

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2009-132985

(P2009-132985A)

(43) 公開日 平成21年6月18日(2009.6.18)

(51) Int.Cl.	F 1	テーマコード (参考)
C 2 2 C 21/02 (2006.01)	C 2 2 C 21/02	
C 2 2 F 1/043 (2006.01)	C 2 2 F 1/043	
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 0 2	
	C 2 2 F 1/00 6 1 1	
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 A	
審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2007-311974 (P2007-311974)	(71) 出願人	502444733
(22) 出願日	平成19年12月3日 (2007. 12. 3)		日軽金アクト株式会社
			東京都品川区東品川二丁目2番20号
		(74) 代理人	100116621
			弁理士 岡田 萬里
		(72) 発明者	鈴木 聡
			静岡県静岡市清水区蒲原1丁目34番1号
			日本軽金属株式会社グループ技術センタ
			ー内
		(72) 発明者	織田 和宏
			静岡県静岡市清水区蒲原1丁目34番1号
			日本軽金属株式会社グループ技術センタ
			ー内
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 熱処理用アルミニウム鑄造合金及び剛性に優れたアルミニウム合金鑄物の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 Mg含有量を低減することにより伸び特性を向上させるとともに、剛性の向上を図って鑄鉄品に代替可能なアルミニウム合金鑄物を提供する。

【解決手段】 Si : 10.5 ~ 13.5 質量%, Ni : 1.4 ~ 2.4 質量%, Cu : 4.0 ~ 5.0 質量%, P : 0.003 ~ 0.015 質量% を含み、さらに必要に応じて Mn : 0.1 ~ 0.9 質量%, Cr : 0.1 ~ 0.9 質量% 及び V : 0.1 ~ 0.7 質量% のうちの一種以上を含むか、また必要に応じてさらに、 Ti : 2.5 ~ 4.0 質量% 及び B : 1.0 ~ 2.0 質量% を含に残部が Al と不可避的不純物からなり、しかも不純物としての Mg が 0.2 質量% 未満、好ましくはさらに不純物としての Fe が 0.3 質量% 以下に規制されているアルミニウム合金を鑄造後、T5 あるいは T6 処理を施して 80 GPa 以上のヤング率を呈するアルミニウム合金鑄物を得る。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

S i : 1 0 . 5 ~ 1 3 . 5 質量%, N i : 1 . 4 ~ 2 . 4 質量%, C u : 4 . 0 ~ 5 . 0 質量%, P : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 1 5 質量%を含み、残部が A l と不可避的不純物からなり、不純物としての M g が 0 . 2 質量%未満に規制されていることを特徴とする熱処理用アルミニウム鑄造合金。

【請求項 2】

不純物としての F e が 0 . 3 質量%以下に規制されている請求項 1 に記載の熱処理用アルミニウム鑄造合金。

【請求項 3】

さらに、M n : 0 . 1 ~ 0 . 9 質量%, C r : 0 . 1 ~ 0 . 9 質量%及び V : 0 . 1 ~ 0 . 7 質量%のうちの一つ以上を含む請求項 1 又は 2 に記載の熱処理用アルミニウム鑄造合金。

【請求項 4】

さらに、T i : 2 . 5 ~ 4 . 0 質量%及び B : 1 . 0 ~ 2 . 0 質量%を含む請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の熱処理用アルミニウム鑄造合金。

【請求項 5】

請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の成分組成を有し、鑄造後の T 5 処理あるいは T 6 処理により 8 0 G P a 以上のヤング率を呈する熱処理用アルミニウム鑄造合金。

【請求項 6】

請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の成分組成を有するアルミニウム合金を鑄造した後、4 9 0 ~ 5 1 0 °C に 1 ~ 8 時間保持して溶体化処理した後に焼入れを行い、その後 1 7 0 ~ 1 9 0 °C に 4 ~ 8 時間保持する時効処理を施すことを特徴とする剛性に優れたアルミニウム合金鑄物の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、大型の工作機械等に用いられる剛性に優れた鑄造用アルミニウム合金に関する。

