溶湯攪拌–重力鑄造で作製したSiC粒子強化AC4C系 アルミニウム合金複合材料の強度と疲労特性

飯塚 建興*・欧陽 求保**

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 63, No. 11 (2013), 400–405
© 2013 The Japan Institute of Light Metals

Strength and fatigue properties of SiC particle-reinforced AC4C based aluminum alloy composites fabricated by melt stirring-gravity casting

Tateoki IIZUKA* and Qiubao OUYANG**

SiC particle-reinforced AC4C based alloy (AC4C–Mg and AC4C–Cu) composites were fabricated by the melt stirring-gravity casting method in atmospheric, and the microstructures, strength and fatigue properties were studied. The tensile strength and the fatigue lives were substantially higher in the SiC particle-reinforced AC4C based alloy composites. Compared with the AC4C-based alloys, the fatigue lives of SiCp/AC4C–Mg and SiCp/AC4C–Cu composites at 250°C for 10^7 cycles increased by 29% and 27%, respectively. It was found that the effect of SiC particle on the fatigue life was more remarkable for the SiC particle-reinforced AC4C-based alloy composite tested at elevated temperature. SEM observations of the fractured specimens of the SiC particle-reinforced AC4C based alloy composites showed that almost no particles were found from the regions of the crack propagation of the fatigue surfaces. The formation of the plastic zone in the matrix due to the thermal expansion mismatch between the SiC particle and the matrix resisted the generation and the propagation of the fatigue crack, and contributed to the improvement of fatigue life.

(Received April 14, 2013 Accepted September 14, 2013)

Keywords: SiC particle, fatigue, composite, AC4C, fracture

1. 緒 言

セラミックス粒子強化アルミニウム複合材料は耐熱性、耐摩耗性に優れ、1980年代に盛んに研究されていた。セラミックス粒子強化アルミニウム複合材料は通常、溶湯攪拌法、粉末冶金法や高圧鑄造法等で製造されている。粉末冶金法や圧力鑄造法の場合、重力鑄造法と比較して、コストが高く、複雑な形状の部品への適用が難しい。一方、溶湯攪拌法の場合、粒子と溶湯アルミニウム合金との濡れ性を改善させ、かつ攪拌による溶湯の酸化を防ぐため、真空やアルゴン雰囲気中で粒子を分散させる必要があった。前述のような原因で粒子強化アルミニウム複合材料の応用は期待されたほど広がらなかった。近年、排ガス規制・燃費向上・高出力化で自動車エンジン用アルミニウム合金の強度、耐熱性や耐摩耗性への要求が一層厳しくなっており、耐熱性と耐摩耗性が優れる高強度アルミニウム合金が求められているが、アルミニウム合金そのものだけで対応することは非常に困難になってきている。溶湯攪拌法で大気中でアルミニウム合金にセラミックス粒子を均一に分散させることができ、かつ通常の重力鑄造で部品が作製できれば、自動車などの産業への応用の幅が広がられると考えられる。また、既往の研究では、粉末冶金また

は真空攪拌法で作製した複合材料を用いてその強度と疲労特性が研究されていたが^{1)~9)}、大気中で粒子を混合し重力鑄造法で作製した複合材料の疲労特性に関する研究例は少ない。

本研究では、大気中で溶湯攪拌法によりSiC粒子をAC4C合金にMgあるいはCuを添加した2種類のAC4C系合金に分散させ、重力鑄造法で試験片を作製し、SiC粒子強化AC4C系合金複合材料の組織、引張強さと疲労強度を評価した。また、複合材料の強度と疲労特性に及ぼすSiC粒子とマトリックス合金の影響について検討を行った。

