(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第5290764号
(P5290764)

(45)発行日　平成25年9月18日(2013.9.18)　(24)登録日　平成25年6月14日(2013.6.14)

| (51)Int.Cl. | | F I | | |
|---|---|---|---|---|
| C22C 23/02 | (2006.01) | C22C | 23/02 | |
| B22D 17/00 | (2006.01) | B22D | 17/00 | B |
| B22D 21/04 | (2006.01) | B22D | 21/04 | B |
| B22D 17/22 | (2006.01) | B22D | 17/22 | D |
| B22D 17/32 | (2006.01) | B22D | 17/32 | B |

請求項の数 18　(全 16 頁)　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2008-539269 (P2008-539269)
(86)(22)出願日　平成18年9月19日 (2006.9.19)
(65)公表番号　特表2009-527637 (P2009-527637A)
(43)公表日　平成21年7月30日 (2009.7.30)
(86)国際出願番号　PCT/EP2006/009082
(87)国際公開番号　WO2007/054152
(87)国際公開日　平成19年5月18日 (2007.5.18)
審査請求日　平成20年9月2日 (2008.9.2)
(31)優先権主張番号　05077583.2
(32)優先日　平成17年11月10日 (2005.11.10)
(33)優先権主張国　欧州特許庁 (EP)

前置審査

(73)特許権者　508139125
マゴンテック　ゲーエムベーハー
ドイツ連邦共和国　ボットロプ　インダストリーストラーセ　６１
(74)代理人　100116872
弁理士　藤田　和子
(72)発明者　バッキ、ペア
ノルウェー王国　ポルスグルン　ストルヴェガン　２０
(72)発明者　ホーコン、ウェステンゲン
ノルウェー王国　ポルスグルン　ブレイダブリックバッケン　３８

審査官　河野　一夫

最終頁に続く

(54)【発明の名称】優れた高温変形特性、展性及び腐食性能の組み合わせを有する鋳造部品を形成する鋳造方法及び合金組成物

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
２．０～６．００質量％のアルミニウム、
３．５０～８．００質量％の希土類金属（ＲＥ金属）、及び
０．５質量％未満（但し０％を含む）のマンガン、
１．００質量％未満（但し０％を含む）の亜鉛、
０．０１質量％未満（但し０％を含む）のカルシウム、
０．０１質量％未満（但し０％を含む）のストロンチウム、並びに、
マグネシウム及び不可避的不純物である残余からなり、
ここで、質量％で表したアルミニウムの量に対するＲＥ金属の量の比は０．８よりも大きく、ＲＥ金属の少なくとも４０質量％はセリウムであり、
前記不可避的不純物の全レベルが０．１質量％未満であるものからなるマグネシウム合金の鋳造方法であって、前記合金が、温度が１７０～３９０℃の範囲で制御される金型で鋳造され、前記金型は、ミリ秒で表した時間が５～５００の間の数値とミリメートルで表した平均部品厚さとの掛算の積に等しい時間で充填され、静的金属圧力が鋳造の間に２０～７０ＭＰａに維持され、次いで１８０ＭＰａ以下まで増加される、方法。
【請求項２】
前記金型の温度が１８０～３４０℃に制御される、請求項１に記載の方法。
【請求項３】
ミリ秒で表される前記金型への充填時間が８～２００の間の数値とミリメートルで表し

た平均部品厚さとの掛算の積に等しい時間である、請求項１又は２に記載の方法。
【請求項４】
前記静的金属圧力が鋳造の間中３０～７０ＭＰａに維持される、請求項１～３のいずれか１項に記載の方法。
【請求項５】
鋳造後の冷却速度が１０～１０００℃／秒である、請求項１～４のいずれか１項に記載の方法。
【請求項６】
アルミニウム含有率が２．５０～５．５０質量％である、請求項１～５のいずれか１項に記載の方法。
【請求項７】
ＲＥ含有率が３．５０～７．００質量％である、請求項１～６のいずれか１項に記載の方法。
【請求項８】
アルミニウム含有率が３．６～４．５質量％であり、ＲＥ含有率が３．６～４．５質量％であり、ＲＥ／Ａｌの比が０．９より大きい、請求項１～７のいずれか１項に記載の方法。
【請求項９】
アルミニウム含有率が２．６～３．５質量％であり、ＲＥ含有率が４．６質量％より大きい、請求項１～７のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１０】
前記ＲＥ金属が、セリウム、ランタン、ネオジム及びプラセオジムの群からから選ばれる、請求項１～９のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１１】
ランタンの量は、ＲＥ金属の全含有率の少なくとも１５質量％である、請求項１０に記載の方法。
【請求項１２】
ランタンの量は、ＲＥ金属の全含有率の３５質量％未満である、請求項１０又は１１に記載の方法。
【請求項１３】
ネオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の少なくとも７質量％である、請求項１０～１２のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１４】
ネオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の２０質量％未満である、請求項１０～１３のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１５】
プラセオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の少なくとも２質量％である、請求項１０～１４のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１６】
プラセオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の１０質量％未満である、請求項１０～１５のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１７】
セリウムの量は、ＲＥ金属の全含有率の５０質量％より多い、請求項１０～１６のいずれか１項に記載の方法。
【請求項１８】
カルシウム及び／又はストロンチウムの量は０．０１質量％以下である、請求項１０～１７のいずれか１項に記載の方法。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】

本発明は、２．０～６．００質量％のアルミニウム、３．００～８．００質量％の希土類金属（ＲＥ金属）、ここで、質量％で表したアルミニウムの量に対するＲＥ金属の量の比は０．８よりも大きく、ＲＥ金属の少なくとも４０質量％はセリウムであり、及び０．５質量％未満のマンガン、１．００質量％未満の亜鉛、０．０１質量％未満のカルシウム、０．０１質量％未満のストロンチウム、並びに、マグネシウム及び不可避的不純物である残余からなり、全不純物レベルが０．１質量％未満であるマグネシウム合金を鋳造する方法に関する。

