

ピストン用 Mg-Zn-Y 系鍛造合金における 攪拌鑄造手法と機械的性質

Stir-casting Process and Mechanical Properties of Forged Mg-Zn-Y Alloys for Piston

家 永 裕 一*

Yuichi IENAGA

要 旨

軽量化が求められる内燃機関用ピストンへの適用に向けて、大径の高強度耐熱マグネシウム合金押出 - 鍛造材の研究をおこなった。長周期積層構造相を持った $\text{Mg}_{96}\text{Zn}_2\text{Y}_2$ (at.%) 合金に Zr を添加し、結晶粒を微細化した。また、インゴットケース自体を回転させ攪拌鑄造する新たな手法を用いることで、偏析や結晶粒粗大化を防止し、直径 335 mm、高さ 850 mm の押出用大型インゴットの微細均質化を図った。次に直径 100 mm の押出材に押出比 10 で成型後、ピストン模擬形状に鍛造し、鍛造前後の強度特性を測定した。常温から 573 K の高温域まで、商用アルミニウム合金を超える引張、疲労強度を得ることができた。鍛造後の 523 K での 0.2% 耐力は、ピストンにも使われる高強度アルミニウム合金 A4032-T6 材の約 2 倍となる 209 MPa を達成した。合金密度は高比重の添加元素の影響は少なく、アルミニウム合金の約 70% と軽量であった。以上のことから、Mg-Zn-Y 系鍛造合金は自動車、二輪車および汎用製品ピストンの軽量化による省燃費や性能向上のため、非常に有望な材料として期待できる。

ABSTRACT

Research has been conducted on a high-strength, heat-resistant extruded and forged magnesium alloy able to be formed into large-diameter ingots, with a view towards application in pistons for internal combustion engines, parts in which weight savings are sought. The addition of Zr to an $\text{Mg}_{96}\text{Zn}_2\text{Y}_2$ (at.%) alloy with a long-period stacking ordered structure phase refined the crystal grains. In addition, the use of a new casting method in which the ingot case is rotated and the molten metal is agitated helped to prevent segregation and the coarsening of the crystal grains, in order to make it possible to form large ingots (diameter: 335 mm; height: 850 mm) for extrusion displaying fine and uniform microstructures. Following formation of extruded pieces of 100 mm in diameter at an extrusion ratio of 10, dummy piston shapes were forged, and the mechanical properties of the material were measured before and after forging. From room temperature to 573 K, the developed alloy displayed tensile and fatigue strength in excess of commercial aluminum alloys. The alloy displayed a 0.2% yield strength of 209 MPa at 523 K following forging, approximately twice that of the high-strength aluminum alloy A4032-T6 that is used as a piston material. The addition of a high specific gravity element had minimal effect on the alloy's density, and reduced its weight to approximately 70% that of aluminum alloys. Given the above, the developed Mg-Zn-Y forged alloy can be considered to be an extremely promising material in terms of realizing fuel efficiency and performance increases through the achievement of weight reductions in automobile, motorcycle and power product pistons.

1. 緒言

マグネシウム合金は実用金属材料中、最も軽量な材料であることから自動車、二輪車および汎用製品の省燃費等、環境問題への貢献が期待されている。その中でも長周期積層構造 (long-period stacking ordered structure: LPSO) 相を有する Mg-Zn-Y 系合金は、押出加工を施し、組織の微細化等をおこなうことで、その強度特性が高温域も含め著し

く向上することが知られている^{(1), (2)}。しかしながら、ピストンに使えるような大径の押出素材における良好な機械的特性や、それを製造するための大型インゴットの鑄造法の報告はなかった。大型インゴットではその低い凝固速度や不均質な温度分布が影響し、結晶粒の粗大化や凝固偏析を生じ、均質な素材ができないためである。その結果、小型試験片から採取して試験をおこなった引張特性や疲労強度に対し、十分な機械的性質を得ることができなかった。

* 汎用 R&D センター

そこで本研究では耐熱アルミニウム合金を超える高強度な鍛造用耐熱マグネシウム合金の開発を目的として、大型インゴットの合金組成と鑄造手法、押出および鍛造条件を確立した。

2. 本鍛造合金の研究手法

Mg-Zn-Y 系合金は押出等、塑性加工を施すことで耐熱アルミニウム合金を超える強度特性を得ることができる。鑄造素材時の化合物強化に加え、押出時の加工硬化、配向、結晶粒微細化、キンクバンド強化がその要因である⁽³⁾、⁽⁴⁾。一方、実用化のために素材形状を大型化していくと鑄造組織である LPSO 相と他の化合物相が粗大化、不均質化するため、従来の手法では目標とする強度、延性を得ることができない。そこで、鑄造、押出および鍛造の三つの工程に分けてそれぞれの研究を進めた。

最初に上記強化要因のうち、結晶粒微細化と組織の均質化に着目して鑄造における実験をおこなった。結晶粒微細化はマグネシウムの場合、鉄やアルミニウム等、他の金属に比べ、強度向上に対する寄与度が高いため⁽⁵⁾、本研究では高融点で結晶核生成の起点として期待される Zr を添加することで結晶粒の微細化を図った⁽⁶⁾。さらにインゴットケースを回転させ、ケース内の溶湯を攪拌することで核生成の促進を図った。また、通常鑄型壁から順次凝固し、インゴット中心が最終凝固部となり、そこに濃化した共晶成分が偏析するが、回転攪拌では中心部が凝固温度直上になるまで鑄型壁からの凝固を抑制することができ、凝固温度近傍で初めて凝固が起こり短時間で終了するため、凝固偏析の大幅低減が期待できる。

