

# 粉末冶金法による Al-Mg-低融点金属合金の組織と性質

日大生産工 菅 又 信

## 1. 緒言

実用合金に比べて Mg+Si 量が多い高濃度 Al-Mg-Si 系合金の急凝固 P/M 材では、 $Mg_2Si$  相当組成よりも Mg を過剰に添加した合金が、高い引張強さを示すことが報告されている<sup>1)</sup>。この強度向上には、急凝固によって生成した微細な  $Mg_2Si$  粒子による分散強化と、Mg の強制固溶による強化の重量効果が発揮されている。Al-低融点金属合金では、平衡状態図で明らかなように、液相で Al と低融点金属が二相分離するため、通常の溶解鑄造法では著しい偏析を生じるため健全な合金材料を作製することは難しい。しかし、凝固速度を速くすると微細組織が達成される。

Al-低融点金属に Mg を添加すると低融点金属と Mg の間で金属間化合物を生成する。この金属間化合物は低融点金属より融点が高く、急凝固によって微細に分散して強化に寄与することが予想される。本研究では、低融点金属に Sn を選び、Al-Mg-Sn 系合金で生成する Mg と Sn による金属間化合物の急凝固による微細分散を狙った。また、Mg 添加量を多くすることで、固溶強化も期待される。すなわち、高濃度の Mg を含む Al-Mg-Sn 合金の急凝固フレーク (RS フレーク) を作製して、熱間押出で固化成形し

て P/M 材を得た。RS フレークおよび P/M 材の組織と P/M 材の引張特性値をしらべた。

## 2. 実験方法

Table 1 Nominal and analyzed compositions of tested alloys

Nominal (mass%)	Analyzed (mass%)
Al-8Mg-8Sn	Al-8.5Mg-7.8Sn
Al-13Mg-8Sn	Al-13.6Mg-7.9Sn

試験合金の目標組成とフレークを固化成形した P/M 材の化学分析値を Table 1 に示す。Sn は Al-Mg-Sn 平衡状態図より、 $Mg_2Sn$  が生成するように 8% として、Mg は過剰となるように 8% と 13% とした。純 Al を大気中で溶解して純 Mg を添加した後に、純 Sn を添加して合金鑄塊を作製した。合金鑄塊を下部に直径 0.6mm のノズルを設けた黒鉛るつぼ中で高周波加熱によって再溶解して、噴霧ロールタイプの急凝固装置により Ar ガス雰囲気中で RS フレークとした。なお、合金鑄塊の再溶解温度は Al-Sn 平衡状態図の 2 相分離温度より高い温度である 1073K とした。RS フレークを冷間プレスによって充填率が約 70% の圧縮体とした後、真空加熱による脱ガス処理 (温度: 623K, 真空度:  $1.33 \times 10^{-4}$  Pa) した。圧縮体を 673K で、押出比を 25 : 1 として熱間押出して直径 7mm

