

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5327515号
(P5327515)

(45) 発行日 平成25年10月30日(2013.10.30)

(24) 登録日 平成25年8月2日(2013.8.2)

(51) Int. Cl.	F 1	
C 2 2 C 23/02 (2006.01)	C 2 2 C 23/02	
C 2 2 F 1/06 (2006.01)	C 2 2 F 1/06	
C 2 2 C 23/00 (2006.01)	C 2 2 C 23/00	
B 2 2 D 21/04 (2006.01)	B 2 2 D 21/04	B
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00	6 9 1 B
請求項の数 7 (全 16 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2008-292126 (P2008-292126)	(73) 特許権者	000003218
(22) 出願日	平成20年11月14日(2008.11.14)		株式会社豊田自動織機
(65) 公開番号	特開2010-116620 (P2010-116620A)		愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地
(43) 公開日	平成22年5月27日(2010.5.27)	(74) 代理人	100081776
審査請求日	平成23年1月7日(2011.1.7)		弁理士 大川 宏
		(72) 発明者	岡本 夕紀
			愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会
			社豊田自動織機内
		(72) 発明者	木下 恭一
			愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会
			社豊田自動織機内
		(72) 発明者	谷澤 元治
			愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会
			社豊田自動織機内
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 鋳造用マグネシウム合金およびマグネシウム合金鋳物

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

全体を100質量%（以下、単に「%」という。）としたときに、
 2～5.5%のアルミニウム（Al）と、
 該Alに対するカルシウム（Ca）の組成比（Ca/Al）が0.5～1.5となるCaと、
 0.1～0.7%のマンガン（Mn）と、
 1～6%のストロンチウム（Sr）と、
 残部がマグネシウム（Mg）と不可避不純物とからなることを特徴とする鋳造用マグネシウム合金。

【請求項2】

前記Srは、1.5～2.5%である請求項1に記載の鋳造用マグネシウム合金。

【請求項3】

請求項1に記載の鋳造用マグネシウム合金からなることを特徴とするマグネシウム合金鋳物。

【請求項4】

溶解度線以上の温度に加熱した後急冷する溶体化処理と、該溶体化処理後に該溶解度線未満の温度で保持する時効熱処理とを施した請求項3に記載のマグネシウム合金鋳物。

【請求項5】

全体を100質量%（以下、単に「%」という。）としたときに、

2～6%のアルミニウム(A1)と、
 該A1に対するカルシウム(Ca)の組成比(Ca/A1)が0.5～1.5となるCaと、
 0.1～0.7%のマンガン(Mn)と、
 2～6%のストロンチウム(Sr)と、
 残部がマグネシウム(Mg)と不可避不純物とからなることを特徴とする鋳造用マグネシウム合金。

【請求項6】

請求項5に記載の鋳造用マグネシウム合金からなることを特徴とするマグネシウム合金鋳物。

10

【請求項7】

溶解度線以上の温度に加熱した後に急冷する溶体化処理と、該溶体化処理後に該溶解度線未満の温度で保持する時効熱処理とを施した請求項6に記載のマグネシウム合金鋳物。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、高温特性に優れるマグネシウム合金およびそのマグネシウム合金からなるマグネシウム合金鋳物に関する。

【背景技術】

【0002】

近年の軽量化ニーズの高まりにより、アルミニウム合金よりさらに軽量のマグネシウム合金(Mg合金)が注目を集めている。マグネシウム合金は、実用金属中で最も軽量であり、航空機用材料の他、自動車用材料等としても使用されつつある。Mg合金からなる部材(Mg合金部材)は軽量で機能性に優れる。また、Mg合金部材を用いることで、車両等が軽量化し省エネルギー化を図れる。

20

もっとも、車両等にMg合金部材を利用する場合、その熱伝導性、耐熱強度、クリープ性など、高温環境下での使用に適した高温特性が要求されることが多い。一般的なMg合金部材にはAZ91D等が用いられることが多いが、そのようなMg合金部材はクリープ強度が非常に低く高温環境での使用には適さない。そこで、その高温特性を改善した種々のMg合金が、下記の特許文献などで提案されている。

30

【特許文献1】特開平6-279906号公報

【特許文献2】特開2000-319744号公報

【特許文献3】特開2001-316753号公報

【特許文献4】特開2002-327231号公報

【特許文献5】特開2004-162090号公報

【特許文献6】特開2004-232060号公報

【特許文献7】特開2005-113260号公報

【特許文献8】特開2006-291327号公報

【特許文献9】特開2007-70688号公報

【発明の開示】

40

【発明が解決しようとする課題】

【0003】

本発明は、上記の引用文献等で提案されている従来のMg合金とは異なり、各種の高温特性に優れた新たなマグネシウム合金(Mg合金)およびそのMg合金からなるマグネシウム合金鋳物(Mg合金鋳物)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】

【0004】

本発明者はこの課題を解決すべく鋭意研究し、試行錯誤を重ねた結果、Mg-A1-Ca-Mn-Srの5元系Mg合金において、合金元素量を調整することにより、従来の組成域とは異なる領域で、優れた高温特性を発現するMg合金が得られることを新たに見出

50

し、これに基づいて以降に述べる本発明を完成するに至った。

【0005】

《鑄造用マグネシウム合金》

(1) 本発明の鑄造用マグネシウム合金(以下「Mg合金」と略記)は、全体を100質量%(以下、単に「%」という。)としたときに、2~5.5%のアルミニウム(Al)と、該Alに対するカルシウム(Ca)の組成比(Ca/Al)が0.5~1.5%となるCaと、0.1~0.7%のマンガン(Mn)と、1~6%のストロンチウム(Sr)と、残部がマグネシウム(Mg)と不可避不純物とからなり、高温特性に優れることを特徴とする。

