



(12) **DEMANDE DE BREVET EUROPEEN**

(43) Date de publication:
09.06.2004 Bulletin 2004/24

(51) Int Cl.7: **C22C 38/02**, C22C 38/04,
C22C 38/42, C22C 38/44,
B22D 17/00, C22C 38/46

(21) Numéro de dépôt: **03292975.4**

(22) Date de dépôt: **28.11.2003**

(84) Etats contractants désignés:
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR
HU IE IT LI LU MC NL PT RO SE SI SK TR**
Etats d'extension désignés:
AL LT LV MK

(72) Inventeur: **Robelet, Marc**
57190 Florange (FR)

(74) Mandataire: **Neyret, Daniel et al**
c/o Cabinet Lavoix,
2, Place d'Estienne d'Orves
75441 Paris Cedex 09 (FR)

(30) Priorité: **05.12.2002 FR 0215380**

(71) Demandeur: **Ascometal**
92400 Courbevoie (FR)

(54) **Acier pour construction mécanique, procédé de mise en forme à chaud d'une pièce de cet acier, et pièce ainsi obtenue**

(57) L'invention concerne un acier pour construction mécanique, caractérisé en ce que sa composition est, en pourcentages pondéraux : $0,35\% \leq C \leq 1,2\%$; $0,10\% \leq Mn \leq 2,0\%$; $0,10\% \leq Si \leq 3,0\%$; traces $\leq Cr \leq 4,5\%$; traces $\leq Mo \leq 2,0\%$; traces $\leq Ni \leq 4,5\%$; traces $\leq V \leq 0,5\%$; traces $\leq Cu \leq 3,5\%$ avec $Cu \leq Ni\% + 0,6 Si\%$ si $Cu \geq 0,5\%$; traces $\leq P \leq 0,200\%$, traces $\leq Bi \leq 0,200\%$, traces $\leq Sn \leq 0,150\%$, traces $\leq As \leq 0,100\%$, traces $\leq Sb \leq 0,150\%$, avec $0,050\% \leq P\% + Bi\% + Sn\% + As\% + Sb\% \leq 0,200\%$, traces $\leq Al \leq 0,060\%$; traces $\leq Ca \leq 0,050\%$; traces $\leq B \leq 0,01\%$; traces $\leq S \leq 0,200\%$; traces $\leq Te \leq 0,020\%$; traces $\leq Se \leq 0,040\%$; traces $\leq Pb \leq 0,070\%$; traces $\leq Nb \leq 0,050\%$; traces $\leq Ti \leq 0,050\%$; le reste étant du fer et des impuretés résultant de l'élaboration.

L'invention concerne aussi un procédé de mise en forme à chaud d'une pièce d'acier, caractérisé en ce que :

- on se procure un lopin d'acier de la composition précédente;
- on réchauffe le lopin à une température comprise entre le solidus et le liquidus afin d'obtenir une phase liquide et une phase solide globulaire, et on réalise un thixoforgeage dudit lopin pour obtenir ladite pièce ;
- et on effectue un refroidissement de ladite pièce.

L'invention concerne enfin une pièce en acier thixoforgée, caractérisée en ce qu'elle a été fabriquée par le procédé précédent.

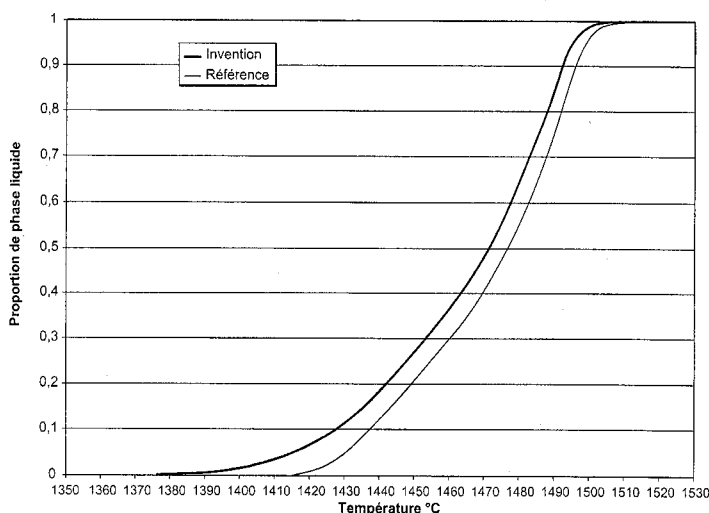


FIG.1

Description

[0001] L'invention concerne la sidérurgie, et plus précisément, la fabrication de pièces en acier pouvant être, notamment, utilisées en construction mécanique et mises en forme par le procédé appelé « thixoforgeage ».

[0002] Le thixoforgeage appartient à la catégorie des procédés de mise en forme des métaux à l'état semi-solide.

[0003] Ce procédé consiste à réaliser une déformation importante sur un lopin chauffé entre le solidus et le liquidus.

[0004] Les aciers utilisés pour ce procédé sont ceux classiquement utilisés pour la forge à chaud, auxquels on fait si nécessaire préalablement subir une opération métallurgique consistant à globuliser la structure primaire classiquement dendritique. En effet, cette structure primaire dendritique n'est pas adaptée aux opérations de thixoforgeage. Au cours du chauffage jusqu'à des températures comprises entre le solidus et le liquidus, la micro-ségrégation existant entre les dendrites et les espaces inter-dendritiques va entraîner la fusion de l'acier préférentiellement dans ces espaces inter-dendritiques. Lors de l'opération de mise en forme de cet enchevêtrement de liquide et de solide, la phase liquide va dans un premier temps être éjectée lors du début de l'application de l'effort. Il faudra donc déformer la phase solide et un résidu de liquide en grande partie séparé de la phase solide, ce qui entraînera une augmentation des efforts. Pour une opération de déformation dans ces conditions le résultat obtenu est mauvais : ségrégations importantes, défauts internes.

[0005] En revanche, lorsque le thixoforgeage est effectué sur un acier à structure globulaire porté à l'état semi-solide par un chauffage à une température comprise entre le liquidus et le solidus, les particules globulaires solides sont réparties de façon uniforme dans la phase liquide. En optimisant le choix de la proportion solide/liquide, on peut obtenir un matériau présentant une vitesse de déformation élevée sous l'effet d'une importante contrainte de cisaillement. Il présente donc une très haute déformabilité.

