

## 急凝固法による高濃度Mg-Al-Zn合金P/M材の組織と機械的性質

菅 又 信 (機械工学科)

## 1. 研究目的

実用金属の中で最も密度が小さく、プラスチックに比べてリサイクルが容易なマグネシウム合金材料は、電子機器や自動車等の軽量化を目的としてその利用が急速に拡大しつつある。今後、より広い分野でマグネシウム合金材料が用いられるためには、さら高い強度を示すマグネシウム材料の出現が望まれている。急凝固法に P/M 材では、従来の溶解鑄造法による材料 (I/M 材) に比べて、合金組成の選択における制約が広がって、新しい組成の合金開発が期待される。急凝固法による材料開発は、アルミニウム合金を中心として行われて、実用化の例としては、耐摩耗性に優れた Al-Si 系合金が挙げられる。本研究では、Mg-Al-Zn 系実用合金に比べて、Al および Zn の添加量が多い高濃度 Mg-Al-Zn 合金について急凝固材料を作製して、その組織および引張特性値をしらべることを目的とした。すなわち、急凝固によって多量の晶出化合物粒子を微細に分散させて、分散強化を狙っている。なお、各合金の急凝固フレークを熱間押出しによって固化成形して P/M 材とした。

## 2. 実験方法

本研究で用いた合金の目標組成とその材料記号、および P/M 材における分析組成を表 1 に示す。表中の下段に示す 6 種の合金は、本研究と同様な手法で作製された比較材の急凝固 P/M 材<sup>1)</sup>である。なお、P/M 材の密度も併せて示す。ほぼ目標組成の合金成分の P/M 材が作製されており、Zn 量の多い合金では  $2\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$  を越えるやや高い密度である。

表 1 試験材料の目標組成と分析組成および密度

Designation	Nominal Composition (mass%)	Analyzed Composition (mass%)			Density ( $\text{g}/\text{cm}^3$ )
		Al	Zn	Mg	
AZ153	Mg-15%Al-3%Zn	15.8	3.48	Bal.	1.90
AZ158	Mg-15%Al-8%Zn	16.3	8.84	Bal.	1.98
AZ1512	Mg-15%Al-12%Zn	15.6	12.6	Bal.	2.06
AZ1515	Mg-15%Al-15%Zn	17.6	17.9	Bal.	2.19
ZA1512	Mg-12%Al-15%Zn	12.6	16.3	Bal.	2.12
ZA158	Mg-8%Al-15%Zn	7.67	14.0	Bal.	2.05
ZA153	Mg-3%Al-15%Zn	3.41	15.3	Bal.	2.05
AZ105	Mg-10%Al-5%Zn	10.3	5.18	Bal.	1.87
ZA84	Mg-4%Al-8%Zn	4.08	8.19	Bal.	1.88
AZ88	Mg-8%Al-8%Zn	8.01	8.29	Bal.	1.91
ZA101	Mg-1%Al-10%Zn	0.99	9.96	Bal.	1.89
ZA124	Mg-4%Al-12%Zn	4.11	12.2	Bal.	1.94
ZA128	Mg-8%Al-12%Zn	8.04	12.2	Bal.	1.97

純 Mg, 純 Al, 純 Zn を鋼製るつぼ中で溶解して金型に鑄込み合金鑄塊を作製した。図 1 に概略図で示す噴霧ロール法によって急凝固フレーク (RS フレーク) を作製した。黒鉛るつぼ内に装填した約 300g の合金鑄塊を高周波加熱によって再溶解した。溶湯温度が液相線温度より 100K 高くなったことを確認した後にるつぼ内を Ar ガスによって加圧して、るつぼ底部のノズルより合金溶湯を流出させた。流出した溶湯流を Ar ガスによってアトマイズ液滴として、回転する水冷銅製ロール上に衝突させて RS フレークを製造した。なお、装置内を Ar 雰囲気として液滴およびフレークの酸化燃焼を防止した。

得られたフレークを金型中で冷間圧縮して直径 34mm, 高さ約 100mm の予備成形体とした。予備成形体

を高周波加熱によって 553K で 0.3ks の予備加熱した後、573K で熱間押出して、直径 7mm の P/M 材とした。なお、熱間押出における押出比は 25:1 である。

