半溶融射出成形をした Al-Ca 系マグネシウム合金の鑄造鍛造法 への適用性検討*

山本幸男^{*1}, 坂手宣夫^{*2}, 坂本和夫^{*2}

Cast-Forge Process for Al-Ca Series Magnesium Alloy Mold by Semi Solid Injection Molding

Yukio YAMAMOTO ^{*1}, Nobuo SAKATE and Kazuo SAKAMOTO

^{*1} Technical Research Center, Mazda Motor Corporation
Shinchi 3-1, Fuchu-cho, Aki-gun, Hiroshima 730-8670 Japan

Magnesium has the smallest specific gravity in the structural metallic material applied to automotive parts. It is expected to be suitable light material to meet the needs of a vehicle weight reduction in recent years. However, magnesium alloy has low forgeability due to its crystal structure and low mechanical property at temperature over 373K compared with aluminum alloys. Therefore, magnesium application for automotive power-train part is quite few. On the other hand, Al-Ca series magnesium alloy has been developed by some researchers as low cost and heat resistant alloy. In addition, authors have developed the cast-forge process with semi solid injection molding process to improve the forgeability. The purpose of this research is to validate the feasibility of cast-forge process of Al-Ca series magnesium alloy applying the semi solid injection molding for preforming. Accordingly in this research, semi solid injection molded 4 mass%Al - 3mass%Ca magnesium alloy has been chosen because of a good heat resistant properties, and its forgeability and mechanical properties after forging has been studied. As a result, it is proved that 4 mass%Al-3mass%Ca magnesium alloy shows excellent forgeability and heat resistant compared to conventional magnesium alloys. It is expected that applying this new alloy to cast - forge process with semi solid injection molding and forging realizes low cost manufacturing process for automotive magnesium parts.

Key Words : Magnesium, Injection Molding, Forging, Casting, Heat Resistant, Mechanical Property, Semi Solid

1. 緒 言

マグネシウム合金は実用合金の中で最も比重が小さく、近年の高まる自動車の軽量化ニーズに応え得る軽量材料として期待されている⁽¹⁾⁽²⁾。自動車のマグネシウム部品の製造法は、そのほとんどがダイカストであり、高い強度を必要としないケース類などの薄肉部品への適用が多い⁽³⁾⁽⁴⁾。マグネシウムの軽量性を活かし、自動車部品への適用を拡大するには、その高強度化を図り、往復運動や回転運動をするエンジンや駆動系のインターナル部品へ適用していくことが重要である。高強度化の手段のひとつに鍛造の適用があるが、マグネシウム合金は塑性加工性に劣るため、この改善のために最終形状に近い予成形品（以下、プリフォームと呼ぶ）を鑄造により製造し、これを鍛造することで塑性加工性と高強度化を同時に図る製造法（鑄造鍛造法）の研究が行われている^{(5)~(7)}。著者らもプリフォームの成形に重力金型鑄造と半溶融射出成形法を適用した鑄造鍛造法の研究を行っている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。

一方、マグネシウム合金は 373K を越えると、強度特性が低下するため、エンジン部品などに適用するには、423K 付近まで室温時の強度特性を維持する耐熱マグネシウム合金が必要である。従来の ASTM 規格 AE41 などに代表される耐熱マグネシウム合金は合金成分に希土類元素を多く含むため、最近では、低価格元素の Ca, Si などの元素を添加し耐熱性を向上させる研究が多く試みられている^{(10)~(15)}。さらに、Ca 添加量の多い合金では、凝

* 原稿受付 2011 年 4 月 21 日

^{*1} 正員、マツダ(株) 技術研究所 (730-8670 広島県安芸郡府中町新地 3-1)

^{*2} マツダ(株) 技術研究所

E-mail: yamamoto.y@mazda.co.jp

固割れを起こしやすい、湯流れ性が悪化するという欠点があり、これを改善するために半溶融射出成形法と組み合わせた Al-Ca 系マグネシウム合金の研究事例がある^{(16)~(18)}。この Al-Ca 系マグネシウム合金が鍛造や鋳造鍛造法に適用できれば、低価格な耐熱強度部材の製造が可能となるが、耐熱マグネシウム合金の鍛造に関する研究は、ほとんど見当たらない。