次に、前述の押出用インゴットをいくつかの組成、条件で押出加工して、本開発合金の基本的な材料特性を確認し、既存のマグネシウム合金、アルミニウム合金と比較をおこなった。

最後にピストン模擬形状に鍛造し評価をおこなった。鍛造温度が鍛造欠陥、引張特性に与える影響を確認し、単体疲労試験にて耐熱アルミニウム合金に対する優位性を確認した。

3. 実験方法

本実験では供試材として $Mg_{96}Zn_2Y_2$ 合金および $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金を用いた。化学組成分析結果の代表値を Table 1 に示す。溶解鑄造は Fig. 1 に示すターンテーブルを配した真空溶解炉内でおこなった。Ar ガス雰囲気中で高周波溶解装置にて鉄製ルツボを使い溶解し、内径 335 mm、高さ 1200 mm の鉄製インゴットケースに各合金を 200 kg 注湯すると同時にインゴットケースを回転攪拌した。攪拌は溶湯の暴れがなく、効果的に攪拌できる条件

Table 1 Chemical composition of Mg-alloys used in this study (at. %)

	Zn	Y	Zr	Mg
$Mg_{96}Zn_2Y_2$	1.96	2.10	-	Bal.
$Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$	1.93	1.85	0.27	Bal.

を水モデルで決定した。回転数 30 rpm、反転時間 35 秒で凝固終了までおこなった。比較用に攪拌のないインゴットを鑄造した。インゴットは直径 305 mm にピーリング後、623 K で直径 100 mm に押出加工した。最後に押出合金をスライスし、1000 ton 油圧プレスにて素材温度 598-783 K に 30 分保持後、ピストン模擬形状に鍛造した。各インゴットの評価はその縦断面を誘導結合プラズマ発光分析 (Inductively-coupled plasma emission spectrometry: ICPES)、光学顕微鏡 (Optical microscope: OM) を使い、化学成分分析および鑄造組織観察をおこなった。鑄造および押出後の生成相は粉末 X 線回折 (X-ray diffraction: XRD)、エネルギー分散型 X 線分析 (Energy dispersive X-ray spectrometry: EDS) で同定し、組織は走査型電子顕微鏡 (Scanning electron microscope: SEM) 観察で確認した。

機械的性質は引張試験、引張圧縮疲労試験およびクリープ試験にて評価した。引張試験片は、平行部径 3 mm、標点間距離 15 mm の微小試験片形状を用いた。引張試験は、歪速度 5×10^{-4} /s、試験温度 298-573 K の条件でおこない、疲労試験は、応力比 $R = -1$ 、正弦波 20-40 Hz、繰返し数最大 10^7 回および試験温度 473 K の条件で平行部径 3 mm、標点間距離 8 mm の微小試験片形状を用いておこなった。クリープ試験は平行部径 3.65 mm、標点間距離 28 mm の微小試験片形状を用い、573 K、50 MPa にておこなった。熱伝導度は JIS R 1611 によるレーザフラッシュ法、熱膨張係数は JIS R 1618 による熱機械分析法、ヤング率は JIS Z 2280 による超音波法、密度は JIS Z 8807 によるアルキメデス法で計測し、既存材料と比較した。

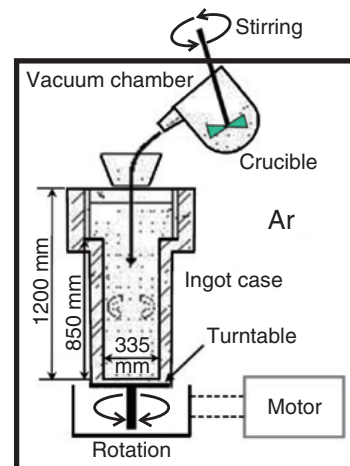


Fig. 1 Method of ingot casting in vacuum melting furnace using turntable

4. 実験結果と考察

4.1. 攪拌鋳造インゴットの解析

4.1.1. 化学成分分布

鋳造後のインゴットの化学成分を分析した結果、回転攪拌のない従来法で鋳造したインゴットでは、インゴット底面からの高さ 270 mm 以上の位置で Zn と Y が濃化し、2.00 at. % の目標値の許容限 2.25 at. % を超えていた。微細化目的で添加した Zr は高さ 140 mm 位置に濃化し、0.60 at. % を超えていた。Zn, Y は晶出相の構成元素であり、インゴットの最終凝固部に濃化したものと考えられる。Zr は高融点で固溶限が低く比重が 6.52 と高いため、未溶成分が重力偏析を起こしたものと考えられる。一方、攪拌鋳造したものは径方向の分布も含め、目標組成の 10% 以内の許容限内と良好であった。

4.1.2. 鋳造組織

Mg₉₆Zn₂Y₂ 合金および Mg_{95.8}Zn₂Y₂Zr_{0.2} 合金インゴット中心軸上高さ方向の鋳造組織の変化を攪拌有無の違いを含め Fig. 2 に示す。攪拌のない従来法で鋳造した Fig. 2(a) の Mg₉₆Zn₂Y₂ 合金インゴットでは高さ 530 mm 位置以上の領

