SiC 粒子強化 AC4B 合金複合材料の回転曲げ疲労特性に及ぼす切欠きおよび組織の影響^{*1}

丸野 祐 策^{*2} 三 村 直 也^{*2} 宮 原 広 郁 大 城 桂 作

九州大学大学院工学研究院材料工学部門

J. Japan Inst. Metals, Vol. 70, No. 7 (2006), pp. 554-561
© 2006 The Japan Institute of Metals

Influence of Notch Size and the Solidification Microstructure on the Rotating Bending Fatigue Characteristics of SiC Particle-Reinforced AC4B Alloy Composites

Yusaku Maruno^{*2}, Naoya Mimura^{*2}, Hirofumi Miyahara and Keisaku Ogi

Department of Materials Science & Engineering, Kyushu University, Fukuoka 819-0395

The influence of the surface notch size, the SiC particle distribution and the solidification microstructure of the matrix on the fatigue characteristics were investigated, and the parameter governing fatigue was evaluated for SiC particle-reinforced JIS-AC4B alloy composites. 10 to 30% vol 11 μm SiC particles were relatively homogeneously dispersed in an Al-6.79% mass Si-2.93% mass Cu-0.17% mass Mg-0.59% mass Fe matrix alloy through a combination of pressure infiltration and melt stirring casting technique. The matrix microstructure consists of a dendritic α phase and eutectic structure. A few intermetallic Fe compounds were observed in the dendritic α phase. Furthermore, all composite specimens contained SiC particle clusters. Vickers hardness of composites increased due to the dispersion of SiC particles and age hardening effect, and the hardening ability increased with an increase in the volume fraction of SiC particles. Rotating bending fatigue tests were carried out on both notch-free and notched specimens that were aged to reach their peak hardness. When the stress concentration factor was low, cracks generated from cast defects in the matrix alloy specimen. On the contrary, they generated in boundaries between the SiC particles and the matrix in the composite specimens. Furthermore, the fatigue strength decreased with an increase in the SiC volume fraction. For the notched matrix specimen, in which the stress concentration factor is high, the notch size governed the fatigue strength. However, the cracks generated from the boundaries near SiC particles instead of the notch base in the notched composite specimen. Moreover, it was found that the fatigue limit stress is unchanged in the composite specimen even when the notch is introduced, although the critical stress for crack generation is reduced. Microstructural observations revealed that the cracks are spread and diverted in and around clusters of SiC particles. This suggests that crack propagation resistance is improved by the SiC particles in the notched composite specimen.

(Received January 30, 2006; Accepted May 18, 2006)

Keywords: cast composites, notch, solidification, non-propagating crack, crack generation stress, fatigue limit stress

1. 緒 言

近年、自動車などの輸送機械および各種産業機械分野において、強度、耐熱性、耐摩耗性の向上の要求に応える新素材として、アルミニウム合金中にセラミックス粒子を分散させた複合材料の開発が進められている。SiC 粒子は高硬度で剛性が高く、かつ高温安定性、耐摩耗性、耐熱衝撃性にも優れ、アルミナやボロン繊維より濡れ性がよく、比較的安価であることから、アルミニウム合金の強化材として適していると考えられる¹⁻³⁾。SiC 粒子分散 Al 合金系複合材料の製造法としての鋳造法は、複合温度は比較的高いが複合化時間が短く、二次加工の必要性が少ないため、特に複雑形状品の生産に優れると思われる^{4,5)}。SiC/Al 合金複合材料の機械的性質については、引張強度をはじめ剛性、耐摩耗性等が報告され

ているが⁶⁾、疲労特性については比較的少なく^{7,8)}、また鋳造試料については極めて少ない^{9,10)}。さらに、鋳造品はその表面は砂型または金型を転写しており、細かい凹凸が存在して切欠きとして機械的性質を低下させると考えられるが、鋳造複合材料の疲労特性について切欠きを評価した報告はほとんど無い。

そこで本研究では、自動車用エンジンブロック等に利用されている JIS-AC4B 合金を母合金とし、加圧溶浸法および溶湯攪拌法を組み合わせ、SiC 粒子を 10~30 vol% の体積率で複合化することを試みた。続いて得られた複合材料について疲労特性を調査し、凝固組織、粒子体積率および粒子の分布状態との関係を調査するとともに、切欠きを人工的に付与し、疲労き裂発生および伝ばに及ぼす切欠きの影響を評価した。