そこで、本研究ではエンジンなどの高温強度を要求される部品へのマグネシウム合金の適用を可能とすることを目的に、Al-Ca 系マグネシウム合金の半溶融射出成形材の強度特性と鍛造性を調べ、次にその鍛造後の高温強度特性を調べることで、本合金の鋳造鍛造法への適用性を示す。

2. 実験方法

2・1 半溶融射出成形法

本研究で用いた半溶融射出成形装置は日本製鋼所社製の型締め力 4410kN のものである。図 1 は装置と射出成形工程の概略を示す。図 2 は本成形に用いるペレット状に粉砕したマグネシウム合金原料の写真である。鋳造丸棒から切削により大きさが 3mm 程度の粒状のペレットを製作している。まず、マグネシウム合金ペレットを装置上部のホッパー部からシリンダー内に投入する(図 1 中の(1))。スクリューで攪拌しながら半溶融温度域まで加熱し、シリンダー先端の計量部に集められる(図 1 中の(2)と(3))。その後、ノズル部より半溶融状態のマグネシウム合金を金型内に高圧力で充填する(図 1 中の(4))。金型内で凝固が完了すると、金型を開き成形品を取り出す(図 1 中の(5))。以上が本成形法の一連の工程である。この成形法により得られる成形品の材料組織は、半溶融状態時に固相であった部分と液相であった部分(以下、凝固後の組織においても、その部分を単に固相部、液相部と呼ぶ)の混在した組織になる。シリンダーの加熱温度を制御することにより、この固相部の比率(以下、固相率と呼ぶ)を変化させることができる。本研究で検討している鋳造鍛造法は、この半溶融射出成形法によりプリフォームを製造し、それを鍛造する製造法である。

2・2 供試材

坂本らは Al-Ca 系マグネシウム合金の半溶融射出成形材において、Al 添加量と Ca 添加量が増えるにつれて強度特性が向上するが、Al 添加量 4mass% 以上、Ca 添加量が 3mass% 以上では、その特性が飽和傾向にあることを報告している⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。そこで本研究では Al-Ca 系マグネシウム合金として、Al 添加量 4mass%、Ca 添加量を 3mass% の合金(以下、ACa43 と略号で呼ぶ)を用いた。さらに、この合金と特性を比較するために ASTM 規格の AZ91D と AS41 を準備した。AZ91D は耐熱合金ではないが、従来からダイカスト、半溶融射出成形の両方に用いられ実用化実績のある合金である。AS41 は耐熱用としてダイカストにより自動車の駆動系部品ケースなどに実用化実績のある合金である。表 1 は、それらの合金の化学成分を示す。ACa43 は固相率 =3.7%、AZ91D は固相率 =4% で半溶融射出成形により試験片を製作し、AS41 はダイカストにて試験片を製作した。

Table 1 Chemical composition of magnesium alloys. (mass%)

	Al	Zn	Mn	Ca	Si	Cu	Fe	Ni	Mg	Remarks
ACa43	4.2	-	0.35	3.3	0.12	0.001	0.004	0.001	Bal.	=3.7%
AZ91D	9.2	0.72	0.22	-	-	0.002	0.004	0.0008	Bal.	=4.0%
AS41	4.3	-	0.35	-	0.9	0.001	-	0.0001	Bal.	Diecast

Fig.1 Schematic of magnesium semi solid injection molding apparatus and molding process.

Fig.2 Photograph of magnesium pellets for semi solid injection molding.

2・3 鍛造性評価

半溶融射出成形材の鍛造性を評価する方法として端面拘束圧縮試験法⁽²⁰⁾を用い、限界据込み率を測定した．図3は試験方法の概要を示す．本試験法は試験片と試験金型の接触部の摩擦の影響を排除するために、金型端面に同心円状の溝を形成し、試験片と金型の接触面のすべりを拘束している．試験片は直径 16mm、長さ 100mm の丸棒の射出成形材から切り出した直径 15mm、高さ 22.5mm の円柱である．これを赤外線イメージ炉内にて、623K に加熱し試験片が均熱化した後に、据込み試験を行った．据込みには油圧式万能試験機を用い、据込み速度は 0.23mm/s である．試験片は据込みにつれ、次第に樽状に変形する．そして、試験片外周面にき裂が生じた時を据込み限界とする試験法である．式(1)は据込み試験時の試料高さにより定義される据込み率 P を示す．式(2)は外周にき裂が生じた時の高さ H_{limit} の時の据込み率であり、これを限界据込み率 P_{limit} と定義する．

