) Vol. 27, Seite 1401 - 1408**
- **Acta Metallurgica (1976) Vol. 24, Seite 1147 - 1153**

Remarques:

Le dossier contient des informations techniques présentées postérieurement au dépôt de la demande et ne figurant pas dans le présent fascicule.

EP 0 259 232 B2

Description

L'invention se rapporte à un alliage d'aluminium de chaudronnerie, soudable, contenant essentiellement du Si, du Mg et du Cu et à son procédé de fabrication.

Les alliages de la série 6000 selon la nomenclature de l'Aluminium Association ont été développés essentiellement sous forme de profilés, bien que certains de ces allaiges tel que le 6061 ou le 6082, se trouvent couramment sous forme de tôles ou bandes, destinées à l'emboutissage.

Des alliages entrant dans cette famille ont été décrits dans les brevets français FR-A-2 375 332 et FR-A 2 360 684. Ces alliages, moins chargés en magnésium que les alliages 6000 classiques, peu éloignées de la stoéchiométrie Mg_2Si, sont par contre beaucoup plus riches en silicium.

La demande de brevet FR 2 375 332 décrit un procédé dans lequel un alliage riche en Si est traité de façon à obtenir une fine précipitation sub-micronique (0,1 à 0,5 µm) de Si en sursaturation; cette taille est intermédiaire entre le phases eutectiques présentes dans l'alliage et celle des phases durcissantes habituellement observées dans les alliages Al-Si-Mg-Cu.

Cette précipitation de Si, si elle présente selon les auteurs un certain nombre d'avantages, a également quelques inconvénients.

En effet, les précipités au silicium trop importants réduisent les cappacités de déformation du matériau et de plus la résistance à la corrosion de l'alliage dans ses conditions d'emploi est affaiblie par leur présence.

La demande de brevet français FR 2 360 684 décrit un alliage Al-Si-Mg-Cu contenant au moins l'un des éléments inhibiteurs de recristallisation du groupe Mn, Cr, Zr.

Cependant, la présence de ces derniers éléments n'est pas favorable. Le Mn en particulier présente plusieurs inconvénients :

- il donne naissance à la solidification des composés intermétalliques à base de Fe, Mn, Si qui réduisent la capacité de déformation de l'alliage et peuvent initier des décohésions et ruptures, lors des opérations de mise en forme;
- il augmente la vitesse critique de trempe et limite donc les possibilités de traitements thermiques pour le produits épais;
- il confère à l'alliage un comportement à la corrosion assez médiocre;
- il n'est pas adapté aux homogénéisations de courte durée, telle que celles généralement obtenues dans des fours à passages.

Le Cr et le Zr ont des effets similaires à ceux du Mn.

Le problème que se pose à l'homme de l'art est donc l'obtention d'un alliage Al-Si-Mg-Cu emboutissable et soudable, exempt des inconvénients signalés ci-dessus et qui présente des propriétés mécaniques satisfaisantes à l'état durci, une bonne aptitude à la déformation à froid à l'état trempé, une bonne résistance à la corrosion et ce à la suite d'un traitement thermique simple, qui exclut la présence de toute précipitation de phase submicronique essentiellement constituée de Si.

Selon l'invention, l'alliage comprend (en % en poids) des teneurs en Si et Mg définies par le trapèze de coordonnées :

	Si	Mg
A)	0,5	0,1
B)	0,5	0,2
C)	1,3	0,5
D)	1,3	0,1
Cu 0,1 - 1,5		
Mn 0 - 0,15		
Fe 0 - 0,35		
autres chacun ≤ 0,05		
total autres ≤ 0,15		

reste Al et est exempt de précipités submicroniques essentiellement constitués de Si.

Au-dessous des valeurs minimales des éléments principaux (Si, Mg, Cu) les caractéristiques mécaniques désirées à l'état traité ne sont pas atteintes.

Pour Si ≧ 1,3 % le traitement thermique de mise en solution complète est difficile à appliquer industriellement, comme cela sera exposé ci-après.

Pour Mg ≧ 0,5 %, des difficultés lors de la transformation à chaud apparaissent (fragilisation) et l'aptitude à l'emboutissage est réduite.

On peut aussi observer que le rapport Si/Mg maximum (côté BC du trapèze) rest égal ou supérieur à 2.6 environ de manière à limiter au maximum la précipitation de Mg_2Si en cours de solidification. Ainsi, les fines précipitations Mg_2Si présentes dans l'alliage ne résultent que des traitments thermiques subis.