2. 実 験 方 法

強化材として平均粒子径が 11 μm の SiC 粒子 (Fujimi In-

^{*1} Mater. Trans. **46** (2005) 950-958 に掲載

^{*2} 九州大学大学院生、現在：日立製作所 (Graduate Student, Kyushu University, Present address: Hitachi, Ltd.)

corporated Company Co. Ltd., 不純物: 0.63 mass% SiO₂, 0.36 mass% C (以後%と略記する)) を, またマトリックス合金には JIS-AC4B 合金 (Al-6.79% Si-2.93% Cu-0.17% Mg-0.49% Mn-0.59% Fe-0.17% Zn) を用いた. 任意の体積率を有する複合材料を得るため, 加圧溶浸法および溶湯攪拌法を組み合わせて用いた. 加圧装置は金型, 加圧シリンダおよびコントローラから構成されており, 一般に鑄造複合材料内の気孔が圧着されるとされている 50 MPa まで加圧できる. 一方, 溶湯攪拌装置は, 電気炉, 攪拌子および温度制御部から構成されており, フラックスおよび Ar ガスにより溶湯表面の酸化物等を除去して金属表面の清浄化を図ることができる. 実験はまず, AC4B 合金を黒鉛るつぼで 1073 K に加熱・溶解し, 一方 SiC 粒子はアルミナるつぼで 873 K に予熱した. 加圧装置にあらかじめ設置した金型に予熱 SiC 粒子を充填した後, 溶融 AC4B 合金を鑄込み, 直ちに 50 MPa の圧力で凝固が完了すると考えられる 3 分間加圧した. 得られた試料の SiC 体積率はおよそ 50 vol% であった. 続いて, 得られた複合試料と AC4B 合金を用いて, 所定の粒子体積率となるように攪拌装置により混合した. 攪拌速度が速い場合, 遠心力によりるつぼの壁面に粒子が偏在し, 一方, 遅い場合は粒子が沈降する傾向があるので, 攪拌条件は予備実験結果を基に 60 rpm で 60 分間とした. 攪拌後, 共晶 Si の改良材として溶湯の 300 ppm 相当量の Al-10% Sr 母合金を添加し, 溶湯温度約 935 K で 10 分間沈静化し, 試料全体を金型へ注湯し, 再び 50 MPa で加圧鑄造した. 得られた鑄造複合材料から縦 10 mm, 幅 10 mm, 長さ 62 mm の試験片を切り出し, 773 K の塩浴中で 10 hr の溶体化処理を行い, 氷水中に焼入れた. 引き続き 433 K のシリコン油浴中で 30 min から 10⁴ min (約 1 週間) までの所定時間ごとの時

効処理を施し急冷した.

荷重 20 kgf および 50 gf で 30 s 保持してマクロおよびミクロビッカース硬さを測定し, 得られた時効処理材料のうち最高硬さを示した試料を Fig. 1 に示す引張試験片および疲労試験片形状に加工した. 疲労試験試料の表面は, 平滑面のままのものと, 深さ 0.5 mm, 曲率半径 $\rho=0.1$ mm の 60° V 形切欠きを人工的に付与し, 3 μ m のアルミナ粒子および 1 μ m のダイヤモンドペーストで表面を鏡面仕上げしたものを準備した. 疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機 (曲げモーメント 15 N·m, 回転数 50 Hz) を用い, 両振り正弦波, 応力比 $R=-1$ の条件で実験を行った. 試料に加える応力 (σ) は最小断面における公称応力を用い, $\sigma=5\sim 10$ MPa ずつ変化させた各応力において破断するまでの応力繰返し数 (N) を測定した. なお, N が 10⁷ 回を越えた試験片については破断しないものとみなして試験を終了した. すなわち, 本実験では $N=10^7$ の繰返しに耐える応力を疲労限度と定義した. 得られた各試験片の切欠き底部の停留き裂は光学顕微鏡および SEM により観察し, 疲労特性に及ぼす凝固組織の影響を評価した.