【背景技術】

【0002】

従来、大型の工作機械等の構成部材の製造には鑄鉄が用いられている。

しかしながら、工作機械の高速度化や高精密作動化の進展に伴い、工作機械構造体自身の軽量化が望まれている。今後、益々軽量化が図られることになるが、現行の鑄鉄材の使用では限界がある。そこで、鑄鉄並みの強度と剛性を有する軽量の素材の開発が急務となっている。

アルミニウム合金の使用も想定されているが、一般的な鑄物用アルミニウム合金や J I S 規格 A C 4 C 合金、或いは A C 4 C H 合金の T 6 処理材は引張強度 2 8 0 M P a , ヤング率 7 0 G P a 程度であって、鑄鉄並みなる観点からは、要望に対して十分に応えられるものではない。また、アルミニウムの複合材は、機械的性質はよいものの、切削加工性に欠け、リサイクルする際に母材と強化材の分離が難しくリサイクル性に欠ける。

【0003】

このような背景下にあって、特許文献 1 で、ピストン用ではあるが、高温強度、耐摩耗性、耐疲労性に優れた鑄造用アルミニウム合金が提案されている。

このアルミニウム合金は、1 0 ~ 1 7 質量%の S i の他に、制限された量の M g , T i , Z r , V , C u , F e , M n , N i , P を含ませるとともに、実質的にデンドライト組織を無くさせていることを特徴としている。

【特許文献 1】特開 2 0 0 4 - 7 6 1 1 0 号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

10

20

30

40

50

【0004】

ところで、特許文献1で提案されている鑄造用アルミニウム合金は、0.3質量%以上のMgを含有させている。このMgの影響で伸び特性が悪く、厚肉部と薄肉部を有する大型鑄物の場合、鑄造後の焼き入れ時に、厚肉部と薄肉部の温度差が大きくなり、割れ不良を発生することが多くなっている。また、Mgを含む合金は溶解時にMgが酸化しやすく、酸化物が溶湯の中に入りやすいため欠陥となって材料強度と伸びの低下を起こす。このため、産業用の大型機械を構成する部材への適用は難しくなっている。

本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、Mg含有量を低減することにより伸び特性を向上させるとともに、剛性の向上を図って鑄鉄品に代替可能でありリサイクル性にも優れたアルミニウム合金鑄物を提供することを目的とする。

10

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明の熱処理用アルミニウム鑄造合金は、その目的を達成するため、Si:10.5~13.5質量%, Ni:1.4~2.4質量%, Cu:4.0~5.0質量%, P:0.003~0.015質量%を含み、残部がAlと不可避免の不純物からなり、不純物としてのMgが0.2質量%未満に規制されていることを特徴とする。

さらに、不純物としてのFeが0.3質量%以下に規制されていることが好ましい。

【0006】

本発明の熱処理用アルミニウム鑄造合金は、さらに、Mn:0.1~0.9質量%, Cr:0.1~0.9質量%及びV:0.1~0.7質量%のうちの一つ以上を含むものが好ましく、またさらに、Ti:2.5~4.0質量%及びB:1.0~2.0質量%を含んでいてもよい。

20

請求項1~4のいずれか1項に記載の成分組成を有するアルミニウム合金し、鑄造後にJIS規格に定めるT5あるいはT6処理を施すと、80GPa以上のヤング率および産業用大型機械の構成材として用いられるのに必要な引張強度、耐力を呈する。

【0007】

具体的には、請求項1~4のいずれか1項に記載の成分組成を有するアルミニウム合金を鑄造した後、490~510℃に1~8時間保持して溶体化処理した後に焼入れを行い、その後に170~190℃に4~8時間保持する時効処理を施すと、80GPa以上のヤング率を呈する程に剛性に優れたアルミニウム合金鑄物が得られる。

30

【発明の効果】

【0008】

本発明により提供される鑄造用アルミニウム合金は、不純物としてもMgが0.3質量%未満に規制されている。このため、伸び値が低下することがなく、鑄造後の熱処理時に割れを生じることもない。また、NiやCuなどの含有量を調整することにより、ヤング率が80GPa以上になるほどの優れた剛性を呈している。さらに、適正量のB及びTiを追加含有させることにより、ヤング率をさらに向上させることができる。

