

金属基複合材料における微小疲労き裂の 発生と伝ばの メゾメカニックス的研究

(課題番号：09450047)

平成9年度～平成11年度科学研究費補助金（基盤研究(B)(2)）
研究成果報告書

平成12年3月

研究代表者 田 中 啓 介
(名古屋大学大学院工学研究科教授)

はしがき

本研究の第一目的は、炭化ケイ素粒子で強化されたアルミニウム合金(DRA)複合材料の平滑材疲労に関して、き裂発生箇所の相応力および結晶変形の観察をもとに、き裂発生モデルを構築すること。第二の目的は、SEM中の疲労試験のその場観察より微視組織的微小き裂の伝ば挙動およびき裂開閉口挙動に及ぼす強化粒子の影響を、き裂長さあるいはき裂と粒子の相対位置の関数として明らかにし、さらにき裂先端近傍の塑性変形の分布をもとに、き裂進展をモデル化することである。第三の目的は、DRA複合材料を不均質体として見なした有限要素法による応力ひずみ解析と、き裂発生モデルおよび進展モデルとを組み合わせ、き裂発生寿命およびき裂進展寿命を予測する疲労シミュレーション計算機プログラムを構築することである。

研 究 組 織

研究代表者： 田中 啓介 (名古屋大学・工学研究科・教授)
 研究分担者： 秋庭 義明 (名古屋大学・工学研究科・助教授)
 研究分担者： 田中 拓 (名古屋大学・難処理人工物研究センター・講師)

研 究 経 費

平成 9 年度：	4, 9 0 0 千円
平成 1 0 年度：	3, 6 0 0 千円
平成 1 1 年度：	2, 4 0 0 千円

計	1 0, 9 0 0 千円
---	---------------

研 究 発 表

(1) 学会誌等

1. 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 萩原隆彰
SiCp/Al2024複合材料の疲労き裂発生および伝ば挙動に及ぼす予ひずみの影響
材料, 第47巻, 第3号, 頁279-286 (1998-3).
2. K. Tanaka and Y. Akiniwa
Mechanics of Small Fatigue Crack Propagation
"Small Fatigue Cracks: Mechanics, Mechanisms and Applications",
Edited by K.S. Ravichandran, R.O. Ritchie and Y. Murakami, pp. 59-71 (1999),
Elsevier Science Ltd.

(2) 口頭発表

1. Y. Akiniwa and K. Tanaka
Propagation Behaviour of Small Fatigue Cracks in SiCp/Al2024 Composites
Proceedings of International Conference on Materials and Mechanics '97,
ICM&M'97, Tokyo, Edited by H. Nakamura, pp. 661-666 (1997-7).
2. Y. Akiniwa, K. Tanaka and K. Shimizu
Propagation Behaviour of Small Fatigue Cracks Interacting with Particles
Proceedings of IMMM'97, The 3rd International Symposium on Microstructures
and Mechanical Properties of New Engineering Materials, Edited by M. Senoo,
B. Xu, M. Tokuda and B. Bundara, pp. 303-308 (1998-8).
3. K. Shimizu, Y. Akiniwa and K. Tanaka
In Situ Observation of Fatigue Crack Initiation and Propagation Behavior of SiC
Particulate Reinforced Aluminum Alloy
Proceeding of ACCM-1, The First Asian-Australasian Conference on Composite
Materials, Osaka, Japan, pp. 721-1-721-4 (1998-10-7/9).
4. K. Tanaka, Y. Akiniwa, and K. Shimizu
Fatigue Thresholds of Discontinuously Reinforced Aluminum Alloys
Proceedings of the 7th International Fatigue Congress, Fatigue' 99, Edited by
X.R.Wu and Z.G.Wang, Higher Education Press, EMAS, Volume 3, pp. 1449-1456
(1999-6-8/12).