域で結晶粒径は 2 mm 以上の粗大化がみられた。一方、攪拌鋳造した Fig. 2(b) の Mg₉₆Zn₂Y₂ 合金インゴットでは高さ方向どの領域でも結晶粒径は均一であることがわかる。これは攪拌のない従来法では鋳型底や側壁から上部または中心部に向かいゆっくりと凝固するため、最終凝固部が粗大化するが、攪拌鋳造では凝固の開始が凝固温度直上になるまで遅延するため、実際の凝固時間は短時間で終了し、粗大化と偏析を抑制することを示す。同様に、従来法で鋳造した Fig. 2(c) の Mg_{95.8}Zn₂Y₂Zr_{0.2} 合金インゴットでは、鋳型底近傍の高さ 10 mm 位置では結晶粒の微細化がみられるが、上部にいくに従い粗大化している。一方、攪拌鋳造した Fig. 2(d) の Mg_{95.8}Zn₂Y₂Zr_{0.2} 合金インゴットでは、どの高さ領域でも結晶粒径は約 0.1 mm に微細化され、かつ均質な鋳造組織が得られている。他の鋳造組織に比べ、著しく微細化されていることから、攪拌鋳造は核生成の促進への寄与も大きいと考えられる。

以上のことから、インゴットの大型化による課題であった結晶粒粗大化と化学組成の偏析に対し、当初の狙いどおり新たな攪拌鋳造手法を開発することで、Zr 添加効果を含め結晶粒微細化と組織の均質化に対応することができた。

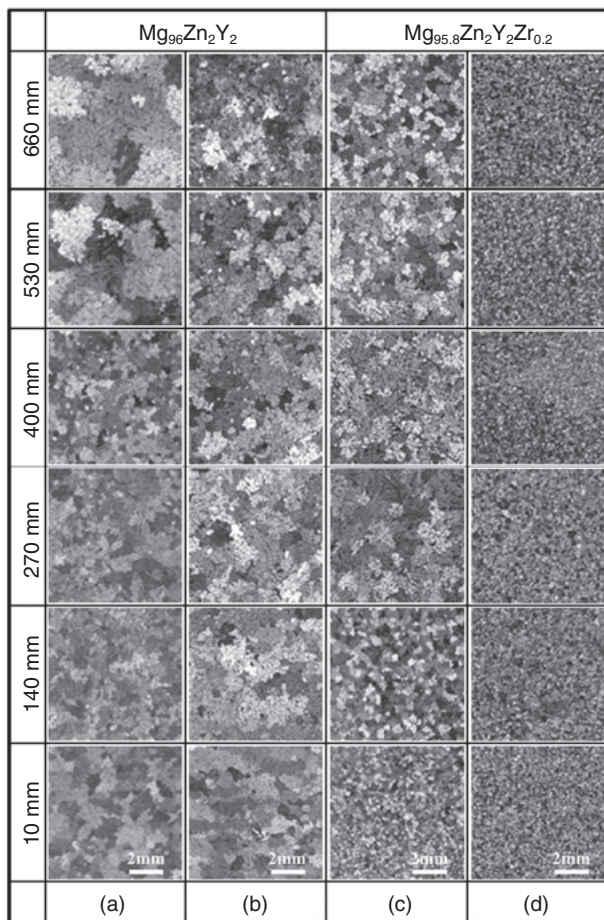


Fig. 2 Optical microscope images at various distances from base of ingot: (a) Conventional casting; (b) Stir-casting; (c) Conventional casting with Zr; and (d) Stir-casting with Zr

4.2. 押出材の解析

4.2.1. ミクロ組織

Mg_{95.8}Zn₂Y₂Zr_{0.2} 合金インゴット押出前後の XRD 図形とミクロ組織写真を Fig. 3, Fig. 4 に示す。本合金は α -Mg, Mg₁₂ZnY (LPSO) 相および Mg₃Zn₃Y₂ 相からなり、

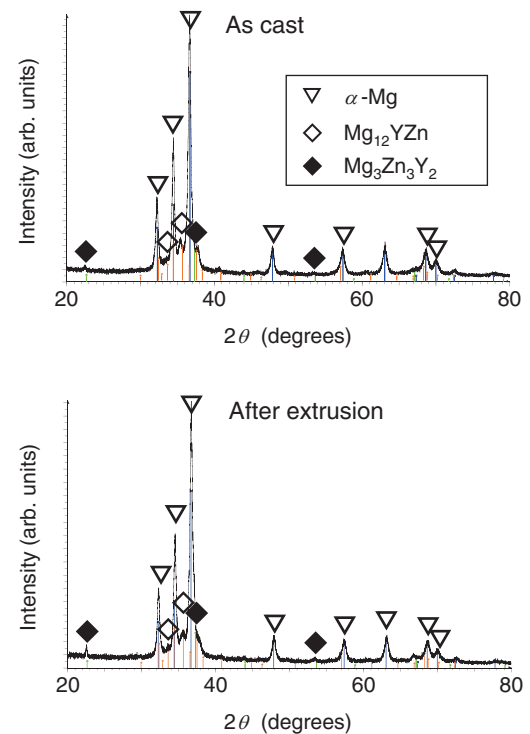


Fig. 3 XRD patterns of Mg_{95.8}Zn₂Y₂Zr_{0.2} alloy before and after extrusion

押出前後で構成相は変わらない。しかしながら各相の形態は異なる。LPSO 相は押出前では Fig. 4(a) に示すように島状に分布しているが、押出後は Fig. 4(c) に示すように押出方向に伸長している。一方、 $Mg_{95.8}Zn_2Y_{2.0}$ 相は押出前には Fig. 4(b) のように粗大な網目状組織を示すが、押出後は Fig. 4(d) のようにサブミクロンの微細な粒状組織に変化している。