急凝固フレーク、P/M 材について、硬さに及ぼす添加元素量の影響と等時加熱による硬さの変化をしらべた。押出たままの P/M 材の引張試験を、常温、473K 及び 573K で初期ひずみ速度  $1.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で行って、引張強さ、0.2%耐力、伸び、縦弾性率を求めた。微細な結晶粒組織 / P/M 材では超塑性の発現が予想されるため、ひずみ速度を変えた引張試験も行った。フレークの凝固組織および P/M 材における化合物の分布状態を光学顕微鏡で観察した。また、P/M 材の微細組織を透過型電子顕微鏡でしらべた。

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 急凝固フレークの組織と硬さ

急凝固フレークの凝固組織の観察例として、(a) Mg-15Zn-15Al 合金と (b) Mg-15Zn-12Al 合金の光学顕微鏡組織を図 2 に示す。 $\alpha$  相と晶出化合物からなる微細なデンドライト組織が認められ、Al+Zn 量が多い ZA1515 合金の方がより微細なデンドライト組織である。いずれの合金においても粗大な初晶化合物の晶出は抑制されている。他の合金でも同様なデンドライト組織が観察された。

図 3 に急凝固フレークの 7.2ks 等時加熱による硬さを加熱温度に対して示す。硬さのレベルは Al+Zn 添加量の増加と共に高くなる傾向であり、AZ1515 合金の硬さが最も高い。また、Al+Zn が同程度の合金間で比較すると、Al 添加量の多い合金の方が加熱温度が低い場合に硬さが高い。しかし、Zn 添加量が多い合金では加熱温度の上昇に伴う軟化が少なく、熱的に安定であることが分かる。

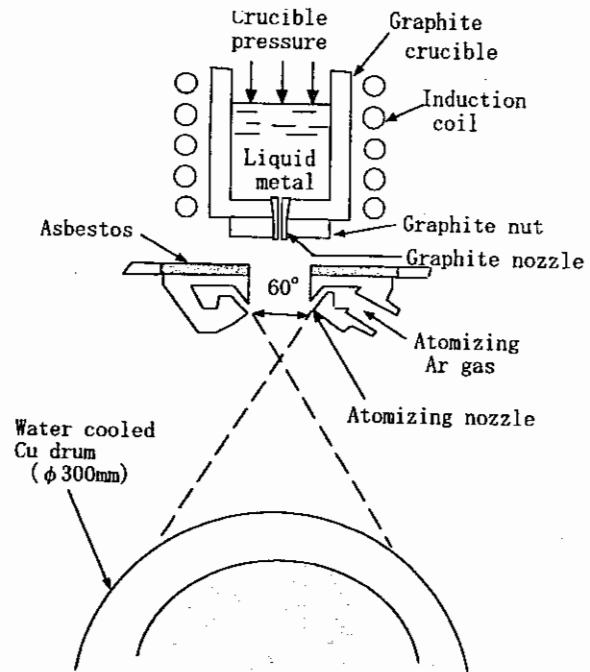
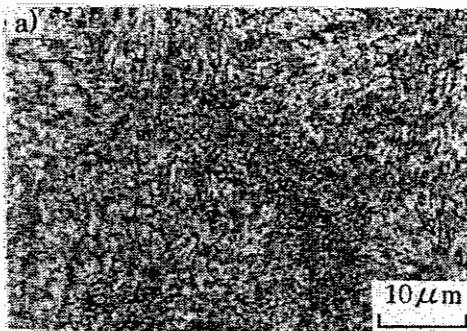
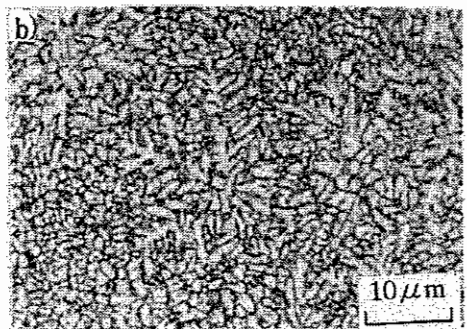