[0006] Il est cependant possible, dans certains cas, d'obtenir la structure globulaire désirée au cours du chauffage préalable au thixoforgeage, sans avoir recours à une opération de globulisation de la structure primaire séparée. C'est le cas, notamment, lorsqu'on opère sur des lopins issus de barres laminées provenant de blooms de coulée continue ou de lingots. Les multiples réchauffages et les déformations importantes subies par l'acier ont alors conduit à une structure très imbriquée et diffuse où une structure primaire est pratiquement impossible à révéler. Elle permet d'obtenir une structure globulaire de la phase solide pendant le chauffage préalable au thixoforgeage.

[0007] Le thixoforgeage permet ainsi, par rapport aux procédés classiques de forgeage à chaud, de réaliser en une seule opération de déformation des pièces de géométrie complexe pouvant présenter des parois minces (1mm ou moins), et ce avec de très faibles efforts de mise en forme. En effet, sous l'action d'efforts externes, les aciers adaptés pour une opération de thixoforgeage se comportent comme des fluides visqueux.

[0008] Pour les aciers de construction mécanique, dont la teneur en carbone peut varier de 0,2% à 1,1%, la température de chauffage nécessaire à la déformation par le procédé de thixoforgeage est, par exemple, de $1430^{\circ}\text{C} + 50^{\circ}\text{C} = 1480^{\circ}\text{C}$ pour une nuance C38 (température de solidus mesurée + 50°C pour obtenir le bon rapport phase liquide/phase solide nécessaire à la déformation) et de $1315^{\circ}\text{C} + 50^{\circ}\text{C} = 1365^{\circ}\text{C}$ pour une nuance 100Cr6.

[0009] La température de chauffage et la quantité de phase liquide formée sont des paramètres importants du procédé de thixoforgeage. La facilité d'obtention de la « bonne » température et l'intervalle de dispersion envisageable autour de cette température pour limiter les variations de la quantité de phase liquide dépendent de l'intervalle de solidification. Plus cet intervalle est grand plus il est facile de régler les paramètres de chauffage.

[0010] Par exemple, cet intervalle de solidification est de 110°C pour une nuance C38, et de 172°C pour la nuance 100Cr6. Il est donc beaucoup plus facile de travailler avec cette dernière nuance qui présente une température de solidus basse : 1315°C , et un grand intervalle de solidification : 172°C .

[0011] Les températures de mise en forme très élevées, les vitesses de déformation importantes qui sont utilisées dans le procédé de thixoforgeage, conduisent à solliciter thermiquement les outils de déformation dans des conditions fréquemment extrêmes. Ceci conduit à utiliser pour ces outillages des alliages avec de très hautes caractéristiques mécaniques à chaud, ou des matériaux céramiques. Les difficultés de réalisation de certaines géométries ou d'outils (inserts) de volumes importants et les coûts de réalisation de ceux-ci peuvent freiner le développement du procédé de thixoforgeage.

[0012] Le but de l'invention est de proposer de nouvelles nuances d'acier mieux adaptées au thixoforgeage que celles classiquement utilisées, en ce qu'elles permettraient de réduire les sollicitations des outils de déformation. Ces nouvelles nuances ne devraient pas, par ailleurs, dégrader les propriétés mécaniques des pièces obtenues.

[0013] A cet effet, l'invention a pour objet un acier pour construction mécanique, caractérisé en ce que sa composition est, en pourcentages pondéraux :

- $0,35\% \leq \text{C} \leq 1,2\%$
- $0,10\% \leq \text{Mn} \leq 2,0\%$
- $0,10\% \leq \text{Si} \leq 3,0\%$
- $\text{traces} \leq \text{Cr} \leq 4,5\%$

- traces $\leq$ Mo $\leq$ 2,0%
- traces $\leq$ Ni $\leq$ 4,5%
- traces $\leq$ V $\leq$ 0,5%
- traces $\leq$ Cu $\leq$ 3,5% avec Cu $\leq$ Ni% + 0,6 Si% si Cu $\geq$ 0,5%
- 5 - traces $\leq$ P $\leq$ 0,200, traces $\leq$ Bi $\leq$ 0,200%, traces $\leq$ Sn $\leq$ 0,150%, traces $\leq$ As $\leq$ 0,100%, traces $\leq$ Sb $\leq$ 0,150%, avec 0,050% $\leq$ P% + Bi % + Sn% + As% + Sb% $\leq$ 0,200%,
- traces $\leq$ Al $\leq$ 0,060%
- traces $\leq$ Ca $\leq$ 0,050%
- traces $\leq$ B $\leq$ 0,01 %
- 10 - traces $\leq$ S $\leq$ 0,0200%
- traces $\leq$ Te $\leq$ 0,020%
- traces $\leq$ Se $\leq$ 0,040%
- traces $\leq$ Pb $\leq$ 0,070%
- traces $\leq$ Nb $\leq$ 0,050%
- 15 - traces $\leq$ Ti $\leq$ 0,050%

le reste étant du fer et des impuretés résultant de l'élaboration.

[0014] Selon une variante de l'invention, sa teneur en Si est comprise entre 0,10% et 1,0%.

[0015] Le rapport Mn%/Si% est de préférence supérieur ou égal à 0,4.

20 **[0016]** L'invention a également pour objet un procédé de mise en forme à chaud d'une pièce d'acier, caractérisé en ce que :

- on se procure un lopin d'acier de la composition précédente ;
- on lui applique éventuellement un traitement thermique lui procurant une structure primaire globulaire ;
- 25 - on le réchauffe à une température intermédiaire entre sa température de solidus et sa température de liquidus, dans des conditions telles que la fraction solide présente une structure globulaire ;
- on réalise un thixoforgeage dudit lopin pour obtenir ladite pièce ;
- et on effectue un refroidissement de ladite pièce.

30 **[0017]** Ledit thixoforgeage a lieu de préférence dans une zone de températures où la fraction de matière liquide présente dans le lopin est comprise entre 10 et 40%.

[0018] Ledit refroidissement est de préférence effectué à l'air calme.

[0019] Ledit refroidissement peut être effectué à une vitesse inférieure à celle que procurerait un refroidissement naturel à l'air.

