反応焼結 TiAl 金属間化合物の長い疲労き裂および 切欠き底からの微小疲労き裂伝ば挙動†

木 村 英 彦* 秋 庭 義 明** 田 中 啓 介**
安 達 修 平*** 藤 海 君****

Propagation Behavior of Long and Small Fatigue Cracks from Notch Root in Reactive-Sintered TiAl Intermetallic Compound

by

Hidehiko KIMURA*, Yoshiaki AKINIWA**, Keisuke TANAKA**,
Shuhei ADACHI*** and Haijun TENG****

Smooth and notched specimens of reactive-sintered Ti-45at%Al-1.6at%Mn intermetallic compound with lamellar and equiaxed γ microstructures were fatigued under cyclic axial tension compression at room temperature. The effect of microstructures on the crack propagation behavior was investigated in comparison with cast Ti-47.2at%Al with larger grain size.

Fatigue crack paths were tortuous in the lamellar microstructure in contrast to the straight crack paths in the equiaxed γ microstructure. In comparison with cast TiAl, reactive-sintered TiAl exhibited higher crack propagation rates when compared at the same stress intensity range. The values of stress intensity range at threshold were greater in cast TiAl. Those threshold values had a tendency to increase with the roughness of the fracture surface. The rate of increase in crack opening stress intensity factor at threshold with non-propagating crack length was smaller than that of cast TiAl. Predicted fatigue limits for crack initiation and propagation based on the fatigue-crack-growth resistance-curve method were in agreement with the experimental results. The fatigue limits of notched specimens were smaller than those of cast TiAl in spite of the superior mechanical properties of reactive-sintered TiAl.

Key words: Fatigue, Titanium aluminide, Reactive sintering, Crack propagation, Microstructure, Crack closure, Crack growth resistance

1 緒 言

TiAl 系金属間化合物は軽量で高温強度特性に優れるため、新しい構造用軽量耐熱材料として航空宇宙や自動車産業で期待されている。^{1), 2)} 特に、粉末冶金法は、比較的複雑形状の製品を作製することが可能で、また微細粒組織が得られるという利点を有するため反応焼結法による成形が注目されている。^{3), 4)} しかし TiAl の疲労強度や寿命特性に関しては、平滑材の *S-N* 特性や比較的長い疲労き裂の伝ば挙動に関する報告が主であり、^{5), 7)} 疲労き裂伝ばと微視組織との関係については必ずしも明確でなく、特に微小き裂伝ば挙動については不明な点が多い。著者らは前報で3種類の微視組織を有する鑄造材を用いてき裂伝ばに対する微視組織の影響を検討し、ラメラ粒含有率が高いほどき裂伝ば抵抗が大きくなることを示した。⁸⁾ また、疲労寿命を大きく左右する微小き裂の伝ば特性を微視組織との関連から検討し、鑄造 TiAl 切欠き材の疲労強度がき裂伝ば抵抗曲線法⁹⁾ によって評価可能であることを示した。¹⁰⁾ しかしながら、微細粒組織である反応焼結

材の疲労特性については明らかでなかった。

本研究では反応焼結法により製作された Ti-45at%Al-1.6at%Mn 金属間化合物を用いて疲労試験を行い、長い疲労き裂の伝ば挙動を開閉口挙動とともに観察し、前報の鑄造材の結果¹⁰⁾ との比較からき裂伝ば挙動に対する微視組織の影響を検討した。また切欠き底からの疲労き裂の発生、伝ばおよび停留挙動を観察するとともに、切欠き材の疲労強度について検討した。

2 試 験 方 法

2・1 材料および試験片

供試材は反応焼結法により製作された Ti-45 at%Al-1.6at%Mn 合金である。原料粉末を混合しアルミニウム缶に充填して脱気脱水した後 673K で押出し、1573K、150MPa で HIP 処理を行い、直径 11mm の丸棒を得た。Fig. 1 には試料微視組織のエッチング写真を示す。(a) は押出し方向に対して垂直な断面 A、(b) は平行な断面 B の写真である。押出し方向に平行な白いバンド状のラメラ粒領域と黒いバンド状の γ 粒領域からなり、 γ 粒領

† 原稿受理 平成 12 年 1 月 26 日 Received Jan. 26, 2000

* 学生会員 名古屋大学大学院 〒464-8603 名古屋市中千種区不老町, Graduate Student, Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

** 正 会 員 名古屋大学工学研究科機械工学専攻 〒464-8603 名古屋市中千種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

*** ヤマハ発動機(株)基盤技術研究センター 〒438-8501 磐田市新貝, R & D Center, Yamaha Motor Co., Ltd., Shingai, Iwata, 438-8501

**** 名古屋大学大学院 〒464-8603 名古屋市中千種区不老町, Graduate Student, Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

Fig. 1. Optical micrographs of etched surfaces.

