Al-ホウ化物系複合材料の機械的性質

西山 勝廣^{☆1}, 永田 尊礼^{☆1}, 高木 研一^{☆2}
大森 守^{☆3}, 梅川 荘吉^{☆1}

^{☆1} 東京理科大学理工学部機械工学科, 〒278 野田市山崎2641.

^{☆2} 東洋鋼鈑技術研究所, 〒744 下松市東豊井1296.

^{☆3} 東北大学金属材料研究所, 〒980 仙台市青葉区片平2-1-1.

Mechanical Properties of Al Based Composites Reinforced with AlB_{12} and MgB_2

Katsuhiko Nishiyama^{☆1}, Takahiro Nagata^{☆1}, Kenichi Takagi^{☆2}
Mamoru Omori^{☆3} and Sokichi Umekawa^{☆1}

^{☆1} Dept. Mech. Eng., Fac. Sci. and Tech., Science University of Tokyo, Yamazaki Noda 278.

^{☆2} Technical Research Laboratory, Toyo Kohan Co., Ltd., Higashi-toyoi, Kudamatsu 744.

^{☆3} Inst. Mat. Research, Tohoku University, Katahira Aoba-ku, Sendai 980.

Received June 15, 1993

Production conditions and mechanical properties of aluminium based composites reinforced with aluminium dodecaboride (AlB_{12}) and magnesium diboride (MgB_2) with 0% to 50vol% and 30vol%, respectively, were investigated. These composites were produced by hot-pressing at temperatures of 863K and 923K and under a pressure of 60MPa in vacuum. The added boride particle dispersed fairly well in the aluminium matrix. The addition of AlB_{12} and MgB_2 improved both of the bending strength and hardness of the composites. The bending strength of the Al- AlB_{12} composites reached a maximum value of 460MPa at 8.6vol% AlB_{12} . The increase in strength was presumably attributed to a particle dispersion strengthening mechanism in the composites. Other mechanical properties of the composites, such as high temperature hardness and wear resistance, were also improved, by the addition of the borides.

1 緒 言

Al系複合材料には、繊維強化複合材料と粒子分散複合材料がある。強化相として検討されている繊維は炭素繊維(Cf)や炭化ケイ素ホイスカ(SiCw)などであり、これらの繊維を含む複合材料はいずれも溶解法によって作製されている。溶解法での複合材料の製造は繊維の劣化や、配向性が問題となっており、実用化が難しいと言われている。一方、粉末冶金的手法によって作製されるAl系複合材料としては $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 系のいわゆるSAP合金が有名である^{1,2)}。粉末冶金法での製造は溶解法に比べ製造温度が低いので、強化相と母相との反応が小さいこと、結晶粒の成長が抑制されることなど有利な点が多い。

ホウ化物系セラミクスは高融点、高硬度であり、熱伝導性、電気伝導性に優れていることから³⁾、様々な分野で

の応用が考えられている。最近では、Fe-複ホウ化物系のサーメットが開発され、実用化された^{3,5)}。しかし、ホウ化物粒子を分散強化相とする軽金属系複合材料の開発は、未だ行われていない。

本研究では、Alに対して適合性が良好と考えられる AlB_{12} 又は MgB_2 粒子を強化相とする粒子分散形Al系複合材料を粉末冶金法により作製し、それらの機械的性質を明らかにすることを目的とした。

2 試料および実験方法

実験に用いたAl粉は山石金属(株)製のアトマイズ粉であり、 AlB_{12} 粉および MgB_2 粉はJohnson Matthey C. Co. 製の粉碎粉である。それぞれの粉末の純度および平均粒径をTable 1に示す。複合材の作製は、Al粉と AlB_{12} 粉および

MgB₂粉を所定の配合比に調合した後、乳鉢で乾式混合を1.8ksec行い、ホットプレスを用いて焼結を行った。焼結条件は温度863Kおよび923K、圧力60MPa、保持時間1.8ksec、真空中である。得られた複合材を切断後、ダイヤモンドホイールを用いて所定の寸法が得られるまで研削を行った。最終寸法は35×12×5mmである。作製した複合材の組成は、Al-AlB₁₂系ではAlB₁₂の添加量が4, 8.6, 15, 25, 40および50vol%の6種類、Al-MgB₂系ではMgB₂の添加量が10.2, 15および30vol%の3種類である。

組織の観察は光学顕微鏡およびSEMを用いて行い、組成の分析ならびに形成相の同定は、EPMAおよびX線回折で行った。また作製した複合材の密度はJIS Z2505に規定されている水浸法にて測定し、理論密度との比較を行った。理論密度とはそれぞれの添加粒子と母相間には化学的な反応が起こらないものとして、計算から求めた。機械的性質の評価は、JIS Z2248に準拠した3点曲げ試験、Vickers硬さ試験(荷重4.9N)、高温硬さ試験(ダイヤモンド

Table 1 Characteristics of raw material powders.