2. 実験方法

本研究では、大気中で溶湯アルミニウム合金を攪拌しながら、SiC粒子を添加することによりSiC粒子を溶湯アルミニウム合金に分散させた。SiC粒子を溶湯アルミニウム合金に添加する前に1000°Cで加熱し粒子に吸着している水分を除去した。複合材料の作製にマトリックスとしてAC4C合金 (Al–7mass%Si–0.4mass%Mg) を用いたが、SiC粒子と溶湯アルミニウム合金との濡れ性を改善する目的でMg^{10)~12)}をあらかじめAC4C合金に0.3mass%添加し、その合金をAC4C–Mg合金とした。一方、自動車エンジン部品としてAC4C合金が使われているが、高い燃焼圧に耐え

* (株)いすゞ中央研究所 (〒252-0881 神奈川県藤沢市土棚8番地)。Isuzu Advanced Engineering Center, Ltd. (8 Tsuchidana, Fujisawa-shi, Kanagawa 252-0881). E-mail: iizuka@iaec.isuzu.co.jp

** 上海交通大学 (中国上海市)。State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University (Shanghai, China).

られるよう市販のAC4C合金をベースとしてCuを添加した高強度アルミニウム合金が開発されている¹³⁾。そこで、本研究では、合金の成分を変えたときのSiC粒子の強化効果を検証するため、AC4C合金の強度と耐熱性を改善できるCuをAC4C-Mg合金に1mass%添加し、その合金をAC4C-Cu合金とした。AC4C-MgとAC4C-Cu合金の組成はそれぞれAl-7mass%Si-0.7mass%MgとAl-7mass%Si-0.6mass%Mg-1mass%Cuである。SiC粒子の平均粒径は11 μ mで、AC4C-MgとAC4C-Cu合金に10mass% (約8.6vol%)のSiC粒子を分散させた。SiC粒子を添加した後、溶湯を740 $^{\circ}$ Cに保持してから、舟形状の金型(外寸:長さ240mm $\times$ 幅72mm $\times$ 高さ60mm)に試験片(長さ200mm $\times$ 幅30mm $\times$ 高さ40mm)を鋳込み、その後T6(530 $^{\circ}$ C-6h, 水焼入れ, 185 $^{\circ}$ C-3h)で熱処理を行った。組織観察および強度測定用の試験片は金型底面から12mmの位置より切出した。切出した試験片を研磨し、光学顕微鏡を用いて材料の組織を観察し、マイクロビッカース硬さ試験機を用いて硬さ(HV)を測定した。引張試験は常温大気中で平行部直径6mmの丸棒試験片を用いて、引張速度2mm/minで行った。疲労試験は常温と250 $^{\circ}$ Cにおいて平行部直径8mmの丸棒試験片を用いて小野式回転曲げ疲労試験機(50Hz)により行った。打ち切り繰返し数は 10^7 回とし、便宜上疲労限度として扱った。また、試

験後の疲労破断面は光学顕微鏡と走査電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope: SEM)により観察を行った。

3. 実験結果と考察

3.1 SiC粒子強化AC4C系合金複合材料の組織

Fig. 1にSiC粒子強化AC4C-Cu複合材料の光学顕微鏡組織を示す。Fig. 1中の黒い粒子はSiC粒子である。粉末冶金法で作製した複合材料の組織と違って、重力鋳造法で作製された複合材料中のSiC粒子の分布は凝固組織に依存する。AC4C-Mg合金とAC4C-Cu合金は共に亜共晶のAl-Si系合金のため、凝固過程で初晶 α -Al相は先にデントライト状に成長し、SiC粒子(黒色)と共晶Si粒子(灰色)は初晶の粒界の共晶部のデントライトセル間隙に分散されている。SiC粒子が比較的均一に分布されているが、デントライト状の初晶 α -Al相はSiC粒子を排除しながら成長するため、SiC粒子がほとんど存在しない領域もわずかに観察された。