したがって、本発明鑄造用アルミニウム合金により、例えばスピンドルヘッドやラムサドルのような、大型かつ複雑な形状を有する工作機械構造体として、剛性に優れるばかりでなく軽量化したものを低コストで安定的に提供できるようになる。

40

【発明を実施するための最良の形態】

【0009】

本発明者等は、10質量%を超える量のSiを含有させた鑄造用アルミニウム合金において、鑄造後の熱処理においても割れが生じることもなく、しかも剛性を高める手段について検討を重ねてきた。

確かに、前記特許文献1で提案された鑄造用アルミニウム合金は、熱処理により高強度化が図られている。しかしながら伸びが低いために熱処理時の焼き入れ工程で割れが生じやすくなっている。したがって、スピンドルヘッドのような、大型かつ厚肉部と薄肉部を有する複雑な形状を有する工作機械構造体を安定して製造することには不安が付きまとう。また、剛性も必ずしも十分でなかった。

50

【0010】

本発明者等の種々の予備実験によると、前記特許文献1に記載の鋳造用アルミニウム合金が低い伸び値を呈する最大の要因が、0.3質量%を超えるMg含有量にあることを見出した。

そこで、Mg含有量を少なくして伸びを確保し、鋳造後の熱処理時に割れ発生を抑制することとした。併せて、Si, Cu, Ni, Cr, V等の含有量を適切に管理し、剛性の向上を図って、鋳鉄並みの剛性を確保することとした。

以下に、その詳細を説明する。

【0011】

まず、本発明熱処理用アルミニウム鋳造合金を構成する合金の成分組成について説明する。

Si: 10.5～13.5質量%

Siは剛性等の機械的性質向上の他に、耐摩耗性、耐熱性、制振性、低線膨張性および鋳造性（主に流動性）を向上させる作用を呈する。Si含有量が10.5質量%に満たないと流動性が低下し、湯廻り不足による欠陥が生じる。また、十分な機械的特性を得ることができない。逆に、Si含有量が13.5質量%を超える程に多くなると、破壊の起点となる粗大な初晶Siが晶出し、伸び等の機械的性質が低下する。また、焼入れの際に割れやすくなる。

【0012】

Ni: 1.4～2.4質量%

NiはAlと結合して Al_3Ni を形成し、剛性や耐熱性を向上させる作用を呈する。Ni含有量が1.4質量%に満たないと、十分な量の Al_3Ni が晶出せず、所望の剛性向上効果が得られない。逆に、Ni含有量が2.4質量%を超える程に多くなると、破壊の起点となる粗大な $Al_{12}Cu_5Ni_8$ が晶出し、伸び等の機械的性質、を著しく低下させる。また、Niは高価な元素であるため、地金のコストアップにも繋がる。

【0013】

Cu: 4.0～5.0質量%

Cuは、熱処理による析出硬化により、機械的特性を向上させる作用を呈する。その作用を有効的に発現させるには、4.0質量%以上の含有を必要とする。しかしながら、5.0質量%を超える程に多くなると伸びが低下して、焼入れ（熱処理）の際に割れが生じやすくなる。

【0014】

P: 0.003～0.015質量%

Pは初晶Siを微細化させ、破壊の起点となる初晶Siの粗大化を抑制する効果があり、伸び等の機械的特性を低下させない効果がある。しかし、P含有量が0.003質量%に満たない程に少ないと、初晶Siを微細化するには不十分な量であるため、微細化作用は発現せず、よって初晶Siが粗大に成長するため、伸び等の機械的強度が低下しやすい。逆に0.015質量%を超えるPの含有は地金のコストアップに繋がるとともに溶湯の流動性を低下させ湯廻り不足による欠陥が生じる。