Material	Purity(wt%)	Particle size(μm)
Al	99.8	3.5
AlB ₁₂	99	5
MgB ₂	98	1

Photo.1 Optical micrographs of hot-pressed Al alloys containing : (a) 8.6vol%AlB₁₂, (b) 50vol%AlB₁₂, (c) 10.2vol%MgB₂, (d) 30vol%MgB₂. All specimens were hot-pressed at 863K for 1.8ksec in vacuum.

Fig.1 Electron probe micro-analysis results of Al-30vol%MgB₂ alloy hot-pressed at 863K for 1.8ksec in vacuum : (a) SEM micrograph, (b) Al Kα₁ X-ray image, (c) Mg Kα₁ X-ray image, (d) Al Kα₁ X-ray intensity in Al matrix phase, (e) Mg Kα₁ X-ray intensity in Al matrix phase, (f) Al Kα₁ X-ray intensity in dispersed MgB₂ particle, (g) Mg Kα₁ X-ray intensity in dispersed MgB₂ particle. "A" is Al matrix phase and "B" is MgB₂ particle.

圧子、荷重2.94N、真空中)により行った。比摩耗量の測定は、大越式迅速摩耗試験機を用いて行い、相手材種を高炭素クロム鋼(SUJ2)とした。

3 実験結果および考察

3.1 組織観察

Photo.1にAl-AlB₁₂系およびAl-MgB₂系複合材料の代表的な光学顕微鏡による組織写真を示す。いずれの複合材においてもホウ化物粒子の均一な分散が認められる。しかし、MgB₂を15%以上添加した複合材においては、MgB₂粒子の凝集が観察された。

Fig.1にAl-30%MgB₂複合材のEPMAによる点および面分析結果と各相から検出されるAl, MgのX線のチャートを示す。(a)はSEM写真、(b)はAl Kα₁像、(c)はMg Kα₁像であり、(d)および(e)はAl母相中から検出されたAl Kα₁, Mg Kα₁のX線スペクトル、(f)および(g)はMgB₂相から検出されたAl Kα₁, Mg Kα₁のX線スペクトルを示す。EPMAに

よる解析結果より, Al母相中にMgが約3.2%, MgB_2 粒子中にはAlが約21.6%検出された。また, X線回折において, Al, MgB_2 のピークが各々低角度側へシフトしていることが認められた。したがって, Al母相と MgB_2 相は相互に拡散し, 固溶することがわかる。Hansenの状態図⁶⁾によればAl中へのMgの固溶量は室温で約1.5wt%程度であることから, Al母相には Al_3Mg_2 の析出があるものと推定されるが, これらの分析結果からは確認できなかった。また MgB_2 粒子へのAlの固溶も観察されることから, Al中の MgB_2 は焼結過程で $(\text{Al}, \text{Mg})\text{B}_2$ 粒子として存在しているものと考えられる。一方, Al- AlB_{12} 系については, EPMAによる分析結果から AlB_{12} 粒子とAl母相との界面は明瞭であり, さらにAl母相中に存在する AlB_{12} 粒子のAlとBとの組成比は出発原料である AlB_{12} 粒子の組成比とほとんど変わらず, AlB_{12} 粒子へのAlの拡散は認められなかった。したがって, Al母相中に存在する AlB_{12} 粒子は化学量論的に安定な化合物として存在することが分かった。

Fig.2に相対密度とホウ化物の添加量の関係を示す。 MgB_2 を添加した場合, 添加量とともに相対密度の低下が認められる。組織観察により MgB_2 の凝集が添加量の増加とともに大きくなり, その中央部では焼結性が不十分であるためではないかと推察される。 AlB_{12} を添加した場合, 焼結温度863Kでも添加量25%まではほぼ理論密度の焼結体を得られる。しかし, 添加量が30%を越えると焼結密度の低下が認められることから, この組成範囲では焼結温度を上げていく必要がある。例えば, AlB_{12} を50%添加した場合, 温度を923Kとすることで相対密度は平均87.6%から97.3%まで大幅に改善される。

Fig.2 Relative density of hot-pressed Al alloys as a function of boride content.