4.2.2. 機械的性質

Fig. 5 に直径 9 mm の実験室データ (small test piece) を含め、 $Mg_{96}Zn_2Y_2$ 合金、 $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金における 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) の常温から 573 K までの試験温度依存性を示す。比較材として商用耐熱マグネシウム合金 WE54-T6、RZ5-T5 およびアルミニウム合金 A4032-T6 の 0.2% 耐力

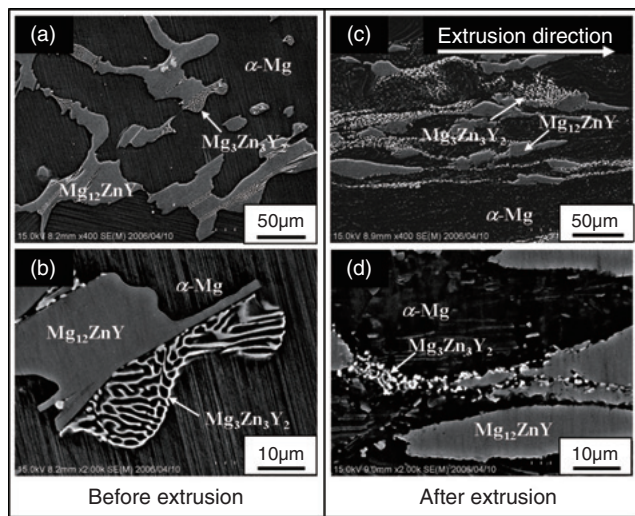


Fig. 4 Microstructures before ((a) and (b)) and after ((c) and (d)) extrusion; (a) and (c) shown at low magnification and (b) and (d) at high magnification

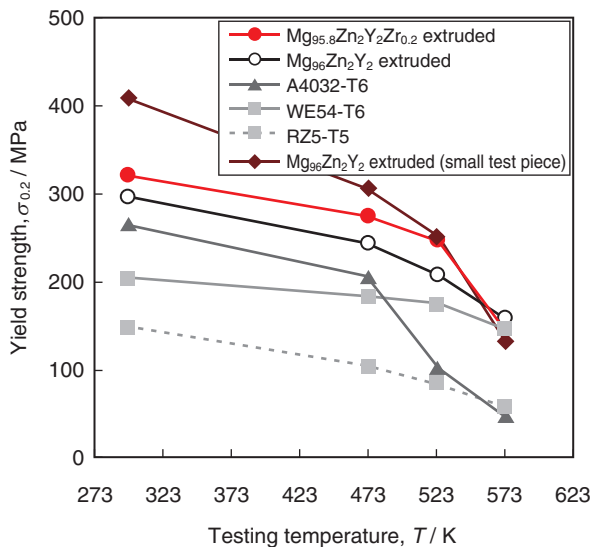


Fig. 5 Yield strength of Mg-Zn-Y alloys compared to A4032, WE54 and RZ5 alloys

を示す。本開発合金は商用耐熱マグネシウム合金の特性を超えているだけでなく、A4032-T6 の特性をも凌駕している。523 K では 208 MPa 以上と A4032-T6 の約 2 倍、573 K では 3 倍近い 0.2% 耐力を有していることは特筆すべきである。また、473 K 以上で大きく強度低下している A4032-T6 に対し、523 K まで Mg-Zn-Y 系合金では急激な強度低下が認められない。Mg-Zn-Y 系合金は結晶粒が微細なもののほど高強度を示し、573 K でその強度は逆転している。ここで、その逆転現象を説明するため 298 K と 573 K の $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金における破面形態の違いを Fig. 6 に示す。Fig. 6(a) は細かいディンプルを持つ延性破面であるが、Fig. 6(b) は矢印で示すような結晶粒と合致する大きなボイドを形成する粒界破壊形態を示す⁽⁷⁾。473 K まではディンプルを含む破面を確認していることから、523-573 K の間で破壊形態が変わり粒界破壊に耐性のある結晶粒径が大きいものが高強度化すると推測される。

次に 473 K における $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金の疲労強度特性を A4032-T6 と比較し、Fig. 7 に示す。図中の矢印は 10^7 回を超えても未破断の試料を示す。すなわち、A4032-T6 のような疲労限を明確に示さないアルミニウム合金と違

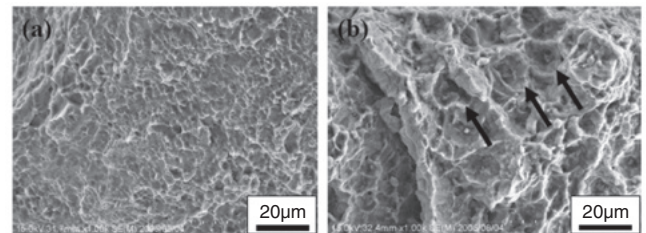


Fig. 6 Fractured surfaces of specimen $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ alloys at (a) 298 K and (b) 573 K after extrusion