Pour Cu ≧ 0,5 %, la résistance à la corrosion ainsi que l'aptitude à l'emboutissage sont réduites.

Les éléments secondaires sont limités pour les raisons suivantes : Comme explicité ci-dessus, la présence de Mn n'est pas souhaitable; cependant elle a été admise jusqu'à 0,15 % maximum en raison des contaminations éventuelles en cet élément, dues au recyclage des déchets. Il est à noter que l'alliage ne comporte pas d'additions intentionnelles de Cr et/ou Zr.

Le Ti associé au B contrôle, comme cela est connu, la finesse de la cristallisation primaire des produits bruts de coulée (plaques, bandes, billettes, etc...) et permet des homogénéisations et mises en solution plus courtes, en particulier en ce qui concerne le traitement des produits plats (tôles, bandes). Les teneurs efficaces sont Ti < 0,1 % et B < 0,05 %. La teneur en Fe est limitée à 0,35 % pour éviter le formation de composés primaires grossiers contenant de Fe (type AlMnFeSi).

Une composition préférentielle de l'alliage suivant l'invention (% en poids) est la suivante : teneur en Si et Mg comprises dans le trapèze ayant pour sommet :

	Si	Mg
A"	0,65	0,18
B"	0,65	0,2
C"	0,95	0,28
D"	0,95	0,2
Cu = 0,10-0,25		
Mn ≤ 0,15		

les limites des autres éléments étant les mêmes.

Une autre composition préférentielle de l'alliage suivant l'invention correspond aux teneurs en Si et Mg, délimitées par le trapèze A'B'C'D' de la Fig.1 avec Cu : 0,1-0,25 et Mn ≦ 0,15, les limites des autres éléments étant les mêmes.

La gamme de fabrication des alliages suivant l'invention est définie dans la revendication 6.

Cependant, pour obtenir de bonnes propriétés de l'alliage, en particulier une finesse de grain inférieure à 80 µm en moyenne, ces opérations doivent être conduites dans des conditions assez étroites.

Ainsi, pour limiter le temps de mise en solution ultérieure, il est préférable de bien homogénéiser l'alliage en évitant de le brûler par fusion des phases eutectiques. Une homogénéisation à haute température entre 550°C et 570°C avec un temps de maintien de 6 à 24 h est souhaitable. L'homogénéisation est de préférence précédée d'une montée lente en température.

La transformation à chaud est effectuée par tout moyen connu (laminage, filage, forgeage, etc...) Cependant, celle-ci doit ensuite être conduite de façon à éviter des recristallisations grossières en cours d'opération.

Dans le cas des tôles et bandes, ces recristallisations à chaud grossières sont la source de lignes de déformations macroscopiques, visibles après emboutissage, donc rédhibitoires pour cette application.

De ce fait, la température de fin de transformation à chaud, pour éviter ces recristallisations, doit être impérativement entre 270° et 340° C.

Après transformation à froid éventuelle l'alliage est mis en solution complète. Celle-ci a lieu dans le domaine de température compris entre 540 et 580°C, de préférence entre 550 et 570°C, en visant la température de 560°C.

Compte tenu de l'absence volontaire d'éléments inhibiteurs de recristallisation (Mn,Cr,Zr), la montée en température avant mise en solution doit être rapide (V ≧ 10° C/sec) et la mise en solution de préférence exécutée soit dans un four à passage, soit dans un four de traitement tôle à tôle.

Le temps de traitement varie de quelques secondes à quelques minutes, sans pouvoir dépasser une heure. Les tôles et bandes ainsi obtenues présentent une bonne isotropie et une grosseur de grain moyenne ne dépassant pas 60 µm.

La trempe doit être rapide et dépend de l'épaisseur du produit. Pour les tôles et bandes, elle est généralement effectuée à l'air calme ou pulsé.

Après les opérations de mise en forme à froid ou d'assemblage telle que le soudage, les pièces subissent un revenu de durcissement, dans les conditons habituelles; le durcissement est dû à la précipitation de la phase Mg_2Si et de phases complexes AlCuMg, AlCuMg Si. Le revenu est typiquement effectué entre 8 à 12 h vers 165° C.

Il est à remarquer que dans certains cas, la cuisson de revêtements de surface tels que des vernis, bien que plus

courte, réalise ipso facto ce traitement.