【背景技術】

【０００２】

マグネシウムを基礎とする合金は、航空宇宙や自動車産業の鋳造部品として広く使用されている。マグネシウムを基礎とする合金の鋳造部品は、ダイカスト、砂型鋳造、永久・半永久鋳型鋳造、石膏型鋳造、及びインベストメント鋳造などの従来の鋳造方法によって製造することができる。Ｍｇを基礎とする合金は、自動車産業におけるマグネシウムを基礎とする合金の鋳造部品についての増大する要求を促進している多くの特に有益な特性を実証している。これらの特性には、低密度、高い強度／重量の比、良好な鋳造性、容易な機械加工性、及び良好な減衰特性が挙げられる。Ｍｇ－Ａｌ合金やＭｇ－Ａｌ－Ｚｎ合金のような最も一般的なマグネシウムのダイカスト合金は、１２０℃より高い温度で耐クリープ性を失うことが知られている。Ｍｇ－Ａｌ－Ｓｉ合金は、より高温での用途に開発され、耐クリープ（変形）性においては、限られた改良のみを提示する。Ｍｇ－Ａｌ－Ｃａ系とＭｇ－Ａｌ－Ｓｒ系の合金は、耐クリープ性においてさらなる改良を提示するが、これらの合金の大きな欠点は、鋳造性の問題である。これは、いわゆるウォーターハンマー効果といわれ、金型表面に直接衝突する高い金属速度で特に問題である。

【０００３】

合金ＡＥ４８（４％のＡＰ、２～３％のＲＥ）は、高温特性と腐食にかなりの改良を提示することが知られている。

【０００４】

ＳｒやＣａのような元素を含むＭｇ－Ａｌ合金は、クリープ特性においてさらなる改良を提示するが、しかしながら、鋳造性の低下を犠牲にする。Ｍｇ－Ａｌ－Ｃａ系とＭｇ－Ａｌ－Ｓｒ系の合金は、耐クリープ性にさらなる改良を提示するが、これらの合金の大きな欠点は、鋳造性の問題である。これは、いわゆるウォーターハンマー効果といわれ、金型表面に直接衝突する高い金属速度で特に問題である。

【０００５】

添付の図１Ａと図１Ｂに、コールドチャンバーとホットチャンバーのダイカスト機がそれぞれ概略で示されており、各機器は、それぞれ水圧減衰システム１１、２１を備えた金型１０、２０を有する。溶融金属が、それぞれピストン１３、２３を備えたショットシリンダー１２、２２によって金型に導入される。コールドチャンバーシステムにおいては、水平ショットシリンダーへの金属を計量するための補助システムが必要である。ホットチャンバー機（図１Ｂ）は、溶融合金において、垂直ピストンシステム（１２、２３）を直接使用する。

【０００６】

Ｍｇ－Ａｌ－Ｒｅ合金の優れた性能を得るためには、非常な急冷条件下で合金を鋳造することが必須である。このことは、高圧ダイカストプロセスについての場合である。スチール金型１０、２０は、金型の温度を２００～３００℃の範囲に制御するオイル（又は水）冷却システムを備える。良好な品質のための必要条件は、充填中の金属の凝固を避けるための短い金型充填時間である。$10^{-2}$秒×平均部品肉厚（ｍｍ）のオーダーの金型充填時間が推奨される。これは、典型的に、３０～３００ｍ／秒の範囲の高速で合金を強制的にゲートを通すことによって得られる。必要とされる短い充填時間のための、ショットシリンダーにおける望まれる体積流量を得るために、十分に大きい直径を有する１０ｍ／秒以下のプランジャー速度が使用されている。２０～７０ＭＰａの静的金属圧力と１５０ＭＰａ以下までのその後の圧力増加を用いることが一般的である。このキャスティング法

を用いると、構成要素の結果的な冷却速度は、鋳造される構成要素の厚さにもよるが、典型的に、１０～１０００℃／秒の範囲である。ＡＥ合金について、このことは、部品の一般的な大きい冷却速度と、特に表面層の極めて大きい冷却速度の両方の理由により、特性を決める上で重要な要素である。添付の図２に、凝固範囲と微細構造との関係が示されている。横軸上に、℃／秒で表した凝固速度が示され、左手の縦軸上に、μｍで表した二次的樹枝状結晶のアームの間隔が示され、一方で、右手の縦軸に、μｍで表した粒の直径が示されている。ライン３０は、得られる粒度を示し、一方で、ライン３１は、二次的樹枝状結晶のアームの間隔について得られた値である。ダイカストを用いると、冷却速度により、粒の微細化が得られる。上述のように、通常は、１０～１０００℃／秒の範囲の冷却速度が得られる。これは、典型的に、５～１００μｍの範囲の粒度をもたらす。

【０００７】

合金の延性にとって微細な粒度が有益であることがよく知られている。この関係を、添付の図３に例証しており、粒度と相対的伸びとの関係が示されている。横軸に調整粒度がμｍで表されて示され、一方で、縦軸は、％で表した相対的伸びを与える。グラフには２つの異なる組成が示され、第１の純Ｍｇのライン３５と、ＡＺ９１と表示したＭｇ合金のライン３６である。

【０００８】

また、微細な粒度は、合金の引張降伏強度にとって有益であることがよく知られている。この関係は、添付の図４に示されている（Ｈａｌｌ－Ｐｅｔｃｈ）。横軸に、μｍで表され、ｄ（－０．５）として表された粒の直径が示され、縦軸に、ＭＰａで表された引張降伏強度が示されている。

