

プロジェクト1

Mg-Zn-Al-Ca 系合金の急凝固 P/M 材の組織と性質

菅 又 信 (機械工学科)

緒言

急凝固法とは、 $10^3 \sim 10^7 \text{K/s}$ と非常に大きい冷却速度で合金溶湯を凝固させることであり、合金元素の固溶限の拡大、均一で微細な金属間化合物の分散などの組織的な効果により、材料の機械的性質の向上が期待される。

最近、マグネシウム合金の急凝固に関する研究が注目されている。急凝固法による高濃度 Mg-Zn-Al 合金では、晶出した微細な金属間化合物の分散によって引張強さが向上する¹⁾。また、Mg-Zn-Al 系合金に、Ca を添加した合金の急凝固 P/M 材では高い引張強さが得られている²⁾。Ca の添加は、Mg の密度増加をもたらさないで、比強度の向上に有効である。

本研究では、Zn 量を 12mass% と一定とし、Ca および Al の添加量をそれぞれ変化させて急凝固 P/M 材を作製し、機械的性質と組織に及ぼす Ca および Al 量の影響を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

本実験に用いた試料の合金記号、目標組成および作製した P/M 材の化学分析結果を Table 1 に示す。すべての P/M 材でほぼ目標組成に近い分析値が得られた。鋼製坩堝を用いて Mg を Al と Zn とともに溶解した後に、Ca を添加して金型鑄塊とした。Fig. 1 に

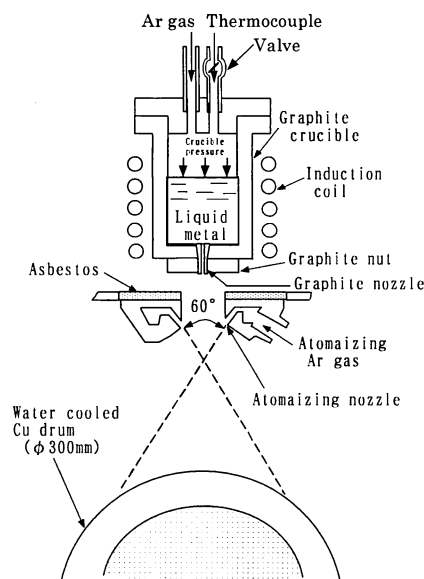


Fig.1 Schematic illustration of rapid solidification apparatus.

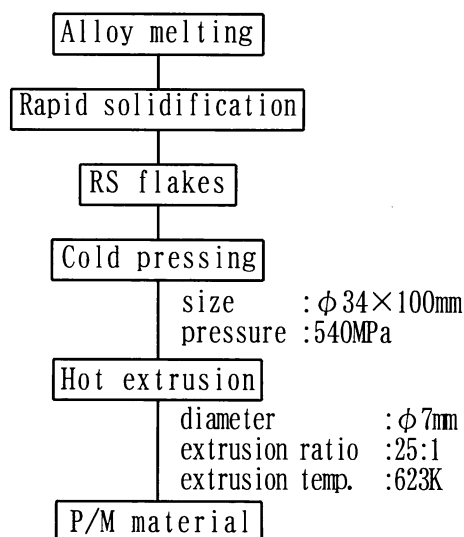


Fig.2 Process chart for P/M material.

示すガスアトマイズ法と単ロール法を組み合わせ、噴霧ロール急凝固装置中で合金鑄塊を再溶解して、急凝固フレークを作製した。急凝固フレークを 540MPa の圧力を加えて金型中で冷間プレスして押出用ビレットとした。ビレットを 623K で 1.8ks の予備

Table 1 Designation, nominal and analyzed composition of test alloys.

Designation	Nominal composition (mass%)	Analyzed composition(mass%)		
		Zn	Ca	Al
6C2A	Mg-12Zn-6Ca-2Al	11.9	6.03	2.12
6C8A	Mg-12Zn-6Ca-8Al	11.8	6.21	8.80
8C2A	Mg-12Zn-8Ca-2Al	12.1	8.15	2.35
8C8A	Mg-12Zn-8Ca-8Al	12.1	8.69	8.30

加熱をした後、押出比が 25 : 1、温度が 623K、ラム速度が 5mm/min、の条件で熱間押出しをしてφ7mm の P/M 材を作製した。P/M 材を作製する工程を Fig. 2 に示す。

