

Al-Mg-遷移金属合金粉末冶金材料の高温強度に及ぼす組成の影響

日大生産工 菅又 信

1. 緒言

高温での強度向上を図った急凝固アルミニウム合金では一般的に遷移金属が添加される。これまでの研究で、急凝固 Al-Fe 系、Al-Mn 系などの Al-遷移金属合金においては、Mg を添加すると、晶出化合物による分散強化と Mg による固溶強化によって常温での強度向上が得られた。しかし、473K 付近を境にしてそれ以上の温度では Mg 添加による強度低下が起こった¹⁾。Al-Mg 二元系合金では一般に、Mg 量とともに常温および高温での強度が増加するが、Al-Fe や Al-Mn 系への Mg 添加によって高温強度が低下する機構を明確に説明することはできない。そこで本研究では、Al-Fe-Mg および Al-Mn-Mg 三元系合金で Fe, Mn および Mg 量を変化させた合金の急凝固 P/M 材を作製して、この現象の詳細を調べることを目的とした。

実験方法

1.1 合金組成と溶製

本研究に用いた合金の目標組成、分析組成および P/M 材の密度を Table 1 に示す。合金は重量が 3.0 kg になるように秤量した。合金鑄塊の溶製にはアルミナるつぼを使用し、はじめに純 Al を溶解した後に Al-50%Fe 母合金、または純 Mn を添加し、最後に純 Mg を溶湯中に添加した。その後十分な攪拌をした後、金型に鑄込み合金鑄塊を作製した。鑄造温度は液相線温度 + 100K とし、Mg は 5% の溶損を見込んで添加した。

Table1 Nominal composition and analyzed composition and density of test alloys.

Nominal Composition (mass%)	Analyzed Composition (mass%)	Density (Mg/m ³)
Al-5Mg	Al-5.24Mg	2.58
Al-2Fe-5Mg	Al-2.04Fe-5.50Mg	2.65
Al-4Fe-5Mg	Al-3.37Fe-5.45Mg	2.67
Al-6Fe-5Mg	Al-6.34Fe-5.25Mg	2.72
Al-8Fe-5Mg	Al-8.23Fe-4.77Mg	2.76
Al-8Fe-3Mg	Al-7.91Fe-2.93Mg	2.78
Al-8Fe-1Mg	Al-8.55Fe-1.14Mg	2.81
Al-8Fe	Al-8.23Fe	2.87
Al-2Mn-5Mg	Al-1.99Mn-5.17Mg	2.75
Al-4Mn-5Mg	Al-3.95Mn-5.20Mg	2.84
Al-6Mn-5Mg	Al-5.64Mn-5.07Mg	2.93
Al-8Mn-5Mg	Al-8.09Mn-5.04Mg	3.03
Al-8Mn-3Mg	Al-7.23Mn-3.12Mg	3.05
Al-8Mn-1Mg	Al-7.93Mn-1.07Mg	3.07
Al-8Mn	Al-7.83Mn	2.82

1.2 急凝固フレークの作製

本研究で使用したガスアトマイズ法と単ロール法を組み合わせた噴霧ロール急凝固装置の概略図を Fig.1 に示す。合金鑄塊を高周波誘導加熱により再溶解して、黒鉛ノズル(穴径 0.6 ~ 0.8mm)から溶湯を流出させ、ガスアトマイズして溶湯を細かい液滴にした後、水冷式 Cu 製ドラムにたたきつけて急凝固フレークを作製した。黒鉛るつぼ内を加圧するガスおよびアトマイズガスには Ar を使用した。

1.3 P/M 材の作製

Fig.2 に P/M 材の作製工程を示す。急凝固フレークを金型に充填し、冷間プレスによって(500MPa で 60s 保持)圧粉体とした後、真空度を $1.33 \times 10^{-3} \sim 10^{-4}$ Pa とした容器内で、温度 623K で 7.2ks 脱ガス処理した。圧粉体

Effect of alloy composition on high temperature strength of P/M materials of Al-Mg-transition metal alloys

Makoto SUGAMATA

を 673K の空気炉内で 1.8ks 予備加熱した後に、押出比 25:1、押出温度 673K で熱間押しして、7mm の P/M 材を作製した。

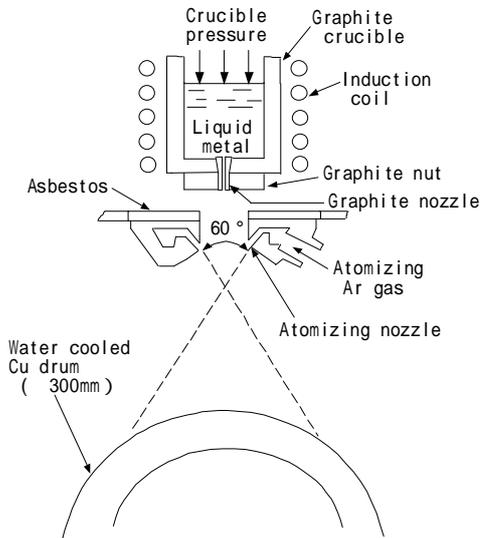


Fig.1 Schematic illustration of the rapid solidification apparatus.