【０００９】

したがって、ダイカスト法によって促進された非常に大きい冷却速度によって与えられる微細な粒度が、引張強度と延性を得るために必要であることが明らかである。

【００１０】

鋳造性の用語は、必要とされる機能性と特性を持つ最終製品に合金を鋳造する能力を記載する。一般に３つのカテゴリーを含む。

（１）全ての望まれる幾何的特徴と寸法を持つ部品を形成する能力

（２）望まれる特性を持つ緻密な部品を製造する能力、及び

（３）ダイカスト工具、鋳造装置、及びダイカスト法の効率に及ぼす効果

【００１１】

ドイツ特許出願２１２２１４８は、Ｍｇ－Ａｌ－ＲＥ類の合金、主として、ＲＥ含有率が３質量％未満のＭｇ－Ａｌ－ＲＥ合金を記載しており、ただし、より高いＲＥ含有率を持つ合金もまた述べられている。合金ＡＥ４２（４％のＡｌ、２～３％のＲＥ）は、高温特性と腐食特性にかなりの改良を提示することが知られている。Ｍｇ－Ａｌ合金への僅かなＲＥの添加は、腐食特性のかなりの改良をもたらすが、金型付着の問題がより頻繁に生じて鋳造性が低下することが経験されている。添付の図５に、Ｍｇ－Ａｌ－Ｒｅ系における優れた、乏しい、及び非常に乏しい鋳造性の領域が示されている。横軸に、質量％で表したＡｌの量が示され、一方で、縦軸に、質量％で表したＲＥの量が示されている。ライン４０は、６８０℃でのＲＥの溶解性を表示するラインであり、一方で、ライン４１は、６４０℃でのＲＥの溶解性を表示する。領域（暗）４２は、非常に乏しい鋳造性を持つ組成を表す。領域（中間）４３は、乏しい鋳造性を持つ組成を表し、領域（明）４４は、優れた鋳造性を持つ組成を表す。図５に例証するように、鋳造性は、合金のＲＥ含有率が増加すると悪化する。しかしながら、図５が表示するように、高圧の金型鋳造性が優れた、３．５質量％を上回るＲＥ（上限はＲＥの溶解性によって制約）、２．５％～５．０％の範囲のＡｌ、なおかつ０．８を上回るＲＥ％／Ａｌ％の比で表される領域が存在する。

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【００１２】

したがって、本発明の目的は、改良された高温性能と改良された鋳造性を持つ比較的低

コストのマグネシウムを基礎とする合金を提供することである。

【００１３】

ＡｌｘＲＥｙ分散質相の生成により、本発明の組成物は、脆いＭｇ$_{17}$Ａｌ$_{12}$相の体積割合を最小限にする（分散質相のＲＥ／Ａｌの比は合金中のＲＥ％／Ａｌ％含有率が増加するにつれて増加する）。共晶のＭｇ$_{17}$Ａｌ$_{12}$相が４２０℃付近で溶融することから、ＡＭ５０、ＡＭ６０、及びＡＺ９１のような従来のＭｇ－Ａｌ合金は、添付の図６に示すように、ほぼ２００℃の凝固範囲を有する。図６は、いくつかの合金について、横軸の固相率（質量％で表示）とそれに対する縦軸の温度（℃）を示す。本発明において特定されるＲＥ％／Ａｌ％の比を持つＭｇ－Ａｌ－ＲＥ合金は、５７０℃付近で完全に凝固し、このため、凝固範囲はわずかに約５０℃である。

【００１４】

一般に、Ｍｇ－Ａｌダイカスト合金のアルミニウム含有率の増加は、金型の鋳造性を改良する。これは、Ｍｇ－Ａｌ合金が広い凝固範囲を有することによるものであり、このことは、凝固の最後に十分な多量の共晶が存在しなければ、鋳造を本質的に困難にする。これは、図６に示す冷却曲線と一貫性のあるＡＺ９１Ｄの良好な鋳造性を説明することができる。ＡＭ６０、ＡＭ５０、及びＡＭ２０において、それぞれＡｌ含有率が６％、５％、及び２％まで減少すると、凝固の最終段階に供給が困難になるレベルまで、残存する共晶が減少し、このことは、肉厚の部品については、微細孔、及びより大きい空隙さえもが存在し得ることを意味する。薄肉の部品については、体積収縮が金型壁からの収縮による厚さの減少によって部分的に吸収されるため、最終段階の際の供給能力は、それ程重要ではない（合金の流動性が重要な因子になるが）。ＡＥ４４合金とＡＥ３５合金は、Ｍｇ－Ａｌ合金とは非常に異なる冷却特性を示す。凝固の間隔はかなり小さめであり、凝固の際に、集中した収縮孔を低下させ得ることを示唆する。これらの合金は、金型充填の際に良好な流動性を有し、このため、鋳物欠陥を少なくして最終製品まで容易に鋳造することができる。ＡＥ４４とＡＥ３５の鋳造性は、ＡＺ９１Ｄのそれと比較的に同等である。

【００１５】

狭い凝固間隔に関するさらなる問題は、ＡＺ９１ＤのみならずＡＭ合金においても生じる一般に観察される逆偏析が生じないことである。これは、高いＲＥ含有率を持つＡＥ合金が、Ｍｇ－Ａｌ共晶相の分離のない光沢表面を有することによって例証される。表面層は、金型充填の途中と直後に凝固し、温度は、固相温度より下に迅速に低下し、それにより、収縮が開始したときに、溶融金属が金型表面の方に強制されるのを防止する。このことは、金型付着に帰着することがある金型壁と溶融金属との反応を防止するのに有益である。

