

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6594663号  
(P6594663)

(45) 発行日 令和1年10月23日(2019.10.23)

(24) 登録日 令和1年10月4日(2019.10.4)

(51) Int.Cl.		F 1		
<b>C 2 2 C</b>	<b>23/06</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C	23/06
<b>C 2 2 C</b>	<b>23/04</b>	<b>(2006.01)</b>	C 2 2 C	23/04
<b>B 2 2 D</b>	<b>21/04</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 2 D	21/04
<b>B 2 2 D</b>	<b>25/06</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 2 D	25/06
<b>B 2 2 D</b>	<b>27/04</b>	<b>(2006.01)</b>	B 2 2 D	27/04
				B
				G
請求項の数 9 (全 14 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号 特願2015-107786 (P2015-107786)  
 (22) 出願日 平成27年5月27日 (2015.5.27)  
 (65) 公開番号 特開2016-222946 (P2016-222946A)  
 (43) 公開日 平成28年12月28日 (2016.12.28)  
 審査請求日 平成29年11月29日 (2017.11.29)

(73) 特許権者 000005326  
 本田技研工業株式会社  
 東京都港区南青山二丁目1番1号  
 (74) 代理人 100106002  
 弁理士 正林 真之  
 (74) 代理人 100120891  
 弁理士 林 一好  
 (74) 代理人 100131705  
 弁理士 新山 雄一  
 (72) 発明者 家永 裕一  
 埼玉県和光市中央1-4-1 株式会社本  
 田技術研究所内  
 審査官 河野 一夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐熱性マグネシウム鑄造合金とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免の不純物からなり、

ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下であり、

Mg母相のMg純度が質量%で97.0%以上である、耐熱性マグネシウム鑄造合金。

【請求項2】

原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免の不純物からなり、

ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下であり、

熱伝導率が80.0W/m・K以上であり、200における引張強さが200MPa以上である、耐熱性マグネシウム鑄造合金。

【請求項3】

原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免の不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.9以上1.1以下である、耐熱性マグネシウム鑄造合金。

【請求項4】

原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免の不純物からなり、熱伝導率が80.0W/m・K以上であり、200における引張強さが200MPa以上である、耐熱性マグネシウム鑄造

合金。

【請求項 5】

原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、 $Mg_{1.2}ZnY$ の長周期積層構造相が三次元網目状に形成された、耐熱性マグネシウム鑄造合金。

【請求項 6】

さらに、原子%で、Zrを0.01%以上0.3%以下含む、請求項1～5のいずれか一項記載の耐熱性マグネシウム鑄造合金。

【請求項 7】

$Mg_{1.2}ZnY$ の長周期積層構造相が三次元網目状に形成された、請求項1～6のいずれか一項記載の耐熱性マグネシウム鑄造合金。

10

【請求項 8】

比重が2.10以下である、請求項1～7のいずれか一項記載の耐熱性マグネシウム鑄造合金。

【請求項 9】

請求項1～8のいずれか一項記載の耐熱性マグネシウム鑄造合金の製造方法であって、溶融された金属材料を20K/秒以上200K/秒以下の速度で冷却する工程を備える製造方法。

【発明の詳細な説明】

20

【技術分野】

【0001】

本発明は、耐熱性マグネシウム鑄造合金とその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

マグネシウムは、鉄、アルミニウムに比べて軽量であるため、鉄鋼材料やアルミニウム合金材料からなる部材に代わる軽量代替材として用いることが検討されている。機械的性質や鑄造性などに優れたマグネシウム合金としては、AZ91Dが知られている。

しかしながら、一般のマグネシウム合金は、200～250程度の高温域において、引張強さ及びクリープ伸び等の機械的特性が低下し、ADC12材、A4032-T6材等の耐熱アルミニウム合金に匹敵する高温強度を得ることができない。

30

【0003】

従来、耐熱性を有する商用マグネシウム合金としては、Yやミッシュメタルなどのレアアースを添加して高温強度を向上させたWE54が知られている。

【0004】

また、高強度を備えたマグネシウム合金としては、例えば、特許文献1には、全量に対して、Zn1～4原子%と、Y1～4.5原子%を含み、残部がMgと不可避の不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.6～1.3の範囲にある組成を備えるMg合金を鑄造後、押出加工してなるマグネシウム合金が記載されている。このマグネシウム合金は、金属間化合物 $Mg_3Y_2Zn_3$ と、長周期構造を示す $Mg_{1.2}YZn$ とを備えており、常温で高強度と高延性とを兼ね備えることが示されている。

40

【0005】

さらに、高温環境下で高強度を備える耐熱マグネシウム合金が提案されている。例えば、非特許文献1には、 $Mg_{9.5.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金からなる押出材について、473K(200 )における耐力( )が367MPaである。

また、特許文献2には、Mg-Zn-Y合金からなり、長周期積層構造相を有する鑄造物を押出加工して得られた押出材について、押出材の硬さ及び降伏強度が鑄造物に比べて向上したこと(段落0034)、 $Mg_{9.7}Zn_1Y_2$ からなるMg合金の押出材について、200の試験温度で0.2%耐力、引張強さ、伸びを測定した結果によると、367MPaの耐力を備えること(表2)が記載されている。