【0015】

不純物としてのMg: 0.2質量%未満

MgはT6熱処理で固溶しているMgがSiと結合して Mg_2Si を析出し、材料強度を高める効果がある。Mg含有量が0.2質量%以上になると、析出する Mg_2Si が多くなり、材料が硬くなりすぎて、特に伸びを著しく低下させる。その結果、溶体化処理後の焼入れの際に割れが生じやすくなる。したがって、不純物としてのMg含有量は0.2質量%未満に制限する。0.1質量%以下にすることが好ましい。

【0016】

不純物としてのFe: 0.3質量%以下

Feは破壊の起点となる $AlFeSi$ あるいは $Al(Fe,Mn)Si$ の粗大な針状の晶出物を形成し、伸び等の機械的性質を低下させる。したがって、不純物としてのFeも、

10

20

30

40

50

0.3質量%以下に制限することが好ましい。

【0017】

Mn: 0.1~0.9質量%

Mnは、剛性を向上させる作用があり、必要に応じて含有させる。また不可避免的に混入し、破壊の起点となるFe系の針状晶出物Al(Fe,Mn)Siを塊状に変化させる作用も有する。前記作用は、Mnを0.1質量%以上含むことによって顕著に発現する。しかし、0.9質量%を超える程に多く含有させると、破壊の起点となるAl(Fe,Mn)Si系金属間化合物が粗大化し、伸び等の機械的性質を低下させるので、Mnを含有させる場合には0.1~0.9質量%の範囲とする。

【0018】

Cr: 0.1~0.9質量%

Crは剛性向上に寄与するAl₇Cr晶出物を形成し、剛性向上に寄与する元素である。必要に応じて含有させる。しかし、0.1質量%に満たない程に少ないと剛性を向上させるほどの晶出物は形成されない。逆に、0.9質量%を超える程に多くなると、破壊の起点となる粗大なCr系晶出物が多くなって返って、伸び等の機械的性質を低下させることになる。したがって、Crを含有させる場合は、0.1~0.9質量%の範囲とする。

【0019】

V: 0.1~0.7質量%

Vも剛性向上に寄与するAl₇Vが晶出物を形成し剛性向上に寄与する元素である。必要に応じて含有させる。しかし、0.1質量%に満たない程に少ないと剛性を向上させるほどの晶出物は形成されない。逆に、0.7質量%を超える程に多くなると、破壊の起点となる粗大なV系晶出物が多くなって返って、伸びが低下し、機械的性質を低下させることになる。したがって、Vを含有させる場合は、0.1~0.7質量%の範囲とする。

【0020】

Ti: 2.5~4.0質量%及びB: 1.0~2.0質量%

TiとBは互いに結合してTiB₂なる化合物を形成して剛性向上に大きく寄与する元素である。必要に応じてTi及びBを合わせて含有させる。Ti量が1.0質量%に満たなかったり、B量が0.5質量%に満たなかったりすると、剛性を向上させるTiB₂の生成量が少なく、所望の剛性向上効果は得られない。逆にTi量が4.0質量%を超える程に多かったり、B量が2.0質量%を超えるほどに多かったりすると、TiB₂がクラスター化して溶湯の粘性が高くなり、鑄造性を低下させることになる。また、Ti量がTiB₂(1:0.452)の比よりも多い場合であって、TiB₂となっていないフリーのTi量が0.4%を超すTi量の場合、板状の大きなAl₃Ti晶出物が生成し、機械的特性を低下させる。一方、B量がTiB₂の比よりも多い場合、Bは溶湯中のそのほかの元素と化合し、AlB₂, AlB₁₂, VB₂, CrB₂を生成する。これら化合物も剛性が高く、この合金の剛性アップに寄与する、したがって、Ti及びBを含有させる場合は、上記範囲内であって、且つ、BをTiB₂の等量より多くすることが望ましい。

【0021】

上記で説明した元素以外の元素は不可避免の不純物として取り扱われる。そして、合計で0.5質量%までの含有が許容される。選択成分であるMn, Cr, V, Ti及びBは、規定した含有量に満たないときには所望の特性を発現しないので、その含有は不純物として取り扱われる。