目 次

第 1 章	緒論	1
第 2 章	炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金平滑材の表面微小 き裂の発生および伝ばの電子顕微鏡内その場観察	3
第 3 章	SiCp/Al2024 複合材料の微小疲労き裂の進展	21
第 4 章	炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金の微小き裂伝ば挙動 に及ぼす充填粒子の影響に関する数値解析的検討	27
第 5 章	微小疲労き裂進展の力学	49
第 6 章	微視組織的微小疲労き裂の伝ばシミュレーション	63
第 7 章	炭化ケイ素粒子およびウイスカで強化されたアルミニウム合金の 疲労限度と引張強さの関係	71
第 8 章	まとめと今後の展開	95

第1章 緒 論

金属基複合材料は、高い比剛性、比強度ならびに耐磨耗性、耐熱性を有しており、構造軽量化、高性能化などの要請に応える先進材料として注目を集めている。中でも炭化ケイ素（SiC）の粒子あるいはウイスカ等で強化されたアルミニウム合金基複合材料（Discontinuously reinforced aluminum (DRA) composites）は、圧延や押し出しなどの二次加工が可能であり、最も実用化が期待されている新素材である。このため従来より、実用に際する長期信頼性保証のために重要な疲労特性の研究が行われているが、これらは主に長い疲労き裂の伝ばの破壊力学特性、ならびにS-N特性を検討したものである。研究代表者らも、DRA複合材料に対して、長いき裂の下限界近傍の伝ば特性は粒子やウイスカの充填によって向上するが、高伝ば速度領域では逆に弱化することを明らかにした。さらに、平滑材の疲労限度近傍の高サイクル疲労強度は上昇するが、低サイクル疲労強度は低下する結果を得た。

ついで研究代表者らは、欠陥から進展する表面き裂の挙動を検討し、長さが0.2～1mm程度の表面き裂は長いき裂（長さ5mm以上）より速く進展するが、その原因がき裂閉口にあることをレーザ干渉変位計によるき裂開閉口測定から明らかにするとともに、有効応力拡大係数範囲ないしはJ積分範囲をヤング率で除した値をパラメータとすると、非強化材を含めて統一的にき裂進展速度が予測できることを示した。さらに、平滑材の疲労における微小き裂の進展挙動はSiC粒子によって強く影響され、平滑材の疲労限度はこの微小き裂が進展するかどうかで決まっているばかりでなく、平滑材の高サイクル疲労寿命の90%以上が0.2mm程度以下のき裂の発生と成長に費やれることを明らかにした。同時に、微視組織的微小き裂の進展モデルの構築においては、き裂進展のSEM内その場観察から得られる情報が不可欠であるとともに、複合材料をマクロな均質体とみたマクロな破壊力学ではなく、粒子を不均質体と取り扱うメゾメカニックスの必要性が認識された。本研究はこれをさらに進め、メゾメカニックスを基礎として、微小き裂の進展ばかりでなくその発生過程をも対象とするものである。

本研究の第一目的は、炭化ケイ素粒子で強化されたアルミニウム合金基（DRA）複合材料の平滑材疲労に関して、き裂発生箇所の相応力および結晶変形の観察をもとに、き裂発生モデルを構築することである。第二の目的は、SEM中の疲労試験のその場観察によって、微視組織的微小き裂の伝ば挙動およびき裂開閉口挙動に及ぼす強化粒子の影響を、き裂長さあるいはき裂と粒子の相対位置の関数として明らかにし、

さらにき裂先端近傍の塑性変形の分布をもとに、き裂進展をモデル化することである。第三の目的は、DRA複合材料を不均質体と見なした有限要素法による応力ひずみ解析と、き裂発生モデルおよび進展モデルとを組み合わせ、き裂発生寿命およびき裂進展寿命を予測する疲労シミュレーション計算機プログラムを構築することである。

以下の第2章および第3章では、電子顕微鏡内疲労試験による微小疲労き裂の進展のその場観察結果を中心として、実験的な側面から微小き裂の発生および進展挙動の検討を行った。ついで、第4章では数値解析的側面から検討を行った。第5章および第6章では、微視組織学的微小き裂の進展挙動のモデル化およびそのモデルをもとにした計算機シミュレーションについて述べる。また、第7章では、炭化ケイ素粒子およびウイスカで強化されたアルミニウム合金の疲労限度、長いき裂の下限界応力拡大係数および有効応力拡大係数範囲と引張強さとの関係に関する報告文献データについて検討する。最後に第8章では、本研究のまとめと今後の展開について述べる。

第2章 炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金平滑材の 表面微小き裂の発生および伝ばの電子顕微鏡内その場観察