硬さ試験、光学顕微鏡組織観察、X線回折、引張試験および圧縮試験によって、急凝固フラークおよび P/M 材の組織と性質をしらべた。急凝固フラーク、P/M 材共に室温と 373K、473K、573K、673K で 7.2ks 焼きなまして後の硬さをマイクロビッカースおよびビッカース試験機で測定した。40kV で 60mA の強度の CuK α 線を用いた X線回折により、急凝固フラーク、P/M 材および 673K で 7.2ks 等時加熱した P/M 材について回折ピークから構成相を同定した。40kV で 60mA の強度の CuK α 線を用いて押出しまま材と 673K で 7.2ks 等時加熱した P/M 材の光学顕微鏡組織を比較した。P/M 材から平行部直径 4mm、標点間距離 30mm の引張試験片を加工した。引張試験の温度を室温、473K および 573K として、初期ひずみ速度 $2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で 1 条件につき 4 本の試験片の平均値で引張特性値を評価した。P/M 材から加工した圧縮試験片のサイズは直径 5mm、長さが 8mm であり、初期ひずみ速度 $2.08 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で 1 条件について 5 本の試験片の平均値で室温圧縮強さを求めた。

3. 実験結果および考察

Fig. 3 に、一例として 6C2A 合金のフラークおよび P/M の X線回折パターンを示す。急凝固フラークで $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ が晶出して、P/M 材とする加熱工程とさらに 673K での加熱によってそのピーク強さが高くなる。他の合金を含めて X線回折ピークから同定した、急凝固したままのフラーク、押出しまま材および 673K で 7.2ks 等時加熱した P/M 材の Mg 以外の構成相を Table 2 に示す。急凝固したままのフラークでは 6C8A 合金は Mg のみのピークであり、その他の合金では弱いピークであるが $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ が同定された。押出し材ではすべての合金で $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ が析出され、Al を多く添加した 6C8A 合金と 8C8A 合金では Al_2Ca の生成が認められた。

一例として、Fig. 4(a) に 6C2A 合金の急凝固のままのフラークと、(b) に 673K で 7.2ks 等時加熱した組織を示す。急凝固したままでは微細なデンドライ

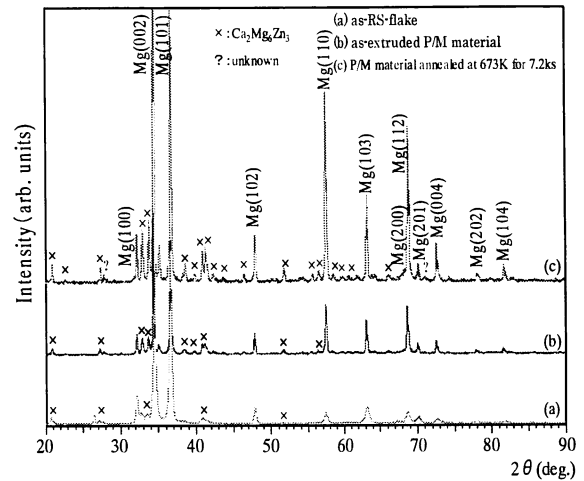


Fig.3 X-ray diffraction patterns of 6C2A

Table 2 Constituent phases of RS-flake and P/M materials observed by X-ray diffraction

Designation	as rapidly solidified flake	as-extruded P/M material	P/M material annealed at 673K for 7.2ks
6C2A	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$
6C8A	—	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ Al_2Ca	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ Al_2Ca
8C2A	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$
8C8A	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ Al_2Ca	$\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ Al_2Ca

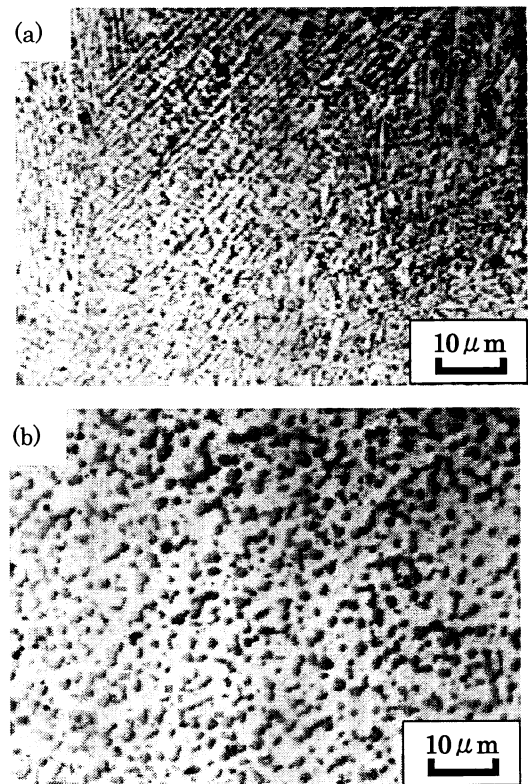


Fig.5 Optical micrographs of P/M material of 6C2A, (a) as-extruded and (b) annealed at 673K for 7.2ks.