【００１６】

ＡＥ４４において異なる微細構造を持ち、３層を示す約３ｍｍの肉厚を持つ例を添付の図７に示す。表面層は、約５０μｍの厚さを有し、約１０μｍの大きさの等軸粒からなる。これは、かなり小さい粒度であり、金型壁上の急冷条件によって説明することができる。中間層は、約１００μｍの厚さであり、極めて微細な粒状である。この形態は、前者とは異なり、２～４μｍの範囲のＤＡＳが観察される。圧力による平衡融点の変化により、この観察を説明してもよい。金属が加圧されると、平衡融点が上昇し、即ち、金属が突然に過冷却になる。理論上は、このことは、全てのＭｇ合金について同じであるが、合金の中で、凝固特性には依然としてかなりの相違が存在したままである。コアは、約２０μｍの等軸粒からなる。コアの凝固は、コアから金型に流出する熱によって制約される。既に凝固した層を通る熱輸送と鋳物／金型の界面を越える熱輸送は、双方とも、表皮よりも遅い冷却速度を与えるため、より粗い微細構造が生成する。

【００１７】

ＲＥ含有率が低い、又はＡＥ４２もしくはＡＥ６３のようにＲＥ％／Ａｌ％の比が低い場合、表面に分別して付着をもたらし得る共晶Ｍｇ－Ａｌが存在する可能性がある。このことは、ＡＥ４２が、より乏しい鋳造性を現す理由を説明することができる。

【００１８】

図８において、図の（上側）部分に、ボックス金型が示されている。下記に示すような合金ＡＭ６０、ＡＭ４０、ＡＥ６３、ＡＥ４４、及びＡＥ３５についてのノード３（ゲートの近く）からの例の顕微鏡写真。高温割れがＡＭ４０とＡＥ６３に観察される。

【００１９】

図８は、ＡＥ４４とＡＥ３５が、ＡＭ合金よりも熱間割れの影響を受けないことを実証する。このことは、上記のような相対的に微細な粒状構造に帰結する表面層のかなり急速な凝固から説明される。

【００２０】

一部には微細な粒構造により、また一部には脆い$Mg_{17}Al_{12}$相が存在しないことにより、この層は、非常に延性になり、したがって、凝固の際に熱ひずみが発生すると変形することができる。より大きい凝固間隔を持つ合金で典型的に現れるような、より粗い粒を持つ表面層、及び／又は$Mg_{17}Al_{12}$に富む層は、ずっと低い延性を有し、変形するよりも割れて熱間亀裂を生じ易いであろう。

【００２１】

大きい（約１．５ｍ）薄肉部品（厚さ約３ｍｍ）の試験は、ＡＥ４４とＡＥ３５の金型充填特性が優れていることを示しており、上述のように、薄肉の部品には長距離の供給が必要でないため、この合金は、金型充填が最も重要なこれらの種類の構成部品について、実行可能な代替であると期待される。

【００２２】

種々のＡＥ合金の特性は、Ａｌ単独では固溶体の強化を提供し、その一方で、ＲＥはＡｌと結合して、粒界領域に分散質相を形成するといった観察から説明される。合金ＡＥ４４とＡＥ３５において、分散質相（主として$Al_2RE$）は、連続した三次元網状構造を構成し、熱活性化と粒界滑りから生じるクリープを効果的に防止する。このことは、ＡＥ４４、ＡＥ３５、及びＡＥ６３のダイカスト微細構造を示す（左から右）ＳＥＭ－ＢＥＣ（後方散乱電子組成）の像である図９に示される。Ａｌ単独では固溶体の強化を提供するが、その一方で、ＲＥはＡｌと結合して、粒界領域に分散質相を形成する。

【００２３】

ＡＥ４４についてのＳＥＭ－ＢＥＣ像のさらなる拡大が図１０に示されており、ＡＥ４４のＡｌｘＲＥｙ相のラメラ構造もまた示している。図１０から分かるように、ＡＥ合金の分散質ＡｌｘＲＥｙ相は、非常に微細なラメラ構造からなる。このサブミクロンのラメラ構造は、粒界を強化し、それによってクリープを防止する。他方で、ダイカストＡＥ４４合金が、ＡＥ４２と同じような延性を呈するように、これらのラメラは脆くはない（又は共晶Ｍｇ－Ａｌと同じように脆くはない）。ＡＥ６３において、網状構造（主として$Al_{11}RE_3$）は寸断され、粒界領域は、恐らく、相当な量の共晶Ｍｇ－Ａｌによって影響され、延性とクリープ特性を低下する。また、ＡＥ４２において、恐らく、クリープ特性を制限するかなりの量の共晶Ｍｇ－Ａｌが存在する。合金ＡＥ３５は、ＡＥ４４よりも若干低いが、それでもＡＥ６３より高い延性を有する。

【００２４】

ＡＥ合金の延性、引張強度、耐クリープ性、腐食特性などの機械的特性の多数の例を以降に示す。既存の合金に比較した耐クリープ性と延性のユニークな組み合わせを、図１１に例証する。図１１において、公知のいくつかのＭｇ合金についての耐クリープ性と対比して、延性（横軸）を示す。ゾーン５０は、ＡＭ合金を含み、ゾーン５１はＡＥ合金、ゾーン５２はＡＺ９１合金、ゾーン５３は他の高温合金を含む。本発明のＡＥ合金は、この仕方で延性と高温特性を組み合わせた唯一のダイカスト合金であり、したがって、特に自動車産業において、コンストラクターとデザイナーに多くの新規で未踏査の機会を提示する。

【００２５】

より特有の目的は、優れた鋳造性、特に少なくとも１５０℃の高温での、良好な耐クリープ性、引張降伏強度、及びボルト荷重保持を持つ比較的低コストのダイカストのマグネシウム－アルミニウム－希土類合金を提供することである。