35 **[0020]** L'invention a également pour objet une pièce en acier thixoforgée, caractérisée en ce qu'elle a été fabriquée par le procédé précédent.

[0021] Comme on l'aura compris, l'invention consiste essentiellement à rajouter à un acier pour construction mécanique de composition habituelle un ou des éléments choisis parmi le phosphore, le bismuth, l'étain, l'arsenic et l'antimoine, voire également du silicium, dans des proportions définies. Ces modifications analytiques rendent l'acier particulièrement bien adapté à la mise en forme de la pièce qu'il constitue par le procédé de thixoforgeage.

40 **[0022]** L'invention sera mieux comprise à la lecture de la description qui suit, donnée en référence à la figure 1 annexée qui montre la proportion de phase liquide dans l'acier en fonction de la température pour un acier de référence et pour un acier selon l'invention et à la figure 2 qui montre la même grandeur pour un autre couple acier de référence / acier selon l'invention.

45 **[0023]** Pour diminuer les sollicitations des outils lors du thixoforgeage et rendre celui-ci plus facile, l'homme du métier dispose d'une première solution qui consiste, comme on l'a dit, à abaisser les températures de travail grâce à un ajout de carbone. Cette solution permet d'abaisser les températures de liquidus et de solidus. Elle présente cependant l'inconvénient d'influer sensiblement sur les propriétés mécaniques de l'acier.

[0024] Les inventeurs ont imaginé qu'un effet bénéfique sur les sollicitations pouvait être obtenu par l'ajout d'éléments présentant une forte tendance à la ségrégation aux joints de grains. Cette forte ségrégation n'est habituellement pas recherchée. En effet, la fusion de telles zones ségréguées à une température plus basse que le solidus, généralement appelée température de brûlure, est néfaste aux opérations de formage à chaud classiques : laminage et forgeage.

50 **[0025]** Pour une température de forgeage ou de laminage donnée, inférieure à la température de solidus pour la matrice du métal à déformer, la présence de zones liquides dues à des éléments ségrégeants à bas points de fusion, même avec de très faibles volumes (quelques %), aux joints de grains solides, vont conduire à la désagrégation de la matière mise en forme : c'est la partie solide qui pilote les mécanismes de déformation pour ces procédés de mise en forme, et les efforts nécessaires à la mise en forme conduisent à des ruptures de matière (totales ou partielles) néfastes à la réalisation du produit et à ses propriétés. Dans le cas où la phase liquide est supérieure à 10%, ce qui est le cas

dans le thixoforgeage, le matériau est biphasé, ce qui entraîne un comportement très différent lors de la déformation : les particules solides sont incluses dans du liquide et s'il existe des contacts (appelés ponts) entre les particules solides, les efforts très faibles nécessaires à leurs ruptures ne sont pas des causes de ruine du matériau.

[0026] Dans le cas du thixoforgeage où la température de brûlure est largement dépassée, la fusion des zones ségréguées crée des poches liquides qui favorisent et accélèrent la formation de phase liquide au sein de l'acier. On a donc intérêt à la favoriser.

[0027] On peut ainsi obtenir la quantité de phase liquide nécessaire au bon déroulement du thixoforgeage à une température inférieure à celle habituellement nécessaire lorsqu'on ne procède pas à l'ajout d'au moins un des éléments phosphore, bismuth, étain, arsenic ou antimoine lorsque la somme des teneurs en ces éléments est d'au moins 0,050%.

[0028] La somme des éléments phosphore, bismuth, étain, arsenic et antimoine ne doit pas dépasser 0,200% pour éviter les problèmes précités ors du laminage à chaud ou du forgeage permettant d'obtenir le lopin destiné à subir le thixoforgeage.

[0029] Bien entendu, en cas d'addition d'arsenic lors de l'élaboration du métal liquide, toutes les précautions nécessaires doivent être prises pour que les vapeurs toxiques dégagées soient captées de manière à ne pas intoxiquer le personnel de l'aciérie. Dans les faits, la présence d'arsenic résulte le plus souvent de l'addition de cuivre ou d'étain, que l'arsenic accompagne généralement à titre d'impureté. Comme l'arsenic est un élément très fortement ségrégeant, il est nécessaire de le prendre en compte pour s'assurer qu'en conjugaison avec les autres éléments ségrégeants, il ne conduise pas aux effets néfastes à la transformation à chaud qui ont été cités.

[0030] La teneur en carbone des aciers selon l'invention peut varier entre 0,35% et 1,2%. A cette condition, on peut obtenir des structures métallurgiques, des propriétés mécaniques et des propriétés d'usage désirables pour des pièces d'acier thixoforgées utilisables en construction mécanique. La teneur en carbone doit être choisie en fonction de l'utilisation envisagée.

[0031] La teneur en silicium des aciers de l'invention peut varier typiquement entre 0,10 et 1,0%, mais peut aller jusqu'à 3,0% si on recherche un effet particulièrement accentué de l'addition d'éléments ségrégeants et si le coût de l'addition massive de silicium ne paraît pas rédhibitoire au fabricant. Comme le carbone, le silicium permet d'abaisser les températures de solidus et de liquidus et d'élargir l'intervalle de solidification. Il a aussi un effet synergétique sur la ségrégation des autres éléments. Il permet également d'améliorer la fluidité du métal.

[0032] La teneur en manganèse peut être comprise entre 0,10 et 2,0%. Elle doit être ajustée en fonction des propriétés mécaniques requises, en liaison avec les teneurs en carbone et silicium. Elle influe relativement peu sur les températures de liquidus et de solidus. Mais, si la fluidité est élevée à cause d'une forte teneur en silicium (par exemple 1% ou davantage), une teneur en manganèse trop faible procure au métal des propriétés mécaniques insuffisantes au cours du refroidissement lors de la coulée continue, d'où un risque d'apparition de fissures. De telles fissures peuvent également apparaître, pour les mêmes raisons, lors du refroidissement suivant le thixoforgeage, d'autant plus que les fortes variations d'épaisseur de la pièce conduisent à des écarts notables sur les vitesses de refroidissement locales. On crée ainsi des contraintes susceptibles de favoriser l'apparition de fissures si les propriétés mécaniques de l'acier sont insuffisantes. Pour ces raisons, il est préférable que le rapport Mn%/Si% soit supérieur ou égal à 0,4.