Fig. 2に粒子強化AC4C-Cu複合材料中のSiC粒子の凝集に由来する鋳造欠陥を示す。SiC粒子の凝集由来の欠陥は主に未分散粒子の凝集体(Fig. 2(a))と酸化膜に粒子が凝集している帯状の凝集体(Fig. 2(b))である。溶湯アルミニウム合金中にSiC粒子を添加する際、最初は粒子凝集体の形で合金中に分散され、その後の攪拌で溶湯が粒子凝集体の内部まで浸透し、それによりSiC粒子が分散されるが、攪拌しても粒子凝集体の内部まで溶湯が浸透できない場合、Fig. 2(a)のような欠陥が生じる。また、添加された粒子凝集体中のSiC粒子は溶湯アルミニウム合金中に混入されている酸化膜に付着するとFig. 2(b)のような欠陥が生じる。ただし、両複合材料からSiC粒子の凝集によって生じるFig. 2のような欠陥の数は非常に少なく、また、そのサイズは最大でも200 μ m程度で、通常のアルミニウム合金で発生する巣のサイズとほとんど変わらなかった。大気中で溶湯攪拌-重力鋳造法で粒子強化アルミニウム複合材料を作製する場合、粒子の凝集に由来する欠陥は最も厄介な問題で、粒子の凝集を防ぐことが複合材料製造にとって最も重要な課題である。

3.2 マトリックス組成が硬さと引張強さに及ぼす影響

Table 1にAC4C系合金とSiC粒子強化AC4C系合金複合材料の硬さ(HV)と引張強さを示す。通常成分のAC4C合金

Fig. 1 Optical micrograph of SiCp/AC4C-Cu composite.

Fig. 2 Optical micrographs of SiCp/AC4C-Cu composite showing the particle clusters, (a) the particle cluster caused by the particle agglomeration, (b) the particles gathered on the oxide film.

の硬さと引張強さがそれぞれ128, 316 MPaであった。Al-Si合金に少量のMgを添加することにより、 Mg_2Si の析出硬化でAC4C合金の強度が高められることが知られているように¹⁴⁾、本研究においても、AC4C合金に0.3 mass%Mgを添加したAC4C-Mg合金の硬さ(HV)と引張強さはそれぞれ135, 348 MPaまで向上した。また、Al-Si-Mg合金に1~1.5 mass%のCuを添加することにより、 Mg_2Si の析出硬化、Cuの固溶硬化と Al_2Cu の析出硬化で強度が向上すると報告されているように¹⁴⁾、本研究でも1 mass%CuをAC4C-Mg合金に添加すると、AC4C-Cu合金の硬さ(HV)と引張強さはそれぞれ145, 370 MPaに向上した。一方、SiC粒子をAC4C-MgとAC4C-Cu合金にそれぞれ添加すると、Table 1のように複合材料の硬さ(HV)はそれぞれ175, 182で、マトリックス合金より約30%と26%と高くなった。SiC粒子の複合化によりAC4C系合金中の転位密度が増加し、硬さが高くなったと考えられる。ただし、SiC粒子強化AC4C系合金複合材料において、マトリックス合金の組成を変えても硬さに及ぼすSiC粒子の強化効果はほぼ同じであった。

10 mass%のSiC粒子をAC4C-MgとAC4C-Cu合金に添加すると、複合材料の引張強さはそれぞれ372 MPa, 391 MPaで、マトリックス合金より約6.9%, 5.7%と高く、粒子の複合化により引張強さが向上した。セラミックス粒子とマトリックス間の熱膨張係数の差でセラミックス粒子近傍のマトリックス中に高密度の転位を有する塑性ゾーンが形成される。そのため、粒子強化金属複合材料の組織は、セラミックス粒子、セラミックス粒子近傍の塑性ゾーンと粒子から離れて熱膨張係数の差の影響を受けないゾーン(弾性ゾーン)との3つの部分に分けられ、粒子強化金属複合材料の強度は式(1)で表すことができる^{15),16)}。