50

また、特許文献3には、Zn 1 ~ 3原子%と、Y 1 ~ 3原子%と、Zr 0.01 ~ 0.5原子%とを含み、Zn/Yが0.6 ~ 1.3の範囲にあると共に、Mg相及び金属間化合物Mg<sub>3</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub>相が微細に分散し、かつ長周期積層構造が三次元網目状に形成されている耐熱性マグネシウム合金が記載されている。このMg合金は、金型に鑄込んで10 ~ 10<sup>3</sup> K/秒の速度で冷却して製造されるものであり、200 ~ 250 の高温環境下で高強度と高延性とを兼ね備えることが示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【特許文献1】特許第4500916号

10

【特許文献2】特許第3905115号

【特許文献3】特開2009-149952号公報

【非特許文献】

【0007】

【非特許文献1】Ienaga et al, 「Casting Process and Mechanical of Large-Scale Extruded Mg-Zn-Y alloys」, SAE Technical Paper, 2013-01-0979, 2013年4月8日)

【非特許文献2】河村能人、「LPSO型マグネシウム合金の特徴と今後の展望」、あたりあ、日本金属学会、2015年2月、第54巻、第2号、p.44-49

20

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

しかしながら、従来のマグネシウム合金は、高温環境下で使用される製品の素材として十分でなかった。高温部品の素材として従来のマグネシウム合金を用いた場合、使用環境によっては部品温度が過度に高くなり、その結果、部品の機械的強度が低下するため、部品素材にさらに大きな高温強度が必要となる。とくに、エンジンプロック等のエンジン部材は、高温環境下において燃焼室の爆発荷重に長時間耐える高温強度が要求される。

【0009】

本発明者らは、従来の耐熱マグネシウム合金は、耐熱アルミニウム合金と比べて十分な放熱性を確保できないため、部品温度が高くなり機械的強度が低下することに着目した。そこで、Mg合金の放熱性を向上させるために熱伝導性について検討した。

30

上述した耐熱マグネシウム合金WE54やマグネシウム合金AZ91Dは、熱伝導率が51 ~ 52 W/m・Kであり、上記ADC12材の熱伝導率(92 W/m・K)と比べて半分程度でしかなかった。

【0010】

上述のとおり、特許文献1のマグネシウム合金は、高温環境下における機械的強度が示されていない。また、非特許文献1のマグネシウム合金は、良好な高温強度を有するが、常温における熱伝導率が72.4 W/m・Kであり(図5、表3)、高温環境下で使用される部品素材の放熱性としては、不十分である。特許文献2のMg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub>からなるMg合金の押出材は、0.2%耐力が250 において215 MPaと低下し、また、熱伝導性に関する記載はない。

40

【0011】

さらに、非特許文献1及び特許文献2のマグネシウム合金は、いずれも鑄造後に押出加工を行った押出材である。特許文献2の表1に示されたMg-Zn-Y系押出合金の機械的特性によると、鑄造材(比較例10)のMg-Zn-Y系合金は、押出材(実施例)のMg-Zn-Y系合金と比べて、引張強さが大きく劣っている。

また図5は、Mg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub>からなるLPSO(長周期積層構造)型マグネシウム合金の押出加工材と鑄造まま材における応力及びひずみの変化を示したものである(非特許文献2の図4)。図5によると、押出加工材は、鑄造まま材と比べて、高い強度を有す

50

ることが分かる。これは、冷却速度の低い鑄造まま材は、長周期積層構造相がネットワーク状に連続晶出せず、分断した晶出状態になっていることが原因であると本発明者は推察した。

【0012】

その点で、特許文献3は、Mg-Zn-Y系合金からなる鑄造材について、高温環境下で高強度と高延性とを兼ね備える耐熱性マグネシウム合金が提案されている。しかしながら、特許文献3には熱伝導性に関して記載されておらず、高温環境下で使用される部品の放熱性を向上させる課題について認識されていなかった。

【0013】

上述したように、部品温度が過度に高くなる使用環境では、部品の機械的強度が低下する。特に、ピストン、シリンダー、エンジンブロック等のエンジン部材は、高温環境下で使用されるので、エンジン部材に供される耐熱性マグネシウム合金は、高温域における高強度及び高延性を備えることに加えて、かかる機械的特性を維持できるように、温度上昇を抑制できるよう高い放熱性を備えることが有効である。

従来、高い高温強度と高い熱伝導性を両立させた耐熱マグネシウム合金は知られていなかった。上述のとおり、エンジン部材は、高温の燃焼室内での爆発荷重に耐える必要がある。さらに、マグネシウム合金を用いたエンジン部品は、燃焼室温度を適正に保つための放熱性を合わせ持つことにより、軽量化と燃費向上を実現できる。

【0014】

そこで、本発明は、200~250 程度の高温域において、良好な機械的特性と熱伝導性を両立させた耐熱性マグネシウム鑄造合金を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0015】