[0033] La teneur en chrome peut être comprise entre des traces et 4,5%.

[0034] La teneur en molybdène peut être comprise entre des traces et 2,0%.

[0035] La teneur en nickel peut être comprise entre des traces et 4,5%.

[0036] Le réglage des teneurs en chrome, molybdène et nickel permet d'assurer les propriétés mécaniques des pièces réalisées : résistance à la rupture, limite d'élasticité et résilience.

[0037] La teneur en vanadium est comprise entre des traces et 0,5%.

[0038] Pour certaines applications où la résilience n'est pas importante, cet élément permet d'obtenir des aciers à très hautes caractéristiques mécaniques pouvant se substituer à des aciers riches en chrome et/ou molybdène et/ou nickel, plus coûteux.

[0039] La teneur en cuivre peut être comprise entre des traces et 3,5%. Cet élément permet d'augmenter les caractéristiques mécaniques, d'améliorer la tenue à la corrosion et de baisser la température de solidus. Il faut noter que si le cuivre est présent en quantités élevées (0,5% et davantage), il faut que le nickel et/ou le silicium soient présents en quantités suffisantes pour éviter des problèmes au laminage à chaud ou au forgeage. On considère que si $Cu\% \geq 0,5\%$, il faut que $Cu\% \leq Ni\% + 0,6 Si\%$.

[0040] En ce qui concerne les éléments ségrégeants dont la présence est typique de l'invention, la somme des teneurs en phosphore, bismuth, étain, arsenic et antimoine doit être d'au moins 0,050% et ne doit pas dépasser 0,200%. Ces éléments peuvent être présents seuls ou en combinaison. S'ils sont seuls (c'est à dire que les autres éléments de la liste ne sont présents qu'à l'état de traces), il doit donc y avoir au moins 0,050% de phosphore, ou 0,050% de bismuth, ou 0,050% d'étain, ou 0,050% d'arsenic ou 0,050% d'antimoine.

[0041] Les teneurs en aluminium et calcium, éléments désoxydants, sont comprises entre des traces et respectivement 0,060% pour l'aluminium, 0,0050% pour le calcium.

[0042] Le bore, élément trempant, a sa teneur comprise entre des traces et 0,010%.

EP 1 426 460 A1

[0043] La teneur en soufre est comprise entre des traces et 0,200%. Une teneur élevée favorise l'usinabilité du métal, en particulier si on lui adjoint des éléments tels que le tellure (jusqu'à 0,020%), le sélénium (jusqu'à 0,040%) et le plomb (jusqu'à 0,070%). Ces éléments d'usinabilité n'ont que peu d'influence sur les températures de solidus et liquidus. Lorsque du soufre est ajouté en quantités notables, il est bon d'avoir un rapport Mn%/S% d'au moins 4 pour que le laminage à chaud s'effectue sans formation de défauts.

[0044] Le niobium et le titane, lorsqu'ils sont ajoutés, permettent de maîtriser la taille des grains. Leurs teneurs maximales admissibles sont 0,050%.

[0045] Des exemples de compositions d'acier selon l'invention, et d'aciers de référence utilisables avec profit pour fabriquer des pièces thixoforgées sont donnés dans le tableau 1, conjointement avec les caractéristiques mécaniques Re (limite élastique) et Rm (résistance à la traction) obtenues sur les pièces thixoforgées après refroidissement à l'air calme. Les pourcentages sont pondéraux et exprimés en 10⁻³%, Re et Rm sont exprimées en MPa.

Tableau 1 :

Compositions d'échantillons d'aciers selon l'invention et d'aciers de référence (en 10 ⁻³ %) et leurs caractéristiques mécaniques (en MPa).													
N°	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	Cu	S	Al	P	Re	Rm
1	502	1391	200	164	<5	152	<5	194	315	<0,3	15	423	773
2	493	1451	990	156	<5	152	2	201	302	1	26	510	852
3	505	1420	256	166	<5	159	<5	196	287	3	55	455	856
4	526	1478	255	156	<5	150	<5	200	315	2	97	482	866
5	508	1425	220	164	<5	155	121	203	306	7	58	583	877
6	500	1209	279	153	<5	155	7	204	83	21	99	484	871
7	508	1178	202	108	<5	158	6	204	70	25	187	528	885
8	496	1454	945	156	<5	158	<5	202	291	<0,3	55	498	877

[0046] Dans ces exemples, les aciers de l'invention (n° 3 à 8) ont subi un ajout de phosphore portant la teneur en cet élément entre 0,050 et 0,200%. Par rapport aux deux aciers de référence à basse teneur en phosphore (0,015 et 0,026%), on ne note pas de détérioration des propriétés mécaniques.

[0047] Le tableau 2 montre la composition d'un acier de référence et d'un acier selon l'invention qui lui est comparable, à ceci près qu'on y a introduit du phosphore et un peu plus de silicium.

Tableau 2 :

Compositions d'échantillons d'un acier de référence et d'un acier selon l'invention (en 10 ⁻³ %)												
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	V	P	S	Al	
référence	392	1383	523	193	29	87	118	88	8	56	25	
invention	396	1405	620	158	21	85	151	89	96	85	2	

[0048] La figure 1 représente le rapport phase liquide/phase solide dans ces aciers en fonction de la température. Pour l'acier de référence, la température de solidus mesurée est de 1415°C alors qu'elle est de 1375°C pour l'acier de l'invention. Les températures de liquidus mesurées sont respectivement de 1525 et 1520°C. L'addition de phosphore et de silicium a donc joué notablement sur la température de solidus uniquement, mais cela a suffi pour élargir sensiblement (de 35°C) l'intervalle de solidification. Il faut également remarquer que l'intervalle de température dans lequel la fraction liquide de l'acier est comprise entre 10 et 40% et qui est habituellement considéré comme le plus favorable au thixoforgeage, est :

- pour l'acier de référence, de 1437 à 1468°C ;
- pour l'acier de l'invention, de 1427 à 1463°C.