$$\sigma_{MMC} = \sigma_p V_f + \sigma_{mb} V_b + \sigma_{mc} V_c \quad (1)$$

ここで、 σ_{MMC} は複合材料の強度で、 σ_p は粒子の強度である。 σ_{mb} と σ_{mc} はそれぞれマトリックスの塑性ゾーンと弾性ゾーンの強度である。マトリックスは塑性ゾーンと弾性ゾーンに分けられ、粒子から一定の距離を離れると弾性ゾーンになる。 V_f , V_b と V_c はそれぞれSiC粒子、マトリックスの塑性ゾーンと弾性ゾーンの体積分率である。弾性ゾーンの強度はほぼマトリックス合金本来の強度と等しいため、界面での剥離がなく、かつ結合力が十分な場合、複合材料の強度は塑性ゾーンの強度に大きく左右される。SiC粒子の近傍の塑性ゾーンの形成は主にSiC粒子とアルミニウム合金の熱膨張係数の差に影響されるため、Table 1のようにAC4C系合金をマ

Table 1 Microhardness and tensile strength of AC4C based alloys and SiC particle-reinforced AC4C based alloy composites

Materials		HV	Tensile strength (MPa)
AC4C based alloys	AC4C	128	316
	AC4C-Mg	135	348
	AC4C-Cu	145	370
Composites	SiCp/AC4C-Mg	175	372
	SiCp/AC4C-Cu	182	391

トリックスとして用いた場合、その組成を若干変えても複合材料の硬さと引張強さに及ぼすSiC粒子の強化効果はほぼ同じであった。

3.3 疲労特性に及ぼすSiC粒子の影響

Fig. 3に室温で測定したAC4C系合金とSiC粒子強化AC4C系合金複合材料のS-N曲線を示す。なお、図中の矢印はその荷重に対して繰返し数(N)が 10^7 回を超えても破断しなかったことを示す。AC4C-MgとAC4C-Cu合金の疲労限度はそれぞれ90 MPa, 120 MPaであったが、両合金にSiC粒子を添加すると、疲労限度はそれぞれ110 MPa, 140 MPaに上昇した。S-N曲線の全域において複合材料はマトリックス合金より破断

Fig. 3 The stress amplitude versus number of cycles to failure for fatigue of AC4C based alloys and SiC particle-reinforced AC4C based alloy composites at room temperature.

Fig. 4 Fracture surfaces of AC4C-Cu (a) and SiCp/AC4C-Cu composite (b) fatigued at stress amplitude of 170 MPa at room temperature, (a) for 5.61×10^5 cycles; (b) for 1.59×10^6 cycles.

寿命が長かったが、応力振幅を大きくすると、複合材料の破断までの N 数はマトリックスに近づいた。AC4C-Mg合金にCuを添加すると、疲労強度が著しく向上したが、SiC粒子を添加することにより、疲労強度を更に向上できることが確認された。AC4C-MgとAC4C-Cu合金において、10mass%のSiC粒子を添加すると、疲労限度はそれぞれ約22%, 17%向上した。粒子の複合化による疲労強度への影響においては、強度の低いマトリックスの方が粒子の強化効果の影響が若干大きかった。

Fig. 4に170MPaの応力振幅で破断したAC4C-Cu合金とSiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労破面のマクロ組織を示す。疲労破面は疲労亀裂起点（試験片の表面近傍）、疲労亀裂拡大

部（起点近傍の破面の起伏が激しい部分）と最終破損部（比較的平坦な部分）からなる。Fig. 4のようにAC4C系合金とSiC粒子強化AC4C系合金複合材料の疲労亀裂の起点はすべて試験片の表面近傍に存在していた。SiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労亀裂拡大部は半楕円の形状で成長するが、AC4C-Cu合金の疲労亀裂拡大部のフロントの中央部は起点へ凹み、逆に最終破損部の形状は半楕円形になっている。また、AC4C-Cu合金の疲労亀裂拡大部は大きく起伏しているが、それに比べて、SiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労亀裂拡大部は比較的平坦である。疲労試験時の応力振幅を大きくするに従い、破壊までの試験回数と疲労亀裂拡大部の面積が減少し、最終破損部の面積が大きくなる。同じ応力振幅で、複合材料