本発明者らは、上記課題に鑑みて、鋭意検討を行った結果、Mg母相の周りの結晶粒界に三次元網目状に形成されるMg<sub>12</sub>ZnYの長周期積層構造相を形成して高温強度を向上させるとともに、Mg純度の高いMg母相を含む組織を形成して高い熱伝導率を達成することによって、高温域において良好な機械的特性と熱伝導性を両立させた耐熱性マグネシウム鑄造合金が得られることを見出し、本発明を完成するに至った。

【0016】

Mg合金に含まれるZnとYの含有率、ZnとYとの組成比Zn/Yを特定の範囲にすることにより、Mg母相(結晶粒)の周りの結晶粒界においてMg<sub>12</sub>ZnYの長周期積層構造相が三次元網目状に形成され、マグネシウム合金の強度を向上させる骨格となり、良好な高温クリープ特性が得られる。さらに、上記Zn/Yの特定により、Mg母相に固溶するZn又はYが抑制され、Mg母相のMg純度を高く維持できることから、高い熱伝導率を有する耐熱性マグネシウム鑄造合金が得られる。

具体的には、本発明は、以下のものを提供する。

【0017】

(1) 原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下であり、Mg母相のMg純度が97.0%以上である、熱伝導性に優れたエンジン部材用の耐熱性マグネシウム鑄造合金。

(2) 原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下であり、熱伝導率が80.0W/m・K以上であり、200における引張強さが200MPa以上である、熱伝導性に優れたエンジン部材用の耐熱性マグネシウム鑄造合金。

(3) 原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.75より大きく1.35以下である、耐熱性マグネシウム鑄造合金。

(4) 原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%

10

20

30

40

50

0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、熱伝導率が $80.0\text{ W/m}\cdot\text{K}$ 以上であり、 $200$ における引張強さが $200\text{ MPa}$ 以上である、耐熱性マグネシウム鋳造合金。

(5)原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、 $\text{Mg}_{12}\text{ZnY}$ の長周期積層構造相が三次元網目状に形成された、耐熱性マグネシウム鋳造合金。

(6)さらに、原子%で、Zrを0.01%以上0.3%以下含む、(1)~(5)のいずれかの耐熱性マグネシウム鋳造合金。

(7) $\text{Mg}_{12}\text{ZnY}$ の長周期積層構造相が三次元網目状に形成された、(1)~(6)のいずれかの耐熱性マグネシウム鋳造合金。

(8)比重が2.10以下である、(1)~(7)のいずれかの耐熱性マグネシウム鋳造合金。

(9)(1)~(8)のいずれかの耐熱性マグネシウム鋳造合金の製造方法であって、溶融された金属材料を $20\sim 200\text{ K/秒}$ の速度で冷却する工程を備える方法。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、 $200\sim 250$ 程度の高温域において、良好な機械的特性と熱伝導性を両立した耐熱性マグネシウム鋳造合金が得られる。このため、エンジン部材のような高温環境下の使用に適した軽量で高強度の素材を提供でき、自動車等のエンジンにおける軽量化と燃費向上を実現できる。本発明のマグネシウム合金は、良好な放熱性を備えるので、エンジン等の部品の温度を適正に保ち、熱膨張による部品間のクリアランスを適正に維持でき、部品における不具合の発生を防止できる。また、本発明のマグネシウム合金は、押出合金のような塑性加工を行わない鋳造合金として製造されるから、コストが低減されて安価な材料を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図1】実施例1の鋳造マグネシウム合金の金属組織を示す電子顕微鏡写真である。

【図2】実施例3の鋳造マグネシウム合金の金属組織を示す電子顕微鏡写真である。

【図3】実施例3及び比較例5の鋳造マグネシウム合金における室温から $250$ までの引張強さの変化を示すグラフである。

【図4】実施例3~5の鋳造マグネシウム合金の金属組織を示す電子顕微鏡写真である。

【図5】押出加工材と鋳造まま材の応力とひずみの関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0020】

以下に、本発明の好適な実施の形態を説明する。なお、本発明は当該実施形態によって限定的に解釈されるものではない。

【0021】

本発明のマグネシウム鋳造合金は、原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下であり、Mg母相のMg純度が97.0%以上である、熱伝導性に優れたエンジン部材用の耐熱性マグネシウム鋳造合金である。

【0022】

(合金組成)

Zn、Yは、マグネシウム鋳造合金の金属組織において機械的強度を向上させる強化相として機能する $\text{Mg}_{12}\text{ZnY}$ の長周期積層構造相を形成するのに必要な元素である。当該 $\text{Mg}_{12}\text{ZnY}$ 相は、ZnとYを所定量添加することによって形成される。Zn、Yは、1.2%以上を含有させると、 $200$ で $200\text{ MPa}$ 以上の引張強さが得られるので、好ましい。より好ましくは、2.0%以上である。一方、Zn、Yの各含有量を増加させても引張強さの上昇が飽和する傾向にあり、また、組成比Zn/Yに応じて高価なYの含有量を増加させる必要がある。そのため、Zn、Yの各含有量は、4.0%以下が好ま