域は断面 A に対して約 $200\mu\text{m}$ 程度の島状に分布する。ラメラの方向は押出し方向によらずにランダムである。上述のように、本供試材は HIP 処理によって緻密化を行っているが、最大で $10\mu\text{m}$ 程度の空孔が存在する。本材料の機械的性質およびラメラ粒の面積率とラメラ粒および γ 粒の平均粒径を Table I に示す。比較のため Nearly lamellar と Duplex 微視組織を有する Ti-47.2at%Al の casting 材の値⁸⁾を併せて示す。ここで面積率および粒径は、疲労試験において破面となる断面（反応焼結材では Fig. 1 の断面 A に対応）で測定した値である。反応焼結材のラメラ粒面積率は casting 材の Nearly lamellar に近い。また平均粒径は casting 材より小さく、casting 材に対してラメラ粒で 23 ~ 28%, γ 粒で 9 ~ 19% である。また、引張強さ、耐力および伸びとともに反応焼結材の方が大きい。なお casting 材ではラメラが一方方向に揃っており、上述の機械的性質はラメラに平行方向の値である。⁸⁾

試験片形状を Fig. 2 に示す。(a) は平滑材で、 $\phi 11\text{mm}$ の丸棒から放電加工によって切り出した。試験片表面はエメリ紙と $1\mu\text{m}$ のダイヤモンドペーストでバフ研磨して表面を鏡面に仕上げた。中央部断面は $5 \times 3\text{mm}^2$ である。(b) は片側切欠き材で、放電加工によって $2 \times 10 \times 70\text{mm}^3$ の短冊状に採取し、エメリ紙と $1\mu\text{m}$ のダイヤモ

Fig. 2. Test specimens.

ンドペーストでバフ研磨して表面を鏡面に仕上げた後、放電加工により深さ $t = 0.7\text{mm}$ 、半径 $\rho = 0.035\text{mm}$ の切欠きを導入した。境界要素法によって計算される応力集中係数 K_t は 10.6 である。試験片は図の斜線部において治具で締め付けて固定し、摩擦力によって負荷した。いずれの試験片も長手方向と押出し方向は平行である。

2・2 疲労試験

疲労試験は電気油圧サーボ式疲労試験機を使用して室温大気中で行った。試験片は曲げ荷重が加わらないようウッドメタルチャックを使用した。平滑材の疲労試験は応力比 $R = -1$ の軸引張圧縮とし、繰返し速度 30Hz で行った。繰返し数 10^7 回で破壊しない場合にはその時点で疲労試験を終了した。

長いき裂の伝ば挙動の観察では、荷重一定で切欠き底から約 2mm 伝ばさせた後に、荷重漸減試験によって下限界までの観察を行った。また切欠き底からの微小き裂の伝ば挙動の観察では応力振幅一定の試験を行った。公称応力振幅を 70MPa から 110MPa の間で数レベル設定

Table I. Mechanical properties, grain volume fraction and average grain size.

Material	Young's modulus E (GPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Elongation ε_f (%)	Lamellar grain fraction (%)	Average lamellar grain size (μm)	Average γ grain size (μm)
Reactive-sintered	159	660	562	1.1	77	50	10
Cast (Nearly lamellar)	174	445	432	0.61	84	221	52
Cast (Duplex)	172	389	368	0.52	48	180	116

して疲労試験を行った。繰返し速度は 5～15Hz、応力比は $R = -1$ とし、き裂伝ば速度 da/dN が 1.0×10^{-12} m/cycle 以下を下限界とした。

2・3 き裂長さ、き裂開口および破面粗さの測定

き裂長さは、最小分解能 $2.5\mu\text{m}$ 、200 倍の移動式光学顕微鏡を用いて測定した。荷重軸に垂直な方向への投影長をき裂長さとし、表裏の平均値を採用した。き裂開口点は、除荷弾性コンプライアンス法により求めた。このとき、Fig. 2 に示すように試験片切欠き部に貼付したひずみゲージの出力をき裂開口変位として採用し、荷重およびひずみゲージ出力を AD コンバータを介してコンピュータに取り込んだ。疲労試験終了後、疲労破面の中心線平均粗さ R_a をレーザ表面形状測定顕微鏡で測定した。測定長さ $500\mu\text{m}$ に対して高さ方向の最小分解能を $0.1\mu\text{m}$ として数回測定を行い、その平均をとった。