Fig. 5 Fracture surfaces of SiCp/AC4C-Cu composite fatigued at stress amplitude of 145MPa at room temperature for 7.45×10^6 cycles, (a) near the origin of fatigue crack, (b) high magnification of point 1 in (a) showing the striation pattern in the region of the fatigue crack propagation, (c) high magnification of point 2 in (a), (d) high magnification of point 3 in (b) with plasma treatment after observing the (b), (e) near the last part of the region of the fatigue crack propagation, (f) the region of fast fracture.

の場合では、破断までの試験回数はAC4C-Cu合金より多く、疲労亀裂拡大の面積はAC4C-Cu合金より小さいので、SiC粒子は疲労亀裂の発生および疲労亀裂の進展を抑制する効果があると考えられる。また、このような疲労特性はSiCp/AC4C-Mg複合材料からも観察された。

Fig. 5にSiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労破面の電子顕微鏡写真を示す。Fig. 5(b), (c)と(d)はそれぞれFig. 5(a)で示す領域1と領域2, Fig. 5(c)で示す領域3の拡大写真である。疲労亀裂の起点は、試料表面近傍に存在している巣を含む内部欠陥である (Fig. 5(a))。AC4C系合金およびSiC粒子強化AC4C系合金複合材料の両方とも疲労亀裂拡大部はステップ状のファセットの様相を呈する。AC4C系合金においては、共晶Si粒子や金属間化合物は疲労亀裂の進展を阻止する力が小さいので、初晶 α -Al相の粒界で疲労亀裂が偏向しにくく、直接隣接の初晶 α -Al相まで到達するケースが多く、Fig. 4(a)のように破面上に疲労亀裂拡大部は大きな凹凸を呈する。通常のスライエーション模様は複合材料の疲労亀裂拡大部から確認されたが (Fig. 5(b)), Fig. 5(c)と(d)のように共晶の部分からSiC粒子の存在は観察されなかった。Fig. 5(d)はFig. 5(d)以外の観察を行った後、プラズマエッチングで破面の表面に露出しているSi粒子を除去した後の電子顕微鏡写真である。共晶部分からSi粒子を除去した後のくぼみが観察されるが、SiC粒子は観察されなかった。粉末冶金法で作製したSiC粒子複合材料の破面から疲労亀裂の起点近傍から粒子破壊が観察されず、起点から離れるにつれ、破壊された粒子が増えると報告されている^{3),6)}、本研究の鋳造複合材料においても同様な結果が観察された。疲労亀裂起点の近傍と疲労亀裂拡大部の前半部分からSiC粒子が観察されなかったため、それらの部分では疲労亀裂がSiC粒子を避けて通り、かつ粒子とマトリックスとの界面での剥離が生じておらず、マトリックス相から疲労亀裂が優先的に進展したと考えられる。したがって、粒界に存在するSiC粒子はせん断形亀裂成長を抑制する抵抗として作用し、亀裂の湾曲と偏向をもたらしたため、破面で大きな凹凸が観察されなかったと考えられる。疲労亀裂の進展が拡大部の後半にさしかかるとSiC粒子の割れや界面での剥離等が徐々に観察され、また、界面付近で剥離が生じたSiC粒子の表面に微細な粒子が点在していることが観察された (Fig. 5(e))。酸化処理をしたSiC粒子の表面は平滑で、かつ表面に微粒子が存在していなかったことから、Fig. 5(e)に観察されたSiC粒子表面の微粒子は酸化したSiC粒子がアルミニウム合金と反応して生成されたものだと考えられる。表面を酸化処理したSiC粒子が溶湯アルミニウム合金に分散されると、SiC粒子の表面に存在している非晶質のSiO₂は溶湯アルミニウム合金中のAlとMgと反応し、表面に微細なMgAl₂O₄粒子が生成される¹⁷⁾。最終破壊部 (Fig. 5(f)) からはSi粒子とSiC粒子を起点として形成されたデンプルが観察されたが、デンプルの底が浅く、また、その数が少なかった。疲労亀裂は起点付近のせん断形から最終破壊部の引張形へ遷移し、急速に脆性的破壊に至る。疲労亀裂の進展は引張試験時の引張亀裂の進展よりにはるかに遅く、疲労亀裂経路の進展が粒子近傍の塑性ゾーンに阻害される効果はより顕著に現れるため、引張強さよりも疲労強度に及ぼす粒子の効果は大きくなると考えられる。