10

20

30

40

50

しい。

【0023】

Mg<sub>12</sub>ZnYの長周期積層構造相におけるZnとYの構成比率が1:1であるから、Zn/Yが1に近いほど、Mg母相へ固溶するZn又はYが少なくなり、Mg母相の純度を高く維持されるので、高い熱伝導率が得られる。他方、Zn/Yが0.65未満または1.35超であると、Mg母相に固溶するZn又はYの量が多くなり、Mg母相のMg純度が低下し、熱伝導率が低減する。そのため、Zn/Yは、0.65以上1.35以下が好ましい。より好ましくは、その下限値が0.9以上であり、その上限値が1.10以下であり、1.0が特に好ましい。

【0024】

不可避的不純物は、本発明における耐熱性マグネシウム鋳造合金の特性に影響を与えない範囲で含まれていてもよい。例えば、Al、Si等を許容量として各々0.5原子%以下を含有することができる。

【0025】

本発明におけるMg母相のMg純度は、マグネシウム鋳造合金の金属組織における結晶粒中のMgの含有割合を意味する。本発明に係る耐熱性マグネシウム鋳造合金は、Al以外の配合成分は、Mgよりも熱伝導率に劣る元素である。このため、Mg母相のMg純度が高いほど、マグネシウム鋳造合金の熱伝導率が向上する。一方、Mg母相にMg以外の成分が固溶してMg純度が低下すると、マグネシウム鋳造合金の熱伝導率も低下する。Mg母相のMg純度は、97.0%以上であると、80.0W/m・K以上の熱伝導率が得られるので好ましい。より好ましくは、99.0%以上である。

【0026】

本発明に係る耐熱性マグネシウム鋳造合金は、Mg<sub>12</sub>ZnYの長周期積層構造相が三次元網目状に形成された骨格を有する。金属溶湯が金型に注入されて凝固する過程で、Mg、Zn及びYにより、当該長周期積層構造相のネットワーク構造が結晶粒界に形成される。このようなMg<sub>12</sub>ZnY相の構造がマグネシウム鋳造合金の高温時の引張強さを向上させる。図1は、実施例1の鋳造マグネシウム合金の金属組織を示す電子顕微鏡写真である。図1に示すとおり、Mg<sub>12</sub>ZnYの長周期積層構造相からなる強化相Aは、結晶粒界に沿って、Mg母相Bの周囲に三次元網目状に形成されている。

【0027】

Zrは、結晶粒を微細化させる効果を有し、マグネシウム鋳造合金の高温強度をさらに向上させる元素である。そのため、Zrを0.01%以上0.3%以下で含んでもよく、好ましくは、0.2%以上0.3%以下である。

【0028】

図2は、実施例3の鋳造マグネシウム合金の金属組織を示す電子顕微鏡写真である。Zrを含む実施例3(図2)は、Zrを含まない実施例1(図1)と比べて、Mg母相Bが微細化しており、高温強度も向上している。

【0029】

(熱伝導率)

従来の商用マグネシウム合金(WE54、AZ91D)は、熱伝導率が51~52W/m・Kであり、アルミニウム合金(ADC12材)の熱伝導率(92W/m・K)と比べて半分程度であった。そのため、高温部品の素材としての十分な放熱性を確保できなかった。それに対し、本発明に係るマグネシウム鋳造合金は、80.0W/m・K以上の高い熱伝導率を有しており、高温部品の素材として十分な放熱性が得られるので、エンジン部材用の耐熱性マグネシウム鋳造合金として適している。熱伝導率は、90W/m・K以上がさらに好ましい。

【0030】

(引張強さ)

一般のマグネシウム合金は、200~250程度的高温域において、引張強さ及び伸び等の機械的特性が低下し、耐熱アルミニウム合金(ADC12材、A4032-T6材

10

20

30

40

50

等)に匹敵する高温強度を得ることができない。これに対し、本発明に係るマグネシウム鋳造合金は、200における引張強さが200MPa以上の高温強度を備えている。このため、高温環境下で使用されるエンジン部材用の耐熱性マグネシウム鋳造合金として適している。200における引張強さは、240MPa以上がさらに好ましい。

また、250における引張強さは、175MPa以上であると、さらに高温環境下で使用されるエンジン部材用に適しているから、好ましい。図3は、実施例3及び比較例5の鋳造マグネシウム合金における、室温から250までの引張強さの変化を示すグラフである。図3に示すとおり、本発明の実施形態である実施例3のマグネシウム鋳造合金は、200~250の高温領域において200MPa以上の高い引張強さを有する。

#### 【0031】

10

(比重)

本発明に係るマグネシウム合金の比重は、低いほど軽量化部品に適しているので、2.10以下が好ましい。2.00以下、1.90以下であってもよい。

#### 【0032】

本発明に係るマグネシウム鋳造合金は、原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下であり、熱伝導率が80.0W/m·K以上であり、200における引張強さが200MPa以上であることが好ましい。Zn及びYの含有量が上記の範囲であることにより、Mg<sub>1</sub><sub>2</sub>ZnYの長周期積層構造相が三次元網目状にMg母相の周囲に形成され、かつ、Mg母相へ固溶する成分が抑制されることによりMg母相のMg純度を高く維持することが可能となる。そのため、良好な熱伝導率と高温環境下における引張強さを兼ね備え、高温環境下で使用されるエンジン部材に適した耐熱性マグネシウム鋳造合金が得られる。なお、組成の数値範囲などについては、上述した好ましい範囲を適宜適用できる。