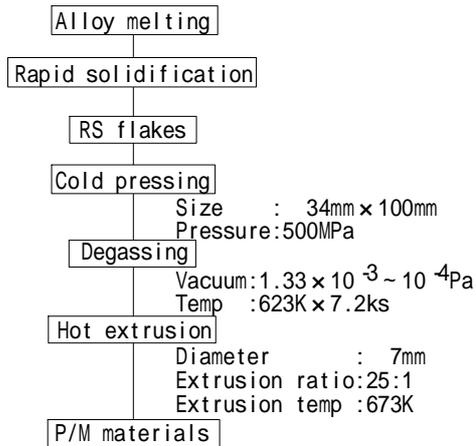


Fig.2 Process chart for P/M material.

2.4 材料評価

2.4.1 硬さ試験

急凝固フレークを室温と、573K、673K、773K で 7.2ks 空気炉中で等時加熱して、Cu ドラムに衝突した凝固面を測定面とした。測定にはマイクロビッカース硬度計(荷重 10gf、保持時間 20s)を用い、最高値と最低値を除いた 30 ポイントの測定値から平均値を求めた。

P/M 材では急凝固フレーク同様、押し

まま材と各温度で 7.2ks の等時加熱した試料の硬さをビッカース硬度計(荷重 1kgf、保持時間 20s)で測定し、最高値と最低値を除いた 10 ポイントの測定値から平均値を求めた。

2.4.2 光学顕微鏡組織観察

急凝固フレークおよび P/M 材をエメリー紙研磨 (~#2000) とバフ研磨 (アルミナ粒度: 0.3 μm) した後、腐食させ組織を観察した。腐食液には、ケラー氏液 (HNO₃: 2.5%, HCl: 1.5%, HF: 1.0%, H₂O: 95.0%) を用いた。

2.4.3 TEM 組織観察

P/M 材の組織を透過型電子顕微鏡で観察した。薄膜試料は電解ジェット研磨によって作製した。

2.4.4 X 線回折

X 線回折は、急凝固フレークおよび P/M 材の各温度で熱処理した試料について測定した。急凝固フレークは冷間プレスによって圧粉体とし、P/M 材は長さを 20mm、厚さを 3mm に加工した。急凝固フレーク、P/M 材ともに表面をエメリー紙で研磨した面を回折面とした。強度が 40kV、60mA の CuK 線を用いて、回折速度を $1.66 \times 10^{-2} \text{deg/s}$ として、回折角が $2\theta = 20^\circ \sim 80^\circ$ の範囲について回折パターンを測定した。

2.4.5 引張試験

引張試験は各合金とともに、室温、473K、573K、673K で 1 条件につき 3 本行い、引張強さ、0.2%耐力、伸びを測定した。高温での試験は試料表面付近の温度が試験温度に達した後、300s 保持してから試験を開始した。引張速度は 3mm/min (初期ひずみ速度: $1.7 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$) とした。ただし、573K、673K での試験では、引張速度を 0.3、3、30mm/min と 3 段階に変化させ、引張速度の違いによる引張強さの変化を測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 P/M 材の硬さ

Fig.3 に Al-Fe-Mg 合金 P/M 材の押し

ま材の硬さを示す。室温では Al-8Fe-5Mg 合金が 150HV で最も高い硬さを示し、Al-5Mg を除くその他の合金でも 130HV 程度の硬さを示した。Fe, Mg とともに添加量の多い合金が高い硬さを示す傾向が見られる。573K では Al-8Fe-5Mg 合金が最高の 162HV を示したが、熱間押出温度である 673K まで全ての合金で硬さの変化はほとんど見られず、773K で硬さの低下を示した。

Fig.4 に Al-Mn-Mg 合金 P/M 材の押出しまま材の硬さを示す。Al-Fe-Mg 合金と同様、添加量とともに硬さが増加し、最も添加量が多い Al-8Mn-5Mg が最高の 216HV を示し、添加量が下がるにつれて硬さも低下した。また、673K 以上の温度で加熱した P/M 材では硬さの低下が見られ、特に Mn 添加量の多い合金では硬さの低下が Mg 添加量の多い合金に比べて大きかった。

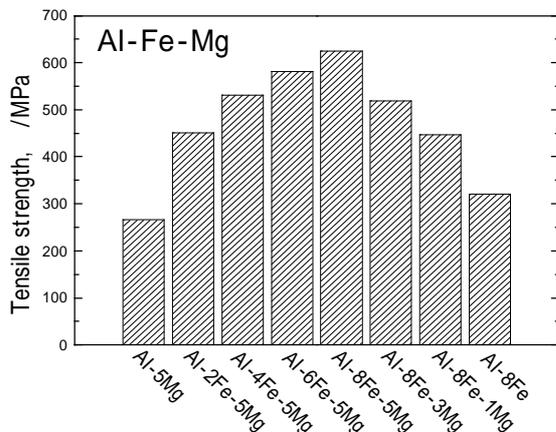


Fig.3 Hardness of as extruded P/M materials of Al-Fe-Mg at room temperature.