$$\text{据込み率} \quad P (\%) = 100 \times (H - H') / H \quad (1)$$

H (mm); 初期試験片高さ

H' (mm); 据込み後試験片高さ

$$\text{限界据込み率} \quad P_{limit} (\%) = 100 \times (H - H_{limit}) / H \quad (2)$$

H_{limit} (mm): き裂が生じた時点の試験片高さ

Fig.3 Schematic of upset forging to evaluate limit forging ratio.

Fig.4 Schematic of apparatus for forging.

2・4 試験片の鍛造条件

図4は試験片の鍛造の概要を示す．鍛造に供する試験片は $10^w \times 100^h \times 170^l$ mm の板状の射出成形材より切り出した $10^w \times 21^h \times 35^l$ mm の角柱である．鍛造にはフリクションプレスを用いた．試験片側面の変形を拘束し、垂直方向の圧縮により水平の長手方向のみに延びるようにした．鍛造温度は 623K であり、イメージ加熱炉内で試

験片を均一加熱した．圧縮の金型と試験片の摩擦抵抗を低減するために，金型と接触する試験片両端部には，潤滑剤として二硫化モリブデンを塗布した．なお，加工速度は 300mm/s である．鍛造により試験片が受ける鍛造加工率は式(1)と同定義であり，試験片の初期高さと鍛造後の高さにより算出する．

2・5 引張強度試験

半溶融射出成形材とダイカスト材の引張強度試験には平行部直径 6.4mm ,平行部長さ50mmの引張試験片を用いた．試験片は鋳肌のままである．一方，鍛造材の引張試験片は鍛造後の試験片中央部から切り出し，平行部直径 5mm ,平行部長さ21mmのものを製作した．引張試験はインストロン型引張試験機（島津製作所製オートグラフAG5000A）を使用し，室温と373 Kから473 Kの温度範囲（本研究では高温と定義する）において，初期歪速度 $6.6 \times 10^{-4}/s$ の条件にて実施した．高温試験の引張試験片は引張試験温度と同じ温度にて約360ks加熱保持され，その後に引張試験を実施した．

2・6 内部欠陥率測定

試験片内に存在する空孔は強度特性低下に影響する．従って，この空孔に起因する試験片内部の欠陥率を求めた．内部欠陥率 $D(\%)$ はアルキメデス法により求めた密度と合金の化学成分から算出した理論密度から式(3)により求めた．

$$\text{内部欠陥率 } D(\%) = 100 \times (1 - \frac{\rho}{\rho_0}) \quad (3)$$

ρ ; 実測密度
 ρ_0 ; 理論密度

3. 実験結果と考察

3・1 ACa43 射出成形材の材料組織

図 5 は固相率 $\phi = 3.7\%$ の ACa43 の半溶融射出成形材の光学顕微鏡により観察した材料組織を示す．図 5(a)の組織写真中の白い大きな相は半溶融状態時に固相であった部分である．その周囲の部分は液相であった部分であり，射出成形時に金型により急冷された微細組織である．図 5(b)は，その液相部をさらに拡大した組織写真である．白い樹枝状組織（デンドライト）は初晶 相（Mg）であり，その周囲の粒界に化合物の $(Mg, Al)_2Ca$ と 相の共晶組織が晶出している．マグネシウムダイカストに多く採用されている AZ91D においては，強度向上に寄与する金属間化合物 $Mg_{17}Al_{12}$ が多く晶出するが，ACa43 においては， $Mg_{17}Al_{12}$ はほとんど存在しない⁽¹⁷⁾．図 6 は走査型電子顕微鏡により，液相部をさらに拡大して観察した材料組織写真を示す． 相の周囲を金属間化合物が取り囲んでいる様子が分る．

Fig. 5 Microstructure of ACa43 mold by semi-solid injection molding process.

Fig.6 SEM image of liquid phase area in ACa43.