20

#### 【0033】

本発明に係るマグネシウム鋳造合金は、原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.75より大きく1.35以下であることが好ましい。Zn及びYの含有割合が3.0%より大きいため、Mg<sub>1</sub><sub>2</sub>ZnYの長周期積層構造相の幅が大きく形成され、高温強度が向上しやすくなる。また、ZnとYの含有量の差が小さいため、Mg母相へ固溶する成分が抑制されやすくなり、Mg母相のMg純度を高く維持しやすくなる。このため、本実施形態のマグネシウム鋳造合金は、熱伝導率と高温環境下における引張強さを兼ね備えたマグネシウム鋳造合金となり、耐熱性マグネシウム鋳造合金として用いられやすくなる。なお、組成の数値範囲などについては、上述した好ましい範囲を適宜適用できる。

30

#### 【0034】

本発明に係るマグネシウム鋳造合金は、原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、熱伝導率が80.0W/m·K以上であり、200における引張強さが200MPa以上であることが好ましい。Zn及びYの含有割合が3.0%より大きいため、Mg<sub>1</sub><sub>2</sub>ZnYの長周期積層構造相の幅が大きく形成され、高温強度が向上しやすくなる。また、ZnとYの含有量の差が小さいため、Mg母相へ固溶する成分が抑制されやすくなり、Mg母相のMg純度を高く維持しやすくなる。これにより、熱伝導率と高温環境下における引張強さを兼ね備えたマグネシウム鋳造合金となり、耐熱性マグネシウム鋳造合金として用いられやすくなる。なお、組成の数値範囲などについては、上述した好ましい範囲を適宜適用できる。

40

#### 【0035】

本発明に係るマグネシウム鋳造合金は、原子%で、Znを3.0%より大きく4.0%以下、Yを3.0%より大きく4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、Mg<sub>1</sub><sub>2</sub>ZnYの長周期積層構造相が三次元網目状に形成されたマグネシウム鋳造合

50

金であることが好ましい。Zn及びYの含有割合が3.0%より大きいため、 $Mg_{1.2}ZnY$ の長周期積層構造相の幅が大きく形成され、高温強度が向上しやすくなる。また、ZnとYの含有量の差が小さいため、Mg母相へ固溶する成分が抑制されやすくなり、Mg母相のMg純度を高く維持しやすくなる。これにより、熱伝導率と高温環境下における引張強さを兼ね備えたマグネシウム casting 合金となり、耐熱性マグネシウム casting 合金として用いられやすくなる。なお、組成の数値範囲などについては、上述した好ましい範囲を適宜適用できる。

#### 【0036】

(製造方法)

本発明に係るマグネシウム casting 合金を製造するには、原子%で、Znを1.2%以上4.0%以下、Yを1.2%以上4.0%以下含み、残部がMg及び不可避免的不純物からなり、ZnとYとの組成比Zn/Yが0.65以上1.35以下である金属材料を高温で溶解してもよい。高温で溶解する工程としては、例えば金属材料を黒鉛のつばに挿入し、高周波誘導溶解をAr雰囲気中で行い、750~850の温度で熔融すればよい。

#### 【0037】

得られた熔融合金は、金型に注入して casting すればよい。 casting する工程においては、溶解された金属材料を所定の速度で冷却すればよい。冷却速度は、20K/秒以上であることが好ましい。20K/秒以上であれば、Mg母相及び金属化合物である $Mg_3Y_2Zn_3$ 相の粒子が粗大化しにくく、 $Mg_{1.2}ZnY$ の長周期積層構造相のネットワーク形態が崩れにくくなる傾向にある。また、冷却速度は、200K/秒以下であることが好ましい。200K/秒以下であれば、Mg母相凝固中に母相内の固溶元素が晶出相(結晶粒界)に排出される時間が十分となり、Mg母相中に固溶元素が残存しにくくなる。冷却速度は、30K/秒以上190K/秒以下がより好ましく、40K/秒以上180K/秒以下がさらに好ましい。

#### 【0038】

(用途)

本発明に係るマグネシウム casting 合金は、エンジンプロックやピストンなどの高温強度が必要とされる軽量化部品に適用可能となり、従来のアルミニウム合金製エンジン部品よりも低比重のため、30%以上の軽量化が可能となる。また、エンジン部材の昇温や熱膨張を抑え、ピストンやシリンダーのクリアランスを適正化でき、燃費向上やエンジンの静粛性にも寄与できる。さらに、 casting まま材で熱処理を加えずに製造することができ、高強度化できることから、従来のマグネシウム合金に比べて安価に製造することも可能となる。

#### 【実施例】

#### 【0039】

以下、本発明を実施例に基づき具体的に説明する。なお、本発明は当該実施例に限定的に解釈されるものではない。

#### 【0040】

(実施例1)