L'invention sera mieux comprise à l'aide des exemples suivants illustrés par la figure 1 que représente le domaine de composition des éléments Si et Mg de l'alliage, et la figure 2 qui représente le domaine de mise en solution ou d'homogénéisation d'un alliage suivant l'invention, sur une coupe verticale du diagramme d'état Al, Mg, Si à 0,2 % Mg.

Sur la figure 2, on trouve en (1) la courbe solvus, en (2) la courbe solidus et en (3) le palier eutectique, qui se regroupent au point E.

La mise en solution (ou homogénéisation) doit être effectuée dans le domaine monophasé et en particulier dans les conditions de température représentées par le rectangle FGHI pour la plage générale et F'G'H'I' pour la plage préférentielle.

Il est évident, d'après ces courbes, que pour les teneurs en Si élevées, le traitement est délicat, puisqu'une faible variation par rapport à la température de consigne conduit soit à une précipitation de Si si la température baisse, soit à une "brûlure" du métal si la température monte.

Ce traitement thermique exige donc un outil industriel précis.

Exemple 1

Une plaque (1500x400 mm^2) de composition suivante (% en poids) : Si 0,90; Mg 0,30; Cu 0,20; Fe 0,25; Ti 0,03, a été coulée par le procédé classique en semi-continu. Cette plaque a été homogénéisée 10 h à 555°C (scalpée à 1500 x 420 mm^2) puis laminée à chaud jusqu'à 4 mm d'épaisseur avec finition entre 320 et 300° C. Les bobines ainsi obtenues ont été laminées à froid jusqu'à 1,25 mm d'épaisseur.

La mise en solution de celles-ci a été effectuée dans un four à passage à la vitesse de 20 m/mn, le temps de maintien à température de 560°C étant de l'ordre de 1 minute et la vitesse de montée en température de l'ordre de 25°C/sec.

Les caractéristiques mécaniques mesurées dans la direction du laminage, dans le sens travers et suivant la direction à 45° de la direction du laminage sont rassemblées dans le Tableau suivant :

Sens / CM	Long	45°	Travers
Rm (MPa)	235	233	232
Rp0,2 (MPa)	110	109	108
A %	25	29	27

Ces mesures montrent que le produit obtenu est relativement homogène et isotrope.

L'anisotropie a été estimée en réalisant des godets et en mesurant le taux des cornes suivant la norme AFNOR NF-A-50-301. Cette valeur est égale à 7 %. La grosseur de grain mesurée par métallographie est de 40 µm.

Des tôles découpées dans le métal mis en solution ont été parachevées par mise en forme de parties de carrosserie automobile, dans ce cas un capot avant.

Après emboutissage, celui-ci a été revêtu d'un revêtement protection (peinture) avant de subir une cuisson de 1,5 h à 180°C.

Les caractéristiques mécaniques obtenues en fonction du taux d'écrouissage local sont les suivantes :

Taux d'écrouissage (%)	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A %
0	225	285	15
5	250	290	10
10	265	295	8

Exemple 2

Une tôle de même composition que celle de l'exemple 1 a été soudée à une autre tôle de même composition par soudure par point, dans les conditions suivantes :

Electrode en "Mallory 328" de forme tronconique avec angle au sommet de 60° et diamètre de pastille Ø 5,5 mm.

Force d'appui : 400 kg
Intensité : 27 000 A
Fréquence : 2 Hz.

L'assemblage a été ensuite porté, en étuve, à 165°C pendant 10 h.
La résistance au cisaillement des joints soudés ainsi obtenus est de l'ordre de 280 MPa.
On peut constater les bonnes propriétés obtenues après soudage et revenu.

L'alliage suivant l'invention présente les avantages suivants :
Cet alliage est livré à l'état T4 aux transformateurs.
A cet état, l'alliage est ductile et se prête bien à la déformation, sa maturation à la température ambiante étant très faible.
La pièce déformée à froid acquiert de meilleures caractéristiques de résistance par écrouissage, au moins localement dans les zones les plus déformées; l'adoucissement dû au recuit lors de l'opération de soudage est partiellement compensé par le durcissement structural lors du revenu final (T6).

Pour obtenir l'état le plus ductile, le métal ne subit après trempe que les opérations de finition (telles que dressage, planage, etc...) strictement nécessaires.

Les alliages selon l'invention sont principalement utilisés dans les domaines de la carrosserie automobile et du boîtage.