図 1 急凝固装置の概略図



(a):ZA1515 合金



(b):ZA1512 合金

図 2 急凝固フレークの光顕組織

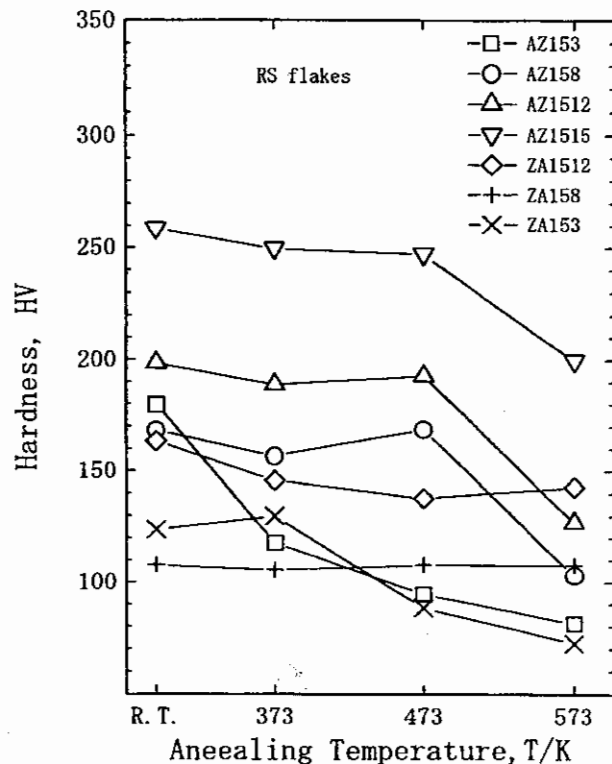


図 3 等時加熱した急凝固フレークの硬さ

### 3.2 P/M 材の組織と硬さ

AZ1512 合金の P/M 材の押出方向に平行な断面を観察した光学顕微鏡組織を図 4 に示す。黒く見えるのが化合物粒子であり、非常に高密度にかつ均一に分散している。X線回折によると  $Al_{12}Mg_{17}$  の他に同定できない回折線が認められた。この unknown の回折線は結晶構造に関する詳細なデータが存在しないが、 $Al_3Mg_2Zn_7$  と思われる。他の合金においても同様な微細組織が観察された。P/M 材の透過型電子顕微鏡組織の一例として ZA158 合金の組織を図 5 に示す。粒径が  $1 \mu m$  程度の微細な亜結晶粒と大きさが  $300 \sim 500nm$  程度の分散粒子が観察される。

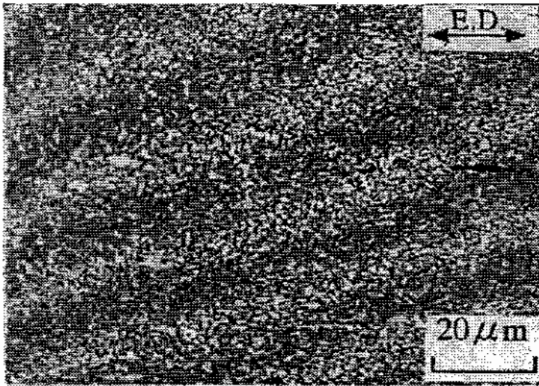


図 4 P/M 材の光学顕微鏡組織  
(AZ1512 合金)

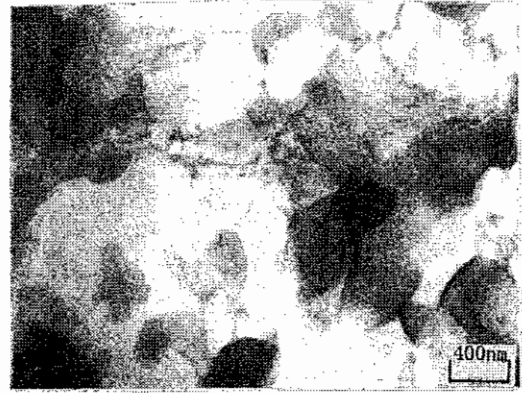


図 5 P/M 材の透過型電子顕微鏡組織  
(AZ158 合金)

P/M 材の Al+Zn 量に対する硬さを図 6 に示す。Al+Zn 量は原子パーセントに換算している。また、表 1 に示したこれまでに研究した合金の硬さもプロットしている。最も高い硬さを示したのは急冷凝固フレークと同様に AZ1515 合金であり、HV164 を示した。図 3 の急冷凝固したままのフレークの硬さと比較すると、いずれの合金においても硬さが低くなっている。これは、急冷凝固による微細な凝固組織が熱間押出中に粗大になるためである。この硬さの低下は Al+Zn 量が多くなると大きくなる傾向である。過去の研究結果も含めて Al+Zn 量の増加と共に直線的に P/M 材の硬さが高くなることが明らかである。この硬さの上昇は、晶出化合物分散量が増加することに起因している。