Mgに、Znを2原子%、Yを2原子%添加した金属材料を黒鉛のつばに挿入し、高周波誘導溶解をAr雰囲気中で行い、750~850の温度で熔融した。得られた熔融合金を金型に注入して casting を行った。 casting 時には、溶解された金属材料を冷却した。 casting により得られた板状の casting 合金のサイズは50mm幅、8mm厚であった。冷却速度については、冷却速度と dendrite 二次アーム間隔の関係が既知であるAl-Cu共晶合金を、本願実施例と同一の条件で casting し、その二次アーム間隔から類推したところ、55K/秒であった。

#### 【0041】

(実施例2~7、比較例1~7)

表1のとおり組成を変更した以外は、実施例1と同様に溶解及び casting を行い、マグネシウム合金を製造した。なお、比較例5~7については文献値を用いており、以下の組成比である。

10

20

30

40

50

比較例 5 (アルミニウム合金 ADC12) : Cu 1.93%、Si 10.5%、Mg 0.21%、Zn 0.82%、Fe 0.84%、Mn 0.32%、残部は Al。  
 比較例 6 (マグネシウム合金 WE54) : Y 5.23%、RE 1.54%、Nd 1.78%、Zr 0.51%、残部は Mg。  
 比較例 7 (マグネシウム合金 AZ91D) : Al 9.23%、Zn 0.78%、Mn 0.31%、残部は Mg。

## 【0042】

実施例 1 ~ 7 及び比較例 1 ~ 4 の鑄造合金から測定ごとに試験体を切り出し、以下の測定を行った。測定結果を表 1 に示す。

## 【0043】

(熱伝導率)

JIS R 1611 に基づき、レーザフラッシュ法で以下のとおり測定した。

- 1) 熱の吸収及び輻射率を良くするため、鑄造合金試料の表裏面に黒化材(カーボンスプレー)を塗布した。
- 2) パルスレーザー光を試料表面に照射した。
- 3) 時間と共に試料温度が上昇し、再び下降する温度履歴曲線を得た。
- 4) 式(1)のとおり、温度上昇量  $m$  の逆数から比熱容量  $C_p$  を求めた。

$$C_p = Q / (M \cdot m) \quad \text{式(1)}$$

( $Q$ : 熱入量(パルス光エネルギー)、 $M$ : 試料の質量)

- 5) 式(2)のとおり、温度上昇量の  $1/2$  だけ温度が上昇するのに要する時間  $t_{1/2}$  から熱拡散率 を求めた。

$$= 0.1388 d^2 / t_{1/2} \quad \text{式(2)}$$

( $d$ : 試験片の厚さ)

- 6) 式(3)のとおり、比熱容量  $C_p$ 、熱拡散率、試験片の密度 から熱伝導率 を求めた。

$$= \cdot C_p \cdot \quad \text{式(3)}$$

## 【0044】

熱伝導率の測定において用いた測定装置及び測定条件は、以下のとおりである。

測定装置: アルバック理工(株)製 TC7000型

レーザーパルス幅: 0.4ms

レーザーパルスエネルギー: 10Joule/pulse以上

レーザー波長: 1.06 $\mu$ m(Ndガラスレーザー)

レーザービーム径: 10

温度測定方法: 赤外線センサー(熱拡散率測定)、熱電対(比熱容量測定)

測定温度範囲: 室温 ~ 1400 (比熱容量の同時測定は 800 まで)

測定雰囲気: 真空

試料: 直径 10mm、厚さ 2.0mm

## 【0045】

(引張強さ)

引張試験片は、平行部径 6.35mm、標点間距離 25.4mm の ASTM E8 標準試験片形状とした。試験条件は、以下のとおりである。試験片を高周波加熱コイルにて試験温度まで昇温した後、30分保持し、温度を安定化させた後に試験を行った。

ひずみ速度:  $5 \times 10^{-4} / \text{sec}$

試験温度:  $200 \pm 2$  (一部  $250 \pm 2$ )

## 【0046】

(Mg母相のMg純度)

以下の測定装置および測定条件を用いて、各試料のMg母相を電子顕微鏡で観察し、Mg母相部分の組成を点分析にて5点測定し、その平均値(Mgの質量%)を母相Mg純度とした。

測定装置: 日本電子株式会社製、JSM-7100型走査電子顕微鏡

10

20

30

40

50

：日本電子株式会社製、JED-2300型エネルギー分散形X線分析装置  
 加速電圧：15kV  
 観察視野：400倍

【0047】

(ネットワーク組織形態)

各試料の金属組織を電子線後方散乱回折法(EBSD法)で解析し、画像処理にて結晶粒界の長さ $L_1$ と、長周期積層構造相である $Mg_{1.2}ZnY$ 相の長さ $L_2$ とを測定した。ネットワーク形成率を $L_2/L_1 \times 100$ にて算出し、以下のA~Cで評価した。測定領域は、試料である鋳造合金の中央部断面のおよそ $300\mu m \times 200\mu m$ の領域であり、400倍に拡大して測定した。

A：ネットワーク形成が良好(80%以上)

B：ネットワーク形成が一部分断(50~79%)

C：ネットワーク形成が寸断(50%未満)

【0048】

(比重)