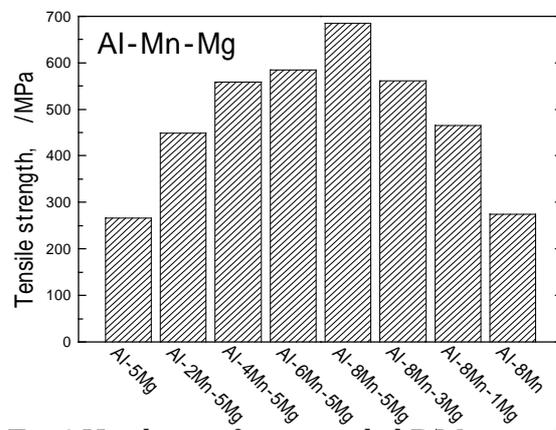


Fig.4 Hardness of as extruded P/M materials of Al-Mn-Mg at room temperature.

3.2 材料組織

一例として Fig.5 に(a)Al-8Fe-5Mg 合金と (b)Al-8Mn-5Mg 合金の P/M 材の押出しまま材の TEM 組織を示す。Fe あるいは Mn を添加したいずれの合金についても、100nm 程度の棒状化合物の分散が認められた。これらの化合物は 673K 以上の温度での加熱によって粗大化することが観察された。このことから高温加熱による硬さの低下は、これらの化合物の粗大化が原因であると考えられる。

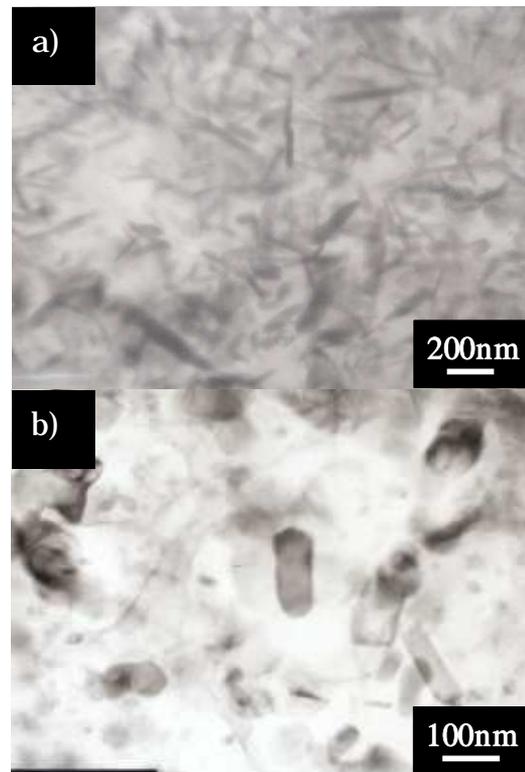


Fig.5 TEM micrographs of (a)Al-8Fe-5Mg and (b)Al-8Mn-5Mg of room temperature.

3.3 X 線回折

一例として Fig.6 および Fig.7 に、それぞれ Al-8Fe-5Mg 合金と Al-8Mn-5Mg 合金の X 線回折パターンを示す。急凝固したままのフレーク、P/M 材の押出しまま材および各等時加熱を行った P/M 材では化合物としてそれぞれ $Al_{13}Fe_4$ と Al_6Mn の回折ピークが確認された。なおいずれの合金においても Mg を含む化合物のピークが見られないことから、Mg はマトリックスの Al 中に固溶していると判断される。

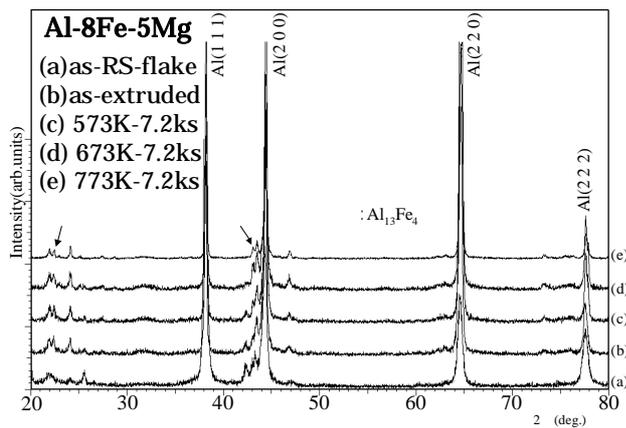


Fig.6 X-ray diffraction patterns of Al-8Fe-5Mg.