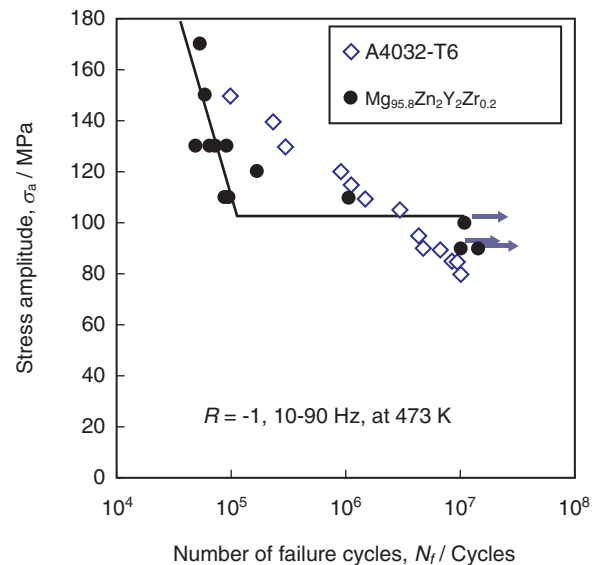


Fig. 7 S-N curves of A4032-T6 and stir-casting $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ alloys after extrusion

い $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金は折れ線で示すような 100 MPa の疲労限を示す⁽⁸⁾。これは A4032-T6 の 10^7 回における 85 MPa を超えるとともに、近年設計で必要とされる 10^8 回ではより有意差が得られると推測される。

現在の高出力エンジンではオイルジェットなどの冷却機構でピストン頂部の温度低下を図っているが、その冷却にも限界があり、573 K レベルの耐熱性が必要な場合、ピストンの軽量化にあたっては疲労強度に加えクリープ強度の向上も必要となる⁽⁹⁾。そこで、Fig. 8 に 573 K、50 MPa 負荷での高温クリープ特性を示す。 $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金は A4032-T6 に対し、優位性のあるクリープ強度を有する。これは粒界晶出相である LPSO 相等化合物相が粒界すべりを抑制し、積層欠陥により母相を強化することで、高温域でのクリープ特性が向上すると報告されている⁽¹⁰⁾。

このように、 $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金は実用サイズの大型押出材においても A4032 に代表される高強度鍛造アルミニウム合金の高温特性を超えることが確認できた。

4.3. 鍛造材の解析

4.3.1. 鍛造温度と鍛造欠陥

Fig. 9 に $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金をピストン模擬形状に鍛造後切断、染色浸透探傷した写真 (Fig. 9(b) は 773 K でのクラック部) を、Table 2 に鍛造温度と鍛造欠陥の関係を示す。613 K 以下ではクラックと未充てん部が発生し、623–748 K で鍛造欠陥のない領域が存在する。さらに高温の 773 K ではクラックが再発する。低温域の欠陥は塑性流動不十分な温度域と考えられるが、高温域でのクラックは粒界に沿って生じていることから、加工発熱により粒界に晶出した低融点成分が再溶融し発生したものと推察される。

4.3.2. 引張特性

Fig. 9(a) にピストン模擬形状鍛造後の縦断面像と引張試験片採取位置 (ボス部)、Fig. 10 に (a) 298 K、(b) 523 K

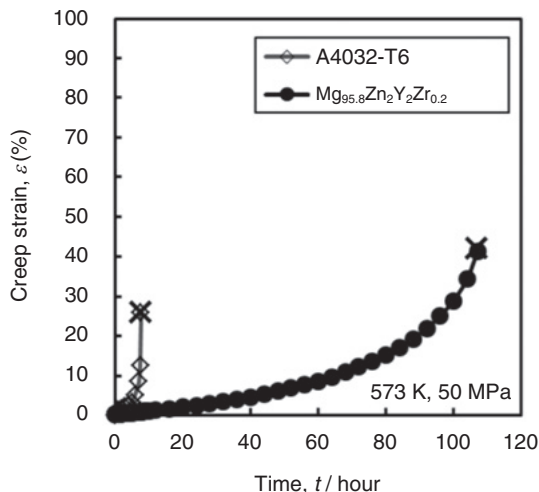


Fig. 8 Creep properties of A4032-T6 and stir-casting $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ alloys after extrusion

Table 2 Relationship between forging temperature and forging defects

Forging temperature (K)	Forging defect	
	Crack	Unfilled
598	existence	existence
613	existence	existence
623	none	none
648	none	none
673	none	none
698	none	none
723	none	none
748	none	none
773	existence	none

各温度における引張特性 (σ_B : 引張強さ, $\sigma_{0.2}$: 0.2% 耐力および δ : 伸び) を示す。523 K の耐力は 209 MPa と Fig. 5 の A4032-T6 押出材の 2 倍近い高い値を示す。Fig. 5 の $Mg_{95.8}Zn_2Y_2Zr_{0.2}$ 合金押出材の耐力に対しては、鍛造により 20 % 近い低下が見られる。グラフの横軸に試料の鍛造前保持温度を示すが保持温度上昇とともにさらに低下する。この原因について、ミクロ組織観察により考察する。