Revendications

1. Alliage d'aluminium chaudronnable et soudable caractérisé en ce qu'il contient (en poids %) des teneurs en Si et Mg délimitées par le trapèze ABCD dont les coordonnées sont :

	Si	Mg
A	0,5	0,1
B	0,5	0,2
C	1,3	0,5
D	1,3	0,1
Cu 0,10-0,5		
Mn 0-0,15		
Fe 0-0,35		
Autres chacun ≤ 0,05		
Total autres ≤ 0,15		
Reste: Al.		

et en ce qu'il est exempt de précipités submicroniques essentiellement constitués de Si.

2. Alliage suivant la revendication 1, caractérisé en ce qu'il contient (en poids %) des teneurs en Si et Mg délimitées par le trapèze A"B"C"D" dont les coordonnées sont :

	Si	Mg
A"	0,65	0,18
B"	0,65	0,2
C"	0,95	0,28
D"	0,95	0,2
Cu 0,1 - 0,25		
Mn ≤ 0,15.		

3. Alliage suivant la revendication 1, caractérisé en ce qu'il contient (en poids %) des teneurs en Si et Mg délimitées par le trapèze A'B'C'D' représenté sur la figure 1, avec Cu 0.1 - 0.25.

4. Alliage suivant l'une des revendications 1 à 3 caractérisé en ce que la grosseur de grain moyenne est inférieure à 80 μm.

5. Alliage suivant l'une des revendications 1 à 4 caractérisé en ce que la grosseur de grain moyenne est inférieure à 60 µm.

6. Procédé d'obtention des produits selon l'une des revendications 1 à 5, comprenant la coulée continue ou semi-continue d'ébauches, une homogénéisation éventuelle, une transformation à chaud, une transformation à froid éventuelle, une mise en solution effectuée dans le domaine monophasé, une trempe, une mise en forme à froid et enfin un revenu caractérisé en ce que la transformation à chaud finale a lieu entre 270 et 340°C.

7. Procédé selon la revendication 6, caractérisé en ce que l'homogénéisation ou la mise en solution complète sont conduites entre 540 et 580°C.

8. Procédé selon la revendication 7, caractérisé en ce que l'homogénéisation ou la mise en solution ont lieu entre 550 et 570°C.

9. Procédé selon l'une des revendications 7 ou 8, caractérisé en ce que la mise en solution est précédée d'une montée en température à une vitesse supérieure à 10°C/sec.

Claims

1. A weldable aluminium alloy which can be worked in sheet form characterised in that it contains (in percent weight) proportion of Si and Mg which are delimited by the trapezium ABCD whose co-ordinates are as follow:

	Si	Mg
A	0.5	0.1
B	0.5	0.2
C	1.3	0.5
D	1.3	0.1
Cu 0.10 - 0.5		
Mn 0 - 0.15		
Fe 0 - 0.35		
others each ≤ 0.05		
total others ≤ 0.15		
balance Al.		

and in that it is free from submicron precipitates consisting mainly of silicon.

2. An alloy according to claim 1 characterised in that it contains (in percent by weight) proportons of Si and Mg which are delimited by the trapezium A" B" C" D" whose co-ordinates are as follows:

	Si	Mg
A"	0.65	0.18
B"	0.65	0.2
C"	0.95	0.28
D"	0.95	0.2
Cu 0.1 - 0.25		
Mn ≤ 0.15.		

3. An alloy according to claim 1 characterised in that it contains (in percent by weight) proportions of Si and Mg which are delimited by the trapezium A'B'C'D' represented in Figure 1, with Cu 0.1 - 0.25.

4. An alloy according to one of claims 1 to 3 characterised in that the mean grain size is smaller than 80 µm.

5. An alloy according to one of claims 1 to 4 characterised in that the mean grain size is smaller than 60 µm.

6. A process for producing the products according to one of claims 1 to 5 comprising continuous or semi-continuous casting of blanks, an optional homogenisation operation, a hot transformation operation, an optional cold transformation operation, a solution treatment carried out in the single-phase range, a quenching operation, a cold shaping operation and finally an artificial ageing operation characterised in that the final hot transformation operation takes place at between 270 and 340°C.

7. A process according to claim 6 characterised in that homogenisation or complete solution treatment are carried out at between 540 and 580°C.

8. A process according to claim 7 characterised in that homogenisation or solution treatment are carried out at between 550 and 570°C.

9. A process according to one of claim 7 and 8 characterised in that the solution treatment is preceded by a rise in temperature at a rate of higher than 10°C second.