1 緒 言

炭化ケイ素 (SiC) 粒子強化アルミニウム合金を機械構造物材料として適用する場合、疲労強度特性は極めて重要な因子であり、近年主に長いき裂を対象として疲労き裂伝ばに関する研究がなされてきた[1]~[3]。疲労き裂伝ばに及ぼす強化粒子の役割は、主にき裂伝ば抵抗の増大を促し、粒子による弾塑性変形の拘束、き裂面の偏向[4]およびき裂面における粒子や母材の架橋[5]による遮蔽効果等が指摘されており、特に下限界近傍での効果が大きいことが報告されている[6][7]。しかしながら疲労寿命の大半を占める微小き裂伝ばに関する研究は少なく、き裂発生や伝ばに及ぼす強化粒子の影響は明確でない。

著者らは、切欠き底から発生・伝ばする微小き裂の伝ば挙動を観察し、複合化によって切欠き材疲労強度の面でも大きな向上が見られることを示した[8]~[11]。さらに平滑材の微小欠陥から発生した表面き裂の伝ば挙動を詳細に観察し、弾塑性下の疲労き裂伝ばには J 積分範囲が有効であることを示した[12][13]。しかしながら、いずれも光学顕微鏡を用いた比較的巨視的な観察のため、強化粒子との相互作用下にある疲労き裂の発生および伝ばの微視機構に関しては必ずしも明確ではなかった。特に粒子充填によって、これらの複合材料の疲労特性が向上する微視機構を解明するためには、強化粒子とき裂の相互作用を直接観察することが有効であると考えられる。そのため、光学顕微鏡よりも、より高倍率で観察可能な走査型電子顕微鏡 (SEM) 内における疲労き裂の伝ば挙動の観察例がいくつか報告されているが[14]、強化粒子の寸法効果については不明な点が多い。

そこで本研究では、平均粒径 $3\mu\text{m}$ と $30\mu\text{m}$ のSiC粒子をそれぞれ20%体積率で含む二種類のアルミニウム合金2024-T6複合材を用いて、SEM内で疲労き裂伝ば挙動のその場観察を行い、微小疲労き裂の発生および伝ばに及ぼす強化粒子の影響について検討す

るとともに、粒子寸法の効果について考察した。

2 実験方法

2.1 材料および試験片

供試材料は、粉末冶金法により製作した炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金 ($\text{SiC}_p/\text{Al2024-T6}$) である。強化材である SiC 粒子の体積含有率を20%とし、粒子の平均径が $3\mu\text{m}$ と $30\mu\text{m}$ の複合材を用意した。 $3\mu\text{m}$ 材については、素材ビレットを $\phi 20\text{mm}$ の丸棒に押出し比12に押出した材料で、 $30\mu\text{m}$ 材は、厚さ 2.4mm の板への押出し材である。熱処理はいずれも T6 とした。両材料の機械的性質を比較すると、平均粒径の小さいほうが引張強さや0.2%耐力が大きく、また伸びも大きい[9]。この傾向はShangら[6][15]やKumaiら[4]とは異なり、李ら[16]の材料と同様の傾向である。ヤング率はあまり変わらない。

二つの複合材の微視組織の詳細は既報[9]に示した。 $3\mu\text{m}$ 材では、押出し方向と平行な面で粒子リッチな領域とマトリックスリッチな領域がバンド状に分布しており、その幅は約 $10\mu\text{m}$ である。また母材のアルミの結晶粒径は、ほぼ一定で約 $5\mu\text{m}$ である。一方、 $30\mu\text{m}$ 材では、粒子はほぼ均一に分布しており、平均粒径 $3\mu\text{m}$ の複合材のようなバンド状組織は認められない。また母材のアルミの結晶粒径は、 $3\mu\text{m}$ 材と等しく約 $5\mu\text{m}$ であった。

Fig. 1に本実験で用いた試験片形状を示す。 $3\mu\text{m}$ 材の試験片は、まず丸棒よりワイヤ放電加工によって長手方向が押出し方向となるように厚さ 1mm の板を採取した後、ワイヤ放電加工によりFig. 1に示す形状に試験片を加工した。観察面には先端半径 1mm の半球状のエンドミルを用いて深さ約 $150\mu\text{m}$ 、直径約 1mm の鈍い切欠きを導入した。 $30\mu\text{m}$ 材の試験片は、まず板材よりフライスによって長手方向が押出し方向となるように厚さ 1mm の板に加工した後、ワイヤ放電加工により試験片を作成した。最後に、いずれの試験片についても電解研磨によって表面層を約 $50\mu\text{m}$ 除去し、エンドミルによる加工の影響を取り除いた。また、 $30\mu\text{m}$ 材はき裂観察を容易にするため電解研磨

