

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6577449号
(P6577449)

(45) 発行日 令和1年9月18日(2019.9.18)

(24) 登録日 令和1年8月30日(2019.8.30)

(51) Int.Cl.

C22C 21/02 (2006.01)

F 1

C 22 C 21/02

請求項の数 19 (全 15 頁)

(21) 出願番号 特願2016-500231 (P2016-500231)
 (86) (22) 出願日 平成26年2月11日 (2014.2.11)
 (65) 公表番号 特表2016-516895 (P2016-516895A)
 (43) 公表日 平成28年6月9日 (2016.6.9)
 (86) 國際出願番号 PCT/US2014/015664
 (87) 國際公開番号 WO2014/158384
 (87) 國際公開日 平成26年10月2日 (2014.10.2)
 審査請求日 平成29年2月3日 (2017.2.3)
 (31) 優先権主張番号 13/828,765
 (32) 優先日 平成25年3月14日 (2013.3.14)
 (33) 優先権主張国・地域又は機関
米国(US)

前置審査

(73) 特許権者 593124705
ブルンスピック コーポレーション
BRUNSWICK CORPORATION
アメリカ合衆国 イリノイ 60045-
4811 レイク フォーレスト エヌ.
フィールド コート 1
(74) 代理人 110001999
特許業務法人はなぶき特許商標事務所
(72) 発明者 ドナヒュー、レイモンド、ジェイ.
アメリカ合衆国 54937 ウィスコン
シン州、フォン デュ ラク、リッジ
ビュー スプリングス ドライブ エヌ7
818

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】ニッケル含有過共晶アルミニウムシリコン砂型鋳造用合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量比で 18 ~ 20 % のシリコン、重量比で 0 . 3 ~ 1 . 2 % のマグネシウム、重量比で 3 ~ 6 % のニッケル、重量比で最大 0 . 8 % の鉄、重量比で最大 0 . 4 % の銅、重量比で最大 0 . 6 % のマンガン、重量比で最大 0 . 5 % の亜鉛、及び残部のアルミニウムから構成されることを特徴とする過共晶アルミニウム - シリコン砂型鋳造用合金。

【請求項 2】

ニッケル含有量が、重量比で 4 . 5 ~ 6 . 0 % であることを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 3】

A₁-Si 及び A₁-Ni₃ の共晶中に初晶シリコン粒が埋め込まれ、T6 热処理された組織を有し、非溶体化 Mg₂Si 相及び漢字状の Cu₃Ni₁₆ を一般に含まないことを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 4】

共晶 Ni₃ 相の量は、重量比で 5 % と 15 % の間であることを特徴とする請求項 3 に記載の合金。

【請求項 5】

A₁-Si 及び A₁-Ni₃ の共晶中に初晶シリコン粒が埋め込まれ、T6 热処理された組織を有し、非溶体化 Mg₂Si 相及び漢字状の Cu₃Ni₁₆ を一般に含まず、共晶 Ni₃ 相の量は、10 % よりも大きいことを特徴とする請求項 2 に記載の合金

10

20

。

【請求項 6】

鉄、銅、及びマンガンを含まないことを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 7】

銅の含有量は重量比で最大 0 . 2 %、鉄の含有量は重量比で最大 0 . 6 %、及び亜鉛の含有量は重量比で最大 0 . 17 %であることを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 8】

共晶 Cu₃NiAl₆ 相は、重量比で 1 %未満存在することを特徴とする請求項 3 に記載の合金。

【請求項 9】

マンガンの含有量は、重量比で最大 0 . 3 %であることを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 10】

マグネシウムの含有量は、重量比で 0 . 75 ~ 1 . 2 %であることを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 11】

重量比で 1 %までのニッケルを、重量比で 1 %までのコバルトと置き換えたことを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 12】

重量比で 2 %までのニッケルを、重量比で 2 %までのコバルトと置き換えたことを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 13】

重量比で 0 . 3 ~ 0 . 7 %のマグネシウム、重量比で最大 0 . 6 %の鉄、重量比で最大 0 . 3 %のマンガン、重量比で最大 0 . 2 %の銅、及び重量比で最大 0 . 1 %の亜鉛を含むことを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 14】

重量比で最大 0 . 2 %の鉄を含むことを特徴とする請求項 1 に記載の合金。

【請求項 15】

請求項 1 に記載の合金の铸造方法であって、ロストフォーム铸造、加圧ロストフォーム铸造、生砂型铸造、結合砂型铸造、精密砂型铸造、及びインベストメント铸造のうちの 1 つを使用して砂型铸造されることを特徴とする铸造方法。

【請求項 16】

過共晶アルミニウム - シリコン砂型铸造用合金の铸造方法であって、該合金は、重量比で 18 ~ 20 %のシリコン、重量比で 0 . 3 ~ 0 . 7 %のマグネシウム、重量比で 3 . 0 ~ 6 . 0 %のニッケル、重量比で最大 0 . 2 %の鉄、重量比で最大 0 . 2 %の銅、重量比で最大 0 . 3 %のマンガン、重量比で最大 0 . 1 %の亜鉛、及び残部のアルミニウムから構成され、加圧ロストフォーム铸造法を使用して砂型铸造されることを特徴とする铸造方法。

【請求項 17】

圧力は、高分子発泡体ゲートシステムの融除の後、かつ、溶融金属が、铸造する物品と対応する構成を有する高分子発泡体のパターンを完全に融除する前に、5 . 5 ~ 15 気圧の範囲で、12 秒毎に 1 気圧の速度よりも高速で印加されることを特徴とする請求項 16 に記載の铸造方法。

【請求項 18】

前記パターンは、内燃機関のエンジンブロックのパターンであり、0 . 5 %未満の気孔率を示すことを特徴とする請求項 17 に記載の铸造方法。

【請求項 19】

前記パターンは、内燃機関のエンジンヘッド、ピストン、及びエンジンブロックのうちの 1 つのパターンであり、気孔率は 0 . 1 %未満であることを特徴とする請求項 17 に記載の铸造方法。

10

20

30

40

50

【発明の詳細な説明】**【背景技術】****【0001】**

長年の間、アルミニウム - シリコン合金の共晶組織の機械的特性を明らかにするための研究がなされてきた（米国特許第1,387,900号及び第1,410,461号参照）。この共晶組織の80年を超える研究の後、僅か濃度100ppmのナトリウムまたはストロンチウムの共晶融液への添加によって、共晶シリコン相のサイズ及び形態が変化し、合金の延性が大幅に増大することが当業者に明らかになった。