3.2 機械的性質

Fig.3に複合材の曲げ強さとホウ化物の添加量の関係を示す。点線で示してある測定点は, 延性が大きいので破断まで至らなかった試料を表す。Al- MgB_2 系では MgB_2 を10.2%添加した場合420MPaの値を示した。Al- AlB_{12} 系では AlB_{12} を8.6%添加した場合460MPaの曲げ強さの複合材が得られた。

Fig.3 Bending strength of hot-pressed Al alloys as a function of boride content.

Fig.4 Vickers hardness of hot-pressed Al alloys as a function of boride content. (Load : 4.9N).

Fig.5 Vickers hardness of hot-pressed Al- AlB_{12} alloys as a function of temperature. (in vacuum, Load : 2.94N)

Fig.4に硬さとホウ化物の添加量の関係を示す。Fig.3の曲げ強さで延性を示す添加量の範囲(MgB_2 では添加量10.2%以下, AlB_{12} では8.6%以下)では, 硬さの違いが認められなかったが, それ以上添加量が増加すると硬さの増

Fig.6 Specific wear rate of hot-pressed Al-MgB₂ alloys as a function of sliding distance at room temperature in air.
(Mating material : SUJ2, Final load : 20.58N, Sliding velocity : 3.62m/sec.)

加が認められた。MgB₂を添加した場合、相対密度は添加量とともに低下するにもかかわらず、硬さの増大が認められる。MgB₂の添加量の増加ばかりでなく、母相のAl中へのMgの固溶量も多くなり、硬さが増大するものと考えられる。

またAl-50%AIB₁₂複合材において、焼結温度863Kでは曲げ強さおよび硬さの改善が認められない。これは焼結性の低下が原因であると考えられる。温度を923Kとすると、曲げ強さ(Fig.3)は最大227MPaから532MPa、硬さ(Fig.4)は0.59GPaから1.42GPaまで増大する。SEMにより破断面を観察すると、温度923KとしたAl-50%AIB₁₂複合材の破断面には延性破壊特有のデンプルパターンが観察され、その結果機械的特性が改善されたと考えられる。

Fig.5にAl-AIB₁₂系複合材のAIB₁₂の添加量と硬さの温度依存性を示す。AlにAIB₁₂を25%、50%と添加量を増加させると、高温下での硬さが改善される。常温でのAlの硬さ以上の硬さを保つ温度範囲は、Al-25%AIB₁₂複合材では503K、Al-50%AIB₁₂複合材では673Kまでであった。

3.3 比摩耗量

Fig.6およびFig.7にAl-MgB₂系およびAl-AIB₁₂系複合材の比摩耗量と摩擦距離の関係を示す。MgB₂を添加した場合、添加量の増加とともに比摩耗量は小さくなる。しかし、摩擦距離とともに比摩耗量は大きくなり、これはSUJ2へ凝着によるものである。一方、AIB₁₂を添加した場合、AIB₁₂の添加量とともに比摩耗量は減少し、さらに摩擦距離とともに比摩耗量は小さくなる。

Fig.7 Specific wear rate of hot-pressed Al-AIB₁₂ alloys as a function of sliding distance at room temperature in air.
(Mating material : SUJ2, Final load : 20.58N, Sliding velocity : 3.62m/sec.)

4 結 言

(1) AIB₁₂およびMgB₂粒子を添加したAl系複合材料の曲げ強さおよび硬さは増加し、AIB₁₂およびMgB₂粒子は強化粒子として作用することが認められる。

Al-10.2vol%MgB₂複合材の曲げ強さは420MPaであり、Al-8.6vol%AIB₁₂複合材では460MPaである。また923Kで焼結した複合材Al-50vol%AIB₁₂の曲げ強さは532MPa、硬さは1.42GPaであった。

(2) 高温硬さについてはAIB₁₂をAlに25vol%添加すると503Kまで、50vol%添加すると673Kまで、常温のAlの硬さ以上の硬さが得られる。

(3) AlにAIB₁₂又はMgB₂粒子を添加すると、耐摩耗性が大幅に改善される。MgB₂粒子を添加した複合材の比摩耗量は摩擦距離とともに増加するが、AIB₁₂粒子を添加した複合材の場合には、摩擦距離とともに減少する。

文 献

- 1) 林毅：複合材料工学，(1971) 393.
- 2) 矢島悦次郎，市川理衛，古沢浩一：若い技術者のための機械・金属材料，(1979) 265.
- 3) 高木研一：鉄と鋼，78 (1992) 1422.
- 4) 高木研一，駒井正雄，福森正仁，渡辺忠雄，近藤嘉一：鉄と鋼，73 (1987) 1041.
- 5) 渡辺忠雄，井手恒幸，高木研一，近藤嘉一：鉄と鋼，75 (1989) 1620.
- 6) P. M. Hansen：Constitution of Binary Alloys，(1958) 106.