3・2 ACa43 射出成形材の結晶粒径と引張強度特性

Al-Zn 系マグネシウム合金の引張強度特性は、一般的には結晶粒径の影響を受ける⁽⁸⁾。すなわち、結晶粒径が小さいほど大きい強度特性を示す。そこで、ACa43 合金についても引張強度特性と結晶粒径の関係を調べた。射出成形時の金型温度を変えることで、液相部結晶粒径が約 $5\mu\text{m}$ と約 $13\mu\text{m}$ の 2 種類の試験片を製作した。図 7 は室温における引張試験の結果を示す。相の粒径が約 $5\mu\text{m}$ の材料の方が約 $13\mu\text{m}$ の材料に比較し、引張強度、0.2%耐力および伸びのいずれも大きい値を示している。結晶粒径が約 $13\mu\text{m}$ と約 $5\mu\text{m}$ の 2 種類だけの比較ではあるが、ACa43 は材料強度特性について結晶粒径の依存性のある合金であると推察される。著者らは、ASTM 規格 AZ80A, AZ91D などの Al-Zn 系マグネシウム合金も結晶粒径依存性を有し、その粒径が $50\mu\text{m}$ 以下では、強度特性に大きな変化は認められなくなることを明らかにしている⁽⁸⁾。しかし、ACa43 の場合は Al-Zn 系マグネシウム合金よりもさらに小さい $13\mu\text{m}$ 以下の結晶粒径において、強度特性は結晶粒径の影響を受けている。これは Al 添加量が 4mass% であり、材料強度向上に寄与する金属間化合物(Mg, Al)₂Ca 量が少ないため、材料強化因子としての相の粒径の寄与度が大きくなったためと考える。このように強度特性の結晶粒径依存度が大きい合金では、射出成形時に肉厚の不均一により、成形品の冷却速度に差を生じる。このような場合は、成形品の部位による結晶粒径のばらつき、すなわち強度特性のばらつき要因となるため、金型温度を制御するなどの成形上の注意を要する。

Fig. 7 Relationship between mechanical property and grain size for injection mold ACa43.

3・3 ACa43 射出成形材の高温引張強度特性

半溶融射出成形の ACa43, AZ91D およびダイカスト成形の AS41 の室温と 480K までの高温引張強度特性を調べた。ACa43 の固相率は $\approx 3.7\%$, AZ91D については固相率 $\approx 4\%$ である。なお、ACa43 の試験片は約 $5\mu\text{m}$ の粒径であった。図 8 は、その結果を示す。比較のためにアルミニウムダイカスト合金 ADC10 の強度特性(文献値⁽²¹⁾)を記載している。図 8(a)は引張強度、図 8(b)は 0.2%耐力および図 8(c)は伸びを示す。マグネシウム合金の中では、室温の引張強度において、AZ91D が最も大きい値を示すが、373K を越える付近にて、ACa43 の特性が AZ91D のそれを逆転している。さらに、ACa43 の高温での引張強度と 0.2%耐力はアルミニウムダイカスト合金 ADC10 と同等の特性を示すことが分った。一方、従来、耐熱合金として規格設定されている AS41 は、どの試験温度範囲においても、引張強度、0.2%耐力とも AZ91D および ACa43 のそれらよりも小さい。

3・4 限界据込み率

ACa43 の鍛造性を評価するために限界据込み率を調べた。半溶融射出成形のままの F 材と T4 処理 (57.6ks at 683K の溶体化処理) を施した 2 種類の ACa43 と、それらと比較のために AZ91D の F 材の鍛造性を評価した。据込み温度は 573K, 623K と 673K の 3 条件である。ACa43 の T4 処理は実部品の鍛造で用いられる材料組織の均質化(均質化処理)の効果を調べる目的で行った。図 9 は、それぞれの合金の据込み試験の結果を示す。AZ91D の限界据込み率 P_{limit} は約 60% であり、据込み温度が高くなっても、ほとんど向上せず、この試験温度範囲では限界