また、本発明の鑄造用マグネシウム合金(以下「Mg合金」と略記)は、全体を100質量%(以下、単に「%」という。)としたときに、2~6%のアルミニウム(Al)と、該Alに対するカルシウム(Ca)の組成比(Ca/Al)が0.5~1.5となるCaと、0.1~0.7%のマンガン(Mn)と、2~6%のストロンチウム(Sr)と、残部がマグネシウム(Mg)と不可避不純物とからなることを特徴とする。

【0006】

(2) 本発明のMg合金は、常温域における硬さ、引張強さ、伸びなどの常温特性に優れるのみならず、熱伝導率や高温域における耐クリープ性(例えば、応力低下量)などの高温特性にも優れる。

本発明のMg合金がこのような優れた特性を発現する理由は必ずしも定かではないが、Al、CaおよびMnの他に適量のSrが存在することで、融点が高く硬いAl-Sr系化合物がAl-Ca系化合物と協調してMg合金中に晶出または析出すると共に、一方で融点の低い化合物の晶出や析出が抑制されて、それらの相乗効果により全体としてMg合金の硬さや耐クリープ性などが従来になく向上したと考えられる。

【0007】

(3) また本発明のMg合金は、鑄造性(湯流れ性)にも優れる。この理由は、SrがMg合金の液相温度を低下させた結果、注湯または充填中の溶湯が凝固し難くなったためと思われる。さらに本発明のMg合金は、希土類元素(R.E.)等の高価な合金元素を使用しておらず、比較的安価なAl、Ca、MnおよびSrを必須合金元素としているので、低コストである。

【0008】

《マグネシウム合金鑄物》

(1) 本発明の鑄造用マグネシウム合金は、高温特性に優れるのみならず鑄造性にも優れる。そこで本発明は、上記の鑄造用マグネシウム合金の好適例として、マグネシウム合金鑄物としても把握できる。

【0009】

(2) そして、上述した優れた高温特性を安定して発現させるために、本発明のマグネシウム合金鑄物は、溶解度線以上の温度に加熱した後に急冷する溶体化処理と、該溶体化処理後に該溶解度線未満の温度で保持する時効熱処理とを施したものであると好適である。

【0010】

《その他》

(1) 本明細書中でいう「改質元素」は、Al、Ca、Mn、SrおよびMg以外であって、Mg合金(鑄物)の特性改善に有効な微量の元素である。改善される特性の種類は問わないが、硬さ、強度、靱性、延性、熱伝導率、耐熱性(耐クリープ性)などがある。

【0011】

「不可避不純物」は、原料粉末中に含まれる不純物や各工程時に混入等する不純物などであって、コスト的または技術的な理由等により除去することが困難な元素である。本発明のMg合金の場合であれば、例えば、Fe、Ni、Cu、Si、Znなどがある。なお当然ながら、改質元素や不可避不純物の組成は特に限定されない。

【0012】

(2) この本発明のMg合金鑄物は、通常重力鑄造や加圧鑄造に限らず、ダイカスト鑄

10

20

30

40

50

造したもので良いし、砂型を用いたもので金型を用いたものでよい。

本発明のMg合金鑄物はその形態を問わず、棒状、管状、板状等の素材であっても良いし、最終的な形状またはそれに近い構造部材自体であっても良い。勿論、鑄造素材（インゴット）であってもよい。

【0013】

(3) 一般的に「鑄造性」は、湯流れ性の他、割れや鑄巣などの欠陥の有無によっても指標されるが、本明細書では主に湯流れ性によりMg合金の「鑄造性」を評価した。また本明細書でいう「高温特性」には、高温強度、応力低下量などで指標される耐クリープ性等は勿論のこと、Mg合金鑄物を高温環境下で使用した場合の伝熱性（または放熱性）を指標する熱伝導率も含まれる。「常温特性」は、常温域における硬さ、引張強さ、耐力、伸び、靱性などである。本明細書では、常温特性として主に硬さ、引張強さ、伸びに着目した。

10

【0014】

(4) 特に断らない限り、本明細書でいう「x~y」は、下限xおよび上限yを含む。また、本明細書に記載した下限および上限は任意に組み合わせて、「a~b」のような範囲を構成し得る。

【発明を実施するための最良の形態】

【0015】

発明の実施形態を挙げて本発明をより詳しく説明する。なお、以下の実施形態を含め、本明細書で説明する内容は、Mg合金のみならずMg合金鑄物にも妥当するが、適宜、Mg合金鑄物を含めて単に「Mg合金」という。なお、いずれの実施形態が最良であるか否かは、対象、要求性能等によって異なる。

20

【0016】

《成分組成》

(1) Al

Alは、Mg結晶粒中に固溶して、Mg合金の室温強度を向上させ、また、Mg合金の耐蝕性を向上させる。もっとも、Mg合金中のAl量が増加すると、Alはそのマトリックス（デンドライトセルや結晶粒）中に過飽和に固溶し、Alリッチ相が形成され得る。このAlリッチ相は、熱的に不安定であり、高温域でMg-Al系化合物（ $Mg_{17}Al_{12}$ ）となってMgマトリックス中やMg結晶粒界中に析出するようになる。この高温状態が長時間継続すると、その金属間化合物（Mg-Al系化合物）は凝集し粗大化して、Mg合金のクリープ変形を増大（つまり、耐熱性を低下）させる。