**Structures and properties of Al-Mg-low-melting metal alloys prepared by powder metallurgy process**

**Makoto SUGAMATA**

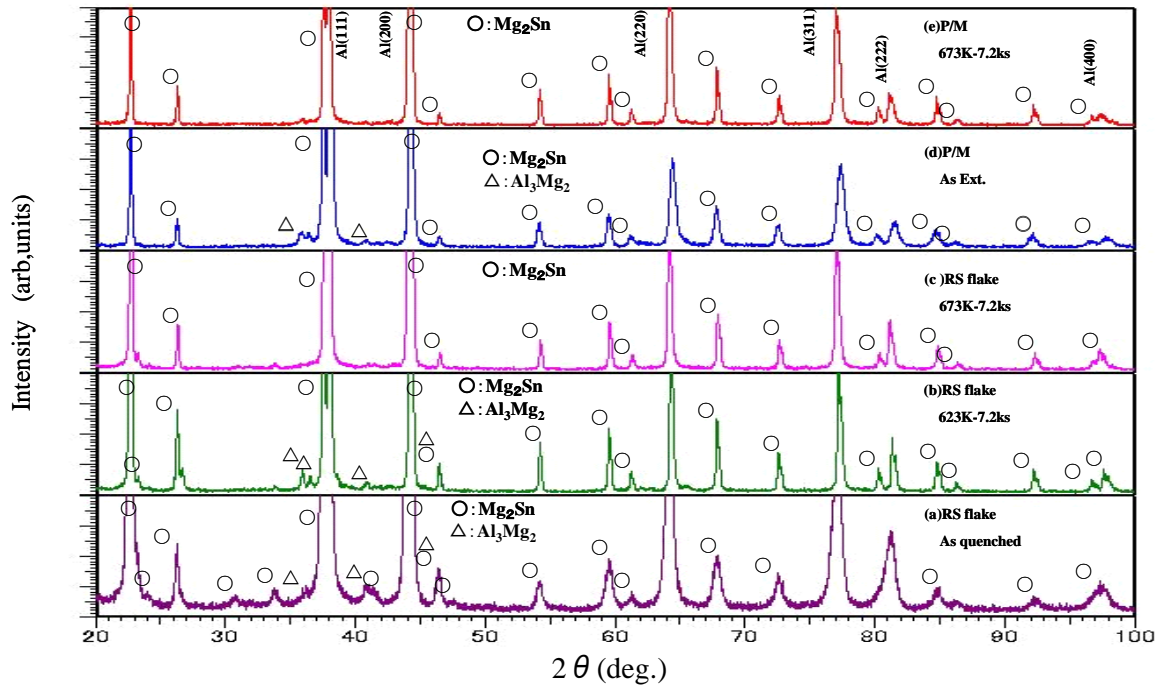


Fig.1 X-ray diffraction patterns of RS flakes and P/M materials of Al-13Mg-8Sn  
 (a) RS flake as quenched state, (b) RS flake annealed at 623K-7.2ks,  
 (c) RS flake annealed at 673K-7.2ks, (d) P/M materials as extruded,  
 (e) P/M materials annealed at 673K-7.2ks

のP/M材とした。RSフレークおよびP/M材の組織を光学顕微鏡と透過電子顕微鏡によって観察し、構成相を管球の電流および電圧を40kv, 60mAとしたCuK $\alpha$ 線によるX線回折でしらべた。RSフレークおよびP/M材の加熱に伴う硬さ変化を測定した。P/M材の引張試験を常温, 373K, 473K, 573K, 623Kおよび673Kで行った。

### 3. 実験結果および考察

Al-13Mg-8Sn合金のRSフレークとP/M材のX線回折パターンをFig. 1に示す。RSフレークでは急冷凝固したままと、623K, 673Kで7.2ks等時加熱後のパターンである。P/M材では押出したままと673Kで7.2ks等時加熱した試料のパターンである。急冷凝固と押出したままではMg<sub>2</sub>SnとAl<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>が検出されるが、673Kで加熱するとMg<sub>2</sub>Snの回折強度が高くなり、Mgは再固溶してAl<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>から

のピークが消滅している。

Table 2 Constituent phases of RS flakes and P/M materials observed by XRD

Alloy	RS flake		P/M	
	As quenched	673K×7.2ks	As extruded	673K×7.2ks
Al-8Mg-8Sn	Mg <sub>2</sub> Sn	Mg <sub>2</sub> Sn	Mg <sub>2</sub> Sn	Mg <sub>2</sub> Sn
Al-13Mg-8Sn	Mg <sub>2</sub> Sn, Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub>	Mg <sub>2</sub> Sn	Mg <sub>2</sub> Sn, Al <sub>3</sub> Mg <sub>2</sub>	Mg <sub>2</sub> Sn

X線回折ピークによって同定した化合物相をTable 2に示す。RSフレークおよび押出したままのP/M材において、Al-8Mg-8Sn合金では、Mg<sub>2</sub>Snの回折線が認められ、Mg量の多いAl-13Mg-8Sn合金ではAl<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>も同定された。673Kで7.2ks加熱すると、Al-13Mg-8Sn合金ではAl<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>の回折線が消滅した。Snは全てMg<sub>2</sub>Snとして晶出しているとして、 $\alpha$ -Alの格子定数変化からMgの固溶量を推定した。Al-8Mg-Sn合金