以上のように成分組成が規定されたアルミニウム合金は、鑄造後、T5あるいはT6の熱処理が施されて使用される。T5処理、T6処理により、80GPa以上のヤング率を呈することになる。

【0022】

そこで、次に溶解・鑄造及びその後の熱処理手段について説明する。

溶解・鑄造

TiとBを含まない合金の場合、合金成分に調合したインゴットの溶解及び鑄造には何の制限もない。通常通りの方法で十分である。ただし、ガスによる引け巣の生成を極力低

10

20

30

40

50

減するためには、十分に脱ガスした後、鑄造することが好ましい。また、鑄造手段としては、通常の高圧鑄造やダイキャストを用いても良いが、本発明の鑄造用アルミニウム合金は大型の産業機械部材への適用を想定しており、その場合は砂型重力鑄造法で鑄造することが好ましい。

TiとBを含む合金の場合、TiとBは KB_4 と K_2TiF_6 等のフラックスを用いてAl合金溶湯中に添加しても良いし、あらかじめAl-Ti-Bの母合金を作っておいて、母合金の状態で添加しても良い。

【0023】

鑄造後、いわゆるT5処理やT6処理を施すことにより、所望の特性を発現させる。

熱処理の各段階での条件について説明する。

溶体化処理：490～510℃×1～5時間

溶体化処理はCuの固溶を促進させるために行う。条件は、保持温度490℃～510℃、保持時間1～5時間とする。温度が490℃に満たない場合や保持時間が5時間に満たない場合、Cuの固溶が不十分となり、時効処理の際に析出するCu系化合物が少なくなり、時効処理による強度、剛性の向上が小さくなる。また温度が510℃を超えた場合、バーニングが起これ、剛性等の機械的特性が低下する虞がある。5時間を超えて保持しても特性の向上はあまり図れない。また比較的破壊の起点となりやすい針状に成長した共晶SiやAlCuNi系の晶出物の形状が破壊の起点になりにくい塊状化し、伸びが向上し、引張強度が低下するのを防ぐ作用も有する。

溶体化処理後、焼入れする。

【0024】

時効硬化処理：175～185℃×4～8時間

時効処理は、溶体化処理により固溶したCu系析出物の析出を促進させ、機械的特性を向上させるために行う。条件は、保持温度175℃～185℃、保持時間は4～8時間とする。温度が175℃より低い場合や保持時間が4時間に満たない場合には、析出が不十分となって十分な機械的特性が得られない。また温度が185℃を超えた場合や保持時間が8時間を超えた場合、過時効状態となって機械的特性が低下する。

【実施例】

【0025】

実施例1；

次に具体的な実施例について説明する。

表1に示す成分組成のアルミニウム合金溶湯を溶製し、200℃に予熱した舟型形状の金型（寸法200mm×30mm×40mm）に、鑄込み温度720℃で重力鑄造した。冷却後、500℃で2時間溶体化処理し、水焼入れした後、180℃で6時間の時効処理を施した。

時効処理後、鑄造材をJIS規格CT71型引張試験片の形状に加工し、室温環境下で引張試験を行った。その結果を表2に示す。

また、比較例として鑄物用アルミニウム合金の中で剛性が高いJIS規格AC4C合金及びAC4CH合金を使用した。同様の条件で鑄造及びその後の熱処理を行い、引張試験に供した。その結果を併せて表2に示す。

【0026】

表2に示す結果から、成分組成が適切に調整された本発明合金A1～A12は、引張強度240MPa以上、耐力200MPa以上、伸び0.2%以上の材料特性と、80GPa以上のヤング率を呈すし、他と比べて引張特性及び剛性に優れていることがわかる。

これに対して、比較例合金B1は、Si含有量が少ないために耐力が十分でなかった。B2はSi含有量が多すぎたために耐力も低かったが伸びも低下していた。B3はNi含有量が少なかったために剛性が不足していた。また、B4はNi含有量が多すぎたために、B5はCu含有量が少なすぎたために、いずれも耐力が十分ではなかった。逆にB6は、耐力は十分であったがCu含有量が多すぎたために伸びが低下していた。

