

急凝固法で作製した Al-Mg-Si 合金粉末押出材の耐摩耗特性

日大生産工(院) ○江川 大基

日大生産工 久保田 正広

1. 緒言

近年、低炭素社会の観点から各種機械部品や構造物材料の軽量化として Al-Mg-Si 系合金の需要が拡大することが期待されるが、その使用目的によっては強度のほかに耐摩耗性が要求される場合が多い。これまでの研究では、鑄造用アルミニウム合金の耐摩耗特性には Si の添加が最も有効であると報告されている¹⁾。また、高濃度 Al-Mg-Si 急凝固材において、Mg₂Si のバランス組成に対して Mg を過剰に添加した合金の機械的強度は従来の溶解鑄造法 (Ingot Metallurgy : I/M) で作製された合金より高いことが報告されている²⁾。これは従来の溶解鑄造法で合金を作製する場合、凝固冷却速度が約 10⁻¹ K/s と非常に遅く、結晶粒や晶出物の十分な組織制御が困難だからである。一方、急凝固法では凝固冷却速度が従来の溶解鑄造法に比べ 10⁴~10⁶ K/s と非常に早く、結晶粒の微細化や固溶限の拡大によって、機械的性質は向上する。急凝固法は晶出物の大きさを制御することが可能なため、得られる材料は耐摩耗特性に対しても優れた効果を発揮すると考えられる。

本研究では Al-10 mass%Mg をベース合金とし、耐摩耗特性に有効である Si の添加量を亜共晶組成内で変化した急凝固 Al-Mg-Si 三元系合金を研究対象とした。また、機械的性質や耐摩耗特性に対する凝固冷却速度の影響を明確にするために、Al-Mg-Si 系合金を溶製し得られた鑄塊から作製した I/M 材と急凝固フレークから作製した粉末冶金 (Powder Metallurgy : P/M) 材を比較した。

2. 実験方法

2.1 供試材の作製

合金の溶製には Al (99.99%), Mg (99.9%), Si (99.99%) を用いて Table 1 に示した所定の組成に配合し、アルミナ坩堝を使用して大気中で溶解した。

Table 1 Nominal and analyzed compositions of test materials.

Nominal composition (mass%)	Analyzed composition (mass%)
Al-10Mg	Al-10.0Mg
Al-10Mg-1Si	Al-10.5Mg-1.04Si
Al-10Mg-5Si	Al-10.2Mg-5.10Si
Al-10Mg-10Si	Al-10.1Mg-10.1Si

まず純 Al を溶解してから純 Si を添加し、完全に溶けたことを確認してから純 Mg を 5% の溶損を見込んで添加した。十分な攪拌と保持を行った後、φ50×250 の金型に鑄込み合金鑄塊を作製した。この時の鑄造温度は 1123 K 一定とした。Table 1 に作製した合金の目標組成及び化学組成分析値を示す。作製した合金鑄塊の化学組成分析値は、目標組成の 5% 以内の数値を示している。

本研究では Fig. 1 に示すガスアトマイズ法と単ロール法を組み合わせた独自に設計・製作された噴霧ロール急凝固装置³⁾を用いて急凝固フレークを作製した。1 チャージ当たり 350 g 程度の合金鑄塊を黒鉛坩堝中で高周波誘導加熱により再溶解し、溶湯温度が 1125 K に達したことを確認後、坩堝内を Ar ガスにより加圧し、坩堝下部に取り付けられた黒鉛ノズル (穴径 φ0.6) から溶湯を流出させた。この溶湯をガスアトマイズによって微細な液滴にし、回転する水冷式 Cu 製ドラムにたたきつけ急凝固フレークを作製した。

Fig. 2 に I/M 材および P/M 材の作製工程を示す。P/M 材は作製した急凝固フレークを金型内に装入し、冷間プレスにより φ34×100 の圧粉体を作製した。その圧粉体を真空度 1.33×10⁻³~10⁻⁴ Pa, 加熱温度 623 K で 7.2 ks 保持して脱ガス処理をし、673 K の空気炉内で 1.8 ks 予備加熱後、押出比 25 : 1, 押出温度 673 K で φ7 の P/M 材を作製した。合金鑄塊から P/M 材と同様の加工条件で I/M 材を作製した。