後、ダイヤモンドペーストで表面を若干研磨した。三次元境界要素法により得られる応力集中係数は1.5である。

2.2 疲労試験

疲労試験には走査型電子顕微鏡付電気油圧サーボ式疲労試験機（島津SEMサーボパルサー）を使用した。Fig. 2(a)(b)に試験装置の全体写真と負荷部、Fig. 3に構成図を示す。SEM内に装着された試験片に繰返負荷が可能であり、疲労試験中試験片表面はCRTによって直接観察できる。また、画像出力を随時ビデオに録画して、画像処理装置（PIAS-III）を用いての解析が可能である。また、マッチングユニットにより振動している試験片を静止状態のように観察できる。Fig. 4は試験片を試験治具に装着した様子である。試験片は肩部でチャック部に接し、片振引張り負荷が可能である。このように、SEMサーボパルサーを用いて疲労試験を行うことにより、疲労き裂伝ばの様相を $1\mu\text{m}$ 以下の分解能で直接観察出来る。試験条件は、片振引張の正弦波、応力比 $R=0.1$ とした。 $3\mu\text{m}$ 材については、最大負荷応力 220MPa で荷重一定とした。一方、 30

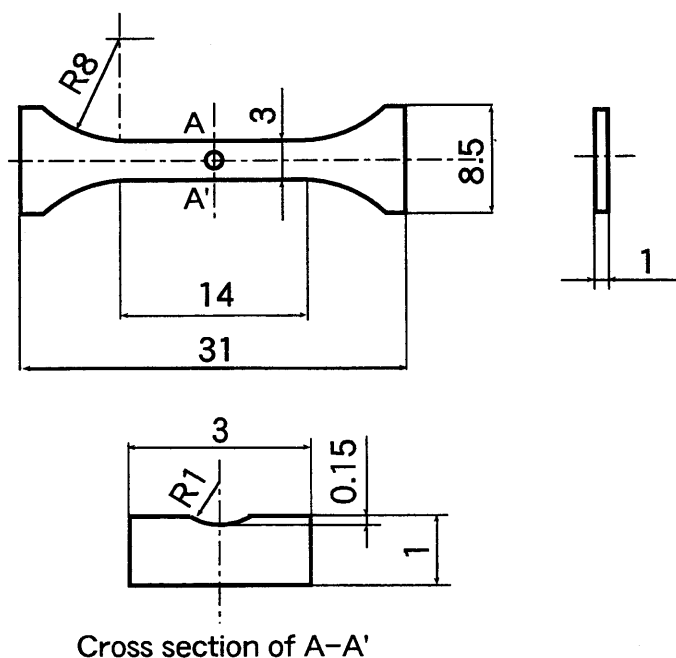
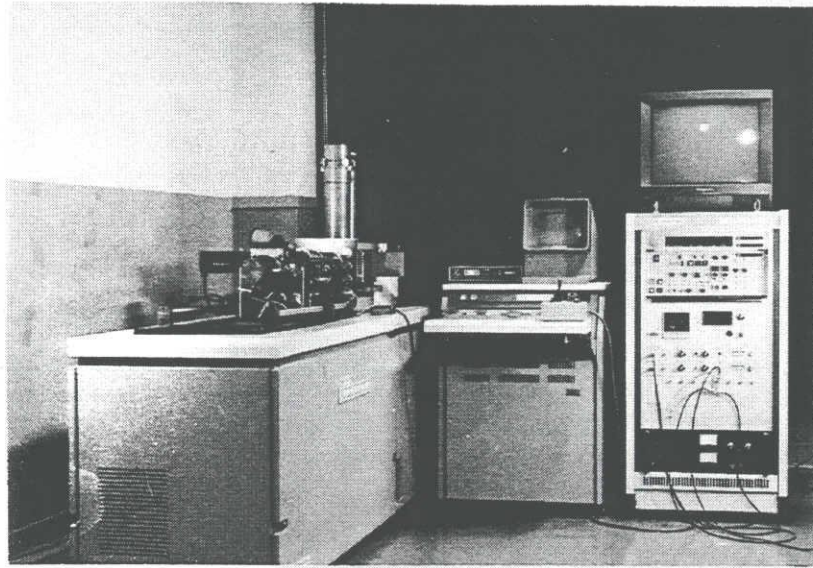
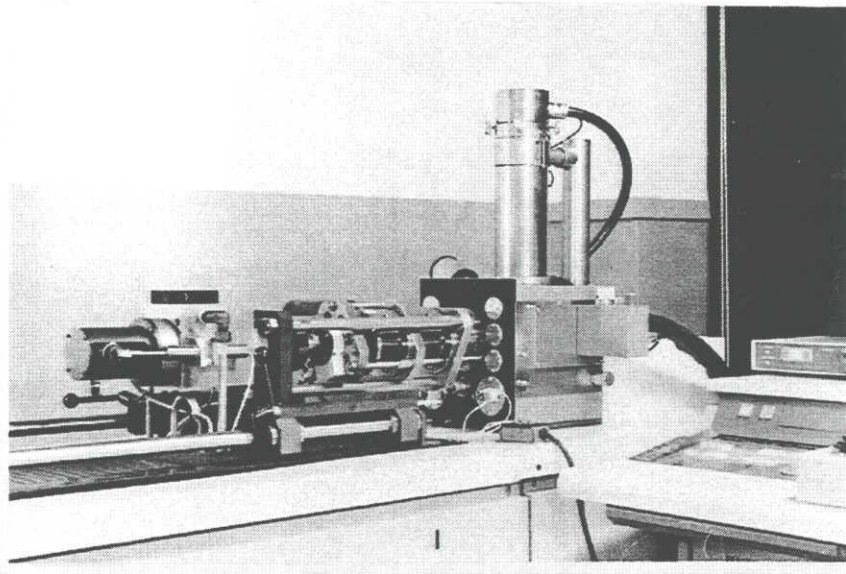