Fig. 6に250°Cで測定したAC4C系合金とSiC粒子強化

AC4C系合金複合材料のS-N曲線を示す。AC4C-MgとAC4C-Cu合金の疲労限度はそれぞれ35 MPa, 55 MPaで、Cuの添加で疲労強度は著しく上昇した。両合金にSiC粒子を添加すると、S-N曲線の全域において複合材料はマトリックス合金より破壊寿命が長かった。SiCp/AC4C-MgとSiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労限度はそれぞれ45 MPa, 70 MPaで、マトリックス合金よりそれぞれ約29%, 27%向上した。室温の疲労強度より高温の疲労強度の上昇はさらに顕著になった。

Fig. 7(a)および(b)はそれぞれ250°C、応力振幅80 MPaで破断したAC4C-Cu合金とSiCp/AC4C-Cu複合材料のマクロ破面を示す。室温で破断した疲労破面と同様、疲労亀裂の起点は試験片の表面近傍に存在する鋳造欠陥であった。応力振

Fig. 6 The stress amplitude versus number of cycles to failure for fatigue of AC4C based alloys and SiC particle reinforced AC4C based alloy composites at 250°C.

Fig. 7 Fracture surfaces of AC4C-Cu (a) and SiCp/AC4C-Cu composite (b) fatigued at stress amplitude of 80 MPa at 250°C, (a) for 2.40×10^6 cycles; (b) for 5.67×10^6 cycles.

Fig. 8 Fracture surfaces of SiCp/AC4C-Cu composite fatigued at stress amplitude of 75 MPa at 250°C for 8.62×10^6 cycles. (a) the region of fatigue crack propagation, (b) the region of fast fracture.

幅を変えたとき、マクロ破面の形状はFig. 7とほぼ同様であるが、応力振幅が大きくなるに従い、疲労亀裂拡大部の面積が小さくなり、最終破損部の面積が大きくなる。同じ応力振幅でSiC粒子強化AC4C-Cu複合材料の疲労亀裂拡大部の面積はAC4C-Cu合金より小さく、また、破面はやや平坦であった。

Fig. 8にSiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労破面の電子顕微鏡写真を示す。高温での試験による破面の磨耗等の原因で、室温の破面で観察されたステップ状のファセットの様相とストライエーションははっきりと観察されなかった。最終破損部に近づく、疲労亀裂は起点付近のせん断形から最終破損部の引張形へ遷移し、試験片は急速に破壊されるため、最終破損部の形態は室温での破壊の破面とほぼ同じで、SiC粒子を起点として形成されたディンプルが多数観察された。ただし、室温で破断された破面と比べて、単位面積におけるディンプルの数が増え、そのサイズが小さくなった。また、SiC粒子の表面付近に細かいディンプルが形成されていることが観察された。SiC粒子をアルミニウム合金に複合化することによりSiC粒子の近傍に塑性ゾーンが形成され、高温でも疲労亀裂は粒子の周りを迂回するように進展するので、疲労亀裂の進展が塑性ゾーンで阻害され、疲労強度が向上すると考えられるが、室温よりも高温における粒子の疲労強度への強化効果が大きかった。

4. 結 言

大気中で溶湯攪拌法によりSiC粒子を2種類のAC4C系合金に分散させた後、重力鋳造法でSiC粒子強化AC4C系合金複合材料を作製し、マトリックス合金と複合材料の組織、強度と疲労特性について検討した結果、以下の点が明らかとなった。