[0049] On observe donc un abaissement de l'ordre de 5 à 10°C de cet intervalle, et un élargissement de 5°C de son ampleur, toutes choses qui vont dans le sens d'une moindre sollicitation des outils lors du thixoforgeage, et d'une plus grande facilité d'obtention de conditions favorables au bon déroulement de l'opération. Cet effet serait accentué si on

augmentait la quantité de phosphore ajoutée, ou si on ajoutait également d'autres éléments ségrégeants dans les limites qui ont été dites.

[0050] Le tableau 3 montre la composition d'un acier de référence et d'un acier selon l'invention qui lui est comparable, à ceci près qu'on y a introduit du phosphore, du silicium, du manganèse (pour compenser l'ajout de silicium, de manière à conserver un rapport Mn%/Si% convenable) et du soufre.

Tableau 3 :

Compositions d'échantillons d'un acier de référence et d'un acier selon l'invention (en 10 ⁻³ %)										
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	P	S	Al
référence	0,377	0,825	0,19	0,167	0,039	0,113	0,143	0,007	0,009	0,022
invention	0,396	1,405	0,62	0,158	0,021	0,085	0,151	0,095	0,085	0,002

[0051] La figure 2 représente le rapport phase liquide / phase solide dans ces aciers en fonction de la température. Pour l'acier de référence, la température de solidus mesurée est de 1430°C, alors qu'elle est de 1378°C pour l'acier de l'invention. Les températures de liquidus mesurées sont respectivement de 1528°C et 1521°C. L'intervalle de solidification a donc été élargi de 45°C. L'intervalle de température dans lequel la fraction solide de l'acier est comprise entre 10 et 40% est :

- pour l'acier de référence, de 1470 à 1494°C,
- pour l'acier de l'invention, de 1428 à 1464°C.

[0052] On observe donc un abaissement de l'ordre de 30 à 42°C de cet intervalle et une augmentation de 12°C de son ampleur.

[0053] A propos de la détermination des températures de solidus et de liquidus à prendre en compte pour la mise en oeuvre de l'invention, il faut remarquer qu'elles peuvent ne pas toujours coïncider avec celles que l'on calcule à partir de la composition de l'acier à l'aide des formules disponibles classiquement dans la littérature. En effet, ces formules sont valables dans le cas d'un passage de l'acier liquide à l'acier solide lors d'une solidification et d'un refroidissement de l'acier et pour des vitesses de refroidissement de quelques degrés par minutes.

[0054] Dans le cas de mesures effectuées en vue d'une application au thixoforgeage les mesures doivent être effectuées en partant de l'acier solide et en allant vers l'acier liquide, c'est à dire dans le cas d'un réchauffage puis d'une fusion de l'acier. Les essais sont également réalisés avec des conditions d'augmentation de la température de l'ordre de plusieurs dizaines de degrés par minute, correspondant aux conditions de chauffage préalables à l'opération de thixoforgeage.

[0055] Classiquement, la réalisation de l'opération de thixoforgeage sur les aciers de l'invention doit être précédée d'un traitement thermique de globulisation de la structure primaire du lopin si une structure globulaire n'est pas déjà présente et si l'expérience montre qu'elle ne peut être obtenue lors du réchauffage du lopin en vue de son thixoforgeage. L'obtention d'une telle structure globulaire avant thixoforgeage pour un acier de composition et d'histoire données peut être vérifiée si on refroidit brutalement le lopin avant d'avoir procédé à son thixoforgeage. On observe alors la structure telle qu'elle était avant le refroidissement.

[0056] En ce qui concerne l'opération de refroidissement de la pièce suivant son thixoforgeage, ce refroidissement doit être effectué à l'air calme, et non de manière forcée, dans le cas, fréquent pour ce genre de pièces, où la pièce présente des variations de section très importantes, par exemple lorsque des parois fines (1 à 2mm) sont raccordées à des zones épaisses (5 à 10mm ou davantage). L'utilisation d'air soufflé est, dans ce cas, à proscrire car on risque alors d'introduire des contraintes résiduelles très importantes entre parois fines et zones épaisses. Il en résulterait des défauts de surface dégradant les propriétés de la pièce thixoforgée.

[0057] Dans certains cas, il peut être nécessaire de ralentir le refroidissement des pièces pour favoriser l'homogénéité structurale des différentes parties de la pièce. On peut, à cet effet, faire passer la pièce dans un tunnel régulé en température dans l'intervalle 200-700°C par exemple.

[0058] Mais si la pièce thixoforgée ne présente pas de telles variations de section importantes, il peut être tolérable de réaliser un refroidissement à l'air soufflé. Un tel refroidissement peut être favorable à l'obtention d'une structure métallurgique homogène dans la section de la pièce et de bonnes caractéristiques mécaniques.

Revendications

1. Acier pour construction mécanique, **caractérisé en ce que** sa composition est, en pourcentages pondéraux :

EP 1 426 460 A1

- $0,35\% \leq C \leq 1,2\%$
- $0,10\% \leq Mn \leq 2,0\%$
- $0,10\% \leq Si \leq 3,0\%$
- $traces \leq Cr \leq 4,5\%$
- $traces \leq Mo \leq 2,0\%$
- $traces \leq Ni \leq 4,5\%$
- $traces \leq V \leq 0,5\%$
- $traces \leq Cu \leq 3,5\%$ avec $Cu \leq Ni\% + 0,6 Si\%$ si $Cu \geq 0,5\%$
- $traces \leq P \leq 0,200$, $traces \leq Sn \leq 0,150\%$, $traces \leq As \leq 0,100\%$, $traces \leq Sb \leq 0,150\%$, avec $0,050\% \leq P\% + Sn\% + As\% + Sb\% \leq 0,200\%$,
- $traces \leq Al \leq 0,060\%$
- $traces \leq Ca \leq 0,050\%$
- $traces \leq B \leq 0,01\%$
- $traces \leq S \leq 0,200\%$
- $traces \leq Te \leq 0,020\%$
- $traces \leq Se \leq 0,040\%$
- $traces \leq Pb \leq 0,070\%$
- $traces \leq Nb \leq 0,050\%$
- $traces \leq Ti \leq 0,050\%$

le reste étant du fer et des impuretés résultant de l'élaboration.