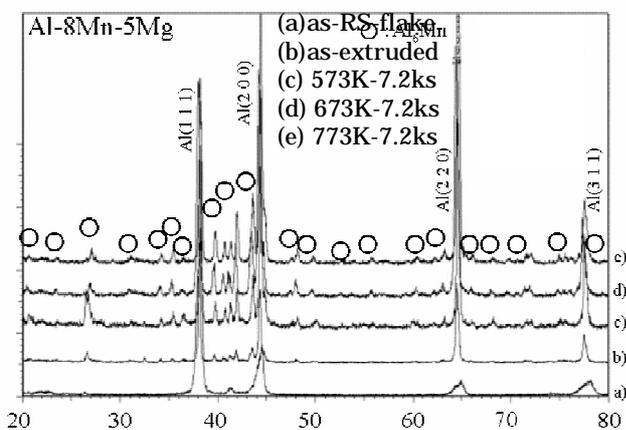


Fig.7 X-ray diffraction patterns of Al-8Mn-5Mg.

3.4 引張試験

室温での最高の引張強さは Al-8Fe-5Mg 合金が 625MPa , Al-8Mn-5Mg 合金が 685MPa を示した . なお , すべての Al-Fe-Mg および Al-Mn-Mg 三元系合金で 400MPa 以上の引張強さを示した .

Fig.8 と Fig.9 に両合金系の各温度における Mg 添加量に対する引張強さの変化を示す . いずれの合金系においても Mg 添加量の変化に伴う引張強さは室温および 473K では , Mg 量とともに引張強さは増加したが , 573K および 673K では 1% の Mg 添加量で引張強さは最大値を示し , それ以上の Mg 量では引張強さは Mg 量とともに低下する傾向である .

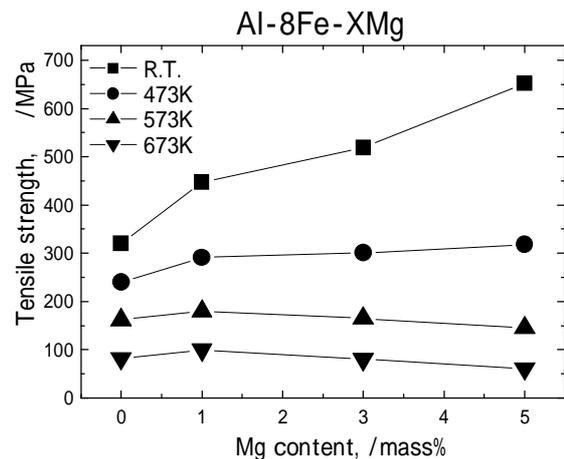


Fig.8 Tensile strength vs. Mg content of RS Al-8Fe-XMg alloys at various temperatures.

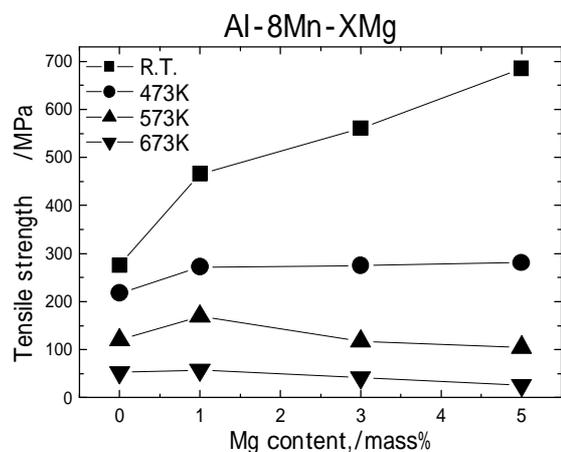


Fig.9 Tensile strength vs. Mg content of RS Al-8Mn-XMg alloys at various temperatures.

4. 結言

- 1) Al-Fe(Mn)-Mg 三元合金の P/M 材では Fe は $Al_{13}Fe_4$ として , Mn は Al_6Mn として分散した . Mg は Al 中に固溶して存在していた .
- 2) すべての引張試験において Al-XFe-5Mg 合金の急凝固 P/M 材は , Fe 量とともに引張強さは増加した .
- 3) Al-8Fe-XMg 合金 , Al-8Mn-XMg 合金において , R T および 473K で Mg 量とともに引張強さは増加した . しかし , 573 K および 673K においては 1% の Mg 量で引張強さは最大値を示し , それ以上の Mg 量では引張強さは Mg 量が多くなると低下した .

参考文献

藤井秀紀 , 菅又信 , 金子純一 , 久保田正広 : 軽金属 , 50(2000) , 330-334 .