2・4 応力拡大係数

応力拡大係数 K は、チャック部の荷重軸垂直方向変位を拘束した一定変位負荷条件下で境界要素法により解析した。 σ を公称（正味）応力、 c を切欠き底からのき裂長さとするとき K は次式で表せる。

$$K = \sigma \sqrt{\pi c F} \quad (1)$$

切欠き底微小き裂に対しては補正係数 F は次式となる。

$$F_s = \frac{1.12K_t}{1 + 1.80\left(\frac{c}{\rho}\right) - 0.476\left(\frac{c}{\rho}\right)^2 + 0.921\left(\frac{c}{\rho}\right)^3 - 0.00778\left(\frac{c}{\rho}\right)^4} \quad (2)$$

ここで ρ は切欠き半径である。き裂長さ c が長くなった領域では、 W を試験片幅、 t を切欠き深さとし、 $a = c + t$ とすると F は次式となる。

$$F_L = \left(1 - \frac{t}{W}\right) \sqrt{\frac{a}{c}} \left(1.12 - 0.419\left(\frac{a}{W}\right) + 5.94\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 24.9\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 42.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 - 4.87\left(\frac{a}{W}\right)^5 - 52.2\left(\frac{a}{W}\right)^6 + 37.3\left(\frac{a}{W}\right)^7\right) \quad (3)$$

応力拡大係数範囲は全範囲をとり $\Delta K = 2K_{\max}$ とした。

3 実験結果

3・1 平滑材の疲労強度

平滑材で得られた S-N 曲線を Fig. 3 に示す。図中の右向きの矢印はその繰返し数において試験片が破断しなかったことを意味する。データ点は必ずしも十分でないが、疲労限度は最小破断応力と最大未破断応力との平均として 465MPa が得られた。負荷応力 450 および 420MPa で 10^7 回負荷後の試料表面には停留き裂が観察された。停留き裂は、いずれの負荷応力でもラメラ粒内で発生しており材料中の空孔からのき裂発生は認められなかった。なお、本試験で得られた最大の停留き裂長さは全長で $130\mu\text{m}$ であった。

3・2 長いき裂の伝ば挙動およびき裂開口挙動

Fig. 4 に長いき裂におけるき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。比較のために Nearly lamellar と Duplex の微視組織を有する casting 材の TiAl 金属間化合物における結果⁸⁾を併せて示す。低伝ば速度領域では casting 材と比較してき裂は高速に伝ばし、反応焼結

Fig. 3. S-N curve of smooth specimen.

Fig. 4. Relation between crack propagation rate and stress intensity range for long crack.

材、铸造 Duplex 材、铸造 Nearly lamellar 材の順に疲労き裂の伝ば抵抗が大きくなる。また高伝ば速度領域では、铸造 Duplex 材より伝ば速度は小さく、伝ば速度が大きくなるにつれて粒径の大きな铸造 Nearly lamellar 材の関係に近づく。なお、伝ば抵抗が異なるのは結晶粒径の大小のみならず、ラメラ含有率が異なること、反応焼結材ではラメラがランダムな方向であるのに対して、铸造材ではラメラが一方に揃っていることが原因と考えられる。铸造材では疲労き裂がラメラ方向に対して垂直にラメラを横切るように伝ばするため、伝ば抵抗が大きくなるものと考えられる。

Fig. 5 にはき裂開口応力拡大係数 K_{op} と最大応力拡大係数 $K_{\max}$ の関係を示す。 $K_{op}/K_{\max}$ は $K_{\max}$ が減少するにつれて増加し、き裂開口の影響が大きくなる。同一の $K_{\max}$ で比較すると、 $K_{\max}$ が $9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ より小さい領域では反応焼結材、铸造 Duplex 材、铸造 Nearly lamellar 材の順に $K_{op}/K_{\max}$ は大きくなり、粒径の小さな反応焼結

Fig. 5. Variation of stress intensity factor at crack opening with maximum stress intensity factor for long crack.