【課題を解決するための手段】
【００２６】
したがって、本発明は、以下のものを提供し、即ち、合金が、温度が１８０～３４０℃の範囲で制御される金型で鋳造され、前記金型は、ミリ秒で表した時間が、５～５００の間の数値とミリメートルで表した平均部品厚さとの掛算の積に等しい時間で充填され、静的金属圧力が、鋳造の間に２０～７０ＭＰａに維持され、次いで１８０ＭＰａ以下まで増加される。
【発明の効果】
【００２７】
特定のＭｇ－Ａｌ－ＲＥ合金と特殊な鋳造法との組み合わせを用いることにより、高温での優れた耐クリープ性、高い延性、及び概して良好な機械的特性のみならず腐食特性もまた有する製品を得ることができる。
【発明を実施するための最良の形態】
【００２８】
一般に、例えば、Ｃｅ、Ｌａ、Ｎｄ、及び／又はＰｒ、及びこれらの混合物のような多くのＲＥ金属を使用することができる。しかしながら、セリウムを十分な量で使用することが好ましく、この金属が、最も良好な機械的特性を与えるためである。Ｍｎは、耐腐食性を改良するために添加されるが、その添加は、限られた溶解性のため制限される。
【００２９】
好ましくは、アルミニウム含有率は、２．０～６００質量％、より好ましくは、２．６０～４．５０質量％である。
【００３０】
より多量のアルミニウムが存在するならば、これは容易に$Mg_{17}Al_{12}$相の生成をもたらすことができ、クリープ特性にとって有害である。少なすぎるＡｌは、鋳造性にとって否定的である。ＲＥ金属に関し、ＲＥ含有率は、３．５０～７．００質量％であることが好ましく、上限は、図１に示したように、Ｍｇ－Ａｌ－ＲＥ系におけるＲＥの溶解性によって制約される。
【００３１】
３．５０質量％を上回るＲＥが存在するならば、これは、クリープ特性のかなりの改良を与える。７．００質量％を上回ることは、液体のマグネシウム－アルミニウム合金中のＲＥ金属の限られた溶解性のため、実用的でない。
【００３２】
さらに、ＲＥ／Ａｌの比は０．９より大きいことが好ましい。
【００３３】
特定の用途について、合金の組成は、アルミニウム含有率が３．６～４．５質量％であり、かつＲＥ含有率が３．６～４．５質量％であるように選択され、さらにＲＥ／Ａｌの比が０．９より大きいといった付加的な制約がある。
【００３４】
この種類の合金は、１７５℃以下であって、依然として優れたクリープ特性と引張強度を示す用途に使用することができる。しかも、この合金は、経時によるその特性の劣化を全く示さず、かつ良好な鋳造性を有する。
【００３５】
１７５℃を上回る用途については、合金の組成は、アルミニウム含有率が２．６～３．５質量％であり、かつＲＥ含有率が４．６質量％より多い。
【００３６】
優れたクリープ特性と引張強度は別として、この合金は、経時による特性の劣化を全く示さない。
【００３７】
好ましくは、ＲＥ金属は、セリウム、ランタン、ネオジム、及びプラセオジムの群から選択される。

【００３８】
ＲＥ金属は、合金化の容易さに寄与しているが、耐腐食性と耐クリープ性もまた高め、かつ機械的特性を改良する。
【００３９】
好ましくは、ランタンの量は、ＲＥ金属の全含有率の少なくとも１５質量％、より好ましくは、少なくとも２０質量％である。好ましくは、ランタンの量は、ＲＥ金属の全含有率の３５質量％未満である。
【００４０】
好ましくは、ネオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の少なくとも７質量％、より好ましくは、少なくとも１０質量％である。好ましくは、ネオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の２０質量％未満である。
【００４１】
好ましくは、プラセオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の少なくとも２質量％、より好ましくは、少なくとも４質量％である。好ましくは、プラセオジムの量は、ＲＥ金属の全含有率の１０質量％未満である。
【００４２】
好ましくは、セリウムの量は、ＲＥ金属の全含有率の５０質量％より多く、好ましくは、５０～５５質量％である。
【００４３】
カルシウムとストロンチウムは、耐クリープ性の向上を与えることが知られており、少なくとも０．５質量％のカルシウムの添加は、引張強度を改良する。
【００４４】
しかしながら、ＣａとＳｒは、非常に少ない濃度であっても、これらの元素がかなりの付着問題をもたらし、それにより合金の鋳造性に影響するため、避けるべきである。
【００４５】
本発明を、以下の実施例に関してより詳細に説明するが、例証の目的に過ぎなく、本願に記載の本発明に、何らかの制限を示唆する又は暗示するものと理解するべきでない。
【実施例１】
【００４６】
合金化元素の影響を構成するため、表１に示す組成で、多くのＭｇ合金を調製した。
【００４７】
各々の合金の目的で、多くの試験片を作成し、以下の実施例に記載の試験を行った。行った試験は以下の通りである。引張強度と延性ＡＳＴＭにしたがって６ｍｍの試験片を作成し、以下のようにした。
使用した試験条件
・１０ｋＮのインストロン機
・室温から２１０℃まで
・各温度で少なくとも５つを平行
・ひずみ速度
０．５％以下のひずみ　１．５ｍｍ／分
０．５％超のひずみ　１０ｍｍ／分
・ＩＳＯ６８９２に従った試験
【００４８】
引張クリープ試験
このテキストについて、以下の試験材料を使用する。
・直径　６ｍｍ
・ゲージ長　３２．８ｍｍ
・曲率半径　９ｍｍ
・グリップヘッド直径　１２ｍｍ
・全長　１２５ｍｍ試験は、ＡＳＴＭ　Ｅ１３９に従って行う。