【0002】

それでも、過共晶アルミニウム - シリコン合金は、砂型鋳造法において広範に使用され 10 てはいない。砂型鋳造の冷却速度における初晶シリコン粒のサイズが、金型を使用する鋳造処理の冷却速度におけるものよりも大きいため、この合金の機械加工が難しいからである。その結果、許容可能な機械加工性を達成するために、鋳物の組織の制御が必要となる。過共晶合金において、許容可能な機械加工性は、典型的には、合金融液ヘリンを添加して初晶シリコン粒のサイズを微細化することにより達成される。しかしながら、リンは、アルミニウムと反応してリン化アルミニウムを形成するよりも、一般的な融液添加物であるストロンチウムやナトリウムとリン化物を形成しやすい。これが問題となるのは、リン化アルミニウムが、過共晶アルミニウム - シリコン合金の共晶組織において初晶シリコン形成の核であるためである。したがって、リン含有過共晶アルミニウム - シリコン合金の共晶組織は、ほとんど常に未修飾である。

20

【0003】

リン微細化処理、溶体化処理、焼き入れ処理、及び時効処理された過共晶アルミニウム - シリコン組織は、機械加工性の基準となるが、この基準は、一般に、適正に機械加工するためダイアモンド工具による工作を必要とする。対照的に、ストロンチウムまたはナトリウムの添加によって共晶シリコン組織が修飾された共晶アルミニウム - シリコン合金及び過共晶アルミニウム - シリコン合金は、延性が増大し、機械加工が容易となる。しかしながら、過共晶合金組織中の修飾された共晶を未修飾の組織と比較すると、ストロンチウムまたはナトリウムによって修飾された共晶組織は、熱処理状態において、未修飾の組織とほぼ同等の機械加工性を示す。このような同等の機械加工性は、共晶の修飾または未修飾にかかわらず、共晶中に共晶シリコン相が連続相として生じることによるものと考えられる。さらに、延性の小さいT6またはT7の熱処理状態が、鋳込みのままの状態と比較して常に機械加工が容易であることから、機械加工性に対して非常に大きな影響を及ぼす卑金属の特性がある。したがって、過共晶アルミニウム - シリコン合金の機械加工性を改善する、予想し得る処理はない。

30

【0004】

過共晶アルミニウム合金B391(AA B391)は、耐摩耗性のための重量比で18~20%のシリコンと、強度を増大させる時効応答のための重量比で0.4~0.7%のマグネシウムとを含み、良好な砂型鋳造特性のための重量比で最大0.2%の鉄及び銅を有しており、米国アルミニウム協会(Aluminum Association)によって砂型鋳造用として登録された唯一の過共晶アルミニウム - シリコン合金である。銅の組成比が重量比で最大0.2%であることによって、凝固範囲、すなわち液相線と固相線との間の温度差が最小になる。これと比較して、AA 390は、銅の組成比が重量比で4.5%であることを除いて、AA B391と同一の元素の範囲を有している。このように、AA B391の凝固範囲が狭くなるのは、主として、銅の組成比が著しく低いことで、AA 390と比較して固相線融点が37.8(100°F)程度上昇するからである。

40

【0005】

AA B391の凝固範囲が狭いことは、溶融合金よりも密度が低い初晶シリコンが、合金中での析出に際して浮き、偏析する可能性が低くなるため、重要である。AA B391の鉄及びマンガンの含有量は低いことが望ましく、低速で凝固する砂型鋳造用過共晶

50

アルミニウム - シリコン合金の場合には特に望ましい。鉄相に生じる針状形態が機械的特性を劣化させるため、AA B 3 9 1 の機械的特性は、低速冷却の間に鉄相が大きく成長すると大幅に劣化する。

【0006】

ニッケルは、歴史的には、第一次世界大戦中に開発されたY合金（重量比で4%の銅、重量比で2%のニッケル、重量比で1.5%のマグネシウム、及び残部のアルミニウム）の必須の元素であった。今日、ニッケルは、米国アルミニウム協会によって登録された3種の合金中のみに、2%と3%の間の濃度で存在する。したがって、AA 242、AA 336、及びAA 393のような幾つかのアルミニウム - 銅合金中に、微量成分としてニッケルを使用することは知られており、この元素は、高温における高強度を付与するものである。AA 242は、重量比で3.7~4.5%の銅、重量比で1.2~1.7%のマグネシウム、重量比で1.8~2.3%のニッケル、及び残部のアルミニウムからなる組成を有する。AA 336は、重量比で11~13%のシリコン、重量比で最大1.2%の鉄、重量比で0.5~1.5%の銅、重量比で0.7~1.3%のマグネシウム、重量比で2.0~3.0%のニッケル、及び残部のアルミニウムからなる組成を有する。同様に、AA 393は、重量比で21~23%のシリコン、重量比で最大1.3%の鉄、重量比で0.7~1.1%の銅、重量比で0.7~1.3%のマグネシウム、重量比で2.0~2.5%のニッケル、及び残部のアルミニウムからなる過共晶組成を有する。

【0007】

さらに、40年以上の間、特に高温での応用のために、一方向に凝固するAl - Ni - Al₃過共晶が、繊維強化材料として、多大な関心の対象となってきた。L. F. Mondolfoの著書「Alminum Alloys: Structure and Properties」(Butterworth Publications Ltd, 1976年)の第339頁におけるB. K. Agrawal, Met A 6, 152605への参照から分かるように、この共晶では、方向性凝固によって、NiAl₃繊維が、繊維間に凝固速度に応じた間隔を置いて成長方向に揃えられた状態で、析出する場合がある。上記の参照では、一方向に凝固するAl - Ni - Al₃共晶に、バリウム、セリウム、及びセシウムを添加することによって、凝固パターンがコロニー状から樹枝状に変化することが示されている。また、高温からの焼入れ後の時効では、Al - Ni二元合金に実用的な硬度が生じないことも知られている。

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

しかしながら、アルミニウム - シリコン - マグネシウム鋳造用合金、アルミニウム - シリコン - 銅鋳造用合金、アルミニウム - シリコン - 銅 - マグネシウム合金、またはアルミニウム - 銅鋳造用合金に対して、6%に迫る濃度のニッケルを添加することは、これまで研究されてきていない。これは、重量比で2%以下のニッケルの添加に、砂型鋳造における高温脆性の低減の効果、及び、熱膨張係数の低減の効果があることが知られているからである。