2. Acier selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** sa teneur en Si est comprise entre 0,10% et 1,0%.

3. Acier selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le rapport Mn%/Si% est supérieur ou égal à 0,4.

4. Procédé de mise en forme à chaud d'une pièce d'acier, **caractérisé en ce que** :

- on se procure un lopin d'acier de composition en pourcentages pondéraux :

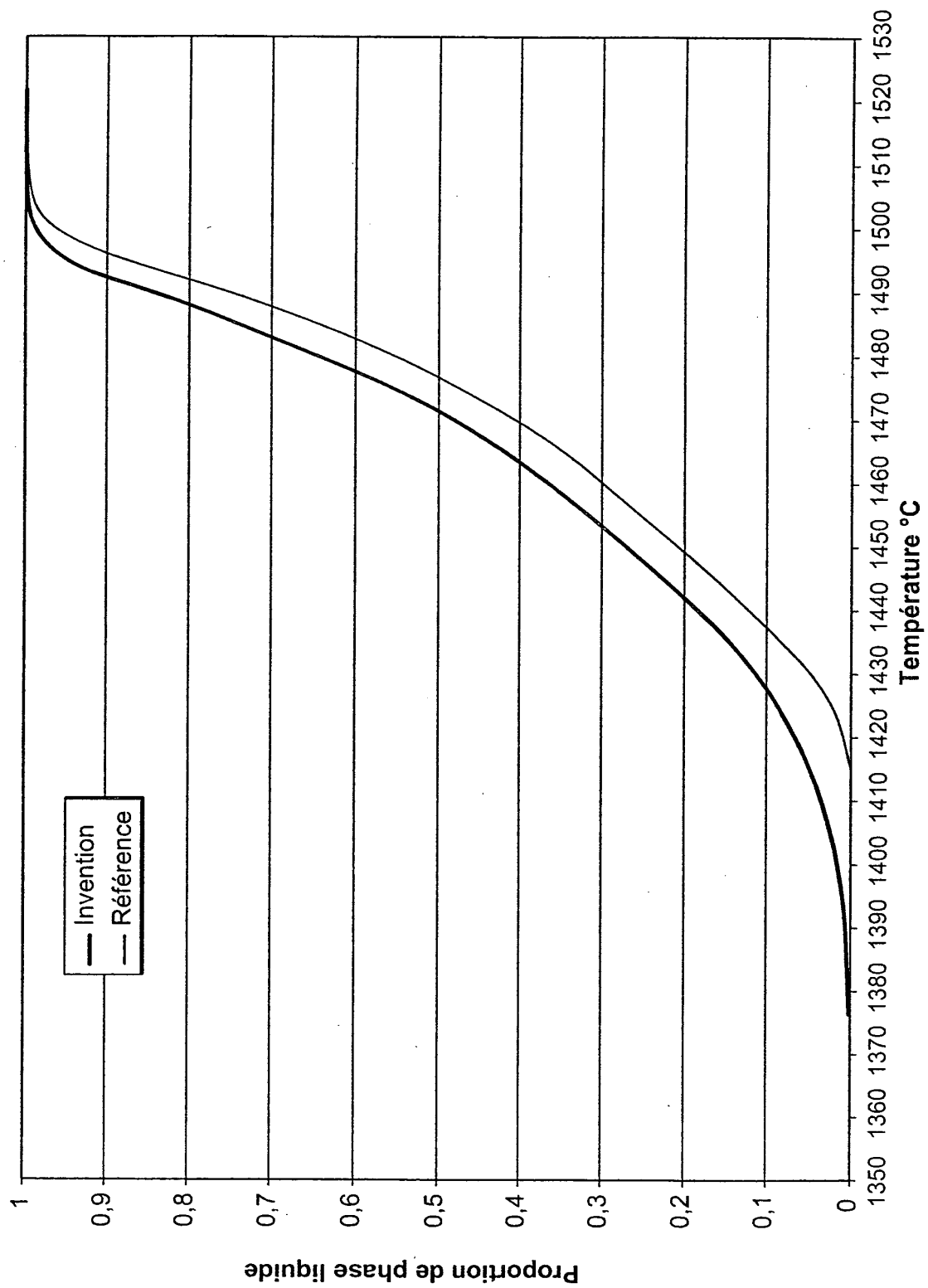
- $0,35\% \leq C \leq 1,2\%$
- $0,10\% \leq Mn \leq 2,0\%$, de préférence avec $Mn\%/Si\% \geq 0,4$
- $0,10\% \leq Si \leq 3,0\%$, de préférence $0,10\% \leq Si \leq 1,0\%$.
- $traces \leq Cr \leq 4,5\%$
- $traces \leq Mo \leq 2,0\%$
- $traces \leq Ni \leq 4,5\%$
- $traces \leq V \leq 0,5\%$
- $traces \leq Cu \leq 3,5\%$ avec $Cu \leq Ni\% + 0,6 Si\%$ si $Cu \geq 0,5\%$
- $traces \leq P \leq 0,200$, $traces \leq Sn \leq 0,150\%$, $traces \leq As \leq 0,100\%$, $traces \leq Sb \leq 0,150\%$, avec $0,050\% \leq P\% + Bi\% + Sn\% + As\% + Sb\% \leq 0,200\%$,
- $traces \leq Al \leq 0,060\%$
- $traces \leq Ca \leq 0,050\%$
- $traces \leq B \leq 0,01\%$
- $traces \leq S \leq 0,200\%$
- $traces \leq Te \leq 0,020\%$
- $traces \leq Se \leq 0,040\%$
- $traces \leq Pb \leq 0,070\%$
- $traces \leq Nb \leq 0,050\%$
- $traces \leq Ti \leq 0,050\%$