3. 実験結果および考察

3.1 SiC/AC4B 複合材料の組織観察

Fig. 2 に溶体化処理後 433 K でピーク時効させた複合材料試料の組織を示す. SiC 粒子体積率は, いずれの試料も 9.3 および 31.4 vol% と目的とする 10 および 30% に近く (以後 9 vol% 試料, 31 vol% 試料と略記する), また, 粒子はマトリックス全体に比較的均一に分布していた. しかしながら, 数百ミクロンごとの比較的長距離周期に離れた凝集部と数ミクロン程度の間隔で凝集した領域が観察された. 前者は, 溶湯攪拌が不十分であったためと考えられ, 後者はデンドライト状の初晶 α 相が SiC 粒子を避けて成長した結果と思われる. マトリックスの凝固組織は初晶 α 相, 共晶 Si 相, および Fe 化合物相 (α -Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂ および β -Al₅FeSi)¹¹⁾ からなっているが, Fig. 2(c) に示すように SiC 粒子に接触している Fe 化合物相は, 他の場合よりやや粗大に成長していた. なお, いずれの合金中にも 5~150 μ m 程度のブローホールやマイクロシリンケージが残っていた.

3.2 複合材料の時効硬化挙動

Fig. 3 に 9 vol% および 31 vol% 試料の 433 K における時効硬化曲線を示した. なお図中には比較材としてマトリックス合金の結果も示した. マトリックス合金では一般の場合と同様に, 溶体化処理後の急冷により一度硬化し, 433 K 保持により軟化および時効硬化した. Fig. 3(a) に示すように, マクロ硬さは溶体化処理時に対して 840 s でおよそ 30 HV 上昇し, 145 HV の最高硬さまで到達した. 複合材料においても同様に, 溶体化処理により硬さの上昇がみられたが, これは Al₂O₃/AC4B 合金¹¹⁻¹³⁾ SiC/Al 合金^{14,15)} 等にも報告されるように, 急冷時に粒子/マトリックス間の熱膨張係数差による急冷時での転位の導入の影響もあると考えられる. 時効の進行に伴い時効硬化するが, ピーク時効に達する時間はマ

Fig. 1 Schematic view of the test pieces for the notch-free tensile strength test (a) and the fatigue test (b) with and without V-form notch (c).

Fig. 2 Microstructure of the composite specimens containing SiC particles of 9.3% (a), and 31.4% (b, c) in volume observed by optical microscope (a, b) and SEM (c).

Fig. 3 Variation of macro-Vickers hardness at a stress of 20 kg (a) and micro-Vickers hardness at 50 g (b) as the function of aging time at 443 K for 9.3 and 31.4 vol% SiC/AC4B alloy composites.

トリックス合金試料の場合より早く、9 vol%試料は最大硬さも 159 HV となり 33 HV 上昇した。31 vol%複合材料においても同様な挙動を示したが、ピークに達する時間は 660 s、その時の最高硬さは 220 HV と 9 vol%試料より変化量が大きくなった。すなわち Fig. 4 に示したように、as-cast 時、溶体化後およびピーク時の硬さは SiC 体積率の上昇とともに増加し、一方、ピーク時効の到達時間は短縮した。これはマトリックス合金と SiC 粒子との熱膨張係数の差により導入された転位が時効に寄与する λ' 相 ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_8$)、 θ' 相 (Al_2Cu) 等の析出を助長したためと考えられた¹¹⁾。なお Fig. 3(b) に示すように SiC 粒子から離れたデンドライト中心におけるマイクロ硬さについては、未複合材料の最大硬さ 140 HV に対して 31 vol%試料では 155 HV までしか上昇せずその差は小さかった。よって複合試料のうち粒子から離れた領域では粒子の影響が少なく、マトリックス合金と同様の時効硬化曲線を示したと思われる。以上、それぞれ最高マクロ硬さを示した条件で試料を作製し、以後の引張試験および疲労試験に供した。

3.3 引張強度に及ぼす粒子分布の影響

Fig. 5 に各試料の機械的性質を示した。複合試料のマクロ硬度は SiC 粒子体積率の増加とともに上昇したが、引張強さ、耐力および伸びはマトリックス合金試料よりも低く、体積率の増加とともに低下した。破断後の破面近傍の組織を観察したところ、マトリックス合金試料の場合、共晶 Si や Fe 化合物が起点となる微小なき裂が多数観察され、さらに、き裂は破断面から約 5 mm 程度離れた広い範囲で発生していた。このことからマトリックス試料の場合は比較的広範囲に渡って塑性変形が生じた後に破断したものと考えられた。一方、複合試料では、破断面から 1 mm ほどの局所範囲において、SiC 粒子凝集部および SiC 凝集部/マトリックス界面を基点とした比較的大きなき裂が観察された。したがって、複合試料においては SiC 粒子とマトリックス間の界面結合力が他の晶出化合物と比較して低く、SiC 粒子の凝集部が応力

Fig. 4 Relationship between macro-Vickers hardness, peak aging time and SiC volume fraction at the stage of as-cast, solution treatment and peak aging.