【0009】

また、米国特許第6,168,675号には、重量比で2.5~4.5%のニッケルを有する過共晶アルミニウム - シリコン合金が記載されている。但し、この合金は、重量比で最大1.2%という非常に高いマンガン含有量を備えている。この合金は、車両のディスクブレーキ部品を製造するためのダイカストまたは永久鋳型鋳造用のものである。この合金では、マンガン及び鉄の含有量が高いため、重金属が脱落することを防ぐために高い保持温度が必要となる。さらに、高いマンガン含有量は、針状の鉄 - アルミニウム相を鉄 - アルミニウム相に変態させ、環境温度及び高温度の両方において、降伏強度、引張強度、及び伸長性を増大させるために必要である。高いレベルのマンガン及び鉄により合金に付与される特性にも関わらず、米国特許第6,168,675号の合金は、砂型鋳造、ロストフォーム鋳造、インベストメント鋳造のような低速冷却加工に対して適切ではな

10

20

30

40

50

い。それは、高いレベルのマンガンを備えている場合でも、大きな針状の鉄相粒子が形成され、これによって凝固の間の給湯が妨害され、その結果、鋳巣レベルが増大し、延性レベルが低下するからである。

【0010】

砂型鋳造法は、複雑な金属製品を鋳造するために益々使用されるようになっている。砂型鋳造法には、ロストフォーム鋳造、加圧ロストフォーム鋳造、生砂型鋳造、結合砂型鋳造、精密砂型鋳造、及びインベストメント鋳造が含まれる。おそらく、最も有益かつ経済的な種類の鋳造法は、加圧ロストフォーム鋳造である。このような方法は、「Method And Apparatus For Lost Foam Casting Of Metal Using External Pressure」と称する米国特許第6,763,876号に記載されており、その内容は本明細書の一部として援用される。10

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明は、ニッケルが添加され、機械加工性が改善された過共晶アルミニウム - シリコン合金に関する。この合金は、重量比で18 ~ 20%のシリコン、重量比で0.3 ~ 1.2%のマグネシウム、重量比で3.0 ~ 6.0%のニッケル、重量比で最大0.6%の鉄、重量比で最大0.4%の銅、重量比で最大0.8%のマンガン、重量比で最大0.5%の亜鉛、及び残部のアルミニウムから本質的に構成される。本発明に係る合金のニッケル含有量は、重量比で4.5 ~ 6%を構成するように変更されるものであってもよい。また、本発明に係る合金は、鉄及びマンガンを実質的に含まないものであってもよい。本発明に係る合金は、特に銅含有過共晶アルミニウム - シリコン合金と比較して、さらなる利点を有する。このような利点には、1013 kPa (10気圧) の等方ガス圧下におけるAl-NiAl₃共晶組織による収縮巣の給湯の改善、及び、塩水を含む濡れたガスケット接合に適した、組織中の成分のミクロンレベルでのガルバーニ対適合性の (Al-Niガルバーニ対に対する) 改善が含まれる。20

【0012】

本発明は、凝固に際して、(ダイカスト加工の高速冷却とは反対の)低速冷却でAl-NiAl₃共晶反応が生じ、「漢字状」の形態に類似するAl-NiAl₃相の形成が伴う過共晶合金の組成を開示するものである。この組織の形態は、初晶シリコン粒の輪郭を形成するとともに初晶シリコン粒を仕切りつつ初晶シリコンを取り囲む共晶内に埋め込まれており、一方、通常は機械加工が難しい過共晶アルミニウム - シリコン合金に対して良好な機械加工性を付与する共晶を通じた半連続的破壊経路を提供する。さらに、本発明に係る合金は、鉄及びマンガンを実質的に含まないことが重要である。これは、組織中に鉄相及びマンガン相が存在すると、樹枝状組織内通路を詰ませ、給湯を妨げて、1013 kPa (10気圧) の等方ガス圧が印加されているときでも、機械加工性を低減させるからである。30

【0013】

このように、NiAl₃の漢字状の形態は、本発明に係る合金の組織の全体にわたって存在し、機械加工性を向上させ、高温特性の改善を促進する。この発見は、実に驚くべきものである。通常、例えば鋼鉄中の硫化物のような機械加工性を向上させる組織の特徴は、機械的特性を劣化させるからである。40

【0014】

また、本発明に係る過共晶アルミニウム - シリコン合金は、エンジンブロック、エンジンヘッド、ピストンのようなエンジン部品、特に塩水中で使用され、したがって、環境温度及び高温度の両方において、(低い気孔率による)高い耐蝕性と高い機械的特性を必要とするエンジン部品のためのロストフォーム鋳造で使用されることが見込まれている。

【0015】

本発明に係る過共晶アルミニウム - シリコン砂型鋳造用合金は、重量比で18 ~ 20%のシリコン、重量比で0.3 ~ 1.2%のマグネシウム、重量比で3.0 ~ 6.0%のニッケル、重量比で最大0.8%の鉄、重量比で最大0.4%の銅、重量比で最大0.6%50

のマンガン、重量比で最大0.5%の亜鉛、及び残部のアルミニウムから本質的に構成される。代わりに、銅含有量は、重量比で最大0.2%であってもよく、鉄含有量は、重量比で最大0.6%であってもよく、亜鉛含有量は、重量比で最大0.1%であってもよい。あるいは、本発明に係るアルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金は、重量比で18~20%のシリコン、重量比で0.3~0.7%のマグネシウム、重量比で3.0~6.0%のニッケル、重量比で最大0.2%の鉄、重量比で最大0.2%の銅、重量比で最大0.3%のマンガン、重量比で最大0.1%の亜鉛、及び残部のアルミニウムから本質的に構成され、加圧ロストフォーム鋳造法を使用して砂型鋳造されるものであってもよい。さらに、本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン合金は、重量比で18~20%のシリコン、重量比で0.3~1.2%のマグネシウム、重量比で4.5~6.0%のニッケル、重量比で最大0.8%の鉄、重量比で最大0.4%の銅、重量比で最大0.6%のマンガン、重量比で最大0.5%の亜鉛、及び残部のアルミニウムから本質的に構成されるものであってもよい。
10

【0016】

本発明に係る過共晶アルミニウム砂型鋳造用合金が鋳造される場合、次に列挙した砂型鋳造法のうちの1つが選択される。それらは、ロストフォーム鋳造、加圧ロストフォーム鋳造、生砂型鋳造、結合砂型鋳造、精密砂型鋳造、またはインベストメント砂型鋳造である。

【0017】

一実施形態において、本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金は、
20
Al-Si及びAl-NiAl₃の共晶中に初晶シリコン粒が埋め込まれ、T6熱処理された組織を有しており、非溶体化Mg₂Si相及び漢字状のCu₃NiAl₆を実質的に含んでいない。この実施形態において、共晶NiAl₃相の量は、重量比で5%と15%の間であり、さらには、重量比で5%と14.3%の間である。加えて、共晶Cu₃NiAl₆相の存在は、重量比で1%未満である。