各試料について、JIS Z 8807で規定された液中秤量法(アルキメデス法)による比重測定方法を用い、比重を測定した。

【0049】

【表1】

		各合金の組成(原子%)	合金形態	Zn/Y	熱伝導率 (W/m·K)	引張強さ (MPa、200°C)	ネットワーク 組織形態	比重
実施例	1	Mg96Zn2Y2	鋳造合金	1.0	92.1	222	A	1.9
実施例	2	Mg96.8Zn1.5Y1.5Zr0.2	鋳造合金	1.0	93.8	230	A	1.86
実施例	3	Mg95.8Zn2Y2Zr0.2	鋳造合金	1.0	92.5	240	A	1.9
実施例	4	Mg93.8Zn3Y3Zr0.2	鋳造合金	1.0	91.8	268	A	2.01
実施例	5	Mg91.8Zn4Y4Zr0.2	鋳造合金	1.0	90.5	248	A	2.05
実施例	6	Mg95.3Zn2Y2.5Zr0.2	鋳造合金	0.8	87.5	245	A	1.92
実施例	7	Mg95.3Zn2.5Y2Zr0.2	鋳造合金	1.25	88.8	237	A	1.93
比較例	1	Mg97.8Zn1Y1Zr0.2	鋳造合金	1.0	95.4	178	B	1.82
比較例	2	Mg96.6Zn1.2Y2Zr0.2	鋳造合金	0.6	78.5	234	A	1.87
比較例	3	Mg95Zn2.8Y2Zr0.2	鋳造合金	1.4	79.8	247	A	1.93
比較例	4	Mg95.8Zn2Y2Zr0.2	押出合金	1.0	72.4	340	B	1.92
比較例	5	ADC12	鋳造合金	-	92	238	-	2.7
比較例	6	AZ91D	鋳造合金	-	51	165	C	1.8
比較例	7	WE54	鋳造合金	-	52	220	A	1.9

【0050】

実施例1は、200における引張強さが222MPaであり、従来のアルミニウム合金ADC12(比較例5)、耐熱マグネシウム合金WE54(比較例7)と同等レベルの高温強度が得られた。それに加えて、従来のアルミニウム合金ADC12(比較例5)とほぼ同じ92.1W/m·Kという高い熱伝導率を示し、従来の商用マグネシウム合金AZ91D(比較例6)、WE54(比較例7)と比べて、熱伝導性が大きく改善された。

【0051】

実施例3は、実施例1におけるZn及びYの含有量を変更しないでZrを添加した合金である。図3に示すとおり、200における引張強さが240MPaであり、実施例1よりもさらに高強度の合金が得られた。また、250における引張強さは225MPaであった。図1(実施例1)、図2(実施例3)の金属組織によると、実施例3は、Zrの結晶粒微細化作用によって微細な組織が形成されたことで、実施例1よりも高い引張強さが得られたと考えられる。

また、図1及び図2によると、実施例1及び3のマグネシウム合金は、三次元網目状に形成された $Mg_{12}ZnY$ の長周期積層構造相（強化相A）を有する組織を示している。この $Mg_{12}ZnY$ 相のネットワーク形態の形成により、実施例1及び3は、比較例6（AZ91D）よりも高い張強度が得られたと考えられる。

【0052】

Mg母相のMg純度をみると、実施例1が98.8%、実施例3が99.0%と高い純度を有する組織であった。一方、比較例7（WE54）ではMg純度が89.1%と低くなった。Mg以外の配合成分は、Mgよりも熱伝導性に劣る元素であるから、Mg母相にMg以外の成分が固溶してMg純度が下がると、その分、熱伝導性が低下することになる。このようなMg純度の違いにより、実施例1、3と比較例7における熱伝導率の差に影響したと考えられる。

10

【0053】

実施例2～5は、Zn/Yが1におけるZnとYの各成分の添加量を、1.5%、2%、3%、4%と変化させたものである。表1に示すように、Zn、Yの各成分の添加量が増加するにともない、Mg以外の成分が増加するため、熱伝導率は低下した。また、引張強さは、増大したが、3原子%（実施例4）でピークを示し、4%（実施例5）で下降した。また、比重は、Zn、Yの添加量の増大により増大し、4原子%（実施例5）では2.05を示した。部品の軽量化、Y添加による高コスト化を勘案すると、Zn、Yを4%超で添加する必要性は小さいと考えられる。

Zn/Yが1である比較例1は、熱伝導率が95.4W/m・Kの高い値を示したが、引張強さが178MPaと低くなった。これは、比較例1のZn及びYの添加量では、 $Mg_{12}ZnY$ の長周期積層構造相のネットワーク形態が十分に形成されなかったことによると推測される。

20

【0054】

次に、Zn/Yを変更させた実施例6、7と、比較例2、3とを対比する。実施例6、7は、Zn/Yがそれぞれ0.8、1.25であり、Zn/Yが1から外れていても、熱伝導率及び引張強さがアルミニウム合金ADC12（比較例5）とほぼ同じであった。一方、比較例2、3は、Zn/Yがそれぞれ0.6、1.4のものであり、引張強さは実施例6、7とほぼ同じであったが、熱伝導率が80W/m・K未満と実施例6、7よりも低かった。これは、Zn/Yが1から外れる程度が大きくなると、 $Mg_{12}ZnY$ の強化相の生成に対して余剰となった合金元素がMg母相に固溶したため、Mg母相の熱伝導率が低下し、マグネシウム合金自体の熱伝導率も低下したと推測される。