Patentansprüche

1. Tiefziehbare und schweißbare Aluminiumlegierung,
dadurch **gekennzeichnet**,
daß sie (in Gew.%) Si- und Mg-Gehalte, die durch das Trapez ABCD begrenzt sind, dessen Koordinaten sind:

	Si	Mg
A	0,5	0,1
B	0,5	0,2
C	1,3	0,5
D	1,3	0,1
Cu 0,10 - 0,5		
Mn 0 - 0,15		
Fe 0 - 0,35		
Sonstige je ≤ 0,05		
Sonstige gesamt ≤ 0,15		
Rest: Al enthält.		

und dass sie ist frei von submikronen, wesentlich aus Silizium gebildeten Ausscheidungen.

2. Legierung nach dem Anspruch 1,
dadurch gekennzeichnet,
daß sie (in Gew.%) Si- und Mg-Gehalte, die durch das Trapez A"B"C"D" begrenzt sind, dessen Koordinaten sind:

	Si	Mg
A"	0,65	0,18
B"	0,65	0,2
C"	0,95	0,28
D"	0,95	0,2
Cu 0,1 - 0,25		
Mn ≤ 0,15 enthält.		

3. Legierung nach dem Anspruch 1,
dadurch gekennzeichnet,
daß sie (in Gew.%) Si und Mg-Gehalte, die durch das in der Figur 1 dargestellte Trapez A'B'C'D' begrenzt sind, sowie Cu 0.1 - 0.25 enthält.

4. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3,
dadurch gekennzeichnet,

daß die mittlere Korngröße unter 80 µm ist.

5. Legierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4,
dadurch gekennzeichnet,
daß die mittlere Korngröße unter 60 µm ist.

6. Verfahren zur Herstellung der Erzeugnisse nach einem der Ansprüche 1 bis 5, das den Strangguß oder halbkontinuierlichen Guß von Rohlingen, eine eventuelle Homogenisierung, eine Warmverformung, eine eventuelle Kaltverformung, ein im einphasigen Bereich erfolgtes Lösungsglühen, ein Abschrecken, eine Kaltformgebung und schließlich ein Anlassen umfaßt,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Endwarmverformung zwischen 270 und 340 °C stattfindet.

7. Verfahren nach dem Anspruch 6,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Homogenisierung oder das vollständige Lösungsglühen zwischen 540 und 580 °C durchgeführt werden.

8. Verfahren nach dem Anspruch 7,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Homogenisierung oder das Lösungsglühen zwischen 550 und 570 °C stattfinden,

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 7 oder 8,
dadurch gekennzeichnet,
daß dem Lösungsglühen ein Temperaturanstieg mit einer Geschwindigkeit über 10 ° Cs vorausgeht