### 3.3 P/M 材の引張特性値

P/M 材の Al+Zn 量に対する常温における引張強さと伸びをそれぞれ図 7 と図 8 に示す。Al+Zn 量による引張強さの変化では、硬さに対応する引張強さを示さなかった。Al+Zn 量が 12 ~ 13 % 程度までは添加量の増加とともに引張強さが高くなるが、それ以上の Al+Zn 量では引張強さが低下して、最も高濃度組成の AZ1515 合金の引張強さは最も低い 180MPa である。図中には過去の研究結果<sup>1)</sup>も示しているが、最も高強度の ZA128 合金では 450MPa の引張強さが得られている。なお、本研究における合金組成範囲では、Al+Zn 量が同程度の場合には Zn 量の多い合金の引張強さが高くなる傾向である。Al+Zn 量の増加に伴って P/M 材の伸びは著しく低下して、Al+Zn 量が約 15 % を越えると伸びがほとんど認められない。以上のように合金元素の高濃度化にともなう晶出化合物粒子の体積率の増加によって P/M 材の硬さは増加するものの、延性が著しく低下するため、常温では硬さに見合った引張強さを示さないことが分かった。

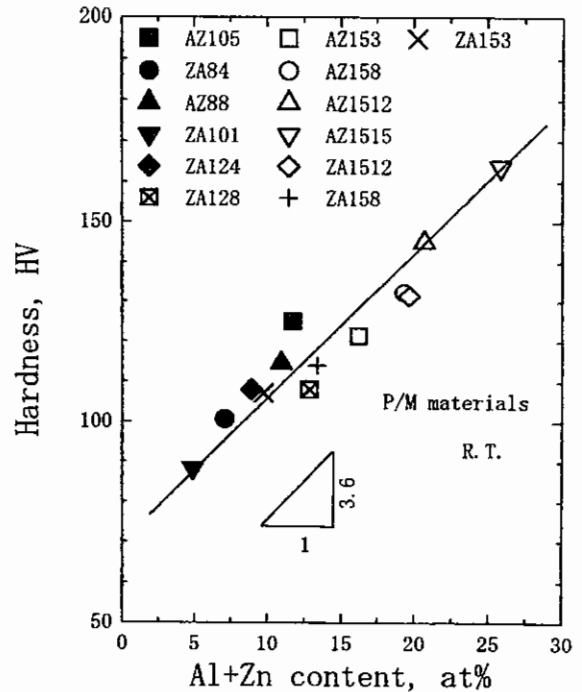


図 6 Al+Zn 量に対する P/M 材の硬さ

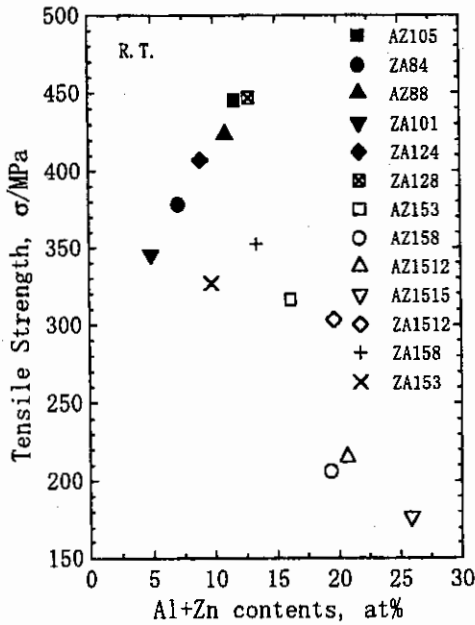


図7 Al+Zn 量に対する P/M 材の引張強さ

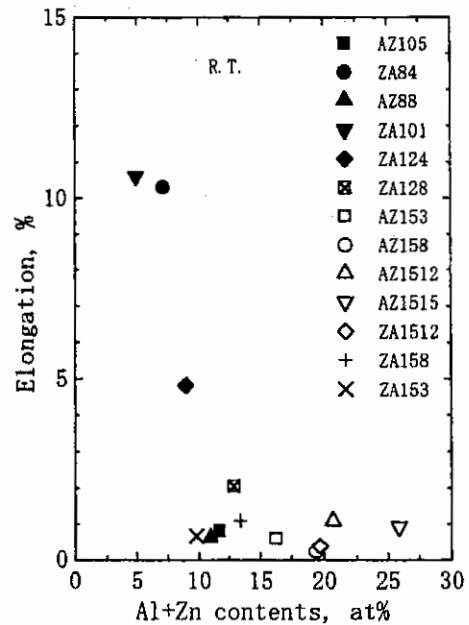


図8 Al+Zn 量に対する P/M 材の伸び