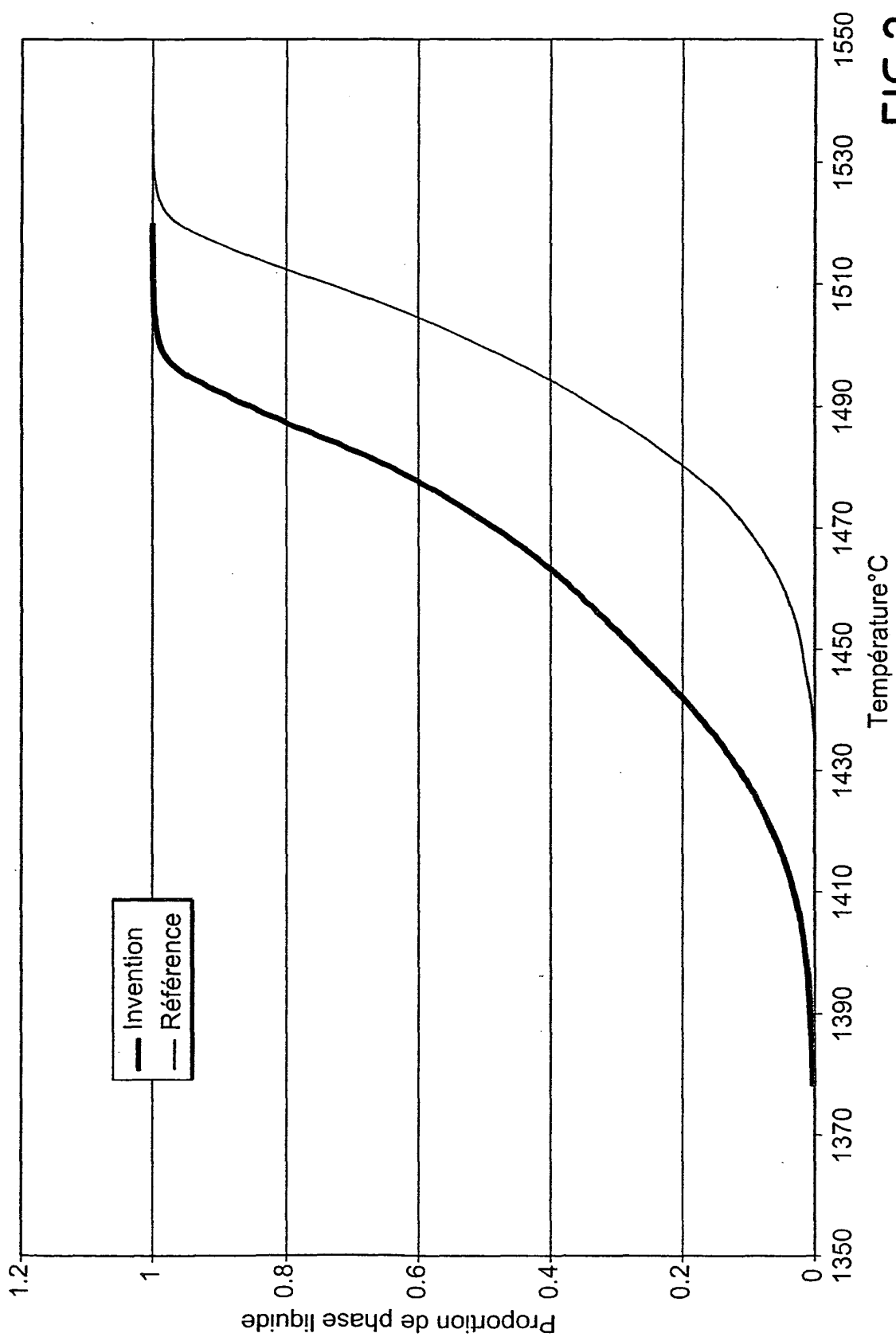
le reste étant du fer et des impuretés résultant de l'élaboration,

- on lui applique éventuellement un traitement thermique lui procurant une structure primaire globulaire ;
- on le réchauffe à une température intermédiaire entre sa température de solidus et sa température de liquidus, dans des conditions telles que la fraction solide présente une structure globulaire ;
- on réalise un thixoforgeage dudit lopin pour obtenir ladite pièce ;
- et on effectue un refroidissement de ladite pièce.

EP 1 426 460 A1

5. Procédé selon la revendication 4, **caractérisé en ce que** ledit thixoforgeage a lieu dans une zone de températures où la fraction de matière liquide présente dans le lopin est comprise entre 10 et 40%.
6. Procédé selon la revendication 4 ou 5, **caractérisé en ce que** ledit refroidissement est effectué à l'air calme.
7. Procédé selon la revendication 6, **caractérisé en ce qu'on** effectue ledit refroidissement à une vitesse inférieure à celle que procurerait un refroidissement naturel à l'air.
8. Pièce en acier thixoforgée, **caractérisée en ce qu'elle** a été fabriquée par le procédé selon l'une des revendications 4 à 7.



**FIG. 2**



Office européen
des brevets

RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE

Numéro de la demande
EP 03 29 2975

DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS			
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée	CLASSEMENT DE LA DEMANDE (Int.Cl.7)
X	GB 2 345 699 A (HONDA MOTOR CO LTD) 19 juillet 2000 (2000-07-19) * revendications 1-6 * * page 17, ligne 20 - page 41, ligne 6 * -----	1-8	C22C38/02 C22C38/04 C22C38/42 C22C38/44 B22D17/00 C22C38/46
X	DE 199 38 936 A (HONDA MOTOR CO LTD) 2 mars 2000 (2000-03-02) * revendications 1-9 * * page 2, ligne 20 - page 5, ligne 64 * * exemples I-III * -----	1-8	
X	EP 0 864 662 A (HONDA MOTOR CO LTD) 16 septembre 1998 (1998-09-16) * revendications 1-16 * * exemples I-V * -----	1,3-8	
A		2	
X	US 6 332 938 B1 (SUGAWARA TAKESHI) 25 décembre 2001 (2001-12-25) * revendications 1-4 * * colonne 1, ligne 1 - colonne 5, ligne 58 * -----	1,3-8	
A		2	
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 2000, no. 22, 9 mars 2001 (2001-03-09) -& JP 2001 123242 A (HONDA MOTOR CO LTD), 8 mai 2001 (2001-05-08) * abrégé * -----	1-8	C22C B22D
X	WO 01/59170 A (AICHI STEEL WORKS LTD ;IWAMA NAOKI (JP); MORI MOTOHIDE (JP); NAITO) 16 août 2001 (2001-08-16) * tableaux 1-17 * -----	1-3	
		-/--	
Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications			
Lieu de la recherche		Date d'achèvement de la recherche	Examineur
La Haye		10 mars 2004	Vlassi, E
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES			
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 antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date D : cité dans la demande L : cité pour d'autres raisons & : membre de la même famille, document correspondant	