材ではき裂開口が形成されにくいことがわかる。 K_{max} がこれより大きい領域では反応焼結材と鑄造 Duplex 材の大小関係が逆転する。

Fig. 6 に da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を示す。 ΔK で整理した場合と比べて 3 種類の材料とも比較的狭い範囲に収まる。しかしながら詳細に見ると、同一の ΔK_{eff} で比較した場合にも反応焼結材は依然として高速側にある。これは前述のように、鑄造材ではラメラが荷重軸に対してほぼ平行に揃っているため、き裂進展抵抗が大きいことが原因と考えられる。

Fig. 7 に下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th\infty}$ および $K_{opth\infty}$ と下限界付近の破面の中心線平均粗さ R_a の関係を示す。ここで、添字 ∞ は長いき裂の値であることを意味している。反応焼結材の下限界値は $\Delta K_{th\infty} = 11.9 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$,

Fig. 6. Relation between crack propagation rate and effective stress intensity range for long crack.

Fig. 7. Relation between stress intensity factors of long crack at threshold and center line average roughness.

$\Delta K_{effth} = 3.0 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ となった。 $\Delta K_{effth\infty}$ は R_a によって大きくは変化しないが、 $\Delta K_{th\infty}$ および $K_{opth\infty}$ は R_a とともに増加しており、き裂開口には破面粗さ誘起き裂開口の寄与が大きいものと考えられる。Gnanamoorthy ら¹¹⁾ も、Ti-46 at%Al の鑄造材のき裂伝ば挙動を観察しており、粗さ誘起き裂開口の重要性を指摘している。

3・3 切欠き底近傍の微小き裂の表面観察

切欠き底からの微小き裂は負荷公称応力振幅 70MPa では発生せず、90, 100, 105MPa では発生した後に停留した。110MPa では停留せずに破断した。Fig. 8 に負荷応力振幅 105MPa における停留き裂の光学顕微鏡写真を示す。(a) と (b) は同一試験片の表面と裏面のエッチング写真である。写真中の矢印はき裂先端を示している。(a) の試験片表面では、疲労き裂は切欠き底のラメラ粒内からラメラに沿って斜めに発生した。その後ラメラ粒内を分岐を伴いながら 130μm 進展し、ラメラ粒内で停留した。(b) の試験片裏面では、切欠き底のラメラ粒内で発生した疲労き裂はラメラ領域内を約 45μm 屈曲しながら伝ばし、 γ 粒領域では巨視的にはほぼ直線的に進展した。その後再びラメラ粒内に伝ばして停留した。

他の負荷応力振幅においても、疲労き裂の発生に関しては、ラメラ粒内から発生する場合はラメラに沿って斜めに発生した。疲労き裂の伝ばに関しては、ラメラ領域において屈曲が著しく微視組織の影響を強く受けるのに対して、 γ 領域においては荷重軸に対してほぼ垂直に直線的に伝ばした。また、鑄造材の長いき裂先端近傍に観察されたものと同様の先行き裂⁸⁾ が停留き裂先端近傍においても観察された。

3・4 切欠き底近傍の微小き裂の伝ばおよび開閉口挙動

Fig. 9 に反応焼結材の切欠き底から伝ばした微小き裂の dc/dN と ΔK の関係を示す。図中の実線は Fig. 4 の長いき裂の関係を示したものである。いずれの負荷応力においても微小き裂は長いき裂の下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th\infty}$ 以下でも伝ばし、同一のき裂長さでは負荷応力

(a) Non-propagating crack in lamellar region.

 (b) Non-propagating crack in γ region.

 Fig. 8. Optical micrographs ($\sigma_a = 105$ MPa).

Fig. 9. Relation between crack propagation rate and stress intensity range for short crack near notch.

が大きいほど dc/dN は大きい。また、負荷応力が大きいほど停留き裂は長く、 ΔK_{th} は長いき裂の下限界値 $\Delta K_{th\infty}$ に近づく。負荷応力が 90 ~ 105 MPa の場合にはき裂進展とともに dc/dN が低下し、停留き裂が形成された。負荷応力が 110 MPa の場合には、 dc/dN は極小値を取った

後に加速して長いき裂の関係に漸近した。

Fig. 10 にき裂開口応力拡大係数 K_{op} と切欠き底からのき裂長さ c の関係を示す。き裂の伝ばとともにき裂開口が形成され K_{op} が増加する。図中の矢印は停留時のデータを示しており、負荷応力が大きく停留き裂長さが長いほど K_{op} の下限界値 K_{opth} は大きくなる。

Fig. 11 に dc/dN と ΔK_{eff} の関係を示す。図中の実線は Fig. 6 の長いき裂の結果である。負荷応力によらずにほぼ一価関係が得られ、ほぼ長いき裂の関係に一致する。

3・5 切欠き材の疲労強度予測

き裂開口の形成をき裂伝ば抵抗の増大としてみなすことによって、切欠き材の疲労強度を評価するき裂伝ば抵抗曲線法が提案されている。⁹⁾ 本手法は、 K_{op} の下限界値 K_{opth} を停留き裂長さ c_{np} の関数として与えることによって、切欠き材のき裂の発生限界、停留き裂長さ、破断限

Fig. 10. Change of crack opening stress intensity factor with crack length for short crack near notch.