Fig. 1 Test specimen



(a) Overview



(b) Loading section

Fig. 2 Photographs of a SEM servo-pulser

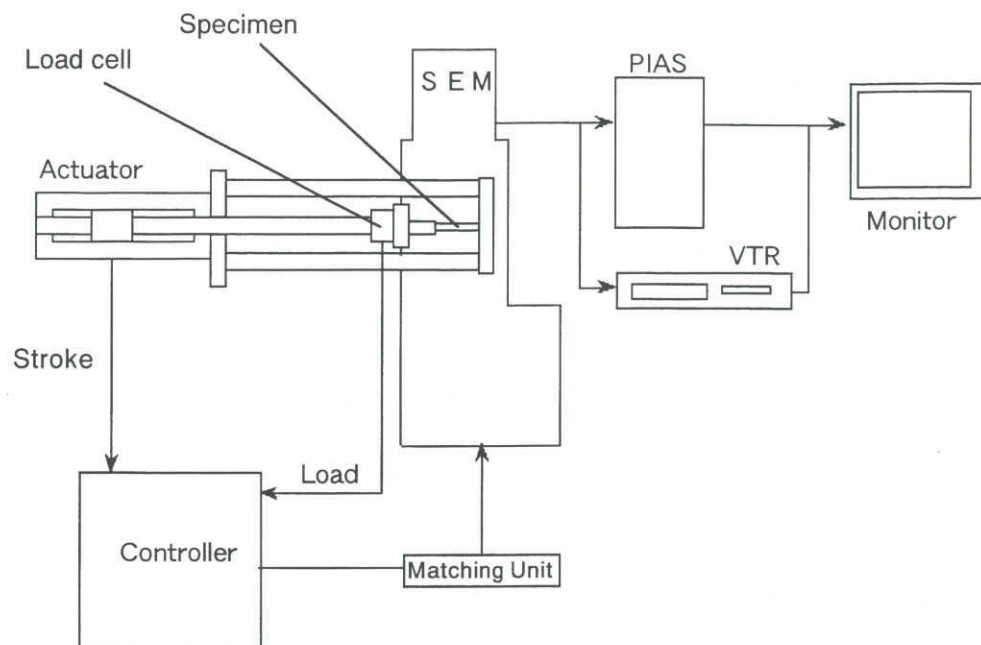


Fig. 3 Diagram of a SEM servo-pulser

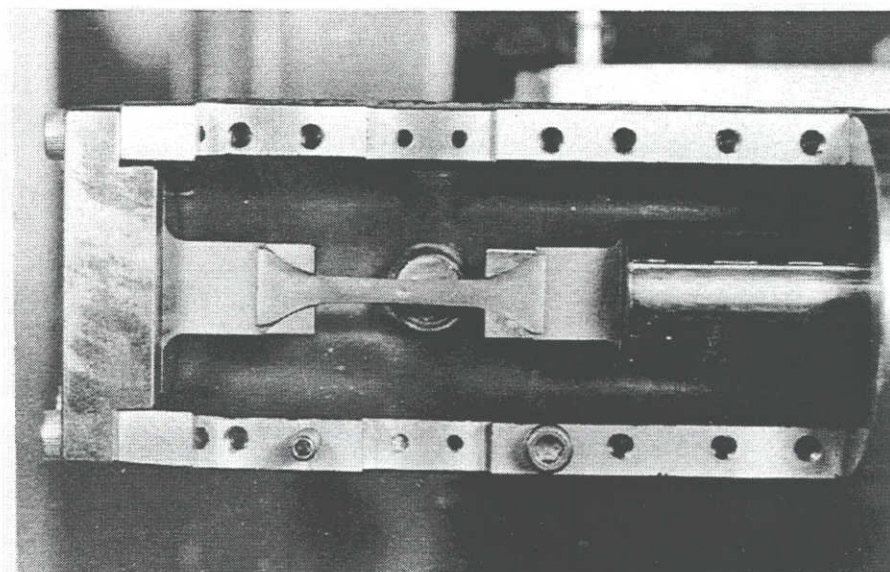


Fig. 4 Photograph of a jig and a test specimen

μm 材については、最大応力200MPaで疲労試験を開始し、発生した疲労き裂が停留した後に220、240MPaと増加させた。0.2%耐力に対する最大応力の比率は、 $3\mu\text{m}$ 材および $30\mu\text{m}$ 材についてそれぞれ0.47、0.51~0.61であり、 $30\mu\text{m}$ 材の方が若干大きい。繰返し速度は、いずれの試験片についても直接観察時には1Hz、それ以外は5Hzとした。試験環境は全て室温真空中である。

2.3 表面き裂観察

表面観察は30~5000倍で行った。疲労試験中常時TV信号をモニターし、き裂と強化粒子の相互作用を詳細に観察した。また繰返し初期には1000回毎、その後2000回毎に疲労試験を中断し、詳細に表面観察するとともに、必要に応じて最大および最小荷重で保持し、TV画像を画像処理装置 (PIAS-III) に採り込んだ。画像の採り込みは、10枚の画面の積分入力によって行った。き裂長さは画像データをもとに、荷重軸に垂直な方向への投影長として測定した。なお、本条件における最小分解能は $0.04\mu\text{m}$ 以下である。また架橋粒子の破壊前後におけるき裂開口変位分布の測定結果と、汎用有限要素プログラム (MARC) による三次元弾性解析の結果を比較した。要素数2235、節点数10546として20節点要素を用い、材料特性は複合材料の値を用いて解析した。