据込み率はほぼ一定となっている。一方,ACa43 の限界据込み率は AZ91D のそれよりも大きい値を示している。ACa43 の F 材と T4 処理材とも試験温度が高くなるにつれて限界据込み率は大きくなる。据込み温度が 573K においては,射出成形のままの F 材の方が, T4 処理材よりも大きい限界据込み率を示すが,それより高温での 623K と 673K では逆転し, T4 処理材の方が F 材よりも大きい値を示す。T4 処理材は $P=90\%$ の据込み率においても,試験片にき裂は発生していない。著者らは前報で Al-Zn 系マグネシウム合金の半溶融射出成形材の据込み限界を調べ, Al 添加量が少ない方が限界据込み率は大きいことを報告している⁽⁹⁾。たとえば, 623K での据込み試験では, Al 添加量 9mass% の射出成形材の据込み率 P_{limit} は 68% であり, Al 添加量 7mass% の射出成形材の据込み率 P_{limit} は 75% であった。ACa43 はさらに Al 添加量が少ないために,鍛造性はより良好になったと推察される。Al 添加量が少ないことは $Mg_{17}Al_{12}$ や $(Mg, Al)_2Ca$ など脆性な金属間化合物の晶出量が少ないことに関係するが, Al 添加量と限界据込み率との関係は今後の研究課題である。限界据込み率 P_{limit} が 80% 以上は,自動車の鍛造部品に用いられる 6000 系のアルミニウム合金並みの特性であり,これより大きい限界据込み率を示す ACa43 は鍛造材として有望なマグネシウム合金である。

Fig. 8 Mechanical properties of ACa43, AZ91D and AS41.

*Data of ADC10 is referred from Aluminum handbook⁽²¹⁾.

Fig.9 Limit forging ratio of ACa43 and AZ91D.

3・5 鍛造加工率と内部欠陥率の関係

ダイカストや半溶融射出成形では、溶融もしくは半溶融の金属を高速で金型へ充填するために、金型内の空気を巻き込みガス欠陥を生じる。また、Al-Ca 系マグネシウム合金は凝固割れを起こしやすい特性がある。そこで、ACa43 についても射出成形後の試験片内部の欠陥量ならびに、鍛造による欠陥量の変化を調べた。図 10 は、その結果を示す。鍛造前の試験片内部には約 6%の内部欠陥が存在している。これはガス欠陥と凝固収縮による微細な鑄巣と凝固割れによる欠陥が含まれている。鍛造を行うことにより、この欠陥量は小さくなり、鍛造加工率 $P=10\%$ において内部欠陥率は 2%以下となる。鍛造加工率 $P=25\%$ で内部欠陥率は 1%以下となっている。図 11 は鍛造前の試験片内部の断面を観察した写真である。射出成形時に生じた凝固割れが数箇所認められる。幅約 $100\mu\text{m}$ 、長さ約 $1000\mu\text{m}$ の大きな凝固割れも存在する。このように ACa43 は凝固割れを発生し易く、他の欠陥よりも大きい割合で存在するが、鍛造過程で凝固割れは圧着し消失すると推察する。

Fig. 10 Relation between forging ratio and internal porosity ratio.

Fig.11 Photograph of micro solidification cracking in injection mold ACa43.

3・6 鍛造加工率と引張強度特性の関係

図 12 は ACa43 の鍛造加工率と室温での引張強度特性の関係を示す。図 12(a)は引張強度と 0.2%耐力を、図 12(b)は伸びを示す。鍛造前の射出成形材の液相部結晶粒径は約 $10 \sim 15 \mu\text{m}$ である。これは鍛造用試験片を切り出すための成形材が厚肉であったため、凝固冷却速度の関係から比較的大きな結晶粒径となった。それゆえ、鍛造前の引張強度特性は引張強度が 125MPa 、0.2%耐力が 120MP であり、その値は図 8 で示した結晶粒径が約 $5 \mu\text{m}$ の ACa43 射出成形材の引張強度と 0.2%耐力よりも小さい。しかしながら、鍛造加工率 $P=10\%$ を付与すると、急激に特性は向上し、鍛造加工率 $P=25\%$ では、引張強度が 275MPa 、0.2%耐力が 230MPa に達している。図 13 は鍛造前(図 13(a))と鍛造加工率 $P=10\%$ (図 13(b))、 $P=25\%$ (図 13(c))および $P=50\%$ (図 13(d))を付与した後の組織写真を示す。図 13(a)中の白い大きい結晶が、半溶融状態時の固相部であり、その周囲が液相部である。鍛造加工率が大きくなるにつれ、固相部は変形をしており、鍛造加工率 $P=50\%$ では扁平な形状になっている。さらに、液相部の結晶粒径も鍛造加工率が大きくなるとともに、徐々に微細になっているのが観察される。鍛造加工率 $P=50\%$ においては、液相部の結晶粒径は約 $4 \mu\text{m}$ になっている。結晶粒径が約 $10 \sim 15 \mu\text{m}$ の ACa43 に鍛造を施し、鍛造加工率 $P=50\%$ での引張強度、0.2%耐力が結晶粒径約 $5 \mu\text{m}$ の射出成形 ACa43 の特性よりも大きい理由は、3・5 で述べたように、鍛造を施すことにより、試験片の内部欠陥が減少したことに加え、固相部と液相部の結晶粒が微細化したためであると考えられる。