集中源として作用し、き裂・破断を招いたと考えられる。

3.4 平滑材試料の疲労特性に及ぼす粒子分布の影響

Fig. 6 に、マトリックス合金試料、9 vol% および 31 vol% SiC 試料の S-N 曲線を示した。なお、図中の矢印はその荷重に対して繰返し数 (N) が 10^7 回を越えても破断しなかったことを示す。マトリックス合金試料では $\sigma = 140$ MPa 以上の応力では $N = 10^7$ 回以前に破断し、またその結果がばらついていた。一般に鋳造材では、試料内部の鋳造欠陥の大きさや形状および位置が試料によって異なっていることがあり、それに伴い応力集中や応力分布、き裂の発生場所や停留、成長の挙動、ひいてはき裂発生寿命とき裂伝ば寿命で定義される疲労寿命が異なることが指摘されており¹⁶⁻¹⁹⁾、本実験の

Fig. 5 Mechanical properties of matrix AC4B alloy and SiCp reinforced composite specimens.

Fig. 6 Relationship between applied stress and number of cycles to failure in the rotating bending fatigue test for notch-free composites and matrix alloy specimens. The arrows in the figure show that the specimen did not rupture even with a number exceeding 10^7 cycles, so experiment stopped.

場合も同様のことが生じたと考えられる。 $\sigma = 140$ MPa 以下の応力では $N = 10^7$ 回でも破断しないことから、 $N = 10^7$ 回で定義した疲労限度は 140 MPa であった。一方、複合試料では Fig. 6 に示すように疲労限度は 9 vol% 試料で 120 MPa、31 vol% 試料で 110 MPa となり、マトリックス合金試料より低く、さらに SiC 体積率の増加とともに低下した。また、マトリックス試料と同様に、一つの大型試片から切り出し、加工したにもかかわらず結果はばらついていた。試料表面を観察したところ、マトリックス試料の場合、き裂の発生起点にはポロシティなどの鋳造欠陥が多く観察されたが、Fig. 2 に示す針状または複雑形状に析出した Fe 化合物からも多く発生していた。また、き裂は初晶 α 中では直線的に進んでいるが、共晶 Si や、特に Fe 化合物が存在する領域では共晶 Si または Fe 化合物と初晶 α 相との界面を沿うようにジグザグに進展していた。また、複合試料の表面では鋳造欠陥および Fe 化合物だけでなく、SiC 粒子凝集部からの微視的な停留き裂が多く観察された。これまで、アルミニウム鋳造合金の破壊起点としては、試験片表面近傍のポロシティ、介在物、Fe 化合物および共晶 Si が考えられるとする報告があり^{20,21)}、本実験の場合も、いずれの場合も破壊の起点となっていた。試料表面における引け巣を調査したところ、マトリックス試料では最大径が 25.0 μm であったのに対し、9 vol% および 31 vol% SiC 試料ではそれぞれ 32.6 μm および 48.4 μm と大きくなっていた。よってポロシティの体積率の増大は疲労限度低下の一因とは考えられる。しかし、マトリックス試料では Fe 化合物が、複合試料ではむしろ SiC 粒子凝集部が大きく関与していると考えられた。そこで、き裂の発生状況および進展挙動を調査するために、試験後の破断面を SEM により観察した。なお、疲労試験中の圧縮時に破面がつぶれて干渉傷が生じた試料は観察から取り除いた。

Fig. 7(a) および Fig. 8(a) の矢印に示すように、き裂は試料表面付近の数個所から発生し、その後、試料内部に向かって放射状に進展していた。さらに、き裂の発生源には凝集した SiC 粒子凝集部が確認された (Fig. 7(b), Fig. 8(b))。凝集部の大きさを Fig. 6 中に対応させて示したが、31 vol% 試料では 80 μm から 190 μm までの SiC 粒子凝集部が認められた。2 つに分断された試料の破面において SiC 粒子の凝集部では粒子が引き抜けた跡と粒子が対応していたことより、破壊の起点は SiC 凝集部と α 相の界面であると判断され、複合材料においてはポロシティより SiC 粒子凝集部が疲労き裂発生を支配すると考えられる。また、破断面の約 10~20% 程度と少ないが、Fig. 7(c) および Fig. 8(c) に示すように、ファセット状破面が、また、Fig. 7(d) および Fig. 8(d) に示すストライエーション状の破面が観察されたことから、き裂は微小な破壊の繰返しで進展していると思われる。したがって複合試料の疲労き裂は試験片表面近傍の SiC 粒子凝集部数ヶ所から発生し、繰返される応力により進行し、き裂同士が連結して進展すると考えられる。