3 実験結果および考察

3.1 表面き裂の発生

Fig. 5に $3\mu\text{m}$ 材のき裂発生時の写真を示す。荷重方向は上下方向である。このときの繰返し数は 1.5×10^5 、き裂全長は約 $5\mu\text{m}$ である。き裂は粒子リッチ領域中のマトリックス部より生じた。粒子リッチ領域では、粒子間の相互作用による大きな応力集中によって、母材のすべり変形によるき裂発生が誘起されたものと考えられる。なお本試験片では、このき裂以外に発生は認められなかった。

一方、 $30\mu\text{m}$ 材では、最大応力200MPaにおいて比較的早期に複数のき裂の発生が確認されたが、発生したき裂は全て停留した。Table 1には最大応力240MPaで主き裂長さ

が $140\mu\text{m}$ になった時点でのき裂発生箇所の分類を示す。き裂発生のパターンとしては、粒子割れ、粒子と母材の界面、粒子近傍の母材部の3種類が観察されたが、表よりほとんどのき裂は、粒子割れから生じたことが分かる。ただし、これらのうち24本は粒子割れのみでマトリックスへの伝ぱは認められなかった。割れが認められた粒子の試験片表面での寸法は $15\sim 50\mu\text{m}$ とばらつき、寸法、位置、縦横比等に関する特別な傾向は認められなかった。また必ずしも粒子の中央部で割れず、界面に近い部分での割れも認められた。このことは界面強度が比較的高いことを示唆している。界面からのき裂発生は2例、界面に近い母材での発生は5例であった。ただし、界面に近い母材き裂に