【００４９】
応力緩和試験
・試験材料
１２ｍｍの直径
６ｍｍの長さクリープ片の自由端から切断
・ＡＳＴＭ　Ｅ３２８－８６に従った試験
【００５０】
腐食特性腐食をＡＳＴＭ１１７に従って試験する。
【実施例２】
【００５１】
多くの組成について、温度の関数として強度を測定した。結果を図１２、図１３、及び図１４に示す。これらの図において、Ｙ軸は、ＭＰａで表した引張強度を示し、一方で、Ｘ軸は℃で表した温度を示す。
【実施例３】
【００５２】
多くの組成について、時間の関数としてクリープひずみを測定した。結果を図１５と図１６に示す。図１５において、測定は、４０ＭＰａの力で１７５℃において行い、図１６において、測定は、９０ＭＰａの力で１５０℃において行った。これらの図において、Ｙ軸は、百分率で表したクリープひずみを示し、一方でＸ軸は時間で表した期間を示す。
【実施例４】
【００５３】
表１による多くの組成について、応力緩和を明確にし、時間に対する残存荷重として表した。結果を図１７、図１８、及び図１９に示す。これらの図において、Ｙ軸は、初期荷重の百分率で表した残存荷重を示し、一方でＸ軸は時間で表した期間を示す。
【実施例５】
【００５４】
多くの組成について、ＡＳＴＭ　Ｂ１１７にしたがって腐食特性を明確にした。この試験において、Ａｌ含有量に対するＲＥ含有量の影響を明確にする目的で、大量のデータを取り込んだ。結果を図２０に示す。この図において、Ｙ軸は、質量％で表したＲＥ含有率を示し、Ｘ軸は、やはり質量％で表したＡｌ含有率を示す。異なる陰影を持つゾーン間の境界線は、同等の耐腐食性のラインを示す。
【００５５】
これらの試験結果から、高温クリープ特性、延性、及び腐食性能の優れた組み合わせを持った製品が得られるマグネシウム合金の鋳造法が提供されることが明らかである。
【００５６】

【表１】

| 合金種類 | Al 重量％ | Mn 重量％ | Zn 重量％ | Si 重量％ | Ce 重量％ | La 重量％ | Nd 重量％ | Pr 重量％ | RE 重量％ | Ce/RE | La/RE | Nd/RE | Pr/RE |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| AZ91 D | 8.93 | 0.17 | 0.73 | | | | | | | | | | |
| AS21B | 2.11 | 0.08 | | 1.01 | | | | | 0.09 | | | | |
| AE35-24 | 3.23 | 0.29 | | | 2.49 | 1.73 | 0.94 | 0.28 | 5.44 | 45.77 | 31.80 | 17.28 | 5.15 |
| AE42-15 | 3.89 | 0.15 | | | 1.31 | 0.79 | 0.37 | 0.16 | 2.64 | 49.85 | 30.08 | 14.15 | 5.92 |
| AE44-24 | 4.12 | 0.29 | | | 2.11 | 1.53 | 0.75 | 0.23 | 4.62 | 45.67 | 33.12 | 16.23 | 4.98 |
| AE63-4 | 6.31 | 0.18 | | | 1.42 | 1.35 | 0.40 | 0.13 | 3.30 | 43.03 | 40.91 | 12.12 | 3.94 |
| ACe44 | 3.70 | | | | 3.90 | | | | 3.90 | 100.00 | | | |
| ANd44 | 3.90 | | | | | | 2.50 | | 2.50 | | | 100.00 | |
| ALa44 | 3.70 | 0.38 | | | | 3.00 | | | 3.00 | | 100.00 | | |
| ALaCe431 | 3.70 | 0.45 | | | 0.90 | 2.30 | | | 3.20 | 28.10 | 71.90 | | |
| ALaCe413 | 4.00 | 0.28 | | | 2.40 | 0.90 | | | 3.30 | 72.70 | 27.30 | | |
| ALaNd431 | 3.90 | 0.46 | | | | 2.60 | 0.80 | | 3.40 | | 76.50 | 23.50 | |
| ALaNd413 | 3.70 | 0.42 | | | | 1.10 | 1.60 | | 2.70 | | 40.70 | 59.30 | |
| ACeNd431 | 4.70 | 0.27 | | | 2.60 | | 0.80 | | 3.40 | 76.50 | | 23.50 | |
| ACeNd413 | 4.40 | 0.32 | | | 0.90 | | 1.00 | | 1.90 | 47.40 | | 52.60 | |
| ACeNd422 | 3.60 | | | | 1.50 | | 1.50 | | 3.00 | 50.00 | | 50.00 | |

【図面の簡単な説明】

【００５７】

【図１】本発明のダイカスト機を示す図である。

【図２】凝固範囲と微細構造との関係を示す図である。

【図３】粒度と相対的伸びとの関係を示す図である。

【図４】引張降伏強度を示す図である。

【図５】Ｍｇ－Ａｌ－Ｒｅ系の鋳造性の領域を示す図である。

【図６】固相率と温度との関係を示す図である。

【図７】ＡＥ４４において異なる微細構造を持ち、３層を示す約３ｍｍの肉厚を持つ例を示す図である。

【図８】いくつかの合金の状態を示す顕微鏡写真である。

【図９】ダイカスト微細構造を示すＳＥＭ－ＢＥＣ像である。

【図１０】ＡＥ４４の拡大部分を示すＳＥＭ－ＢＥＣ像である。

【図１１】Ｍｇ合金についての耐クリープ性と延性を示す図である。

【図１２】強度測定を示す図である。

【図１３】強度測定を示す図である。

【図１４】強度測定を示す図である。

【図１５】クリープひずみ測定を示す図である。

【図１６】クリープひずみ測定を示す図である。

【図１７】残存荷重を示す図である。

【図１８】残存荷重を示す図である。

【図１９】残存荷重を示す図である。

【図２０】耐腐食性を示す図である。

【符号の説明】

【００５８】

１０　金型
１１　水圧減衰システム
１２　ショットシリンダー
１３　ピストン
２０　金型
２１　水圧減衰システム
２２　ショットシリンダー
２３　ピストン

３５　純Ｍｇのライン
３６　Ｍｇ合金のライン
４０　６８０℃でのＲＥの溶解性
４１　６４０℃でのＲＥの溶解性
４２　領域（暗）
４３　領域（中間）
４４　領域（明）