【0027】

10

20

30

40

50

比較例合金 B 7 は Mn 含有量が多すぎたため、耐力が十分でないばかりか伸びも著しく低下していた。B 8 は不純物としての Mg が多すぎたために伸びが著しく低下していた。B 9 は P 含有量が少なすぎたために初晶 Si が粗大化し、粗大化した初晶 Si が破壊の起点となり機械的強度、特に耐力が低下していた。

比較例合金 B 10, B 12 は、選択元素として加える Cr, V の添加量が多すぎたために、かえって耐力を低下させていた。また、従来の鑄造合金である AC 4 C や AC 4 CH は剛性が十分でないことがわかる。

【 0 0 2 8 】

【表 1】

表 1：供試材の組成

合金 No.	成分組成 (質量%)											備考
	Si	Ni	Cu	Mn	Ti	B	Mg	Fe	Cr	V	P	
A1	12.2	2.1	4.5	<0.1	—	—	0.05	0.2	—	—	0.005	本 発 明 例
A2	12.1	1.8	4.5	<0.1	—	—	0.15	0.5	0.5	—	0.005	
A3	12	2	4.5	<0.1	—	—	0.08	0.3	—	0.5	0.005	
A4	11.9	1.6	4.5	<0.1	—	—	0.1	0.2	0.5	0.5	0.005	
A5	11.9	2.3	4.7	0.5	—	—	0.12	0.3	—	—	0.005	
A6	12	1.9	4.5	0.3	3	1.5	0.05	0.2	0.3	0.2	0.005	
A7	11.9	1.9	4.1	0.4	3	1.4	0.08	0.1	0.3	0.2	0.005	
A8	12.2	1.7	4.7	0.3	3.4	1.4	0.04	0.1	0.4	0.3	0.005	
A9	12.1	1.9	4.5	0.4	1	1.5	0.05	0.2	0.3	0.2	0.005	
A10	11.9	2.1	4.5	0.3	3	0.5	0.1	0.2	0.3	0.2	0.005	
A11	11.8	1.8	4.5	0.3	3	1.5	0.05	0.2	<0.01	0.2	0.005	
A12	12.1	2.2	4.5	0.3	3	1.5	0.05	0.2	0.3	<0.01	0.005	
B1	<u>10.1</u>	1.8	4.5	<0.1	—	—	<0.1	0.1	—	—	0.005	比 較 例
B2	<u>13.9</u>	2.2	4.5	<0.1	—	—	<0.1	0.2	—	—	0.005	
B3	11.9	<u>1</u>	4.5	<0.1	—	—	<0.1	0.2	—	—	0.005	
B4	11.9	<u>2.9</u>	4.5	<0.1	—	—	<0.1	0.1	—	—	0.005	
B5	12	1.9	<u>3.5</u>	<0.1	—	—	<0.1	0.2	—	—	0.005	
B6	11.8	2	<u>5.5</u>	<0.1	—	—	<0.1	0.1	—	—	0.005	
B7	12.1	1.9	4.5	<u>1.1</u>	—	—	<0.1	0.2	—	—	0.005	
B8	11.9	2	4.5	<0.1	—	—	<u>0.3</u>	0.2	—	—	0.005	
B9	12.1	2.3	4.6	<0.1	—	—	<0.1	0.2	—	—	<u>0.002</u>	
B10	12	2.3	4.5	<0.1	3	1.5	<0.1	0.2	<u>1</u>	0.2	0.005	
B11	12.3	1.9	4.5	<0.1	3	1.5	<0.1	0.2	0.3	<u>1</u>	0.005	
AC4C	7	—	—	—	—	—	0.35	<0.55	—	—	—	
AC4CH	7	—	—	—	—	—	0.35	<0.2	—	—	—	