3.5 疲労限度に及ぼす切欠きの影響

Fig. 9 に半径 $\rho = 0.1$ mm の切欠き加工したマトリックス合金試料、9 vol% および 31 vol% SiC 複合試料の S-N 曲線

Fig. 7 Scanning electron micrographs of fractured surfaces for 9.3 vol%SiC/AC4B composites in applied stress of 130 MPa (a). There are clusters of SiC particle (arrows in (a) and (b)), uneven fracture surface (c) and striation pattern (d) on the surface.

Fig. 8 Scanning electron micrographs of fractured surfaces for 31.4 vol%SiC/AC4B composites in applied stress of 120 MPa.

を示す。マトリックス合金試料の場合、平滑試料と同様に設定荷重の低下とともに N は上昇したが、切欠き疲労限度は $\sigma = 65$ MPa と低かった。一方、複合試料の疲労限度は 9 vol%SiC 試料で 95 MPa, 31 vol%SiC 試料で 105 MPa が得られ、平滑試料とは逆にマトリックス合金試料より高く、さらに SiC 体積率が高いほど疲労限度も高かった。そこで $N = 10^7$ 回の未破断試料を観察したところ、いずれの試料も巨視的停留き裂が観察されたが、停留き裂はマトリックス合金試料では切欠き底表面のみに進展しており、一方、複合試料では切欠きを中心にしてのものの切欠きから離れて約 5

Fig. 9 Relationship between applied stress and number of cycles to failure in the rotating bending fatigue test for notched composites and matrix alloy specimens ($\rho = 0.1$ mm).

mm 幅の比較的大い範囲で、SiC 粒子と初晶 α 相との界面、あるいは粒子近傍を全周に渡ってジグザグに進展していた。特に、31 vol%SiC 試料では、切欠き底では複数の停留き裂が複雑に絡み合っており、SiC 粒子によってき裂が複雑に分岐していた。

9 vol%SiC 試料および 31 vol%SiC 試料の $\rho = 0.1$ mm 切欠き材について、疲労破壊した破面を SEM により観察した結果を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。平滑表面試料の場合と同様に試料表面の SiC 粒子凝集部から複数のき裂が発生し (Fig. 10(a) および 11(a))、その後き裂が試料内部に向かって放射状に進展している。複合試料では、切欠き材においても特有の破面は観察されず、平滑材の破面と同様に凹凸のある複雑な破面を呈していた。Fig. 10(b) および 11(b) にき裂発生部の疲労破面の一つを観察した結果を示す。9 vol% および 31 vol%SiC 両試料とも破壊の起点部には SiC 粒子凝集部が観察され、その近傍にファセット状破面 (Fig. 10(c) および 11(c)) もわずかに観察された。その大きさはデンドライトサイズと同程度であり、マトリックス合金試料の場合と比較して小さい。また、Fig. 10(d) および 11(d) に示すストライエーション状の破面も観察された。デンドライト間隙には剥離した SiC 粒子が観察され、SiC 粒子によりき裂の進展方向が変化していた。以上の観察から SiC 粒子凝集部では進展するき裂が分断され、各々のき裂先端における応力集中が緩和されて結果として生成したき裂が破壊に寄与できなくなるものと考えられる。

Fig. 12 に切欠きと負荷応力 (σ) の関係についてまとめた。なお、各試料の切欠きの定量化法としては、切欠き形状・寸法から一意的に決定される応力集中係数 (K_t)²²⁾ を用いた。き裂が発生しても破断に至らない現象が見られたので、き裂を発生させるための臨界応力すなわちき裂発生応力 (σ_{w1})、および発生したき裂が進展して試料を破壊させる臨

Fig. 10 Scanning electron micrographs of fractured surfaces for notched 9.3 vol% SiC/AC4B composites. The applied stress is 100 MPa, and notch radius is 0.1 mm.

Fig. 11 Scanning electron micrographs of fractured surfaces for notched 31.4 vol% SiC/AC4B composites. The applied stress is 110 MPa, and notch radius is 0.1 mm.