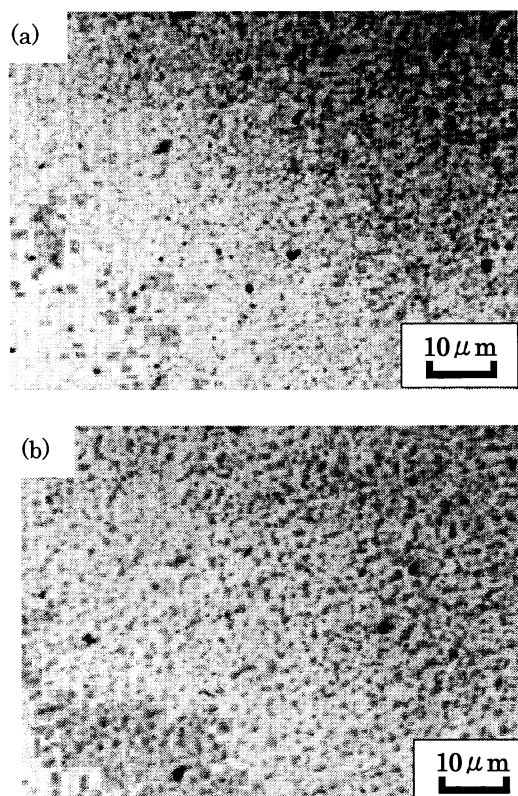


Fig.4 Optical micrographs of RS-flake of 6C2A, (a) as-RS-flake and (b) annealed at 673K for 7.2ks.

ト状組織が認められる。加熱したフレイクではデンドライト状組織は消滅して、デンドライトが分断して成長した分散粒子が認められる。

Fig. 5(a)に6C2Aの押出したままのP/M材の横断面組織を示し、(b)に673Kで7.2ks等時加熱した組織を示す。押出したままの組織では、化合物が微細に分散している様子が認められる。等時加熱すると分散粒子が約 $1\mu\text{m}$ 程度まで粗大化した組織が認められる。

Fig. 5 に各 P/M 材の焼きなまし温度に対する硬さの変化を示す。押出したまま材ではAl量の多少にかかわらず、Ca量が多い合金は高い硬さを示す傾向であり、8C2A合金が最も高い153HVを示した。Ca量が少ない6C2A合金および6C8A合金では、硬さが135HV程度であり、Al添加量による硬さ増加への影響が小さい傾向が認められた。各合金とも673Kの加熱では急激に硬さが低下した。

Fig. 6 に P/M 材の室温、473K および 573K における引張強さと破断伸びを示す。最も高い硬さを示し

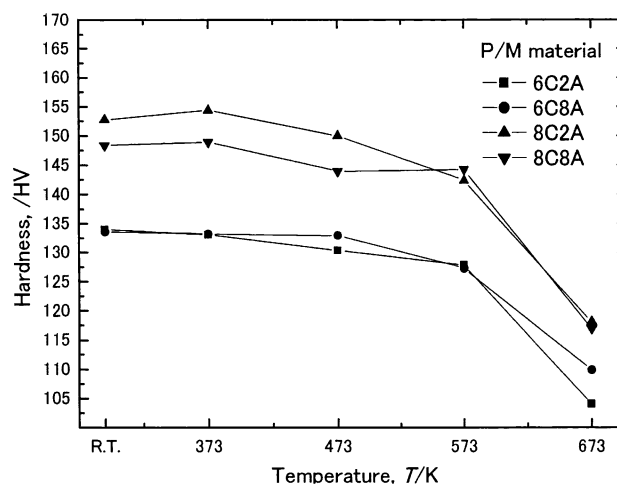


Fig.5 Hardness of P/M materials annealed at various temperatures for 7.2ks.