Fig. 12 Effect of forging ratio to mechanical property at room temperature.

Fig. 13 Microstructure of ACa43 under various forging ratio.

3・7 ACa43 鍛造材の高温引張強度特性

鍛造加工率 $P=50\%$ を付与した ACa43 の 423K での引張強度特性を調べた。図 14 は、室温と 423K での試験結果を示す。比較として、結晶粒径が約 $5 \mu\text{m}$ の射出成形のままの ACa43 とアルミダイカスト合金の ADC10 を併

記している．鍛造後 ACa43 の 423K での引張強度室温時に比較すると約 10%小さくなる．同様に 0.2%耐力は約 20%小さくなるが、いずれも、ADC10 のそれらの値を上回っている．伸びは射出成形のままの ACA43 が最も大きい、鍛造を付与した ACa43 の伸びも部品適用可能な充分な値を示している．

Fig. 14 Mechanical property of forged ACa43 by $P=50\%$ in forging ratio.

4. 結 言

4mass% Al, 3mass% Ca を主な添加元素とするマグネシウム合金 ACa43 の鍛造性と高温引張強度特性を調べ、以下の結論を得た．

- (1) 半溶融射出成形した ACa43 の強度特性は結晶粒径の影響を受ける．初晶 相の結晶粒径を $5\mu\text{m}$ 以下にすることにより、室温から 423K までの引張強度特性は、アルミダイカスト合金である JIS 規格 ADC10 並みの特性が得られる．
- (2) 半溶融射出成形した ACa43 は良好な鍛造性を示し、特に T4 処理を施した試験片は 623K 以上の温度での限界据込み率 P_{limit} は 90%を越えた．
- (3) 半溶融射出成形した ACa43 の試験片内部には凝固割れなどの欠陥が約 6%存在するが、鍛造加工率 $P=50\%$ を付与することにより、欠陥はほぼ 0%になる．
- (4) ACa43 に鍛造加工率 $P=50\%$ を付与した試験片は、内部欠陥が減少することに加え、結晶粒径が微細化することにより、アルミダイカスト合金の JIS-ADC10 を越える高温強度特性を示す．
- (5) 以上のことから、半溶融射出整形した ACa43 は、鍛造することにより優れた高温強度特性を示すマグネシウム合金であることが分った．従って、本合金の半溶融射出成形法と鍛造を組み合わせた鋳造鍛造法への適用可能性は高く、これにより低価格な耐熱強度部材を得ることが期待される．