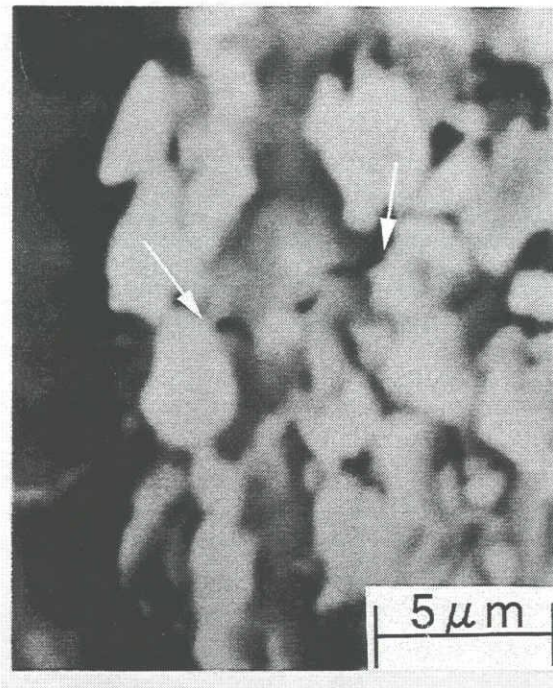
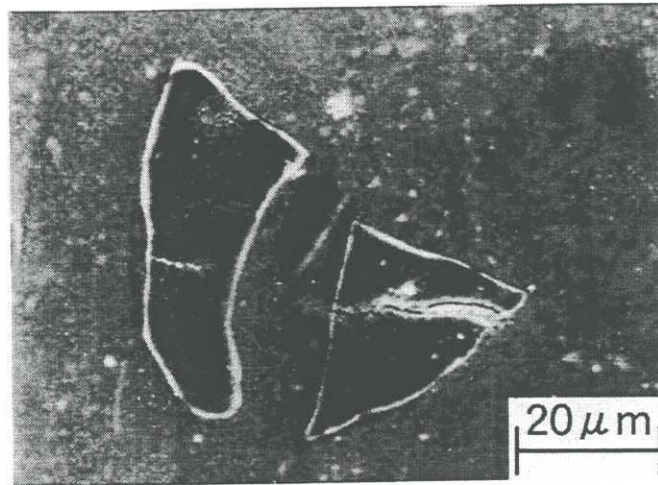


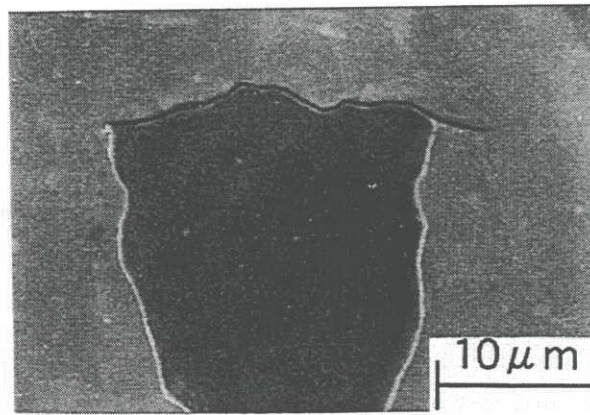
Fig. 5 Crack initiation in SiC_p/Al (20%- $3\mu\text{m}$)

Table 1 Crack initiation sites in SiC_p/Al (20%- $30\mu\text{m}$)

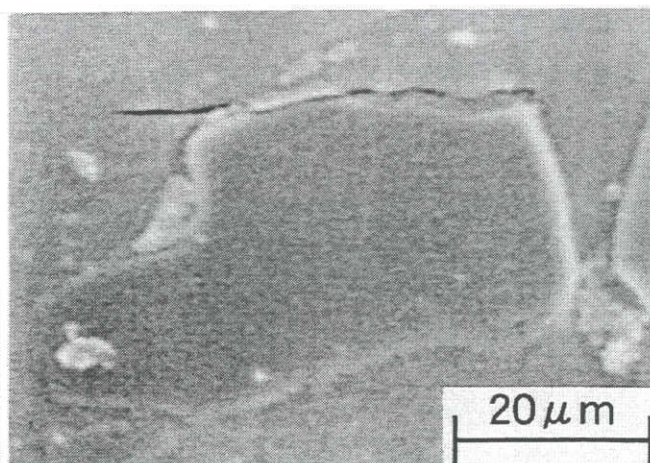
	Particle fracture	Decohision at interface	Matrix cracking near particle
Number of sites	31	2	5