【0018】

上述したように、本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金のニッケルの組成比は、重量比で4.5~6.0%に狭めるものであってもよい。この組成比が使用された場合、本発明に係る合金は、初晶シリコン粒がAl-Si及びAl-NiAl₃の共晶中に埋め込まれ、T6熱処理された組織を有する。この組織は、非溶体化Mg₂Si相及び漢字状のCu₃NiAl₆を一般に含んでいない。一方、共晶NiAl₃相は、重量比で10%よりも大きい。
30

【0019】

この過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金の組成比に対して、さらなる調整をすることもできる。特に、鉄含有量は、重量比で最大0.2%に低下させるものであってもよく、銅含有量は、重量比で最大0.2%に低下させるものであってもよく、マンガン含有量は、重量比で最大0.3%に低下させるものであってもよく、マグネシウム含有量は、重量比で0.75~1.2%に変更されるものであってもよい。さらに、重量比で2%までのニッケルを、重量比で2%までのコバルトに代えるものであってもよい。また、この合金に、結晶粒またはシリコンの微細化元素を添加するものであってもよい。結晶粒またはシリコンの微細化元素は、好ましくは、チタンまたはリンのいずれかである。
40

【0020】

本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金が、加圧ロストフォーム鋳造法を使用して鋳造される場合、好ましくは、この合金は、重量比で18~20%のシリコン、重量比で0.3~0.7%のマグネシウム、重量比で3.0~6.0%のニッケル、重量比で最大0.2%の鉄、重量比で最大0.2%の銅、重量比で最大0.3%のマンガン、重量比で最大0.1%の亜鉛、及び残部のアルミニウムから本質的に構成される。この合金は、微細化のために、さらに、重量比で0.005~0.1%の範囲のリンを含むものであってもよい。好ましくは、その内容が本明細書の一部として援用される米国特許第6,763,876号の手順に従って、溶融鋳金に圧力が印加される。最も好ましく
50

は、圧力は、溶融液体金属源を高分子発泡体のパターンに連結する高分子発泡体ゲートシステムの融除（アブレーション）の後、但し、溶融金属が高分子発泡体のパターンを完全に融除する前に、印加される。圧力は、557.3～1520 kPa（5.5～15気圧）の範囲で、12秒毎に101.3 kPa（1気圧）の速度よりも高速で印加される。高分子発泡体のパターンは、ほぼ任意の、但し本発明の改善されたガルバニ対適合性を活用する構成を有することができ、最も好ましくは、このパターンは、塩水環境で動作するエンジンで使用される、内燃機関のエンジンヘッド、ピストン、またはエンジンプロックである。本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金で鋳造された内燃機関のエンジンプロックは、0.5%未満の気孔率を示す。

10

【0021】

ロストフォーム鋳造の結果として生じる組織は、アルミニウム-シリコン共晶の混合物中に埋め込まれた初晶シリコン粒を含む。この際、共晶シリコン相は未修飾であり、アルミニウム-NiAl₃共晶が存在する。さらに、NiAl₃相は漢字状の形態を有してあり、合金に対して改善された機械加工性を付与する。特に、NiAl₃の重量比が初晶シリコン相の重量比を超えた場合、この合金は、機械加工における低エネルギー破壊経路を提供し、機械加工性が改善される。この合金の機械加工性は、ニッケルの組成比が重量比で3%から6%まで増大すると、共晶中のNiAl₃の重量比が7%から14%まで対応して増大するため、線形に向上する。本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金は、米国特許第6,763,876号の鋳造法を使用して鋳造され、この合金は、砂型鋳造における冷却の典型的な速度で冷却される。このような合金の組織は、その合金がダイカストを使用して鋳造された場合よりも有芯凝固が少なく、かつ、有利なことに、気孔率は通常1%未満である。

20

【0022】

本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン合金を、他の種類の鋳造法で使用することも考えられる。この場合、ニッケルの組成比を、重量比で4.5～6.0%とし、対応して鉄の組成比を、重量比で最大0.8%とする必要がある。このような合金は、上述した鋳造法だけでなく、ダイカスト、永久鋳型鋳造、または砂中子を備えた半永久鋳型鋳造のいずれかで使用することができる。このような合金は、Al-Si及びAl-NiAl₃の共晶中に初晶シリコン粒が埋め込まれ、のT6熱処理された組織を有し、非溶体化Mg₂Si相及び漢字状のCu₃NiAl₆は一般に含まれていない。共晶NiAl₃相の量は、重量比で5%と15%の間であり、NiAl₃相は、漢字状の形態を有する。

30

【図面の簡単な説明】

【0023】

【図1】図1は、Al-Si二元系状態図である。

【図2】図2は、Al-Si-NiAl₃三元系の三相平衡の三角図である。

【発明を実施するための形態】

【0024】

本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金は、重量比で次の組成を有する。それは、18～20%のシリコン、0.3～1.2%のマグネシウム、3.0～6.0%のニッケル、最大0.8%の鉄、最大0.4%の銅、最大0.6%のマンガン、最大0.5%の亜鉛、及び残部のアルミニウムである。代わりに、銅の含有量は、重量比で最大0.2%であってもよく、鉄の含有量は、重量比で最大0.6%であってもよく、亜鉛の含有量は、重量比で最大0.1%であってもよい。

40

【0025】

本発明に係る過共晶アルミニウム-シリコン砂型鋳造用合金において、ニッケルの含有量は、重量比で4.5～6.0%という、より狭い組成比であってもよく、鉄の含有量は、重量比で最大0.2%という、より狭い組成比であってもよく、銅の含有量は、重量比で最大0.2%という、より狭い組成比であってもよく、マンガンの含有量は、重量比で最大0.3%という、より狭い組成比であってもよく、マグネシウムの含有量は、重量比

50

で 0 . 7 5 ~ 1 . 2 % という、より狭い組成比であってもよい。さらに、重量比で 2 . 0 % までのニッケルを、重量比で 2 . 0 % までのコバルトに代えるものであってもよい。また、チタンまたはリンのような結晶粒微細化元素が添加されるものであってもよい。

【 0 0 2 6 】

本発明に係る合金は、ロストフォーム铸造、加圧ロストフォーム铸造、生砂型铸造、結合砂型铸造、精密砂型铸造、またはインベストメント铸造のような既知の砂型铸造法を使用して砂型铸造されるものであってもよい。過共晶アルミニウム - シリコン合金が加圧ロストフォーム铸造を使用して铸造される場合、この合金は、重量比で次の組成を有するものであってもよい。それは、18 ~ 20 % のシリコン、0 . 3 ~ 0 . 7 % のマグネシウム、3 . 0 ~ 6 . 0 % のニッケル、最大 0 . 2 % の鉄、最大 0 . 2 % の銅、最大 0 . 3 % のマンガン、最大 0 . 1 % の亜鉛、及び残部のアルミニウムである。有利な加圧ロストフォーム铸造法は、米国特許第 6 , 763 , 876 号に記載されている。微細化剤としてリンを添加する場合、リンは、重量比で 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 % の範囲の組成比となるように添加する必要がある。10