4.3.3. ミクロ組織

Fig. 11 に鍛造前各保持温度における鍛造後のボス部のミクロ組織を示す。鍛造方向は上下方向で、同方向に組織は伸長している。(a) の 648 K では異方性を持った上下方向の組織形態のみ観察されるが、(b) の 698 K では矢印部

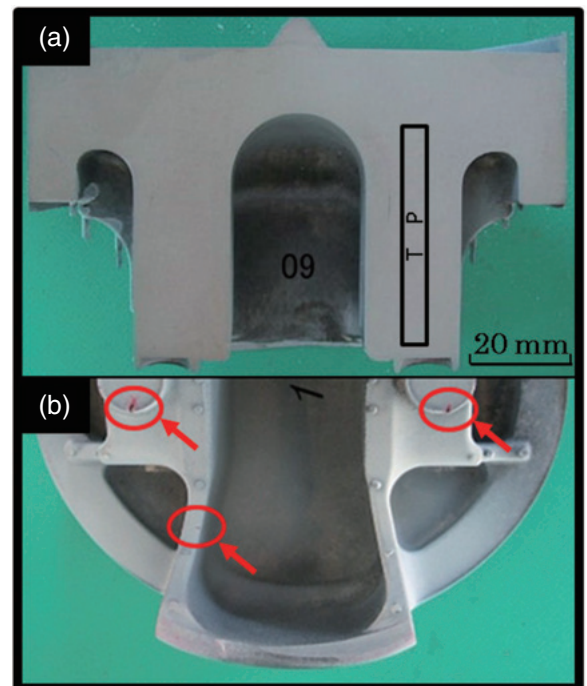


Fig. 9 Forged pistons after penetrant inspection: (a) Location for cutting of tensile specimen; (b) Cracked piston after forging at 773 K

で示されているような微細な再結晶を生成しはじめる。(c)の 748 K では母相の α -Mg 内はすべて再結晶粒で満たされ、再結晶粒の粗大化が生じていることがわかる。次に、六方晶の本合金では底面すべりが他のすべり系に比べ低応力で生じるため、再結晶の生成により引張方向への底面配向が下がることで 0.2% 耐力の低下が起こると推測し、鍛造時の温度と配向度の関係を調べ Fig. 12 に示した。配向度は鍛造方向の垂直断面を XRD で解析し、六方晶の柱面のピーク強度を底面のピーク強度で割った値を 100 倍して算出した。鍛造前保持温度が上がるに従い底面配向度は低下し、Fig. 10(a) の 0.2% 耐力の低下傾向と合致する。

以上のように、鍛造欠陥と再結晶の生成がない 623 K の低い温度で鍛造することで、A4032 鍛造アルミニウム合金の約 2 倍となる 209 MPa (at 523 K) の耐力を達成できた。

4.3.4. 物性・その他

最初に高温材料として必要な $\text{Mg}_{95.8}\text{Zn}_2\text{Y}_2\text{Zr}_{0.2}$ 合金の熱

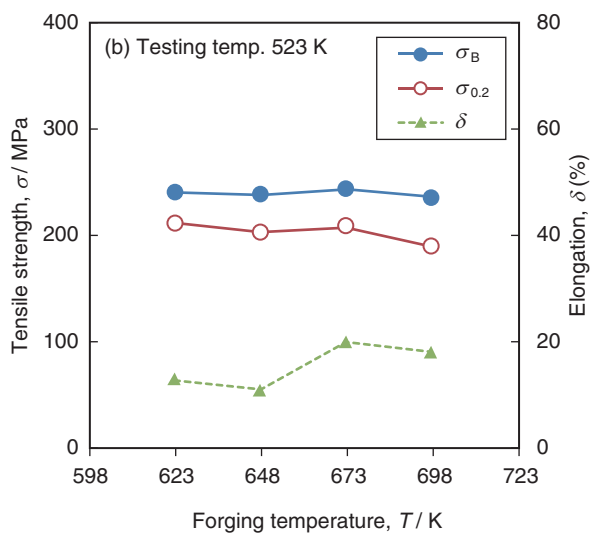
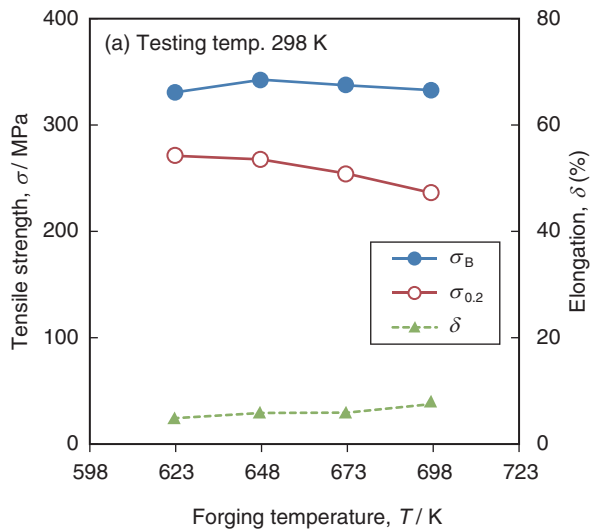