界応力すなわちき裂進展限界応力(σ_{w2})を考察した。 σ_{w1} は試験終了後の試験片表面上を詳細に調査することにより決定し、一方、 σ_{w2} は Fig. 6 および Fig. 9 の S-N 曲線によって求めた疲労限度を用いた。平滑試料($K_t=1$)においては、前述のようにマトリックス合金試料の疲労限度が 140 MPa と最も高く、複合試料の値が 110~120 MPa と低かった。また、いずれも σ_{w1} と σ_{w2} には明確な差はみられなかった²²⁾。一方、切欠き半径が 0.1 mm ($K_t=3.76$) の場合、 σ_{w1} は 55 MPa と著しく低くなった。いずれの試料も同じ σ_{w1} を示しているが、き裂は切欠きの存在により強制的に導入されることと、铸造欠陥と共に分散する Fe 化合物や、複合試料では SiC 粒子もき裂の発生点となることから、その発生臨界値

Fig. 12 Relationship between the fatigue limit stress and the stress concentration factor.

σ_{w1} は本実験の条件では試料間の差は見られなかったと考えられる。一方、 σ_{w2} はマトリックス試料については K_t の上昇とともに低下するが、複合試料では K_t が増加してもほとんど変化せず、9 vol% SiC 試料で 95 MPa、31 vol% SiC 試料で 105 MPa を示し、特に 31 vol% SiC 試料では平滑材の疲労限度 (110 MPa) とほぼ同等の値であった。 $(K_t=3.78)$ における各試料の σ_{w1} および σ_{w2} を粒子体積率との関係で Fig. 13 に示したが、 σ_{w1} は粒子体積率に依存せずほぼ一定であるのに対し、 σ_{w2} は SiC 粒子体積率の増加とともに上昇し、 σ_{w1} と σ_{w2} の間すなわち、き裂が生じて破断に至らない領域が拡大された。さらに、線形切欠き力学²²⁾に基づき σ_{w1} および σ_{w2} を平滑材の疲労限度 (σ_{w0}) と応力集中係数 K_t の関係として整理して各試料の切欠き感度を評価した。Fig. 14 に示すように、マトリックス試料の σ_{w1} および σ_{w2} はほぼ 1 を示すのに対し、複合試料の σ_{w2} は 3 以上の高い値を示した。このことから複合試料では、き裂伝ばにおいては応力集中係数の大きさによらず切欠き感度は鈍くなると考えられる。

Fig. 15 に、未複合試料および複合試料の疲労破面を 45° 方向から観察した結果および破壊の模式図を示す。マトリックス合金試料では、試験片内部方向へのき裂が比較的直線に進展している (Fig. 15(b))。またき裂は切欠き底表面に発生し、それらが連結して成長して破断に至っている。一方、複合材では Fig. 15(c), (d) に示すように、疲労き裂は切欠き部以外の SiC 粒子凝集部からも多数発生し、非常に凹凸の激しい複雑な破面を形成している。この傾向は 31 vol% SiC 試料の方が大きく、き裂の進展方向の変化や分岐の頻度が高

Fig. 13 SiC volume fraction dependence of the fatigue limit stress and the crack generation stress.

Fig. 14 Relationship between $K_t \cdot \sigma_{w2} / \sigma_{w0}$, $K_t \cdot \sigma_{w1} / \sigma_{w0}$ and $1/\rho$.

Fig. 15 Scanning electron micrographs of the fatigue fracture surfaces for unreinforced AC4B alloy (a) and 31.4 vol%SiC reinforced composites (c) at 45-degrees angle, and schematic illustrations of fracture mechanisms in the unreinforced alloys (b) and composites (d).

い。SiC 粒子凝集部がき裂進展の抵抗となる理由は、今後詳細な調査が必要であるが、SiC 粒子近傍では、上述するようにマトリックス合金との熱膨張係数の差により導入された高密度に存在する転位や、析出 λ' 相および θ' 相の強度上昇が、き裂周辺の加工硬化および塑性誘起き裂閉口を助長し、さらに、き裂が分岐することによるき裂先端での応力集中緩和、得られる凹凸の激しい破面により生ずる破面粗さ誘起き裂閉口等も加えて、き裂の伝ば、進展および結合を妨げ、き裂伝ば抵抗ひいては σ_{w2} を向上させたと考えられる。