【図１Ａ】

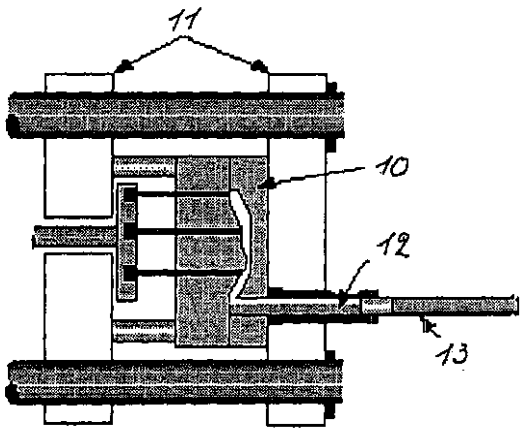



Fig. 1A

【図１Ｂ】

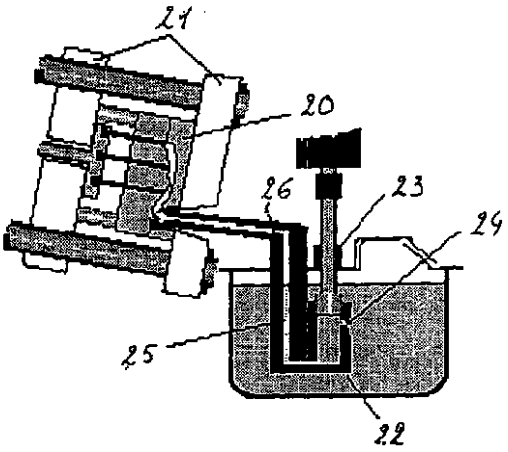



Fig. 1B

【図２】

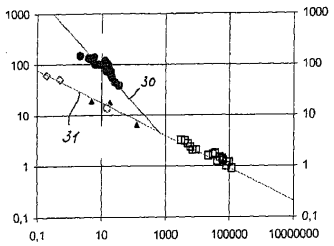
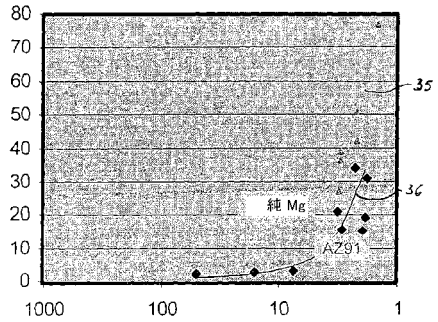



Fig. 2

【図３】




【図４】

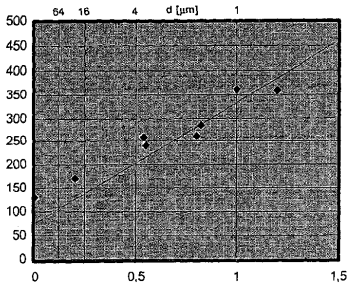



Fig. 4

【図５】

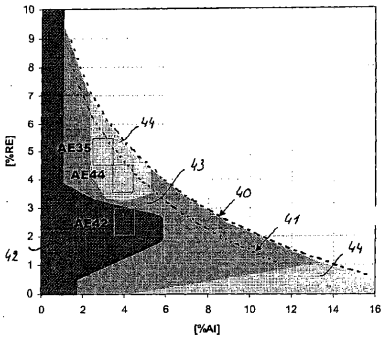



Fig. 5

【図６】

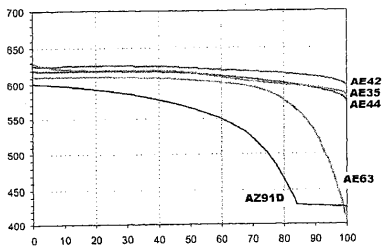



Fig. 6

【図７】

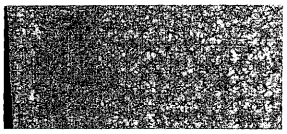


Fig. 7

【図８】

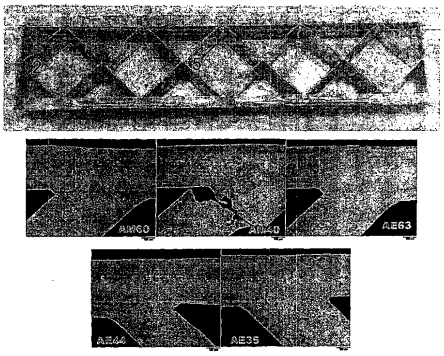



Fig. 8

【図９】

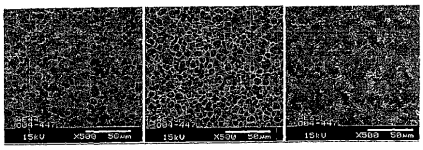


Fig. 9

【図１０】

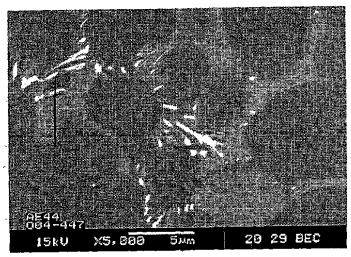



Fig. 10

【図１１】

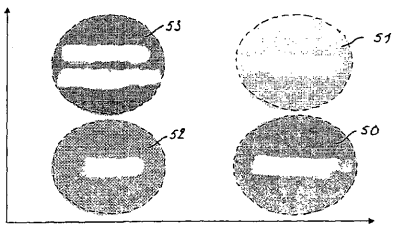
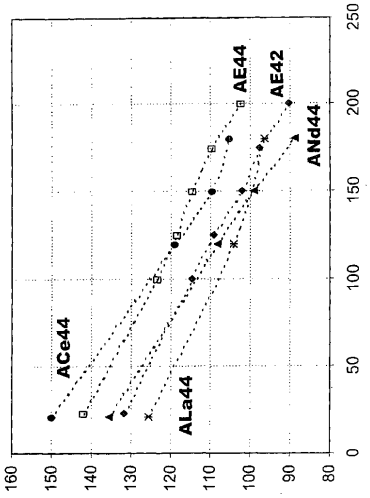