30

従って、Alが過少では十分な特性が得られないが、Alが過多でも高温特性が低下し好ましくない。そこでAlは2~6%であると好ましい。このAlの上下限は、上記の数値範囲内で任意に選択され得るが、特に、2.5%、3%、3.5%、4%、4.5%、5%さらには5.5%から任意に選択した数値を上下限にすると好ましい。

【0017】

(2) Ca

Caは、上述のAlの増加に伴う耐熱性の低下を抑制する。これはCaが前記したMg-Al化合物やマトリックスと反応して、クリープの低下要因となる $Mg_{17}Al_{12}$ を減少させると共に、高温域で安定なAl-Ca系化合物やMg-Ca化合物等を形成するためと考えられる。

40

これらのCa系金属間化合物は、主に結晶粒界中にネットワーク状に晶出または析出して、Mg合金の転位運動をくい止める楔作用をされると考えられる。そのような金属間化合物は、CaとAlとの協調により得られるので、本発明ではCa量を単に独立に規定せず、Alとの相関つまりCa/AlによりCa量を規定した。このCa/Alが過小では上述の効果が十分には得られず、Ca/Alが過大では、結晶粒界中にMg-Ca化合物が過剰に晶出し、伸び、靱性が悪化する。そこで本発明の場合、Ca/Alは0.5~1.5が好ましい。このCa/Alの上下限は、上記の数値範囲内で任意に選択され得るが、特に、0.7、0.9、1.1さらには1.3から任意に選択した数値を上下限にすると

50

好ましい。

【0018】

(3) Mn

Mnは、Mg結晶粒中に固溶してMg合金を固溶強化させると共に、Alとも反応してクリープの低下要因である $Mg_{17}Al_{12}$ の析出を抑制する。従ってMnは、Mg合金の常温特性のみならず高温特性をも向上させ得る元素である。

さらにMnには、Mg合金の鑄造性に悪影響を与えることなく、Mg合金の腐食原因となる不純物のFeを沈降除去等する効果もある。

Mnが過少ではこのような効果が十分には得られず、Mnが過多になるとMg合金の硬さが低下し得る。そこで本発明のMg合金では、Mnが0.1~0.8%であると好ましい。このMnの上下限は、上記の数値範囲内で任意に選択され得るが、特に、0.2%、0.3%、0.4%、0.5%、0.6%、さらには0.7%から任意に選択した数値を上下限にすると好ましい。

10

【0019】

(4) Sr

SrもCaと同様に、クリープの低下要因となる $Mg_{17}Al_{12}$ を減少させると共に高温域で安定なAl-Sr系化合物等を形成し、Mg合金の高温特性を向上させる元素である。しかもAl-Sr系化合物は硬質であるため、Mg合金の耐摩耗性をも向上させる。

しかもSrは、前述のCaよりもMg合金の耐クリープ性(応力低下量の減少)や硬さを向上させる効果が大きい。

20

このSrが過少では上述の効果が十分に得られない。一方Srが過多でもMg合金の機械的な特性に対する弊害は少ない。ただし、Srが過多になるとMg合金の熱伝導率が低下するので好ましくない。なぜなら、熱伝導率が低下すると、Mg合金の伝熱性や放熱性が劣り、高温環境下で使用される部材としての利用拡大が図れないからである。

そこで本発明のMg合金では、Srが1~6%であると好ましい。このSrの上下限は上記の数値範囲内で任意に選択され得るが、特に1.5%、2%、2.5%、3%、4%さらには5%から任意に選択した数値を上下限にすると好ましい。

【0020】

《熱処理》

本発明のMg合金は、鑄造したままの状態(つまり鑄放し材)でも、上述の常温特性や高温特性を十分に発現する。もっとも、さらに熱処理が施されると、それらの特性がより高次元に、安定して発現されるようになる。

30

このような熱処理として、例えば溶体化処理および時効熱処理がある。溶体化処理は、溶解度線以上の温度に加熱した後に、常温などへ急冷する処理である。これにより合金元素がMg中に固溶した過飽和固溶体を得られる。時効熱処理は、溶体化処理で急冷したMg合金を溶解度線未満の温度(通常は常温より少し高い温度)で保持する処理である。これによりMg合金の金属組織が緩やかに変化し、Mg合金の硬さなどが向上する。

溶体化処理の加熱温度や冷却速度等または時効熱処理の加熱温度や保持時間等は、Mg合金の組成、所望特性などにより適宜選択される。例えば、溶体化処理の加熱温度は350~550、冷却速度は0.3~500/秒であると好ましい。時効熱処理の加熱温度は150~300、保持時間は1~50時間であると好ましい。

40

【0021】

《用途》

本発明のMg合金の用途は、宇宙、軍事、航空の分野を初めとして、自動車、家庭電気機器等、各種分野に及ぶ。もっとも、その耐熱性を生かして、高温環境下で使用される製品、例えば自動車のエンジンルーム内に配置されるエンジン、トランスミッション、エアコン用コンプレッサまたはそれらの関連製品に、本発明のMg合金が使用されると一層好適である。

【実施例】

50

【0022】

マグネシウム合金中のAl、Ca、MnおよびSrの含有量（添加量）を種々変更した試験片を複数製作し、それらの高温特性、常温特性および鑄造性を評価した。これらに基づき本発明をより具体的に説明する。

【0023】

《試験片の製造》

(1) 試験片の鑄造（鑄放し材の製作）

電気炉中で予熱した鉄製のつぼの内面に塩化物系のフラックスを塗布し、その中に秤量した原料を投入して溶解し、溶湯を調製した（溶湯調製工程）。原料としては、純Mg塊、純Al塊、純Ca塊、Al-Sr合金塊、Mg-Mn合金塊、Al-Mn合金塊、純Sr塊などを用いた。