Wear Properties of Al-Mg-Si P/M Materials Produced by Rapid Solidification

Hiroki EGAWA and Masahiro KUBOTA

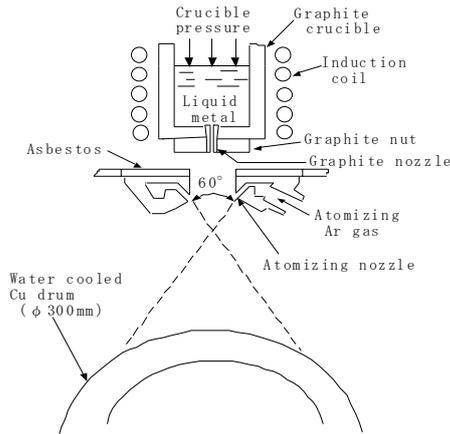


Fig. 1 Schematic illustration of the rapid solidification apparatus³⁾.

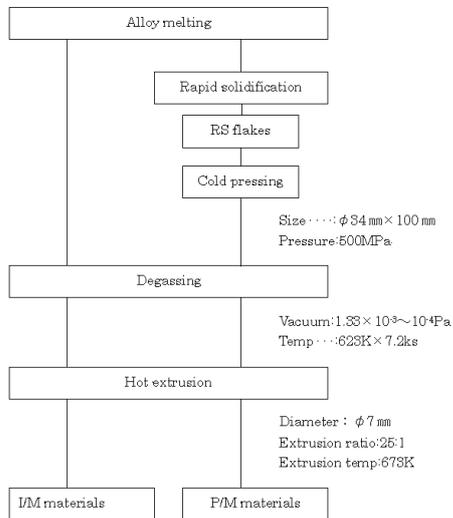


Fig. 2 Process chart for I/M and P/M materials.

2.2 材料評価

作製した P/M 材および I/M 材は X 線回折により構成相の同定を行った。エメリー紙で研磨後、バフ研磨し、この面を回折面とした。X 線強度が 40 kV, 60 mA の CuK α 線を用いて、回折速度 1.66×10^{-2} °/s とし、回折角 $2\theta = 20^\circ \sim 80^\circ$ の範囲で測定した。

P/M 材および I/M 材の硬さは表面をエメリー紙で研磨後、バフ研磨し、ビッカース硬度計(荷重 1 kg, 保持時間 20 s)を用いて測定した。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。組織観察は同様の条件で研磨をした後、ケラー氏液 (HNO $_3$: 2.5%, HCl: 1.5%, HF: 1%, H $_2$ O: 95.0%) を用い腐食させて光学顕微鏡で観察した。

耐摩耗試験はピン・オン・ディスク方式(高千穂精

機製 TRI-S-50 型)で行った。相手材として用いたディスクには S45C(240 HV)を使用し、直径 55 mm に機械加工後、表面を平面研削した。ピンは作製した P/M 材および I/M 材を直径 6 mm, 長さ 20 mm に機械加工し使用した。ピンおよびディスクをアセトンで洗浄後、摩耗距離 5 km, 押付力 24.5 N 一定とし、摩擦速度を 0.63 m/s, 0.94 m/s, 1.26 m/s と変化させ試験を行った。なお、ピンとディスクの接触面積比は約 1:27 である。摩耗量はピンおよびディスクの試験前後の重量差から評価し、摩耗試験はすべて無潤滑の乾式で行った。