Fig. 11

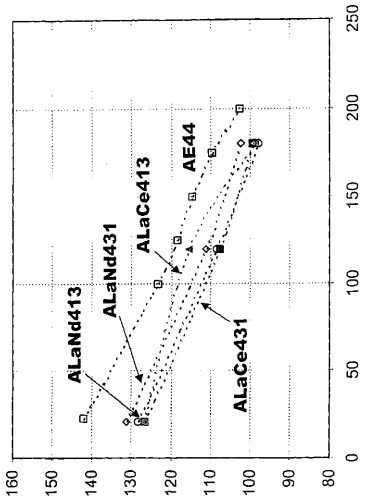
【図１２】

Fig. 12



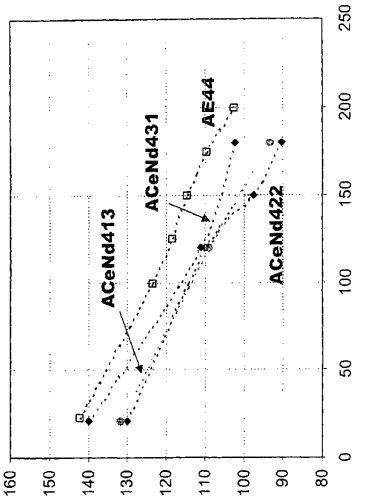

【図１３】

Fig. 13



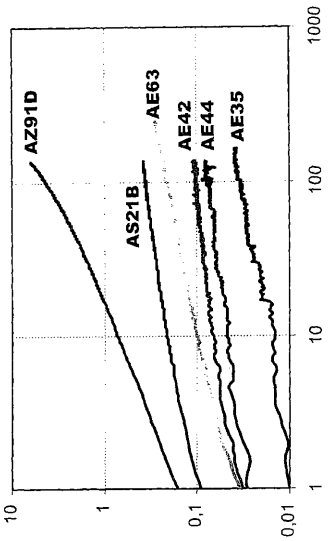

【図１４】

Fig. 14



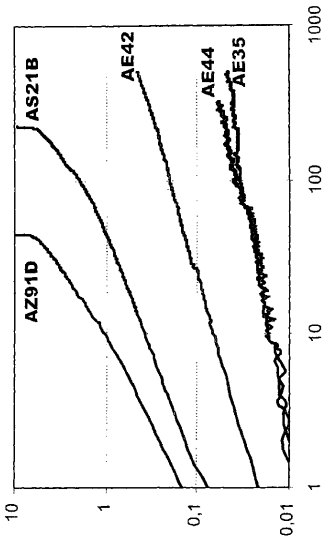
【図１５】

Fig. 15



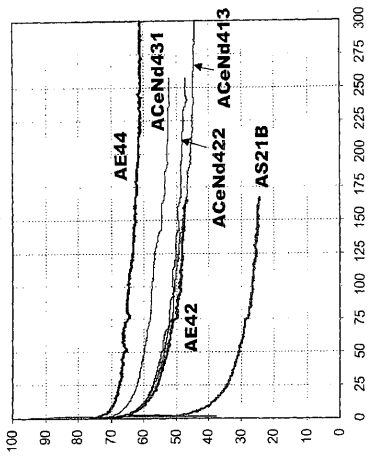

【図１６】

Fig. 16



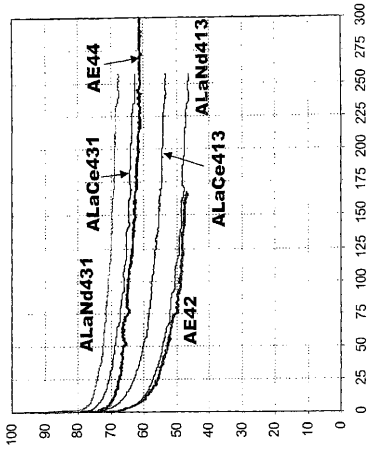

【図１７】

Fig. 17



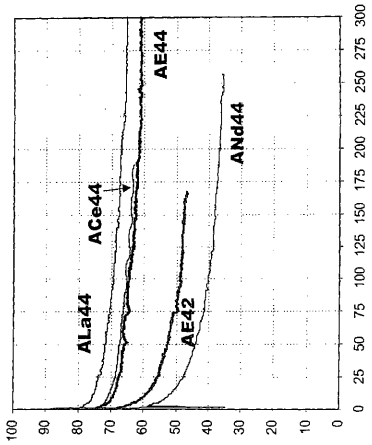

【図１８】

Fig. 18



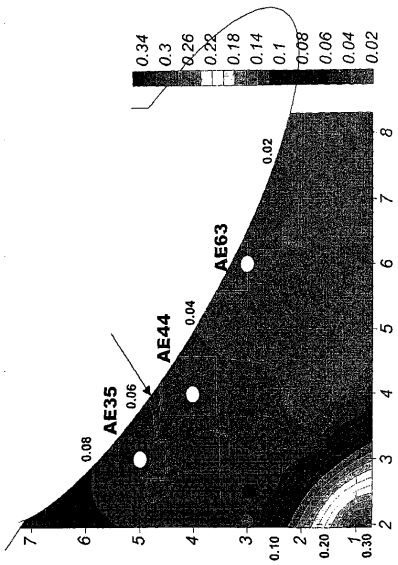
【図１９】

Fig. 19




【図２０】

Fig. 20



フロントページの続き

(51)Int.Cl. FI
*C22C 23/06 (2006.01)* C22C 23/06

(56)参考文献 特開２００７－２２４３８９（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ １／００ － ４９／１４
Ｂ２２Ｄ １７／００
Ｂ２２Ｄ １７／２２
Ｂ２２Ｄ １７／３２
Ｂ２２Ｄ ２１／０４