Fig. 11. Relation between crack propagation rate and effective stress intensity range for short crack near notch.

界を予測することが可能である。以下では、本供試材への適用を検討する。 K_{opth} と c_{np} の関係として、いくつかの材料に対して次式が提案されている。^{12), 13)}

$$K_{\text{opth}} = \alpha (c_{np} - c'_0)^{0.5} \quad (4)$$

ここで、 c'_0 は平滑材の疲労限度 σ_{w0} と ΔK_{effth} を用いて次式で与えられる。¹²⁾

$$c'_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{\text{effth}}}{1.122 \sigma_{w0}} \right)^2 \quad (5)$$

反応焼結材では $\sigma_{w0} = 465 \text{ MPa}$, $\Delta K_{\text{effth}} = 3.0 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ を用いると $c'_0 = 10.4 \mu\text{m}$ となる。Fig. 12に K_{opth} と c_{np} の関係を示す。図中の水平線は長いき裂の下限界き裂開口応力拡大係数 $K_{\text{opth}\infty}$ である。ばらつきがやや大きいのが、データ3点を用いて原点を通る近似直線を求めると、式(4)の係数 α は238 MPaが得られる。これは鉄鋼材料の係数98.8に対して2.4倍大きな値であり、き裂開口の増加率が大きいことを示している。これは微視組織によるき裂の屈曲が大きいためき裂開口の形成が促進されたことが原因と考えられる。なお、鑄造 Duplex 材および鑄

Fig. 12. Change of crack opening stress intensity factor at threshold with crack length.

Fig. 13. Relation between coefficient α and crack opening stress intensity factor of long crack at threshold.

造 Nearly lamellar 材では、さらに大きくそれぞれ 367 および 468 MPa である。¹⁰⁾ α はラメラの含有率および粒径が大きいほど大きくなる。

Fig. 13 に α と $K_{\text{opth}\infty}$ の関係を示す。図中には、これまで報告された鉄鋼材料、^{12), 13)} アルミニウム合金¹²⁾ および炭化ケイ素粒子強化複合材料 (SiCp/Al) の結果¹⁴⁾ も同時に示した。鉄鋼材料では、 $K_{\text{opth}\infty}$ によらずほぼ一定値であるのに対し、TiAl 材および SiCp/Al 材は $K_{\text{opth}\infty}$ が大きくなるほど α は大きい。また、両材料の関係がほぼ一致することも興味深い。TiAl と同様に SiCp/Al においてもき裂開口には破面粗さの影響が大きいことが報告されている。¹⁵⁾ 図中の実線は、両材料のデータを直線近似したものである。 α は粗さ誘起き裂開口が顕著に表れる場合には $K_{\text{opth}\infty}$ とともに増加し、その変化はき裂開口機構に依存することが示唆される。

き裂伝ば抵抗曲線法によって予測される下限界応力振幅 σ_{th} と c_{np} の関係を Fig. 14 に実線で示す。予測曲線の左端はき裂の発生限度 σ_{w1} で、予測曲線の最大値は破断限度 σ_{w2} である。本実験結果の $\sigma_{w1} = 70 \sim 90 \text{ MPa}$ および $\sigma_{w2} = 105 \sim 110 \text{ MPa}$ に対して予測値は $\sigma_{w1} = 71.3 \text{ MPa}$, $\sigma_{w2} = 109.5 \text{ MPa}$ であり、予測される疲労強度は実験結果とよく一致する。前報¹⁰⁾ では、鑄造材に関しても本手法で切欠き材強度が予測可能であることを報告した。図中の破線および一点鎖線はそれぞれ鑄造 Nearly lamellar 材および鑄造 Duplex 材の本試験片形状に対する予測曲線である。予測破断強度は反応焼結材より鑄造材の方が大きい。鑄造材は反応焼結材と比較して機械的性質に劣るものの、き裂伝ば抵抗が大きいいため、切欠き材の破断強度は高くなる。

3 種類の材料について、き裂発生限度および破断限度と引張強さ σ_B の関係を長いき裂の下限界値とともに Fig. 15 (a) に示す。 σ_{w1} , σ_{w2} は鑄造 Nearly lamellar 材で最も大きく、 σ_B に対して長いき裂の下限界値と同様の変化を示し、長いき裂の下限界値との相関が大きい。Fig. 15 (b) には、 σ_{w1} , σ_{w2} と ΔK_{th} の関係を示す。破断限度は ΔK_{th} に対してほぼ直線的に増加する。

Fig. 14. Limiting curve for non-propagation.