下線は本発明範囲から外れていることを、「—」は 0.01 質量%未満であることを示す。

10

20

30

40

50

【 0 0 2 9 】

【 表 2 】

表 2 : 供試材の機械的特性

合金 No.	引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	ヤング率 (GPa)	備 考
A1	280	220	0.4	82	本 発 明 例
A2	280	220	0.2	80	
A3	262	204	0.4	81	
A4	271	209	0.4	80	
A5	278	222	0.2	81	
A6	268	210	0.4	91	
A7	307	224	0.9	90	
A8	268	232	0.4	91	
A9	281	221	0.6	87	
A10	283	220	0.6	87	
A11	280	219	0.8	89	
A12	281	220	0.5	89	
B1	289	<u>188</u>	0.7	80	比 較 例
B2	247	<u>182</u>	<u>0.1</u>	81	
B3	292	229	0.7	78	
B4	243	<u>181</u>	0.2	80	
B5	<u>231</u>	<u>174</u>	0.7	80	
B6	320	238	<u>0.1</u>	83	
B7	241	<u>192</u>	<u><0.1</u>	81	
B8	272	229	<u><0.1</u>	81	
B9	<u>237</u>	<u>180</u>	0.6	91	
B10	243	<u>185</u>	0.2	91	
B11	242	<u>183</u>	0.2	91	
AC4C	285	225	7.3	<u>74</u>	
AC4CH	295	230	10.0	<u>73</u>	

【 0 0 3 0 】

実施例 2 ;

実施例 1 において伸びの低かった本発明合金 A 1、A 2、A 5、A 8 のアルミニウム合金を、一般的なスピンドルヘッド（図 1 参照）の形状（幅 3 0 0 mm、長さ 1 2 0 0 mm、高さ 3 0 0 mm）に、各合金につき 1 0 個ずつ、鑄込み温度 7 2 0 °C で砂型重力鑄造した。冷却後、5 0 5 °C で 2 時間の溶体化処理を行った後に水焼入れを行って割れの有無を肉眼で確認した。

また比較合金 B 2, B 6, B 7, B 8 においても同様の試験を行った。

その結果を表 3 に示す。

この結果、比較合金はほとんどのものに鋳物の薄肉部に割れが確認された。これに対して、本発明合金 A 1 及び A 8 には割れは確認できなかった。また本発明合金 A 2、A 5 に関しては割れが確認されたものの、その数は 10 個中 1, 2 個と少なかった。

このように伸びを 0.2 % 以上にすることにより焼入れ時の割れ発生を抑制できることがわかる。特に伸びを 0.4 % 以上とすれば、割れはほとんど発生しないことがわかる。

【0031】

【表 3】

10

表 3：焼入れ時の割れ発生状況

合金 No.	割れた鋳物の数 (個)	備考
A1	0	本 発 明 例
A2	2	
A5	1	
A8	0	
B2	6	比 較 例
B6	7	
B7	10	
B8	10	

20

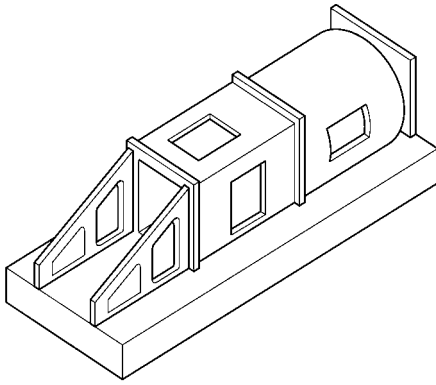
【図面の簡単な説明】

30

【0032】

【図 1】実施例 2 で用いた試験片鋳物の形状を示す図

【図 1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
	C 2 2 F 1/00	6 3 1 Z
	C 2 2 F 1/00	6 9 0
	C 2 2 F 1/00	6 9 1 B
	C 2 2 F 1/00	6 9 1 C

(72)発明者 倉増 幸雄
静岡県静岡市清水区蒲原 1 丁目 3 4 番 1 号 日本軽金属株式会社グループ技術センター内

(72)発明者 杉田 薫
静岡県静岡市清水区蒲原 1 6 1 番地 日本軽金属株式会社蒲原製造所内

(72)発明者 木村 茂嗣
東京都品川区東品川 2 丁目 2 番 2 0 号 日軽金アクト株式会社内