Fig. 10 Tensile properties after forging: (a) 298 K and (b) 523 K

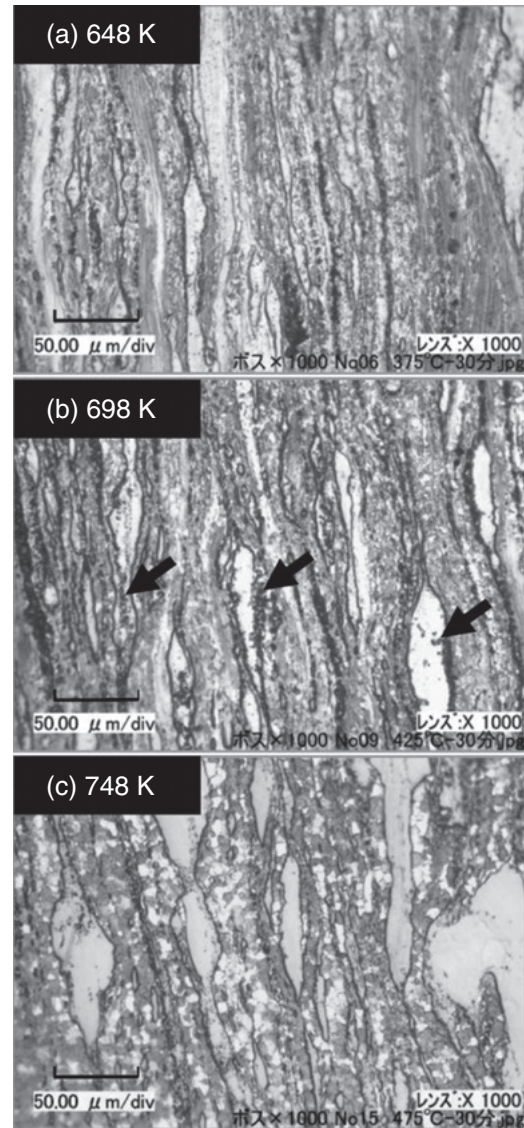


Fig. 11 Microstructure of forged $\text{Mg}_{95.8}\text{Zn}_2\text{Y}_2\text{Zr}_{0.2}$ alloys: (a) 648 K, (b) 698 K and (c) 748 K

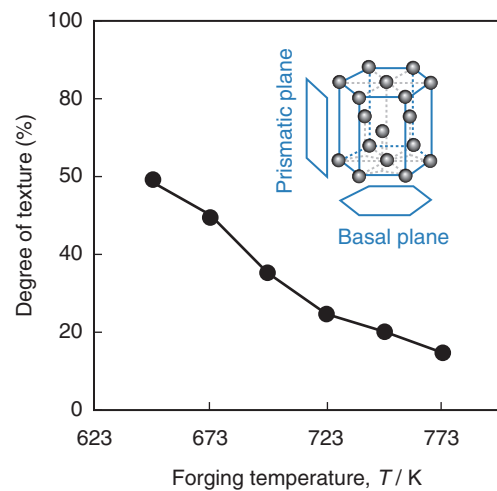


Fig. 12 Relationship of degree of texture and testing temperature after forging

Table 3 Characteristics of stir-casting $\text{Mg}_{95.8}\text{Zn}_2\text{Y}_2\text{Zr}_{0.2}$ alloy compared to commercial aluminum and magnesium alloys

Alloy	Thermal conductivity (W/(m·K))		Coefficient of thermal expansion at 298-573 K (1/K)	Young's modulus (GPa)	Density (kg/m ³)
	at 473 K	at 298 K			
$\text{Mg}_{95.8}\text{Zn}_2\text{Y}_2\text{Zr}_{0.2}$	89.8	72.4	25.4×10^{-6}	46.9	1920
A4032-T6	141	-	21.5×10^{-6}	73	2690
AC8A-T6 (JIS)	128	125	21.4×10^{-6}	78	2720
AZ91D	-	51	27.2×10^{-6}	45	1830
WE54-T6	-	52	24.6×10^{-6}	44	1850

間寸法安定性について調査した。Fig. 13に503 K、100h後の寸法変動率をA4032-T6と比較した。A4032-T6の33から $34 \times 10^{-3}\%$ と比べ、5から $13 \times 10^{-3}\%$ と非常に小さな変動率である。A4032-T6のような析出硬化型の組織に対し、構成相の Mg_{12}ZnY (LPSO)相および $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Y}_2$ 相は過時効による体積膨張が見られない安定相といえる。

次に $\text{Mg}_{95.8}\text{Zn}_2\text{Y}_2\text{Zr}_{0.2}$ 合金の諸特性をTable 3に示す。比較材として、商用アルミニウム合金 (A4032, AC8A)、商用マグネシウム合金 (AZ91, WE54)の結果も示す。例えばピストン等の自動車部品の高温部材適用を考えた場合に冷却性能の面で課題となる熱伝導度は、商用マグネシウム合金と比較して大きく改善されており、比較的良好な特性が得られた。熱膨張係数およびヤング率は商用マグネシウム合金と同等レベルであり、商用アルミニウム合金より低い特性であるが、比重は商用マグネシウム合金同様に小さく、アルミニウム合金の70%程度であり自動車等のエンジン部品の軽量化が期待できる。