【 0 0 2 7 】

あるいは、本発明に係る過共晶アルミニウム - シリコン合金は、重量比で次の組成を有するものであってもよい。それは、18 ~ 20 % のシリコン、0 . 3 ~ 1 . 2 % のマグネシウム、4 . 5 ~ 6 . 0 % のニッケル、最大 0 . 8 % の鉄、最大 0 . 4 % の銅、最大 0 . 6 % のマンガン、最大 0 . 5 % の亜鉛、及び残部のアルミニウムである。この合金は、上述した铸造法だけでなく、ダイカスト、永久铸造型铸造、及び砂中子を備えた半永久铸造型铸造で使用するために適している。この合金は、重量比で 0 . 3 ~ 0 . 7 % のマグネシウム、重量比で最大 0 . 6 % の鉄、重量比で最大 0 . 2 % のマンガン、重量比で最大 0 . 2 % の銅、及び重量比で最大 0 . 1 % の亜鉛を含むように変更されるものであってもよい。さらに、重量比で 2 % までのニッケルを、重量比で 2 % までのコバルトに代えるものであってもよい。さらに、組成比は、重量比で 0 . 7 5 ~ 1 . 2 % のマグネシウム、または、重量比で最大 0 . 2 % の鉄を含むように変更されるものであってもよい。20

【 0 0 2 8 】

本発明に係る合金は、Al - Si 及び Al - NiAl₃ の共晶中に初晶シリコン粒が埋め込まれ、T6 热處理された組織を有しており、非溶体化 Mg₂Si 相及び漢字状の Cu₃NiAl₆ は一般に含まれていない。本発明に係る過共晶アルミニウム - シリコン合金は、エンジンブロック、エンジンヘッド、及びピストンのようなエンジン部品、特に、これらの部品が塩水中で使用され、高い耐蝕性が必要な場合に、これらの部品を铸造するための加圧ロストフォーム铸造で使用されることが見込まれている。本発明に係る合金は、環境温度及び高温度の両方において、(低い気孔率による) 高い機械的特性を備えるものである。30

【 0 0 2 9 】

高い耐蝕性及び低い気孔率を達成するためには、合金の銅の組成比を低くする必要がある。銅は、Al - Si 二元共晶温度において 5 . 6 5 % に達するほど、アルミニウム中に大量に溶解可能である。この結果、銅は、周期律表中の他の一般的な元素のどれよりも、アルミニウムの耐蝕性を大きく劣化させる。銅含有アルミニウム - シリコン合金では、初晶アルミニウム相の析出の後、凝固の間の低温で銅含有相が析出する。このような低温での遅れた析出事象が、初晶アルミニウム - シリコンの樹枝状組織によって形成された樹枝状組織内給湯通路を詰まらせる。その結果、米国特許第 6 , 763 , 876 号のロストフォーム铸造法を使用して铸造された銅含有アルミニウム - シリコン合金は、典型的には、銅を含有しないアルミニウム - シリコン合金で生じ得るレベルの 10 倍の気孔率を有する。40

【 0 0 3 0 】

本発明の構成は、アルミニウム - シリコン共晶組織への NiAl₃ 相の導入に基づいたシステム工学的な設計変更を意味するものである。この設計変更によって、アルミニウム50

-シリコン共晶中に機械加工性を向上させる仕切りが備えられ、また、アルミニウム - ニッケルまたはアルミニウム - シリコンよりも塩水環境中のガルバニ対適合性の高い金属間化合物成分が、共晶中に備えられる。

【0031】

高い鉄含有量を備えた合金（例えば、AA 336 及び AA 393）では、樹枝状組織内通路の詰まりが生じる場合がある。これは、凝固の間に長い針状の相を形成する鉄相が、樹枝状組織内通路を詰まらせるからであり、これによって、1013 kPa（10気圧）の圧力を印加した場合でも、合金に高い微細気孔率が生じることになる。これとは対照的に、NiAl₃共晶相の「漢字状」の相形態は粗く、砂型鋳造の冷却速度の下で三元反応（液体 > Si + Al + NiAl₃）において形成されたときに、アルミニウム - シリコン共晶と混合されるものである。重要なことに、特にNiの組成比が6%を超えている場合、NiAl₃の粗い相は、三元共晶温度に達する前に析出を開始する。NiAl₃の網状の形態には、そのミクロンレベルにおける開放構造により、固体の銅相または固体の鉄相を含まない液体成分が非常に浸透しやすく、したがって、この形態は、1013 kPa（10気圧）の等方ガス圧が印加されているときの溶融アルミニウムの樹枝状組織内給湯を妨げない。この結果、ニッケルを含有し、但し鉄及び銅の両方のレベルが低い過共晶アルミニウム - シリコン - マグネシウム合金は、加圧ロストフォーム鋳造において1013 kPa（10気圧）のガス圧を使用して鋳造されたときに、低い気孔率を有する。

【0032】

「鑄込みのままの」サンプルの溶体化処理の間、ニッケル及び銅を含有する過共晶アルミニウム - シリコン合金と、ニッケルを含有するが銅を含有しない過共晶アルミニウム - シリコン合金との間に明確な相違がある。溶体化処理は、Mg₂Si及び大部分のCu₃NiAl₆相を可溶化するが、シリコン及びNiAl₃の粒子の単なる丸めを生じさせるのみである。この現象は、シリコン及びNiAl₃が基本的にアルミニウムに対して不溶であり、一方、マグネシウム及び銅はアルミニウムに対して大きく可溶であることから生じる。この結果は、シリコン及びNiAl₃が、高温においてマグネシウム、銅、及びマンガンよりも高い強度及び安定性を与えることを示唆する。また、この結果は、ニッケルを含有するが銅を含有しないアルミニウム - シリコン合金は、凝固事象を通じて低速で冷却された後の室温において比較的安定であることも示唆する。一方、高速冷却されたサンプルは、有芯凝固のため、高温で安定性が低いことが予想される。

【0033】

さらに、共晶成分中に、（アルミニウムに対して不溶の）純元素ではなく、NiAl₃化合物としてニッケルが追加された場合、組織中に未結合のニッケル（すなわち、自由ニッケル）が存在しないことが分かった。これは、自由ニッケルはガルバニ腐蝕現象を悪化させ、一方、NiAl₃は、上述したように耐蝕性を向上させる有利な効果を有するため、重要である。