P/M 材の高温における引張強さと伸びを試験温度に対してそれぞれ図9および図10に示す。引張強さは試験温度の上昇とともに低下して573Kでは20MPa以下となった。しかし、試験合金全体で見ると473Kにおいては100～150MPaの引張強さを保っており、Al添加量の多い合金の引張強さが高い。引張試験温度が高くなると伸びは著しく増加して、573Kでは、比較的Al+Zn量の多いAZ1512合金が170%程度の伸びを示した。微細結晶粒組織の材料では超塑性の発現が考えられることから、573Kの試験温度で初期ひずみ速度を変化させて引張試験を行った。いずれの合金もひずみ速度の増加とともに変形抵抗が増加して、0.4程度の高いひずみ速度感受性指数(m値)を示した。ほとんどの合金が $5.6 \times 10^{-3} s^{-1}$ の初期ひずみ速度において最大の伸びを示し、AZ1512合金では、330%程度の超塑性伸びの発現が確認された。

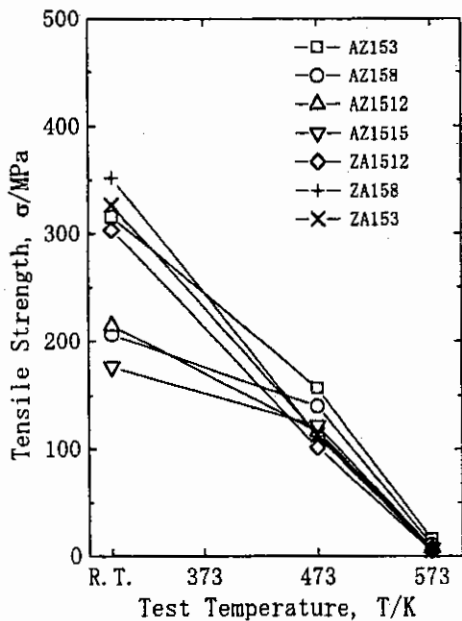


図9 P/M 材の引張強さの試験温度による変化

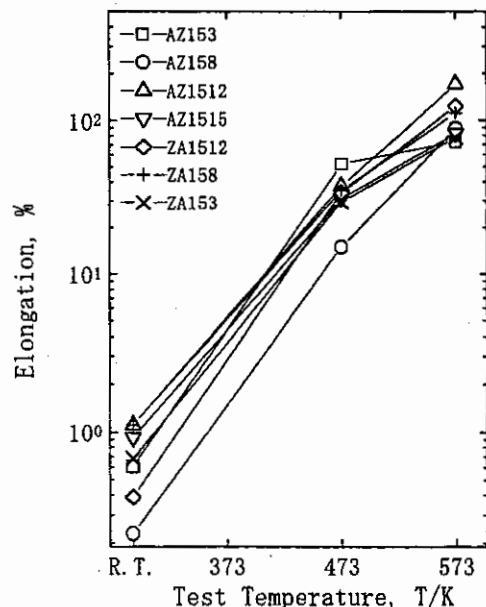


図10 P/M 材の伸びの試験温度による変化

#### 4. まとめ

Al+Zn量の増加とともにP/M材の硬さは高くなるが、延性が低下するため、Al+Zn量が13%程度を越えると引張強さの向上が達成されない。しかし、Al添加量が多い合金は、473Kの試験温度では150MPa程度の高い引張強さを示した。

参考文献 1) 久田伸彦, 菅又 信, 金子純一: 軽金属, 48(1998), 375.