本論文の作成に当たっては、広島大学大学院工学研究院機械システム工学専攻の澤俊行教授のご指導を受けた。ここに記して謝意を表します。

文 献

- (1) 日本マグネシウム協会, “マグネシウム合金の自動車への適用年表”
<http://www.magnesium.or.jp/contents/Mg2010Car.pdf>. (参照日 2010 年 10 月 30 日).
- (2) 向井敏司, 渡辺博行, “マグネシウム合金の自動車への適用の期待と課題”, 工業材料, Vol.52, No.8 (2004), pp.31-35.
- (3) 才川清二, “自動車軽量化に向けたマグネシウム合金鋳物の開発動向”, 軽金属, Vol.60, No.11(2010), pp.571-577.
- (4) 鎌土重晴, “マグネシウム材料の最近技術動向と応用展開 マグネシウム合金の特質・種類・応用性工業材料”, Vol.56, No.7(2008), pp.18-25.
- (5) 西村徹三, “鋳造鍛造法”, 軽金属, Vol.47, No.11(2004), pp.587-590.
- (6) 金森陽一, 樋尾勝也, “AZ91 マグネシウム合金鋳造鍛造材の機械的性質とマイクロ組織”, 三重県科学技術振興センター工業研究部研究報告, No.31(2007), pp.30-35.
- (7) 藤井敏男, 府山伸行, 荏山信行, 丹下俊之, 草部一郎 “(軽金属(アルミニウム・マグネシウム)の高機能部材化技術の開発)AZ91D マグネシウム合金の恒温鍛造プロセスの開発”, 広島県立西部工業技術センター研究報告, No.46(2003), pp.29-32.
- (8) 山本幸男, 坂手宣夫, 坂本和夫, “Al-Zn 系マグネシウム合金の鋳造鍛造法の実部品への適用性 (強度特性に及ぼす結晶粒径の影響)”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.77, No.777(2011), pp.829-901.
- (9) 山本幸男, 坂手宣夫, 坂本和夫, “半溶融射出成形法を適用した Al-Zn 系マグネシウム合金の鋳造鍛造法の実用性検討について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.77, No.775(2011), pp.573-581.
- (10) Bob R. Powell, Alan A. Luo, Vadim Rezhets, John J. Bommarito, and Basant L. Tiwari, “Development of Creep-Resistant Magnesium Alloys for Powertrain Applications: Part 1 of 2”, *SAE technical paper 2001-01-0422* (2001).
- (11) 川畑博之, 西野直久, 相川智広, 大竹和実, 弦間善和, “Mg-Al₂Ca(Mg)擬二元合金の耐熱性および鋳造性に及ぼす合金組成の影響”, 軽金属, Vol.60, No.11(2010), pp.590-601.
- (12) 坂本和夫, 石田恭聡, 山本幸男, “Mg - 9mass%Al 半溶融射出成形材の機械的性質に及ぼす Si, Ca 添加の影響”, 軽金属学会第 94 回春季大会講演概要 (1998), pp.25-26.
- (13) 坂本和夫, 坂手宣夫, 杉本幸弘, “Mg - xAl - 3Ca 系合金半溶融射出成形材の諸特性に及ぼす Al 量の影響”, 軽金属学会第 99 回秋季大会講演概要 (2000), pp.41-42.
- (14) 鈴木真由美, 松本卓馬, 小池淳一, 丸山公一, 久保紘, 附田之欣, “Mg-Al-Ca 系チクソモールドニング材における粒界第 2 相による強化”, 軽金属学会大会講演概要, Vol.101(2001), pp.329-330.
- (15) Nyberg E. A., Edwards D. J., Jones R. H., “Microstructure and microchemistry of creep resistant magnesium alloys”, *Proceeding of Magnesium Technology 2001*, pp.169-173
- (16) Tsukeda T., Maehara A., Saito K., Suzuki M., Koike J., Marukawa K., Kubo H., “Mechanical properties and microstructure of heat-resistant Mg-Al-Ca alloys formed by thixomolding”, *Proceeding of Magnesium Technology 2000*, pp.395-402.
- (17) Eibisch H., Lohmuller A., Koempel N., Singer R. F., “Effect of solidification microstructure and Ca additions on creep strength of magnesium alloy AZ91 processed by Thixomolding”, *International Journal of Materials Research*, Vol.99, No.1(2008), pp.56-66.
- (18) 坂本和夫, 山本研一, “Mg-Al-Ca 系合金半溶融射出成形材の機械的性質と組織”, 軽金属, Vol.52, No.10(2002), pp. 437-441
- (19) マツダ株式会社, “耐熱マグネシウム合金成形部材, その成形に用いる耐熱マグネシウム合金および該成形製造法”, 日本国特許第 3415987 (1996).
- (20) 日本塑性加工学会編, 塑性加工技術シリーズ 4 鍛造, (1995), p. 159, コロナ社.
- (21) 軽金属協会アルミニウム技術便覧編集委員会, アルミニウム技術便覧(1996), pp.132, カロス出版.