この溶湯を十分に攪拌し、配合した原料を完全に溶解させた後、同温度でしばらく沈静保持した。この溶解作業中、Mgの燃焼を防止するため、溶湯表面に炭酸ガスとSF₆ガスとの混合ガスを吹き付け、適宜、フラックスを溶湯表面に散布した。

こうして得た各種の合金溶湯を750℃に保持した後、金型に流し込み（注湯工程）、大気雰囲気中で凝固させた（凝固工程）。こうして、長さ200mm×高さ40mm×下底幅20mm×上底幅30mmの舟型インゴット（鑄放し材：マグネシウム合金鑄物）を重力鑄造により製造した。

これら各試験片の化学組成を分析した分析組成を、その試験片を鑄造する際に原料を配合した組成（配合組成）と共に表1Aに示した。

【0024】

(2) 試験片の熱処理（熱処理材の製作）

上述の鑄造をしたままの試験片（鑄放し材）に、さらに熱処理を施した試験片である熱処理材（マグネシウム合金鑄物）も用意した。ここで施した熱処理は、いわゆるT6熱処理である。具体的にいえば、T6熱処理は、350～550℃の共晶温度直下（具体的な温度は試験片の合金組成により異なる。）に保持した試験片を水中・湯中・油中または空气中で急冷する溶体化熱処理と、その後の試験片を加熱炉内で200℃×1～50時間保持する時効熱処理とからなる。

【0025】

《測定》

(1) 上述した鑄放し材と熱処理材からなる各試験片について高温特性を測定した。ここでいう高温特性は熱伝導率およびクリープ性である。熱伝導率は25℃の大気雰囲気中で、レーザーフラッシュ法（ULVAC-RIKO製TC-7000）により求めた。また耐クリープ性は、各試験片に印加した応力が200MPaの大気雰囲気中で40時間後に低下した量（応力低下量）で指標した。具体的には、前述した10×10の円柱状の試験片に、雰囲気温度200℃の下で初期荷重100MPaを印加し、そのときの初期変位を維持する。そして、そのまま40時間経過した後にクリープにより低下した応力を測定し、初期荷重100MPaに対する40時間経過後の応力の減少分を応力低下量として求めた。

【0026】

(2) 前記の鑄放し材と熱処理材について常温特性を測定した。ここでいう常温特性は、硬さ、引張強さおよび伸びである。硬さは常温雰囲気中（約25℃）、荷重10kgfでのビッカース硬さである。

引張（破断）強さおよび伸びは、引張試験（JISZ-2241）により求めた。

【0027】

(3) 各試験片を鑄造する際に調製した溶湯の鑄造性は、図13に示す渦巻き砂型へ、各溶湯を流し込み、凝固後の鑄物の流動長で指標した。渦巻き砂型は、内径30mmおよび外径は120mmの渦巻き状であり、けい砂製とした。また、渦巻き砂型への溶湯の注湯は常温雰囲気中（約25℃）で行った。渦巻き砂型は注湯前に100℃に予熱しておいた。

以上の測定結果を表 1 B にまとめて示した。なお、表 1 B には、一般的な Mg 合金として市販されている AZ91D を用いて鑄造した比較試験片（比較鑄放し材）についても、上述した各特性を同様に測定等したので、表 1 B にはその結果も併せて示した。

【0028】

《評価》

上述の表 1 A および表 1 B（以下では両者を併せて、単に「表 1」という。）と、それらの分析値または測定値からプロットしたグラフおよび種々の試験片の金属顕微鏡写真から、次のようなことが解る。

【0029】

(1) Sr の影響

表 1 に基づき、各試験片の分析組成の Sr 量と各試験片の特性との相関を図 1 ~ 図 4 に示した。なお、これらの図に示すグラフ上には、Sr の影響を明確にするために、Ca / Al が 0.8 ~ 1.2 の範囲のデータをプロットした。また Sr 量により、試験片の金属組織が変化する様子を図 5 に示した。

(i) 先ず図 1 から明らかなように、Sr が 1 質量%（以下単に「%」という。）未満では、いずれの試験片も硬さにほとんどなく変化がないことがわかる。一方、Sr が 1% 以上になると硬さが増大しはじめ、Sr 量が増加するほど試験片の硬さは大きくなった。

この傾向は、鑄放し材でも熱処理材でも同様であった。但し、熱処理材の方が鑄放し材よりも、全体的に硬さが 10 ~ 15 Hv 大きくなった。従って、Sr 量に関わらず、Mg 合金鑄物に熱処理を施すことで、硬さを安定して高めることができる。

【0030】

(ii) もっとも、図 2 から明らかなように、Sr 量の増加は熱伝導率を低下させ、Sr が 6% を超える試験片では、従来の一一般的な Mg 合金（AZ91D）と同程度となることわかる。

この傾向は、鑄放し材でも熱処理材でも同様であった。但し、熱処理材の方が鑄放し材よりも、全体的に熱伝導率が 5 ~ 10 W / m k 大きくなった。従って、Mg 合金鑄物に熱処理を施すことで、硬さのみならず熱伝導率をも安定して高めることができる。

【0031】

(iii) また図 3 から明らかなように、Sr が増加するほど応力低下量が減少し、優れたクリープ特性を示すようになる。これは融点の高い Sr と Al の化合物（Al - Sr 系化合物）が増加し、高温での強度低下が小さくなったためと思われる。そしてこの傾向は鑄放し材でも熱処理材でも同様であり、応力低下量に関して両者間に顕著な相違はあまりなかった。