3. 実験結果および考察

Fig. 3 に押出まの P/M 材および I/M 材の X 線回折パターンを示す。すべての合金で Mg $_2$ Si (450 HV) の回折ピークが検出された。1 Si を添加した合金のみ Al $_3$ Mg $_2$ が検出された。急冷凝固粉末の状態では Al $_3$ Mg $_2$ のピークは検出されていなかったため、作製工程の脱ガス処理および熱間押出による熱処理によって析出したと考えられる。また、1 Si を添加した合金では認められなかった Si (1450 HV) の回折ピークが、それ以外の合金では検出された。Si および Mg $_2$ Si 回折ピーク強度は Si の添加量が多くなるにつれて高くなっている。Si および Mg $_2$ Si は急冷凝固粉末の状態においても晶出は確認されているが、10 Si P/M 材および I/M 材では新しいピークが検出されていることから他の合金に比べ析出量が多いと考えられる。Mg の回折ピークは検出されなかったことから Mg の一部が Al 中に固溶し、それ以外は Mg $_2$ Si および Al $_3$ Mg $_2$ といった化合物を生成したことを示唆している。

Fig. 4 に各 P/M 材および I/M 材の硬さを示す。Si 無添加 P/M 材では 120 HV 程度を示し、1 Si を添加すると 140 HV 程度を示し最も高い硬さが得られた。一方、10 Si を添加した合金では X 線回折から非常に硬い Si および Mg $_2$ Si が分散していると考えられるが Si 無添加 P/M 材より低い値を示した。I/M 材でも P/M 材と同様の傾向がみられたが、I/M 材より P/M 材の方が高い硬さを示した。また、Si を 9.6~12.0 mass% 含む ADC12 合金⁴⁾と比較すると本研究で作

製した P/M 材の方が高い硬さが得られている。

Fig. 5 に 10 Si を添加した P/M 材および I/M 材の光学顕微鏡による組織写真を示す。P/M 材では I/M 材に比べて微細な Si および Mg_2Si 粒子が均一に分散しており、急冷凝固の効果が認められた。よって、Fig. 4 に示した硬さで I/M 材より P/M 材の方が高い硬さを示した理由としては、晶出したこれらの化合物の分散強化が発揮されているためと考えられる。

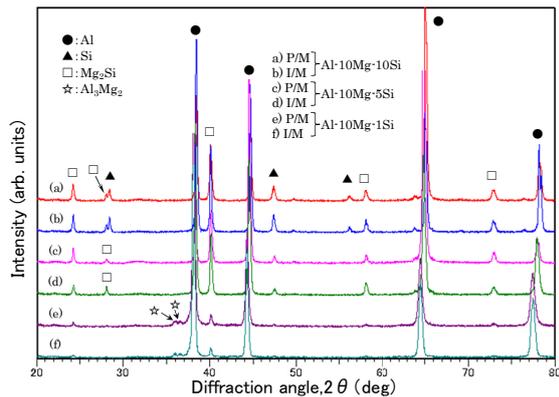


Fig. 3 X-ray diffraction patterns of as-extruded P/M and I/M materials.

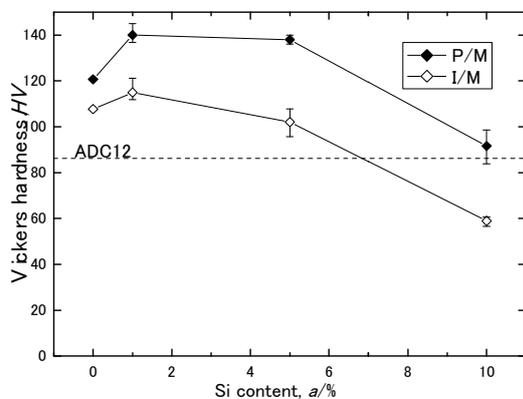


Fig. 4 Hardness of Al-10Mg alloys containing various amount of Si produced by P/M and I/M processes.