(1) 10mass%のSiC粒子をAC4C-MgとAC4C-Cu合金に添加すると、常温での引張強さはそれぞれ372 MPa, 391 MPaで、マトリックス合金よりそれぞれ約6.9%, 5.7%高くなった。

(2) 常温でのSiC粒子強化AC4C系合金複合材料の疲労強度はマトリックス材より高かったが、高応力振幅域ではマトリックス材の場合と比べてその差が小さく、低応力振幅域では、その差が広がった。常温でのSiCp/AC4C-MgとSiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労限度はそれぞれ110 MPa, 140 MPaで、マトリックス合金より約22%, 17%向上した。250°Cで

のSiCp/AC4C-MgとSiCp/AC4C-Cu複合材料の疲労限度はマトリックス合金よりそれぞれ約29%, 27%向上し、高温になるほどSiC粒子の強化効果がより顕著に現れた。

(3) 疲労亀裂はSiC粒子の周りを迂回するように進展し、疲労亀裂の拡大部からはSiC粒子が観察されなかった。SiC粒子の複合により疲労亀裂の発生および疲労亀裂の進展を抑制する効果があり、疲労強度が向上したと考えられる。AC4C系合金にSiC粒子を添加した場合、引張強さよりも疲労強度の方が顕著に改善された。

(4) SiC粒子強化AC4C系合金複合材料において、AC4C系合金中の組成を変えてもほぼ同じ強化効果が得られることがわかった。

参 考 文 献

- 1) 田中義久, 増田千利, 山本元弘, 深沢 稔: 材料, **40** (1991), 94-100.
- 2) 増田千利: 軽金属, **41** (1991), 541-549.
- 3) J. N. Hall, J. W. Jones and A. K. Sachdev: *Sachdev: Mater. Sci. Eng. A*, **183** (1994), 69-80.
- 4) 伊藤金彌, 鈴木秀人, 西野創一郎, 片平和俊: 日本機械学会論文集A編, **62** (1996), 1529-1534.
- 5) 胡 健群, 熊井真次, 関川明功, 肥後矢吉, 布村成具: 軽金属, **45** (1995), 309-314.
- 6) 増田千利, 田中義久, 山本元弘, 深沢 稔: 日本複合材料学会誌, **17** (1991), 66-73.
- 7) 鈴木秀人, 西野創一郎, 片平和俊: 日本機械学会論文集A編, **63** (1997), 227-232.
- 8) 小磯信重, 三沢啓志, 児玉昭太郎: 材料, **38** (1989), 1206-1211.
- 9) J. J. Williams, G. Piotrowski, R. Saha and N. Chawla: *Metall. Mater. Trans. A*, **33** (2002), 3861-3869.
- 10) A. Munitz, M. Metzger and R. Mehrabian: *Metall. Trans.*, **10A** (1979), 1491-1497.
- 11) P. Deonath, R. T. Bhat and P. K. Rohatgi: *J. Mater. Sci.*, **15** (1980), 1241-1251.
- 12) 渡部 晶, 渡辺英雄, 大堀紘一, 竹内 庸: 軽金属, **38** (1988), 626-632.
- 13) 茂泉 健, 手塚裕康, 里 達雄: 鋳造工学, **75** (2003), 397-402.
- 14) 北岡山治, 藤倉潮三, 神尾彰彦: 軽金属, **38** (1988), 426-446.
- 15) R. J. Arsenault, L. Wang and C. R. Feng: *Acta Metall. Mater.*, **39** (1991), 47-57.
- 16) Y. Wu and E. J. Lavarnia: *Scr. Metall. Mater.*, **27** (1992), 173-178.
- 17) Z. P. Luo, Y. G. Song and S. Q. Zhang: *Scr. Mater.*, **45** (2001), 1183-1189.