では、 $Mg_2S$  の回折線が認められ、Mg 量の多い Al-13Mg-8Sn 合金では  $Al_3Mg_2$  も同定された。673K で 7.2ks 加熱すると、 $Mg_2S$  の回折強度が高くなり、Al-13Mg-8Sn 合金では  $Al_3Mg_2$  の回折線が消滅した。Sn は全て  $Mg_2Sn$  として晶出しているとして、 $\alpha$ -Al の格子定数変化から Mg の固溶量を推定した。Al-8Mg-Sn 合金では、加熱していない RS フレークと P/M 材で 5.5% の Mg 固溶量であり、Al-13Mg-Sn 合金では、RS フレークで 10%、P/M 材で 7.5% の固溶が測定された。

Al-8Mg-8Sn 合金の急冷凝固したままのフレークと押し出されたままの TEM 組織を Fig. 2 に示す。RS フレークにおいて直径が 50nm

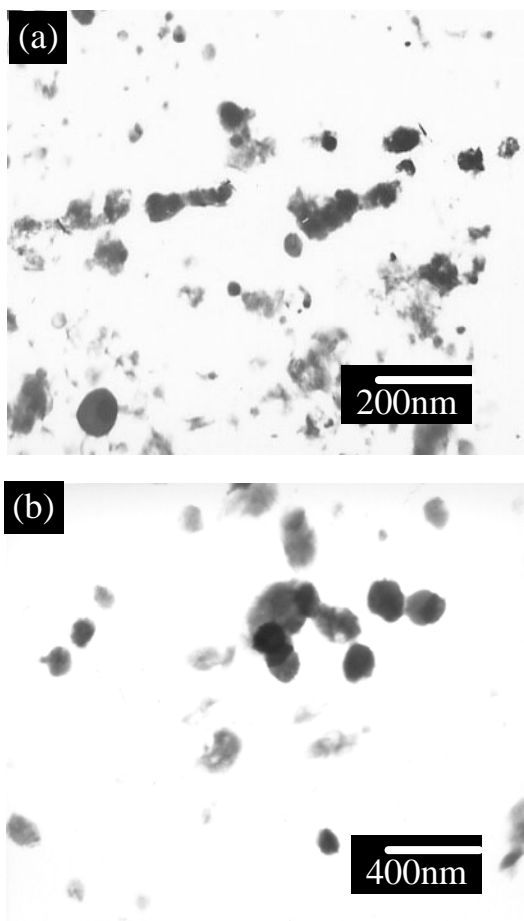


Fig.2 TEM micrographs of as-solidified flakes (a) and as-extruded P/M materials (b) of Al-8Mg-8Sn alloy

以下の球状化合物が観察され、熱間押し出し材にも二倍程度のサイズとなった球状化合物が観察される。この化合物は、X線回折結果から  $Mg_2Sn$  と判断される。なお、Al-13Mg-8Sn においても同様の化合物が観察されて、分散量に顕著な差は認められなかった。

773K までの温度で 7.2ks 焼きなました P/M 材の硬さを Fig. 3 に示す。押し出したままでは、Al-13Mg-8Sn 合金の硬さが 153HV であり、Al-8Mg-8Sn 合金より 25HV 高い硬さを示した。この硬さの増加は Al-13Mg-8Sn 合金の Mg による固溶強化によると考えられる。両合金とも、573K までの加熱により結晶粒と化合物の粗大化による緩やかな硬さの低下が見られるが、いずれの加熱温度においても Al-13Mg-8Sn 合金の硬さは Al-8Mg-8Sn 合金より高い。773K で加熱した Al-13Mg-8Sn 合金は試料の酸化が著しいため硬さ測定が不可能であった。

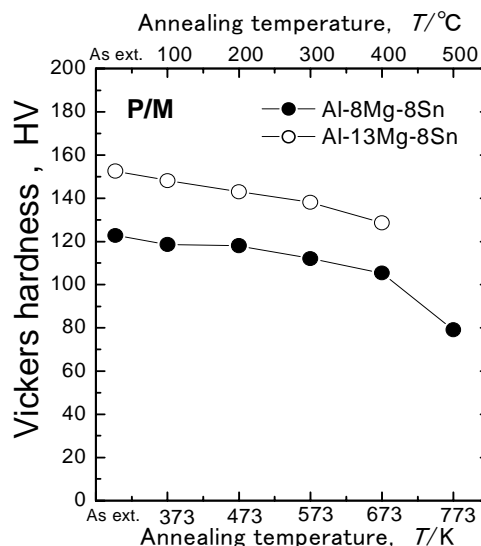


Fig.3 Hardness changes of P/M materials after annealing at various temperatures

いずれの試験温度においても初期ひずみ速度は  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で引張試験を行った。623K