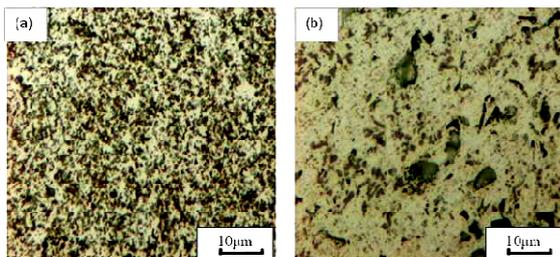


Fig. 5 Optical micrographs of as-extruded (a) P/M and (b) I/M materials of Al-10Mg-10Si alloy.

Fig. 6 に 押付力 24.5 N で摩擦距離 5 km 一定とし、Si の添加量を変化させた時のピンおよびディスクの摩耗量を示す。ピンの摩耗量は摩擦速度が 0.63 m/s の場合、Si 量にかかわらず一定値を示した。一方、摩擦速度が 1.26 m/s に増加すると 5 Si 合金までは 0.63 m/s と同様に摩耗量は一定値を示したが、5 Si を超えると摩耗量が急激に増加した。この傾向は I/M 材より P/M 材の方が顕著だった。10 Si 合金の摩耗粉は黒ずんだ酸化物だけでなく切削くずのような光沢のある摩耗粉が多く観察されたことから、凝着摩耗だけでなく、アブレシブ摩耗が起きていると考えられる。また、凝着摩耗よりアブレシブ摩耗の方が摩耗量が増加するとされている⁵⁾。よって、10 Si P/M 材および I/M 材における摩耗量の増加はアブレシブ摩耗に摩耗形態が変化するためと考えられる。P/M 材の方が I/M 材より摩耗量が多かった理由としては、Fig. 5 の組織写真より Si 粒子が微細なため、母材である Al からの脱落が激しいために凝着摩耗とアブレシブ摩耗の比率が I/M 材より大きくなるためと考えられる。また、Si を 22~24 mass% 含む AC9A 合金⁴⁾と比較すると 5 Si 合金までは 1/2 程度の摩耗量を示し高い摩耗特性が得られた。また、Al-Mg-Si 合金 P/M 材および I/M 材の摩耗量と硬さに反比例関係(ホルム則)はみられなかった。

ディスクの摩耗量は 0.63 m/s の場合 10 mg 程度を示し 5 Si 合金までは一定値を示した。1.26 m/s の場合では 40 mg 程度を示したが 0.63 m/s の場合と同様の傾向を示した。従って、ディスクの摩耗量は 5 Si 合金までは凝固冷却速度の違いによって分散する Mg_2Si および Si 粒子の大きさには依存しないと考えられる。

Fig. 7 に 押付力 24.5 N で摩擦距離 5 km 一定とし、摩耗速度を変化させた時のピンおよびディスクの摩耗量を示す。ピンの摩耗量は 1 Si P/M 材および I/M 材において摩擦速度が 0.63 m/s から 1.26 m/s に上昇すると摩耗量は少なくなる傾向がみられた。ここで、Si 量が少ない Al-Si 合金は酸化摩耗による影響により低速域から速度が上昇すると摩耗量が減少すると報告⁶⁾されている。従って、本研究の Al-Mg-Si 合金

においても摩擦速度の上昇による摩耗量の減少は表面に酸化膜が形成され表面を保護する酸化摩耗によるものと考えられる。また、5 Si P/M 材および I/M 材のピンでも 1 Si 合金と同じ傾向を示した。従って、Si 量の少ない合金は酸化摩耗によって摩擦速度の変化に対する特性が優れていると考えられる。一方、10 Si I/M 材では速度が 1.26 m/s の条件で摩耗量は増加した。P/M 材でも同様の傾向がみられるが、0.94 m/s において摩耗量が増加している。すべての摩擦速度条件において 10 Si 合金より 1 Si 合金の摩耗量の方が少なく優れた摩耗特性を示した。最も摩耗量の差が大きく表れた 1.26 m/s では 10 Si P/M 材より同条件の 1 Si I/M 材の方が摩耗量は最大で約 1/5 少ないことがわかる。また、AC9A 合金と比べると 1Si 合金では最大で 1/2 程度を示した。