【0032】

(iv) さらに図 4 から明らかなように、Sr が増加するほど湯流れ性（鑄造性）も向上することもわかった。これは Sr の増加により液相温度が低下し、溶湯が凝固し難くなるためと思われる。

以上のことから、試験片の硬さ、熱伝導率および応力低下量を高次元で両立させるには、Sr を 1 ~ 6%、さらに 1.5 ~ 2.5% とするとより好ましいといえる。

【0033】

(v) なお図 5 に示す金属組織からわかるように、Sr の増加により試験片の硬さ（さらには応力低下量）も増大した。これは Sr の増加により、硬質な Al - Sr 系化合物が増加したためと思われる。

また、Sr 量が増加するほど、Al - Sr 系化合物の面積率が増え、粒子形状が球状化することも、Mg 合金鑄物の高温特性の向上に寄与したと思われる。

【0034】

(2) Al の影響

表 1 に基づき、各試験片の分析組成の Al 量と各試験片の高温特性（熱伝導率）との相関を図 6 に示した。Al は Mg 合金鑄物の常温強度の向上に有効であるから 2% 以上存在することが好ましいが、図 6 から明らかなように、Al 量の増加は熱伝導率を低下させる

10

20

30

40

50

傾向にあり、Alが8%を超えると従来のAZ91Dと同程度の熱伝導率となった。この傾向は、鑄放し材でも熱処理材でも同様であった。但し、熱処理材の方が鑄放し材よりも全体的に熱伝導率が5~10W/mk大きくなった。

以上のことから、試験片の常温特性と高温特性とを高次元で両立させるには、Alを2~6%さらに3~5%とするとより好ましいといえる。

【0035】

(3) Caの影響

表1に基づき、各試験片の分析組成のCa量(特にCa/Al比)と各試験片の特性との相関を図7~図9に示した。なお、これらの図に示すグラフ上には、Ca(Ca/Al)の影響を明確にするために、Sr/Alが0.3~0.7の範囲のデータをプロットした。

(i)先ず図7から明らかなように、Ca/Alは増加するほど硬さが向上する。これは硬質なAl-Ca系化合物が増加するためと思われる。この傾向は、鑄放し材でも熱処理材でも同様であるが、熱処理材の方が鑄放し材よりもその傾向は大きかった。

【0036】

(ii)しかも図8から明らかなように、Ca/Alが増加するほど応力低下量は低下(耐クリープ性向上)した。これは低融点のMg-Al系化合物が減り、高融点のAl-Ca系化合物が増加したためと思われる。そしてCa/Alが0.5未満では、鑄放し材の応力低下量が相当に大きくなることから、Ca/Alは0.5以上が好ましいことがわかる。この傾向は鑄放し材でも熱処理材でも同様であったが、熱処理材の方が鑄放し材よりも顕著であった。

【0037】

(iii)一方、図9から明らかなように、Ca/Alが増加するほど破断伸びが減少する。この傾向は鑄放し材でも熱処理材でも同様であり両者間に顕著な相違はなかった。破断伸びが0.2%より小さいマグネシウム合金鑄物は構造材として好ましくないことから、Ca/Alは1.5以下が好ましいといえる。

以上のことから、試験片の常温特性(硬さと伸び)および高温特性(熱伝導率)を高次元で両立させる上で、Ca/Alは0.5~1.5さらに0.5~1%とするとより好ましい。

【0038】

(iv)ちなみに、Alが2~6%でCa/Alが0.5~1.5のとき、Caは1~9%となるが、本発明者の研究によるとCa/Alが約1付近で好ましい結果が得られることから、Caも2~6%が好ましい。

【0039】

(4) Mnの影響

表1に基づき、各試験片の分析組成のMn量と各試験片の特性との相関を図10および図11に示した。なお、これらの図に示すグラフ上には、Mnの影響を明確にするために、Mg-3%Al-3%Ca-0%Sr-x%Mnのデータをプロットした。また、Mn量によって試験片の金属組織が変化する様子を図12に示した。先ず図10から明らかなように、硬さはMnが0.3~0.5%付近で極大となり、その前後の0.1~0.7%付近で十分な硬さが得られることがわかった。

【0040】

図11は、EPMAによって結晶粒(相)内のMn量を分析した結果である。この図11から明らかなように、結晶粒内の分析値と試験片中の全Mn量とは、0.2%ぐらいまでは比例関係にあるが、それ以降は分析値(固溶量)が飽和状態となった。従って、相(結晶粒)中へのMnの固溶限は0.3%程度であることがわかる。

【0041】

ここで、図12からわかるように、粒内の固溶限を超えた過剰なMnはAl-Mn系化合物として、粒界に晶出または析出し、Mn量の増加と共にその化合物は粗大化することがわかる。この粗大なAl-Mn系化合物化は、Mg合金鑄物の硬さなどの特性を低下さ

10

20

30

40

50

せる一因と考えられる。

【 0 0 4 2 】

(5) 以上から、Al : 2 ~ 6 %、Ca / Al : 0 . 5 ~ 1 . 5、Mn : 0 . 1 ~ 0 . 7 %、Sr : 1 ~ 6 %とするMg合金(鋳物)は、各種特性に優れることがわかった。