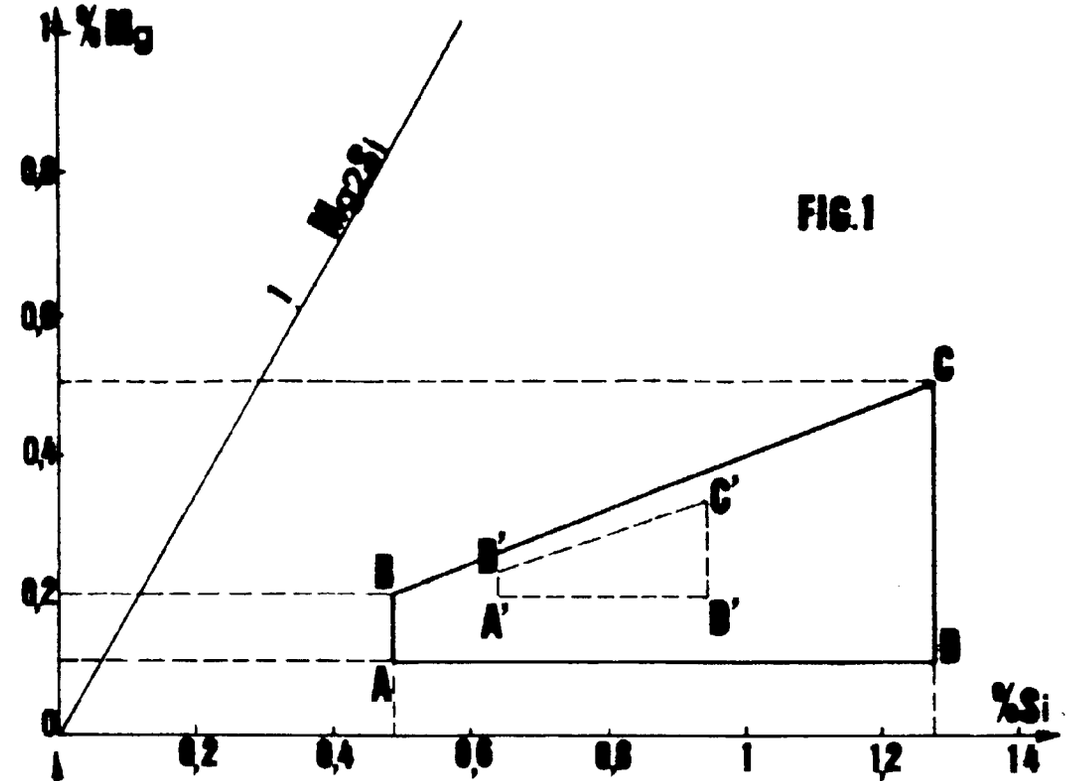

% Mg
1
Mg2Si
C
C'
B
B'
A'
B'
A
%Si
0,2
0,4
0,6
0,8
1
1,2
1,4

FIG.1

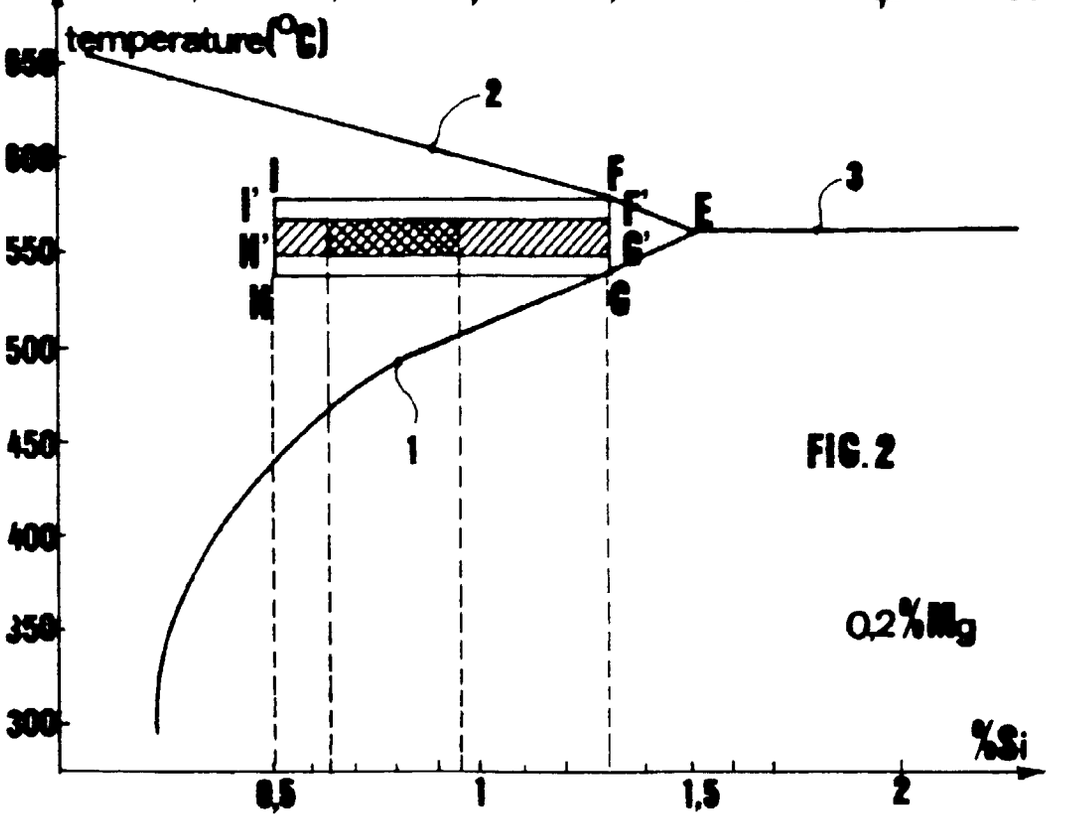

temperature(°C)
2
3
I
I'
F
F'
E
M'
G'
M
G
1
0,2% Mg
%Si
0,5
1
1,5
2

FIG.2