ディスクの摩耗量は、すべての P/M 材および I/M 材に関して摩擦速度が増加すると摩耗量が減少する傾向が認められた。これはピン同様に酸化摩耗に摩耗形態が変わるためと考えられる。

4. 結言

- (1)急冷凝固による固溶強化および微細な化合物粒子が均一に分散する分散強化によってすべての Si の添加量に対して I/M 材より P/M 材の方が高い硬さを示した。
- (2)Al-Mg-Si 合金の摩耗量と硬さには、反比例関係(ホルム則)はなかった。
- (3)Al-10Mg-Si 合金の耐摩耗特性は 10 Si を添加すると低下した。特に摩擦速度が速くなると顕著にその傾向が表れた。
- (4) 1 Si 合金では摩擦速度を 0.63 m/s から 1.26 m/s まで変化させても酸化摩耗により摩耗量は低下し、優れた摩耗特性を示した。

参考文献

- 1) 岡林邦夫, 中谷義三, 野谷秀雄, 川本信, 鋳造用アルミニウム合金の摩耗に関する研究, 軽金属, 14, 1964, 429-436.
- 2) 藤井秀紀, 菅又信, 金子純一, Al-Mg-Si 系高濃度合金の急冷凝固 P/M 材の組織と機械的性質, 軽金属, 48, 1998, 511-516.

- 3) 菅又信, 磯村裕臣, 金子純一, 堀内良, アルミニウム-遷移金属合金の急冷凝固フレークの製造と性質, 軽金属, 37, 1987, 366-374.
- 4) アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, 1991, 518-519
- 5) 田中久一郎, 摩擦のおはなし, 日本規格協会, 1985, 173-179
- 6) 山田始, 田中他喜男, 大塚英夫, Al-Si 合金の耐摩耗性に及ぼすけい素量ならびに Mg,Cu 添加の影響, 軽金属, 37, 1987, 83-88.

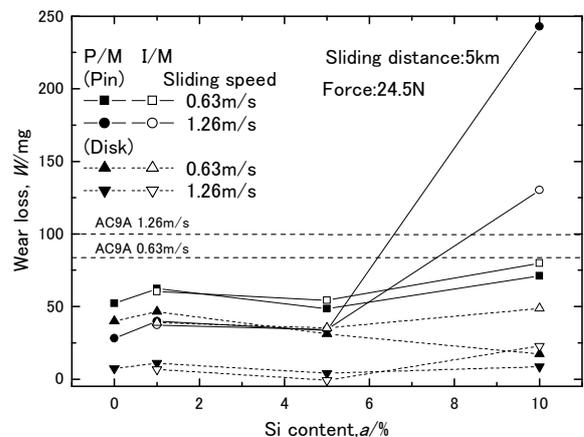


Fig. 6 Wear loss as a function of Si content for Al-Mg-Si alloys (load 24.5N).

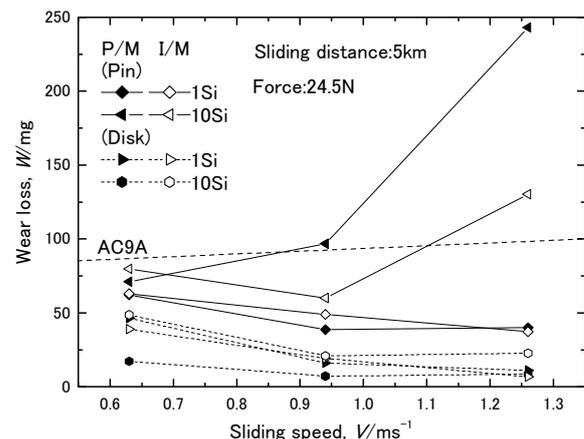


Fig. 7 Wear loss as a function of sliding speed for Al-10Mg-1Si and Al-10Mg-10Si alloys (load 24.5N and sliding distance 5km).

追記

本研究は久保田研究室 4 年生, 中林卓也君, 木村亮君と共同で実験を行った研究成果である。