【0034】

人工の金属基複合材料において、より多くの強化相を人工的に添加することによって、強化相の体積分率が増大することが知られている。共晶では、強化相（すなわち、「纖維相」）及び基材相の体積分率は、自然法則、共晶の組成、及び共晶温度における平衡状態での相構成によって決定される。

【0035】

AA B391合金は、577で長い停留等温線を有するAl - Si二元共晶と関連する。長い停留等温線によって、ロストフォーム鋳造法を使用して鋳造されたときに、液体スチレン欠陥が生じる。自身の固相線温度に近い溶融B391合金は、90重量%の液体と僅か10重量%の固体であるからである。本発明では、NiAl₃の640における別の停留温度が、合金の凝固曲線に現れる。この停留温度は、液体スチレンが逃げるための時間を提供するだけでなく、収縮巣の給湯も向上させる。ニッケル及び銅を含有するアルミニウム - シリコン合金は、上記に加えて、漢字状のCu₃NiAl₆相を含む可能性がある。これは、機械加工性を促進するが、融点の低い銅相を含んでおり、1013 k

10

20

30

40

50

Pa(10気圧)のガス圧下で凝固した場合でも、凝固過程において銅相が遅れて析出し、給湯通路を詰まらせ、低い気孔率を達成することを阻害するであろう。

【0036】

銅を含有する過共晶アルミニウム-シリコン合金よりも約37.8(100°F)高い固相線融点を備えた、銅を含有しない過共晶アルミニウム-シリコン合金では、収縮巣に給湯する樹枝状組織内通路を詰まらせる低融点相は析出しない。したがって、砂型鋳造の冷却速度の下で凝固するとき、Al-NiAl₃共晶中の粗い漢字状形態のNiAl₃相は、共晶シリコン相に対するNiAl₃のサイズ及び形態によって、収縮巣への給湯を向上させる。

【0037】

本発明は、シリコン含有量が増大するとともにAl-NiAl₃-Si状態図の二変数の(すなわち、二自由度の)温度平面内に延びるAl-NiAl₃二元共晶を使用して、6%のニッケルに対して14%のNiAl₃の組成比を備えた「漢字」状の形態のNiAl₃相の生成源を提供する。

10

【0038】

このように、NiAl₃は、好ましくは、共晶中に導入され、初晶シリコンの体積分率を実質的に変更しない。さらに、NiAl₃の追加は、本質的に純粋なシリコンからAl-Si共晶の平衡状態への長いタイラインが比較的一定に維持されるため、高い摩耗特性を与える。しかし、NiAl₃の追加は、共晶成分の体積分率を増大させ、それに応じて、最低温度で凝結しなければならないAl-Si共晶が減少する。これは、通常の二元共晶と比較して、全ての凝固が1つの温度で発生する必要がないため、ロストフォーム鋳造法において有利である。これによって、温度範囲にわたる一連の系統的な凝固事象が発生する期間が延長される。そして、収縮巣に(例えば、加圧とともに)「給湯する」機能、及び、液体スチレンが蒸発し、発泡体上の被膜を通じて逃げるための時間を与える機能が増大する。この凝固のための延長時間は、ロストフォーム加工において特に重要である。それは、発泡体ゲートシステム及び型を融除し、発泡体が蒸発する熱エネルギーを与える金属前部の前進が、ゲートシステム及び型の全体を通じて固相線温度またはその近くで進行するからである。通常、溶融金属の前部は、特に、金属が発泡体ゲートシステム及び型を通じて長い距離を進行しなければならない場合、充填が完了する前でも、ほぼ凝結しかけている。さらに、共晶組成の場合、溶融金属は非常に低い粘性を有しており、金属前部が凝結するときに液体スチレンを巻き込んで捕捉し、鋳造欠陥につながる可能性がある。凝固が進行するにしたがって金属の粘性が徐々に増大した場合、凝固の最終段階における液体スチレンの捕捉は、最小限に留まる。これは、欠陥が低減するため、従属の品質にとって有利である。本発明に係る合金は、NiAl₃化合物の追加によって、Al-Si共晶よりも高温で発生するAl-NiAl₃二元共晶の平衡状態またはAl-Si-NiAl₃三元共晶の平衡状態のいずれかを生成し、共晶の温度を効果的に上昇させ、金属の粘性を10~15%増大させる。これによって、スチレンの捕捉は妨げられ、さらに、関連する鋳造欠陥は実質的に解消される。

20

【0039】

熱力学的に、アルミニウムの融解熱は、グラム当たり387.9J(92.7カロリー)と相当に高く、一方、NiAl₃の融解熱は、グラム当たり286.2J(68.4カロリー)である。しかし、シリコンの融解熱は、グラム当たり1799J(430カロリー)とはるかに高いものであり、アルミニウムの融解熱の5倍に近く、NiAl₃の融解熱の6倍を超えている。したがって、ニッケルを含有しない過共晶アルミニウム-シリコン合金が凝固する際、初晶シリコンの析出時にグラム当たり1799J(430カロリー)を放出するため、アルミニウムの温度勾配は減少する傾向がある。アルミニウムの温度勾配の減少によって、溶融体への熱入力が減少し、収縮巣の給湯がより困難になる。

30

【0040】

40

50

これに対して、本発明に係る過共晶アルミニウム・シリコン合金が凝固し、溶液から NiAl₃ が析出する際には、グラム当たり 286.2 J (68.4 カロリー) の熱が放出されるだけである。これによって、溶液から NiAl₃ が析出するときの凝固の初期段階の間、より大きな温度勾配が期待され、その結果、ニッケルを含有しない合金と比較して、収縮巣の給湯効率が向上する。このように、NiAl₃ 化合物の追加は、液体スチレンが蒸発し、発泡体上の被膜を通じて逃げ、合金の凝固の最終段階の間に Al - Si 共晶を経なければならぬ共晶液体の量を低減し、さらに、収縮巣の給湯効率を向上させるとといった、ロストフォーム鋳造法において好適な状態を提供する。