【表 1 A】

No.	配合組成 (質量%)							分析組成 (質量%)						
	Al	Ca	Sr	Mn	Ca/Al	Sr/Al	Sr/Ca	Al	Ca	Sr	Mn	Ca/Al	Sr/Al	Sr/Ca
1	2.0	3.0	0.0	0.5	1.5	0.0	0.0	2.0	2.8	0.0	0.5	1.4	0.0	0.0
2	2.0	3.0	0.2	0.5	1.5	0.1	0.1	2.4	2.9	0.1	0.3	1.2	0.0	0.0
3	3.0	1.5	3.0	0.0	0.5	1.0	2.0	3.0	1.4	2.2	0.0	0.5	0.7	1.5
4	3.0	3.0	0.0	0.0	1.0	0.0	0.0	3.5	3.5	0.0	0.0	1.0	0.0	0.0
5	3.0	3.0	0.0	0.3	1.0	0.0	0.0	3.4	3.5	0.0	0.2	1.0	0.0	0.0
6	3.0	3.0	0.0	0.5	1.0	0.0	0.0	3.2	3.0	0.0	0.5	0.9	0.0	0.0
7	3.0	3.0	0.0	1.0	1.0	0.0	0.0	3.2	3.4	0.0	0.5	1.1	0.0	0.0
8	3.0	3.0	0.0	2.0	1.0	0.0	0.0	3.2	3.2	0.0	0.7	1.0	0.0	0.0
9	3.0	3.0	0.0	3.0	1.0	0.0	0.0	3.0	3.2	0.0	0.8	1.1	0.0	0.0
10	3.0	3.0	1.0	0.5	1.0	0.3	0.3	3.3	2.7	0.6	0.2	0.8	0.2	0.2
11	3.0	3.0	2.0	0.3	1.0	0.7	0.7	3.8	2.8	1.2	0.2	0.7	0.3	0.4
12	4.0	2.0	3.0	0.5	0.5	0.8	1.5	4.1	2.0	2.0	0.3	0.5	0.5	1.0
13	4.0	3.6	0.5	0.3	0.9	0.1	0.1	4.3	3.5	0.4	0.1	0.8	0.1	0.1
14	4.0	3.7	1.0	0.3	0.9	0.3	0.3	4.2	3.6	0.8	0.2	0.9	0.2	0.2
15	4.0	3.5	2.0	0.3	0.9	0.5	0.6	4.2	3.2	2.0	0.2	0.8	0.5	0.6
16	4.0	3.0	6.0	0.3	0.8	1.5	2.0	4.0	2.6	5.2	0.1	0.7	1.3	2.0
17	4.0	4.0	0.0	0.5	1.0	0.0	0.0	4.0	3.6	0.0	0.3	0.9	0.0	0.0
18	4.0	4.0	0.4	0.0	1.0	0.1	0.1	4.1	3.9	0.2	0.0	1.0	0.0	0.0
19	4.0	4.0	1.0	0.0	1.0	0.3	0.3	3.9	3.9	0.6	0.0	1.0	0.2	0.2
20	4.0	4.0	3.0	0.0	1.0	0.8	0.8	3.8	4.0	2.2	0.0	1.1	0.6	0.6
21	4.0	6.0	1.0	0.3	1.5	0.3	0.2	4.2	5.8	1.0	0.1	1.4	0.2	0.2
22	5.0	2.5	1.0	0.5	0.5	0.2	0.4	4.8	2.2	0.6	0.3	0.5	0.1	0.3
23	5.0	4.6	1.0	0.3	0.9	0.2	0.2	5.1	4.5	0.7	0.1	0.9	0.1	0.1
24	5.0	5.0	3.0	0.0	1.0	0.6	0.6	5.3	5.0	2.4	0.0	0.9	0.4	0.5
25	6.0	1.0	3.0	0.5	0.2	0.5	3.0	5.6	0.9	2.2	0.3	0.2	0.4	2.4
26	6.0	3.0	1.0	0.0	0.5	0.2	0.3	6.0	2.8	0.7	0.0	0.5	0.1	0.3
27	6.0	6.0	3.0	0.5	1.0	0.5	0.5	6.2	5.7	1.7	0.2	0.9	0.3	0.3
28	6.0	6.0	6.0	0.3	1.0	1.0	1.0	6.0	5.7	5.0	0.1	1.0	0.8	0.9
C1	AZ91D (市販Mg合金)													

【 0 0 4 3 】

10

20

30

40

【表 1 B】

No.	高温特性				室温特性						铸造性
	熱伝導率 (W/(m・K))		耐クリープ性 (200 °C x 40 hr)		硬さ (Hv)		引張強さ (MPa)		伸び (%)		
	鑄放 し材	熱処 理材	鑄放 し材	熱処 理材	鑄放 し材	熱処 理材	鑄放 し材	熱処 理材	鑄放 し材	熱処 理材	
1	110	/	21.3	/	58	/	117	/	1.1	/	420
2	111	/	19.6	/	61	/	114	/	1.0	/	432
3	96	107	28.4	/	62	71	92	120	0.5	0.6	467
4	/	/	/	/	57	/	122	/	1.7	/	/
5	/	/	24.4	/	59	/	124	/	1.6	/	/
6	112	117	26.9	24.4	61	70	119	153	1.2	0.8	393
7	/	/	17.9	/	61	/	123	/	1.2	/	/
8	/	/	22.3	/	60	/	124	/	1.5	/	/
9	/	/	15.0	/	59	/	107	/	0.8	/	/
10	104	117	19.3	20.8	59	71	81	123	0.5	0.5	463
11	105	115	19.1	22.9	59	72	72	102	0.5	0.4	523
12	92	/	13.9	23.0	63	70	93	105	0.4	0.4	554
13	99	115	22.8	26.4	60	73	90	129	0.6	0.5	/
14	101	114	17.4	17.2	61	74	98	147	0.6	0.6	538
15	94	105	16.6	16.4	70	79	90	129	0.5	0.5	/
16	77	76	9.3	9.0	78	89	73	87	0.3	0.2	/
17	107	114	24.8	23.4	57	75	95	108	0.4	0.3	535
18	105	112	26.5	26.5	63	73	95	117	0.6	0.4	506
19	101	110	24.5	26.8	67	74	81	125	0.5	0.5	577
20	89	99	14.2	13.0	78	84	86	105	0.3	0.3	627
21	91	99	9.4	9.3	76	83	94	140	0.4	0.6	/
22	89	99	18.5	37.9	59	60	94	148	0.8	2.6	543
23	100	109	18.7	24.1	68	76	74	105	0.4	0.4	557
24	82	/	15.6	16.7	79	88	84	121	0.4	0.4	523
25	77	86	23.2	44.2	56	55	98	86	0.6	0.5	500
26	84	/	26.1	/	62	61	84	/	0.6	/	483
27	84	100	12.1	13.1	78	87	102	115	0.4	0.4	578
28	76	84	5.2	5.0	100	108	87	120	0.2	0.3	/
C1	58	/	60.1	/	63	/	189	/	4.7	/	420