30

【0055】

比較例4は、特許文献2の実施例1と同じ組成のマグネシウム合金を鋳造して鋳造材を得た後、当該鋳造材を押出加工して作製した押出合金である。比較例4の押出合金は、押出加工によって引張強さが340MPaと増大したが、熱伝導率は72.4W/m・Kと大幅に低下した。これは、押出加工時の熱履歴により添加元素が拡散してMg母相へ固溶したことや、加工歪が原因と考えられる。

【0056】

図3は、実施例3と比較例5（ADC12材）の各合金について、室温から250までの引張強さの変化を示すグラフである。図3に示すとおり、実施例3のマグネシウム合金は、比較例5の耐熱アルミニウム合金と同等以上の高温強度を示した。

40

【0057】

図4は、実施例3～5の鋳造マグネシウム合金の金属組織を示す電子顕微鏡写真である。図4(a)は実施例3、図4(b)は実施例4、図4(c)は実施例5の各金属組織を示す。図4(a)～(c)に示すとおり、晶出した $Mg_{12}ZnY$ の強化相のネットワーク形態は、Zn及びYを2原子%ずつ添加した実施例3よりも、3原子%ずつ添加した実施例4及び4原子%ずつ添加した実施例5の方が、 $Mg_{12}ZnY$ の強化相の幅が大きく形成されていた。このように、Zn及びYの添加量の増加によって、 $Mg_{12}ZnY$ 強化相が大きい幅を形成するように晶出したことで、マグネシウム合金を高強度化することが

50

できた。

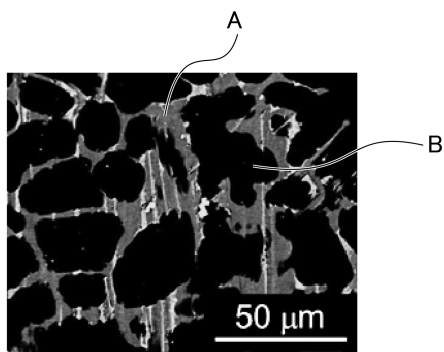
【符号の説明】

【0058】

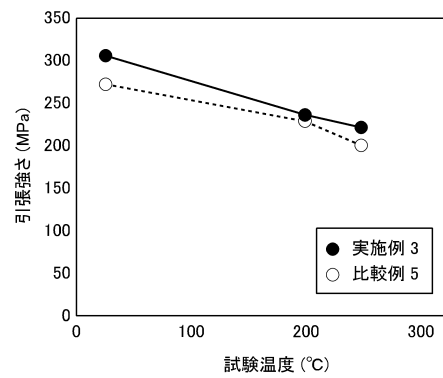
A： 強化相（ $Mg_{12}ZnY$ の長周期積層構造相）

B： Mg母相（結晶粒）

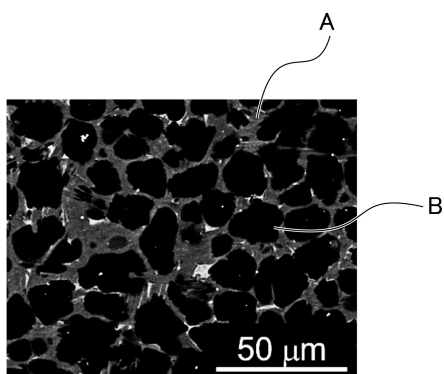
【図1】



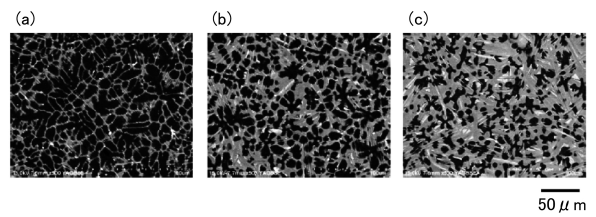
【図3】



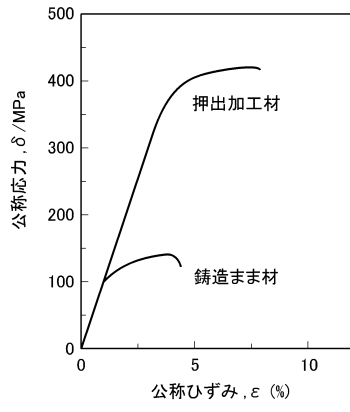
【図2】



【図4】



【 図 5 】



## フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
B 2 2 C 9/06 (2006.01) B 2 2 C 9/06 B

(56)参考文献 特開2009-144215(JP,A)  
特開2009-149952(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 2 3 / 0 0 - 2 3 / 0 6  
B 2 2 D 2 1 / 0 4  
B 2 2 D 2 5 / 0 6  
B 2 2 D 2 7 / 0 4  
B 2 2 C 9 / 0 6