【0041】

本発明の一実施形態において、ニッケルの上限は 6 % に設定される。ニッケルの値を高 10 くすると、NiAl₃ 相が、Al - NiAl₃ 共晶から発生する相としてだけなく、初晶としても発生する。これは、ニッケル含有量が増大するにしたがって急峻に上昇する液相線温度と、純アルミニウムの融点よりも高い温度を伴う。これらの全ては、砂型鋳造用合金に必要とされる特性に対抗するように作用する。6 % のニッケルでは、NiAl₃ 二元共晶反応は、14.3 % の NiAl₃ である共晶を生成する。これは、取得可能な共晶 NiAl₃ の最大量であり、この量は、自然法則により決定される。3 % のニッケルでは、14.3 % の半分のみの NiAl₃ が取得される。2 % のニッケルでは、3 分の 1 のみの NiAl₃ が取得される。したがって、ニッケル濃度が低くなるにつれて利点が減少することから、実用上の理由で、重量比で 3 % のニッケルが下限として選択された。さらに、初晶シリコンの体積分率を超える NiAl₃ の体積分率を有することは、機械加工性及び 20 高い温度強度の両方で有利である。これは、ニッケル含有量が重量比で 4.5 % よりも高い場合に生じやすい。

【0042】

上述したように、本発明に係るニッケル含有合金は、主として砂型鋳造用であることが意図されており、鉄含有量が低くかつマグネシウム含有量が低い。このような鋳造において、鉄含有量は重量比で 0.2 % を超えるものであってもよく、特に、0.3 % を超えるものであってもよい。また、重量比で 2 % まで、好ましくは重量比で 1 % までのコバルトを、同等量のニッケルと置き換えるものであってもよい。このような置き換えの利点は、コバルトがアルミニウム相の針状の形態を変更することである。

【0043】

本発明に係る合金中には、時効硬化応答のためにマグネシウムが存在する。過共晶アルミニウム・シリコン合金の平衡状態の下で、Mg₂Si は、マグネシウム含有量が約 0.75 % に到達するまで、鋳込みのままの状態における共晶の粗成分として、2000 倍よりも低い拡大率では、可視化されて現れない。また、マグネシウム量が 0.75 % よりも低く維持されると、アルミニウム、シリコン、及び Mg₂Si が三元共晶を形成する。この共晶は、4.97 % のマグネシウム、及び 12.95 % のシリコンを含み、555 で凝結する。

【0044】

本発明に係る合金中には、硬い初晶シリコン粒によって与えられる耐摩耗性のためにシリコンが存在する。重量比で 16 % の低いシリコン含有量を有する標準の AA-390 合金と比較して、本発明に係る合金は、重量比で最小 18 % のシリコン含有量を有する。このシリコンレベルでは、耐摩耗性のための初晶シリコンが 50 % 増大する。シリコンレベルを重量比で 20 % よりも高くすると、重量比で 16 % のシリコンを含有する合金よりも初晶シリコン粒は 100 % 増大するものの、液相線が約 700 であるため、推奨されない。

【0045】

NiAl₃ 化合物の電解電位は、純アルミニウムが -0.85 ボルトなのに対して、-0.73 ボルトである。アルミニウム・ニッケル合金の電解電位は、純アルミニウムから NiAl₃ へ徐々に減少する。大きな正の標準電極電位を備えた金属（例えば、Au、Ag、Cu）は、水に溶解する傾向をほとんど示さず、貴金属として知られる。しかし、負 50

の標準電極電位を備える卑金属（例えば、マグネシウム及びナトリウム）は、水に溶解するまたは腐蝕する傾向を有する。したがって、アルミニウムとNiAl₃とのガルバニ対では、その系においてより卑なアルミニウム金属が電解質中に溶解する弱い傾向を示す。ニッケルはNiAl₃よりも大きく貴であるため、純ニッケルに結合されたアルミニウムのガルバニ腐蝕は、はるかに悪化することが予想される。したがって、ニッケルが完全にNiAl₃化合物中に結合されていることから、合金へのニッケルの添加によって、合金の塩水使用に対する適用性は低減しない。実際、塩水中のAl - NiAl₃対の電解電位差は、塩水中のAl - Si対の電解電位差よりも小さい。

【0046】

ピストンは、最高の高温特性を要するエンジン部品である。ピストンを構成するための材料を選択する上で、熱膨張係数が低いことが最も重要である。ニッケルは、他のどんな元素よりも、アルミニウムの熱膨張係数を大きく低下させる。6%のニッケルの添加では、アルミニウムの熱膨張係数は約10%低下する。ピストンの構成にとって、エンジンの燃焼熱を散逸させるため、高い熱伝導性も非常に重要な特性である。しかし、固溶体としてアルミニウムに溶解する元素は、格子構造に影響を及ぼし、アルミニウムの熱伝導性を低減させる。したがって、ピストン用アルミニウム合金の熱処理として、例えばT6熱処理に対してT5熱処理のような、固溶体からの相の析出を生じさせる熱処理工程が適切である。

【0047】

ニッケルは固体状態のアルミニウムに不溶であることが知られている。ニッケルとアルミニウムの最大の溶解度は約0.04%であるため、ニッケルは、アルミニウムの熱伝導性に測定可能な影響を及ぼさない。ニッケルは、Al - Ni二元図のアルミニウム側端部で、アルミニウムと共に晶を形成する。Al - Ni共晶が、冷却の際に640で、基本的に「純粋な」固体アルミニウムとNiAl₃の機械的混合物に分解するために、重量比で約6%のニッケルの液体合金が必要である。このように凝固した合金は、約2879kg/m³の密度を有する。この密度は、凝固に際してNiAl₃が膨張するため、6%のニッケルの添加による代数的計算から予測される3072kg/m³の密度よりも小さい。

【0048】

ここで、図1に示すAl - Ni二元系状態図を参照すると、Al - Si - NiAl₃三元系の平衡状態図がなくとも、557において、約5%のNi及び11~12%のSiで三元共晶変態（液体>Al + NiAl₃ + Si）が生じることが、当業者には理解されるものである。固体状態において、Al、NiAl₃、及びSiの三相が、大部分の合金中に存在する。NiAl₃へのシリコンの溶解度は約0.4~0.5%であり、アルミニウムへのニッケルの溶解度は二元共晶温度において僅か0.04%であり、シリコンの溶解度は、ニッケルの添加によって低減する。この知見は、図1のAl - Ni二元系状態図と組み合わせると、Al - Si - NiAl₃三元系の三相平衡があることを示すものである。したがって、図2に示すように、二元系のような単一の温度ではなく、温度範囲上で平衡状態が生じることを示す三角図を構成することができる。ギブスの相律によれば、三元系における三相平衡は二変数である。ギブスの相律は、化学系または合金において共存可能な相（P）の最大数と自由度の数（F）との和が、系の成分数（C）と2との和に等しいというものである。したがって、Al - Si - NiAl₃の平衡状態では、共存可能な相の最大数は3であり、系に3成分が存在するため、ギブスの相律に従って、F = (C + 2) - Pから、二自由度が存在することになる。したがって、圧力が選択された後に、平衡状態を決定するために選択する必要があるのは、温度または1つの濃度パラメータだけである。