10

20

30

40

【図面の簡単な説明】

【0044】

【図1】 Mg合金鑄物の硬さとSr量との相関を示すグラフである。

【図2】 Mg合金鑄物の熱伝導率とSr量との相関を示すグラフである。

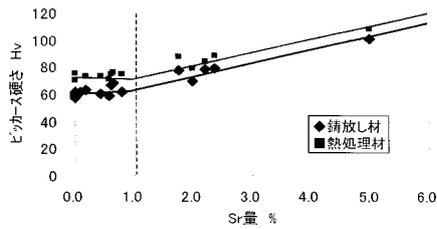
【図3】 Mg合金鑄物の応力低下量とSr量との相関を示すグラフである。

【図4】 Mg合金鑄物の铸造性（湯流れ性）とSr量との相関を示すグラフである。

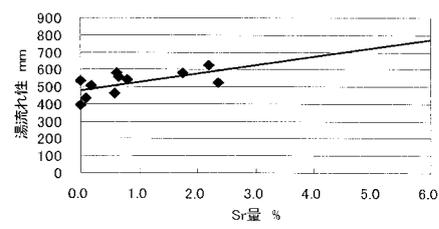
50

- 【図5】Sr量の異なるMg合金鋳物の金属組織を示す金属顕微鏡写真である。
- 【図6】Mg合金鋳物の熱伝導率とCa/Al比との相関を示すグラフである。
- 【図7】Mg合金鋳物の硬さとSr量との相関を示すグラフである。
- 【図8】Mg合金鋳物の応力低下量とCa/Al比との相関を示すグラフである。
- 【図9】Mg合金鋳物の伸びとCa/Al比との相関を示すグラフである。
- 【図10】Mg合金鋳物の硬さとMn量との相関を示すグラフである。
- 【図11】Mg合金鋳物全体のMn量と、その結晶粒内のMn分析値との相関を示すグラフである。
- 【図12】Mn量の異なるMg合金鋳物の金属組織を示す金属顕微鏡写真である。
- 【図13】渦巻き型の概要を示す写真である。