(a). Change of fatigue limits and threshold values of notched specimen with tensile strength.

(b) Change of fatigue limits with threshold stress intensity range.

Fig. 15. Fatigue limits of notched specimen.

以上のように反応焼結材は鑄造材料に比較して微細組織を得ることが可能であり、それに対応した優れた機械的性質を有する。一方、疲労き裂伝ば抵抗は粒径の大きな鑄造材より小さく、鋭い切欠き材の疲労強度は鑄造材より劣るため、疲労設計においては十分な注意が必要である。

4 結 言

本研究では、Ti-45at%Al-1.6at%Mn 金属間化合物の切欠き材において疲労き裂伝ば試験を行い、疲労き裂の伝ばをき裂開口とともに観察し、き裂伝ば挙動に対する微視組織の影響を検討した。切欠き底から発生する微小き裂の発生、伝ばおよび停留挙動を明らかにし、き裂伝ば抵抗曲線法を適用して切欠き材の疲労強度評価を行った。得られた主な結論を以下にまとめる。

(1) 疲労き裂伝ば挙動はラメラ領域において屈曲が著

しく微視組織の影響を強く受けるのに対して、 γ 領域では荷重軸に対して巨視的には垂直に直線的に伝ばした。疲労き裂の停留はラメラ内またはラメラの粒界で多く観察され、停留き裂先端では屈曲的な形態が多く観察された。

(2) 長いき裂の伝ば速度は同一の応力拡大係数範囲で比較すると、鑄造材よりも高速となった。応力拡大係数範囲の下限界値は鑄造材に比較して小さく、これは粗き誘起き裂開口の寄与が大きいことが示唆された。

(3) 下限界き裂開口応力拡大係数の停留き裂長さに対する増加率は、結晶粒径の大きな鑄造材の TiAl 金属間化合物に比較して小さい。また、長いき裂の下限界値が大きい材料ほど、増加率は大きくなった。

(4) き裂伝ば抵抗曲線法によって予測される疲労強度は実験結果とよく一致した。反応焼結材の機械的強度は鑄造材よりも高いが疲労き裂の伝ば抵抗は小さく、切欠き材の破断限界は鑄造材より低くなることが示唆された。

参 考 文 献

- 1) 日野春樹, 宮下卓也, 南方俊一, 軽金属, **43**, 10, 545 (1993).
- 2) W. E. Dowling, Jr., J. E. Allison, L. R. Swank and M. Sherman, SAE Technical Paper Ser., 930620, 31 (1993).
- 3) 辻本得蔵, 軽金属, **36**, 192 (1986).
- 4) 渋谷和久, 住友軽金属技報, **33**, 99 (1992).
- 5) W. O. Sovoyejo and J. E. Deffeyes, Mater. Sci. Engng, A138, 95 (1991).
- 6) K. T. Venkateswara Rao, Y. W. Kim, C. L. Muhlstein, R. O. Ritchie, Mater. Sci. Eng, A192/193, 474 (1995).
- 7) K. Sadananda and A. K. Vasudevan, Mater. Sci. Engng, A192/193, 490 (1995).
- 8) 秋庭義明, 田中啓介, 木村英彦, 日本機学会論文集, A-63, 220 (1997).
- 9) K. Tanaka and Y. Akiniwa, Eng. Frac. Mech. **30**, 863 (1988).
- 10) 秋庭義明, 田中啓介, 木村英彦, 小越 慎, 材料, **46**, 1261 (1997).
- 11) R. Gnanamoorthy, Y. Mutoh, N. Masahashi and Y. Mizuhara, Mater. Sci. Eng., A184, 37 (1994).
- 12) 秋庭義明, 田中啓介, 杵淵雅男, 材料, **38**, 1275 (1989).
- 13) 秋庭義明, 田中啓介, 張洛明, 日本機械学会論文集, A-62, 356 (1996).
- 14) 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 木村英彦, 山田篤史, 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, No.99-16, 159 (1999).
- 15) 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 矢戸英俊, 日本複合材料学会誌, **25**, 188 (1999).