【0049】

平衡状態図上に三相平衡を表すためには、与えられた温度における3つの共役な相（すなわち、Al相、Si相、及びNiAl₃相）の決定された組成を指定する構造単位を使用する必要がある。構造単位は、図2の「タイ三角形」に示されており、RはAl相を表し、SはNiAl₃を表し、LはSi相を表す。R - S - Lの三角形は、元の相Pが分解

10

20

30

40

50

された三相を連結する。20%のSi、6%のNi、及び約73%のAlの実験条件のPを使用し、図2に示された、NiAl₃のパーセンテージ及びシリコンのパーセンテージを計算する公式を使用して、NiAl₃のパーセンテージは11%であり、シリコンのパーセンテージは8%であることが分かった。これらの計算は、10個のサンプルに対する定量金属組織学的な測定結果と妥当な一致（すなわち、NiAl₃についてプラスまたはマイナス1%、シリコンについてプラスまたはマイナス0.5%）を示している。

【0050】

約14%の量のNiAl₃相が、「漢字状」の相の半連續塊として、初晶シリコン粒の間の共晶組織中に、合金から析出することが観察された。一方、初晶シリコンの体積分率は、同じ砂型鋳造物の組織において、約8%である。この特有の組織は、機械加工性の改善のために特に重要であり、さらには、高温クリープ強度及び他の高温特性に対して適切な強化を提供するものである。これによって、本発明に係る合金は、ピストン構成のための優れた選択肢となる。10

【実施例】

【0051】

本発明を、以下の実施例においてさらに詳細に説明する。

【0052】

(実施例1)

内燃機関のピストンが、次の特定の組成比を有する本発明に係る合金を使用して鋳造された。組成比は、重量比において、19%のシリコン、0.6%のマグネシウム、4%のニッケル、及び残部のアルミニウムである。このピストンは、従来の砂型鋳造法を使用して鋳造された。鋳造ピストンは、熱処理され、次いで機械加工された。20

【0053】

ピストンの機械加工は、この合金が過共晶アルミニウム-シリコン合金ではないと疑われるほどに、非常に良好に実施された。機械加工の結果は、極めて驚くべきものであり、このピストンを加工するために、超硬工具またはダイアモンド工具の代わりに、高速度鋼で十分であった。さらに、AA-B391から鋳造されたピストンとの比較試験において、本発明に係る合金を使用して鋳造されたピストンの排出値は、AA-B391から鋳造されたピストンよりも低くかった。この排出値の低さは、本発明に係る合金の方が温度強度が高く、かつ熱膨張係数が低いことによるものである。30

【0054】

(実施例2)

2気筒エンジンブロックが、凝固の間に1013kPa(10気圧)の圧力が印加される加圧ロストフォーム鋳造を使用して鋳造された。この2気筒エンジンブロックは、本発明に係る合金であって、特に19.1%のシリコン、0.65%のマンガン、及び5.2%のニッケルを含む合金から鋳造された。鋳造後、2気筒エンジンブロックの気孔率が測定され、その結果は0.11%であった。

【0055】

0.11%の気孔率は、同一の発泡体ブロック中かつ同一の条件で1013kPa(10気圧)の圧力下で凝固した銅含有過共晶アルミニウム-シリコン合金に関して測定された最良の気孔率(約0.35%)よりも大幅に低い。本発明に係る合金から鋳造されたブロックから取得されたサンプルについて、371.1(700°F)で引張強度がテストされ、72.4MPa(10.5ksi)の引張強度を有していた。100個のエンジンブロックの機械加工の試行から得られた機械加工性の結果は、実施例1のピストンと同様の驚くべきものであり、高速度鋼による機械加工が可能であった。40

【0056】

上記実施例によれば、本発明に係る合金から構成された部品を機械加工するための予想工具寿命は、B391のアルミニウム合金から構成された部品の機械加工に対して100%改善されるものである。ピストン、エンジンブロック、及びエンジンヘッドは、鋳造後に非常に多くの機械加工を要するエンジン部品であるため、本発明が特に好適に適用され50

る。

【0057】

本明細書に記載された本発明は複数の特徴を含んでおり、本明細書に開示された様々な実施形態を、開示された特徴の一部のみを含む実施形態に変形できることは、当業者には明らかである。様々な他の組合せ及び変形または修正も、当業者には明らかである。このような様々な代替手段及び他の実施形態は、本発明に関連する内容を詳細に指定するとともに明瞭に主張する添付請求項の範囲に含まれるものである。

【図1】

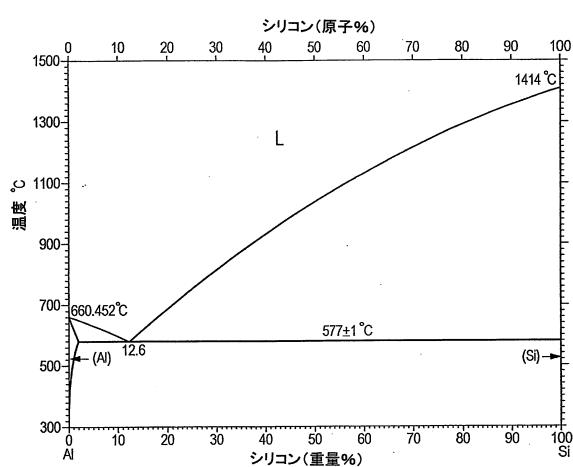


FIG. 1

【図2】

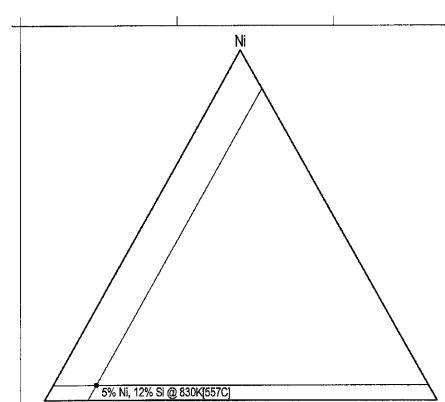


FIG. 2

フロントページの続き

(72)発明者 クアリー、テランス、エム .

アメリカ合衆国 54935 ウィスコンシン州、フォン デュ ラク、マラード レーン
エヌ 8878

(72)発明者 アンダーソン、ケビン、アール .

アメリカ合衆国 54935 ウィスコンシン州、フォン デュ ラク、ニューヘブン ア
ベニュー 1026

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開2011-012338(JP, A)

中国特許出願公開第102358928(CN, A)

特開昭62-083444(JP, A)

米国特許第05383429(US, A)

特開2004-307985(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 21/00 - 21/18