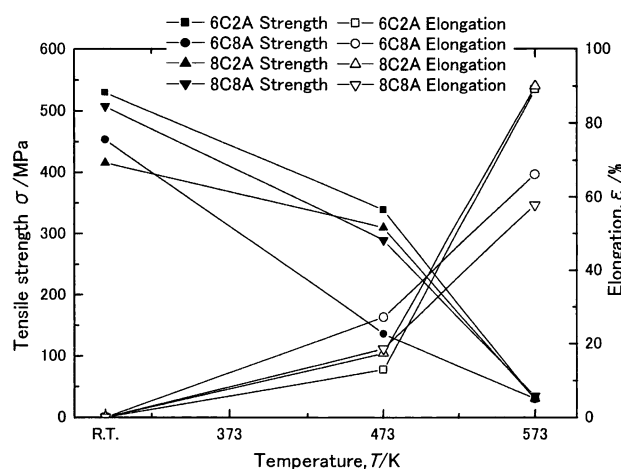


Fig.6 Tensile strength and elongation of as-extruded P/M materials at various temperatures.

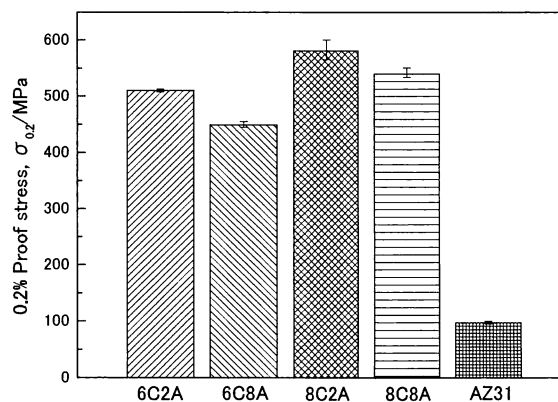


Fig.7 Compressive 0.2% proof stress at room temperature for as-extruded P/M materials.

た8C2A合金は非常に脆く、チャックで締め付けることによって割れが起こるため、室温引張の試験片については、623Kで7.2ksの焼きなまし処理によってやや延性を持たせた後に引張試験した。室温におけ

る引張強さで最高の値を示したのは 6C2A 合金であり、530MPa であった。その他の合金でも 410MPa を超える高い引張強さを示した。473K では、6C8A 合金の引張強さが 136MPa まで低下し、その他の合金では 300MPa 程度の値を示した。573K では引張強さは急激に低下し、すべての合金で 30MPa 程度と著しく低い引張強さである。室温引張における破断は、弾性変形内で生じたため、伸びを 0% とした。試験温度の上昇と共に破断伸びは増加する傾向にあり、473K では Al の添加量が少ない 6C2A 合金および 8C2A 合金で約 90% の伸びを示した。

Fig. 7 に各合金 P/M 材の室温における圧縮試験によって得られた 0.2% 圧縮耐力を示す。最高の 0.2% 圧縮耐力を示したのは 8C2A 合金であり、581MPa を得ている。その他の合金も 450MPa を超える 0.2% 耐力を示した。なお、比較材の AZ31 合金 P/M 材の 0.2% 圧縮耐力は極めて低いレベルにある。Ca 量が多い合金の方が高い 0.2% 耐力を示し、同じ Ca 量であるならば Al 量が少ない方が高い 0.2% 耐力を示す傾向が認められた。 Al_2Ca 粒子の分散に比べて、 $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ の粒子の分散が強度向上への効果が大きいことを示している。

4. まとめ

- 1) 8C2A 合金の P/M 材の硬さが最も高く、153HV であり、Ca 量が多くなると硬さが高くなる。いずれの合金も 673K の加熱で急激な低下を示した。
- 2) 室温では 6C2A 合金の 530MPa が最高の引張強さとなり、すべての合金で 410MPa を超える引張強さであるが、いずれも弾性変形域で破断した。
- 3) 圧縮試験において 8C2A 合金の 581MPa が最高の 0.2% 圧縮耐力となり、Ca 量が多い方が高い 0.2% 耐力を示す傾向が認められた。
- 4) いずれの合金の P/M 材においても $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ が同定された。Al 量が多い 6C8A 合金と 8C8A 合金では Al_2Ca も同定されたが、Ca 量の多い合金系が高い引張強さを示すことから、 Al_2Ca 粒子に比べて $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ 粒子の分散強化への寄与が大きいといえる。

参考文献

- 1) 久田伸彦, 菅又 信, 金子純一: 軽金属, 48,

(1998), 375.

- 2) 浅野祐一, 菅又 信, 金子純一, 久保田正広: 軽金属学会第 104 回春期大会講演概要集, (2003), 250.