また、Mg-Zn-Y系鍛造合金によるピストンの油中523 Kでの単体疲労試験では、A4032材ピストンに対し約1.5倍 (10^7 回)の高強度化を確認できた。

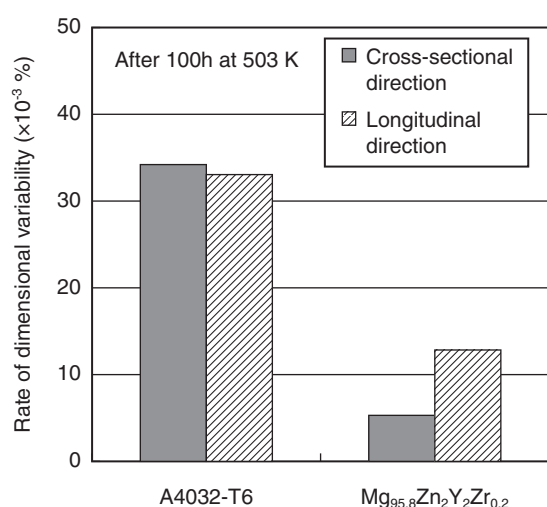


Fig. 13 High-temperature dimensional stability of A4032-T6 and stir-casting $\text{Mg}_{95.8}\text{Zn}_2\text{Y}_2\text{Zr}_{0.2}$ alloys after extrusion

5. まとめ

高強度な耐熱マグネシウム鍛造合金による構造部材の軽量化を狙い、凝固組織を制御したMg-Zn-Y系合金の組織と諸特性について調査した結果、以下のことが判明した。

- (1) インゴットケースを回転させ、ケース内の溶湯を攪拌する新たな鋳造法を開発した。この攪拌鋳造法により、核生成の促進を図るとともに凝固温度直上になるまで鋳型壁からの凝固を抑制することで、通常起こる偏析や結晶粒粗大化を防止し、直径335 mm、高さ850 mmの押出用大径インゴットの微細均質化を可能とした。
- (2) 上記の微細均質なインゴットから塑性加工したMg-Zn-Y系押出合金は、常温から573 Kの広い温度領域で商用耐熱マグネシウム合金はもちろん、耐熱アルミニウム合金を超える引張、疲労、クリープ特性を示した。物性面に関しては、比重はアルミニウム合金の70%と低比重であった。また、課題の一つである熱伝導度は商用マグネシウム合金を大きく上回り、商用アルミニウム合金に近づけることができた。
- (3) 鍛造欠陥と再結晶の生成が発生しない623 Kの低い温度で鍛造することで、523 Kの高温状態においてピストンに使用されるA4032鍛造アルミニウム合金の約2倍となる209 MPaの耐力と約1.5倍の疲労強度を達成できた。

以上のように耐熱部品の軽量化を考える際、本合金系はその良好な高温特性から、耐力や疲労強度の優位性を加味した専用設計とすることで、比重分の30%を超える軽量化効果を持つ有望な鍛造合金として期待できる。

参考文献

- (1) Yoshimoto, S., Yamasaki, M., Kawamura, Y.: Microstructure and Mechanical Properties of Extruded Mg-Zn-Y Alloys with 14H Long Period Ordered Structure, Mater. Trans., Vol.47, p.959-965, (2006)
- (2) Zhu, Y. M., Morton, A. J., Nie, J. F.: The 18R and 14H long-period stacking ordered structures in Mg-Y-Zn alloys, Acta Mater., Vol.58, p.2936-2947, (2010)
- (3) Shao, X. H., Yang, Z. Q., Ma, X. L.: Strengthening and toughening mechanisms in Mg-Zn-Y alloy with a long period stacking ordered structure, Acta Mater., Vol.58, p.4760-4771, (2010)
- (4) Yamasaki, M., Hashimoto, K., Hagihara, K., Kawamura, Y.: Effect of multimodal microstructure evolution on mechanical properties of Mg-Zn-Y extruded alloy, Acta Mater., Vol.59, p.3646-3658, (2011)

- (5) Mabuchi, M., Higashi, K.: Strengthening mechanisms of Mg-Si alloys, *Acta Mater.*, Vol.44, p.4611-4618, (1996)
- (6) 田村洋介, 河野紀雄, 茂木徹一, 佐藤英一郎: Mg-Zr 母合金によるマグネシウムの結晶粒微細化, *軽金属*, 第 47 巻, p.679-684, (1997)
- (7) Marya, M., Hector, L. G., Verma, R., Tong, W.: Microstructural effects of AZ31 magnesium alloy on its tensile deformation and failure behaviors, *Mat. Sci. Eng.*, A418/1-2, p.341-356, (2006)
- (8) 安藤新二, 戸田和昭, 津志田雅之, 北原弘基, 頓田英機, 河村能人: 長周期構造型 Mg-Zn-Y 系合金の疲労破壊特性, *日本金属学会誌*, 第 71 巻, p.699-703, (2007)
- (9) 藤井秀紀, 岡知生, 米山正樹, 出口寿明, 村上浩隆: 断熱黒鉛鑄造法による針状金属間化合物サイズ制御手法を用いた軽量鍛造ピストン用材料の開発, *Honda R&D Technical Review*, Vol.20, No.2, p.120-127
- (10) Shibata, A., Suzuki, M., Maruyama, K.: Effects of Eutectic Compounds Formed along Grain Boundaries in Thixomolded Alloy $Mg_{96}Zn_2Y_2$ on Creep Deformation, *Mater. Trans.*, Vol.50, p.1426-1432, (2009)

■ 著 者 ■



家永裕一