4. 結 言

加圧溶浸法、溶湯攪拌法を組み合わせることで SiC 粒子分散 AC4B 複合材料を作成し、組織形成過程に及ぼす分散粒子の影響を調査するとともに切欠き疲労試験を行い、疲労特性に及ぼす凝固組織および粒子分布の影響を切欠き効果と関連づけて調査した。その結果次のような結論を得た。

(1) 加圧溶浸法、溶湯攪拌法を組み合わせることにより、SiC 粒子を任意の体積率で比較的均一に分散することができる。

(2) 複合材料においてもマトリックス合金と同様に時効硬化が生じ、SiC 体積率の増加とともにその硬化量も上昇する。

(3) SiC/AC4B 合金複合材料においては、平滑または応力集中係数が低い場合、SiC 体積率の増加とともに疲労限度は低下する。これは SiC 粒子凝集部において応力が集中し、粒子/マトリックス合金界面でき裂および剥離が生じるためと考えられる。

(4) 切欠き半径が小さく、応力集中係数が高い場合は、SiC 体積率の増加とともにき裂進展限界応力は向上する。これはき裂の進展が SiC 粒子により分岐され、き裂伝ば抵抗が向上したためと考えられる。複合材料ではき裂は分散した SiC 粒子凝集部から発生・伝ばし、切欠きは疲労限度にほとんど影響を及ぼさないと考えられる。

本研究における回転曲げ疲労試験は九州大学工学研究院機械科学部門の装置を使用して行われた。疲労試験に際してご協力を頂いた野口博司教授、ならびに試料の精密加工にご協力を頂いた中江 洋技官に深く感謝致します。

文 献

- 1) A. P. Sannio and H. J. Rack: Wear **189**(1995) 1-19.
- 2) T. Hikosaka, K. Miki and Y. Nishida: J. JFES **61**(1989) 780-786.
- 3) A. Kawabe, A. Oshida, T. Kobayashi and H. Toda: J. JILM **49**(1999) 149-154.
- 4) A. Watanabe, H. Watanabe, K. Ohori and Y. Takeuchi: J. JILM **38**(1988) 626-632.
- 5) P. K. Rohatgi, R. Asthana and S. Das: Int. Met. Rev. **31**(1986) 115-139.
- 6) S. V. Nair, J. K. Tien and R. C. Bates: Int. Met. Rev. **30**(1985) 275-290.
- 7) T. S. Srivatsan and M. Al-Hajri: Composites **B33**(2002) 391-404.
- 8) Z. Z. Chen and K. Tokaji: Mater. Lett. **58**(2004) 2314-2321.
- 9) N. E. Bekheet, R. M. Gadelrab, M. F. Salah and A. N. Abd El-Azim: Mater. and Design **23**(2002) 153-159.
- 10) L. H. Qian, Z. G. Wang, H. Toda and T. Kobayashi: Mater. Sci. Eng. **A357**(2003) 240-247.
- 11) H.-G. Kang, M. Kida, H. Miyahara and K. Ogi: Int. J. Cast Met. Res. **15**(2002) 1-7.
- 12) S. Ikeno, K. Kawashima, K. Matsuda, H. Anada and S. Tada: J. JILM **41**(1991) 752-758.
- 13) R. J. Arsenault and N. Shi: Mater. Sci. Eng. **81**(1986) 175-187.
- 14) R. J. Arsenault and R. M. Fisher: Scr. Metall. **17**(1983) 67-71.
- 15) M. Vogelsang, R. J. Arsenault and R. M. Fisher: Metall. Trans. A **17A**(1986) 379-389.
- 16) Y. Maruno, H. Miyahara, H. Noguchi and K. Ogi: J. Jpn Inst. Met. **45**(2004) 839-843.
- 17) H. Kobayashi: *Fracture Mechanics*, (KYORITU, 1993) pp. 137-146.
- 18) T. Araki and S. Horibe: *Fatigue of Metallic Materials*, (YOKENDO, 1984) pp. 46-70.
- 19) T. Kobayashi, T. Ito, H. J. Kim and S. Kitaoka: J. JILM **46**(1996) 437-443.
- 20) E. Kato: J. JILM **45**(1995) 9-14.
- 21) Y. Kuroki, T. Tanaka, T. Sato and A. Kamio: J. JILM **50**(2000) 116-120.
- 22) H. Nisitani: JSME **55-516 A**(1989) 1733-1739.