EPO FORM 1503 03.82 (P4C02)



Office européen
des brevets

RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE

Numéro de la demande

EP 03 29 2975

DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS			
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée	CLASSEMENT DE LA DEMANDE (Int.CI.7)
X	US 5 667 605 A (FOREST DANIEL ET AL) 16 septembre 1997 (1997-09-16) * revendications 1-11 * * colonne 2, ligne 8 - colonne 4, ligne 16 *	1-3	
A	WO 98/03686 A (TAUSIG GABRIELA ; UNIV MELBOURNE (AU); XIA KENONG (AU)) 29 janvier 1998 (1998-01-29) * page 1, ligne 1 - page 17, ligne 26 *	1-8	
A	MEUSER H ET AL: "MICROSTRUCTURAL INVESTIGATIONS IN THE SEMI-SOLID STATE OF THE STEEL X210CRW12 UNTERSUCHUNGEN ZUR GEFUEGEENTWICKLUNG DES STAHLES X210CRW12 IM TELLFLUESSIGEN BEREICH" STEEL RESEARCH, DUESSELDORF, DE, vol. 72, no. 7, juillet 2001 (2001-07), pages 271-276, XP008015461 ISSN: 0177-4832 * page 271 - page 276 *	1-8	
A	KAPRANOS P ET AL: "SEMI-SOLID PROCESSING OF TOOL STEEL" BULLETIN DE L'ACADEMIE NATIONALE DE MEDECINE, XX, XX, vol. 3, no. 7, PART 2, novembre 1993 (1993-11), pages 835-840, XP008015460 * page 835 - page 840 *	1-8	
Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications			DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (Int.CI.7)
Lieu de la recherche		Date d'achèvement de la recherche	Examineur
La Haye		10 mars 2004	Vlassi, E
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES 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 antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date D : cité dans la demande L : cité pour d'autres raisons & : membre de la même famille, document correspondant			

EPO FORM 1503 03.82 (P04C02)



Office européen
des brevets

RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE

Numéro de la demande
EP 03 29 2975

DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS		
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée
A	KAPRANOS P ET AL: "SEMI-SOLID PROCESSING OF ALUMINIUM AND HIGH MELTING POINT ALLOYS" INSTITUTION OF MECHANICAL ENGINEERS. PROCEEDINGS. JOURNAL OF ENGINEERING MANUFACTURE, MECHANICAL ENGINEERING PUBLICATIONS LTD. LONDON, GB, vol. 207, no. B01, 1993, pages 1-8, XP008015462 ISSN: 0954-4054 * page 1 - page 8 * -----	1-8
		CLASSEMENT DE LA DEMANDE (Int.CI.7)
		DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (Int.CI.7)
Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications		
Lieu de la recherche	Date d'achèvement de la recherche	Examineur
La Haye	10 mars 2004	Vlassi, E
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES 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 antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date D : cité dans la demande L : cité pour d'autres raisons & : membre de la même famille, document correspondant		

EPO FORM 1503 03.82 (P04C02)

**ANNEXE AU RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE
RELATIF A LA DEMANDE DE BREVET EUROPEEN NO.**

EP 03 29 2975

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

10-03-2004

Document brevet cité au rapport de recherche		Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
GB 2345699	A	19-07-2000	JP 2000034535 A	02-02-2000
			JP 2000084649 A	28-03-2000
			JP 2000144304 A	26-05-2000
			US 6616777 B1	09-09-2003
			GB 2375354 A ,B	13-11-2002
			WO 0004198 A1	27-01-2000
DE 19938936	A	02-03-2000	JP 2000063941 A	29-02-2000
			JP 2000063942 A	29-02-2000
			JP 2001011532 A	16-01-2001
			CN 1245220 A ,B	23-02-2000
			DE 19938936 A1	02-03-2000
			US 6537397 B1	25-03-2003
EP 0864662	A	16-09-1998	JP 3214814 B2	02-10-2001
			JP 10076356 A	24-03-1998
			JP 3290603 B2	10-06-2002
			JP 10152745 A	09-06-1998
			JP 10195586 A	28-07-1998
			JP 11047899 A	23-02-1999
			JP 3290615 B2	10-06-2002
			JP 10121187 A	12-05-1998
			CA 2236639 A1	12-03-1998
			EP 0864662 A1	16-09-1998
			US 6136101 A	24-10-2000
			WO 9810111 A1	12-03-1998
			US 6527878 B1	04-03-2003
US 6332938	B1	25-12-2001	JP 2000063939 A	29-02-2000
JP 2001123242	A	08-05-2001	AUCUN	
WO 0159170	A	16-08-2001	WO 0159170 A1	16-08-2001
			EP 1270757 A1	02-01-2003
US 5667605	A	16-09-1997	FR 2727981 A1	14-06-1996
			AT 202151 T	15-06-2001
			BR 9505758 A	22-04-1998
			DE 69521276 D1	19-07-2001
			DE 69521276 T2	10-01-2002
			DK 717116 T3	01-10-2001
			EP 0717116 A1	19-06-1996
			ES 2159614 T3	16-10-2001
			GR 3036386 T3	30-11-2001
			PT 717116 T	30-11-2001

EPO FORM P0460

Pour tout renseignement concernant cette annexe : voir Journal Officiel de l'Office européen des brevets, No.12/82

**ANNEXE AU RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE
RELATIF A LA DEMANDE DE BREVET EUROPEEN NO.**

EP 03 29 2975

La présente annexe indique les membres de la famille de brevets relatifs aux documents brevets cités dans le rapport de recherche européenne visé ci-dessus.

Lesdits membres sont contenus au fichier informatique de l'Office européen des brevets à la date du

Les renseignements fournis sont donnés à titre indicatif et n'engagent pas la responsabilité de l'Office européen des brevets.

10-03-2004

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
WO 9803686 A	29-01-1998	AU 729897 B2	15-02-2001
		AU 3430197 A	10-02-1998
		WO 9803686 A1	29-01-1998
		EP 0958387 A1	24-11-1999
		JP 2000514717 T	07-11-2000
		US 6311759 B1	06-11-2001

Pour tout renseignement concernant cette annexe : voir Journal Officiel de l'Office européen des brevets, No.12/82