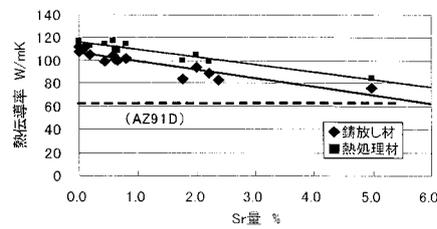
【図1】



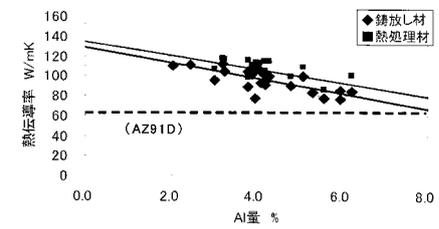
【図4】



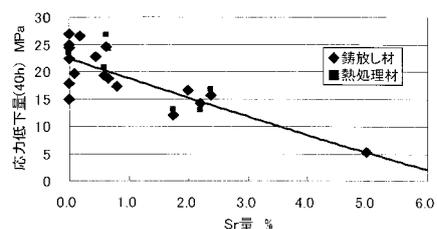
【図2】



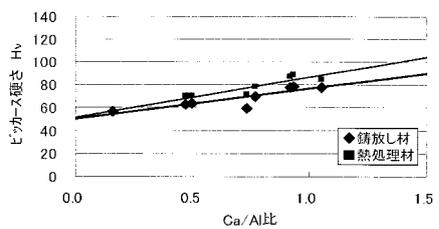
【図6】



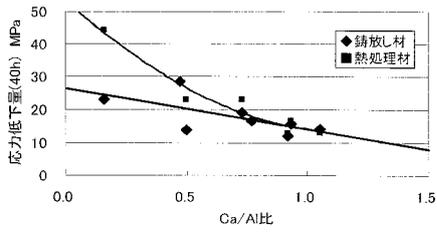
【図3】



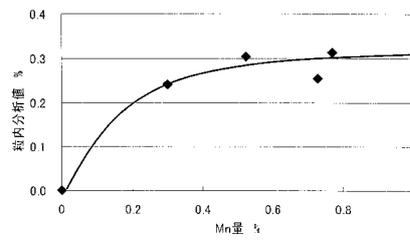
【図7】



【図 8】

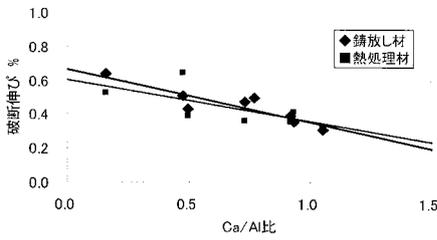


【図 11】

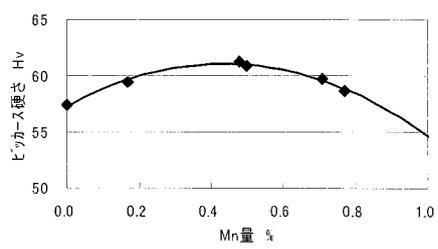


EPMAによる結晶粒内(α相)定性分析

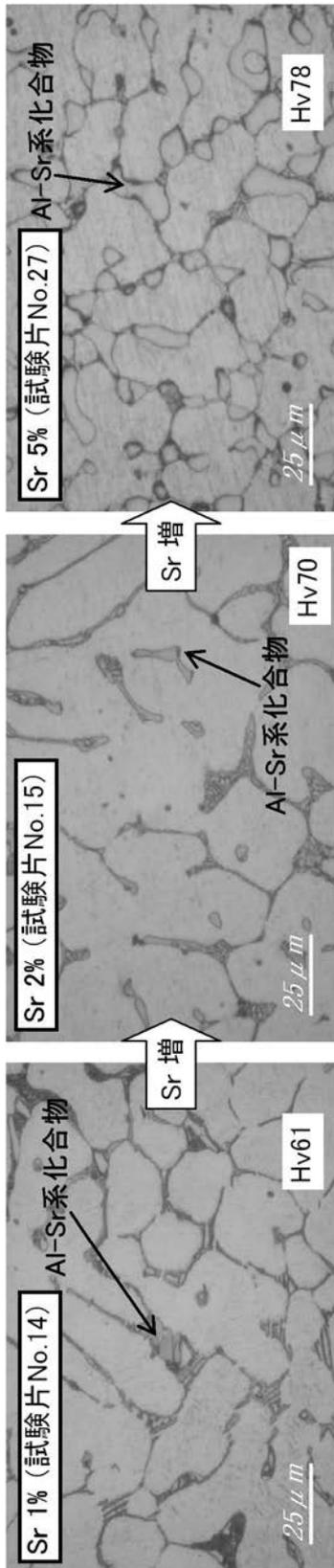
【図 9】



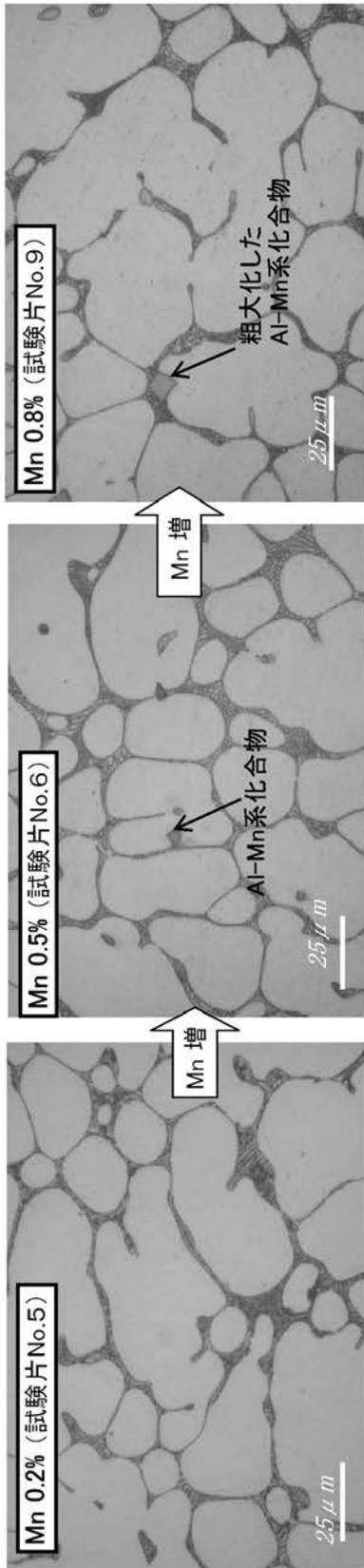
【図 10】



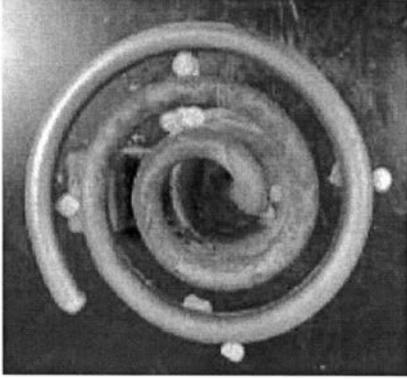
【 図 5 】



【 図 1 2 】



【 図 13 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
C 2 2 F	1/00	6 9 2 A
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
C 2 2 F	1/00	6 3 0 C
C 2 2 F	1/00	6 5 0 A
C 2 2 F	1/00	6 5 0 F
C 2 2 F	1/00	6 5 1 B

(72)発明者 赤塚 裕哉

愛知県刈谷市豊田町2丁目1番地 株式会社豊田自動織機内

審査官 河口 展明

(56)参考文献 特開2007-197796(JP,A)

特開平08-041576(JP,A)

特開2001-316752(JP,A)

特表2003-517098(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

C 2 2 F 1 / 0 6

C 2 2 F 1 / 0 0