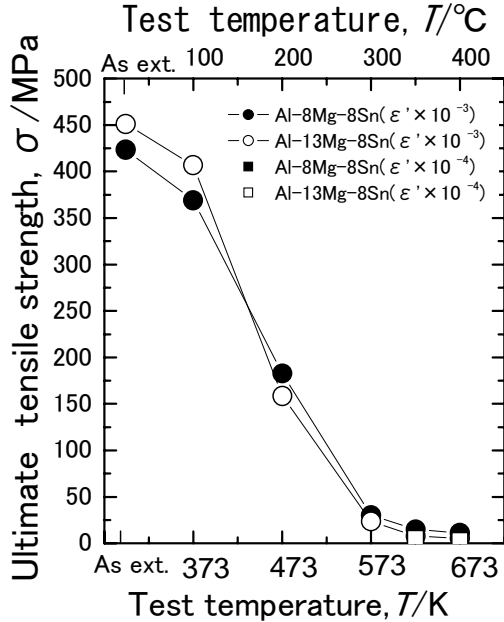


Fig.4 Tensile strength of as extruded P/M materials at various testing temperatures

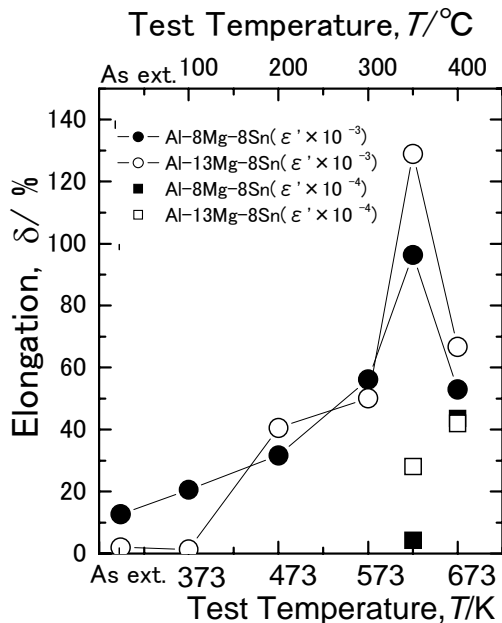


Fig.5 Elongation of as extruded P/M materials at various testing temperatures

と 673K の試験温度では、伸びの増加をしらべるため、初期ひずみ速度  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  についても引張試験を行った。Fig.4, Fig.5 に Al-Mg-Sn 系合金の引張強さと伸びを示す。常温で Al-8Mg-8Sn 合金は引張強さ 423MPa, 13%の伸びを示した。Al-13Mg-8Sn 合金では延性が 1%と低くなるため硬さに対応した引張強さが得られず、450MPa を示した。試験温度 623K, 初期ひずみ速度  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  の条件で試験を行うと、Al-13Mg-8Sn 合金は引張強さが 7MPa まで低下して伸びが 130%に達し、Al-8Mg-8Sn 合金では引張強さが 11MPa で伸びが 97%を示した。初期ひずみ速度を  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  と小さくして引張試験を行ったが、Al-13Mg-8Sn 合金では 28%の伸びであり、Al-8Mg-8Sn 合金では 5%と高い伸びは得られていない。試験温度 673K においても初期ひずみ速度を遅くしても、試験温度 623K, 初期ひずみ速度  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で得られたような高い伸びは示さなかった。

#### 4. まとめ

- 1) 両合金とも RS フレーク中には微細な球状化合物が観察され、P/M 材とすると球状化合物の粒径が大きくなった。
- 2) Al-8Mg-8Sn 合金では RS フレークおよび押出したままの P/M 材において  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  が同定された。Al-13Mg-8Sn 合金では  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  も認められたが、673K の加熱によって回折ピークが消滅した。
- 3) Mg の固溶強化によって Mg 添加量の多い合金の硬さおよび引張強さが高くなり、Al-13Mg-8Sn 合金は常温で 450MPa の引張強さを示した。

#### 参考文献

- 1) 藤井秀紀, 菅又 信, 金子純一: 軽金属, 48 (1998), 511.