(a) Particle fracture



(b) Decohesion of interface



(c) Matrix cracking near particle

Fig. 6 Crack initiation in SiC_p/Al (20%-30 μm)

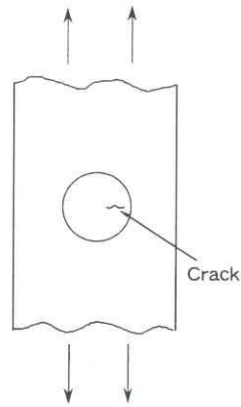
については試料内部の情報が得られないため明確ではないが、内部での界面き裂が試料表面で母材に伝ばした可能性もある。

Fig. 6(a)に30 μm 材の主き裂発生時の粒子割れを示す。最大応力200MPa、繰返し数 $N=5.0 \times 10^3$ の時点で、両粒子で割れが明瞭に認められた。Fig. 6(b)は最大応力200MPa、 $N=3.0 \times 10^4$ において発生した粒子とマトリックスの界面き裂の例である。き裂はこの後停留し、最大応力を240MPaに増加させた時点で20 μm 伝ばした後、再び停留した。Fig. 6(c)は最大応力を240MPaに変更後、繰返し数 2.0×10^4 で発生した粒子直上のマトリックスき裂の例である。本き裂もこの後停留した。

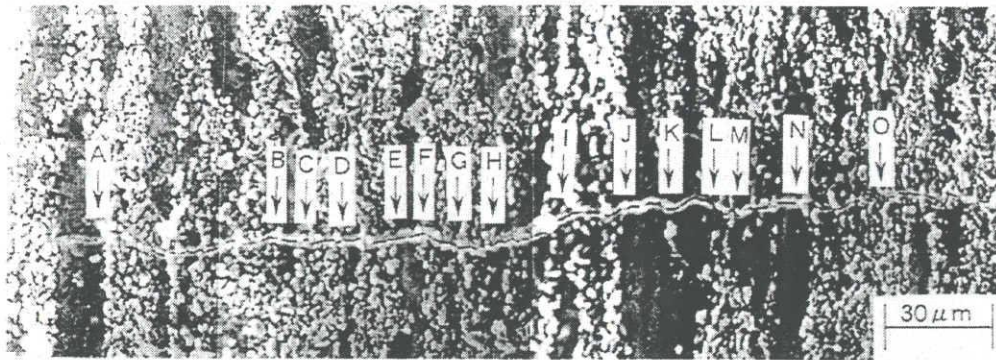
3.2 表面き裂の伝ば挙動

Fig. 7に3 μm 材に発生、伝ばしたき裂の表面SEM写真およびき裂伝ば速度を示す。このときのき裂全長は250 μm であり、繰返し数は 5×10^5 である。き裂は(a)に示すように切欠きの中央よりやや右側に発生した。これ以外にき裂の発生は認められなかった。き裂の先端近傍では後述するように、しばしば先行き裂が発生したが、それらはいずれもほぼ主き裂面上にあり、き裂は巨視的には荷重軸垂直方向に伝ばした。(c)は(b)に対応させたき裂伝ば速度とき裂長さの関係を示す。なお、このときのき裂長さとしては、先行き裂を含めた長さとして評価した。また、図中の黒塗印は、き裂伝ばが確認されなかった点である。これらの点におけるき裂伝ば速度は、最小き裂長さ分解能を荷重繰返し数で割った値としてプロットした。き裂はI点より発生し、この点を中心にして左右に伝ばした。き裂はC, D, E, G, H, J, K, L, N, O点において一時的な停留が認められた。このうちC, D, E, G, H, L, N, O点は、粒子によってき裂が一時的に停留した点である。なお、J, K点はマトリックス部における一時停留であり、試料表面に粒子はない。また、A, B, F, J, M点は後述する先行き裂の発生点である。き裂は伝ば初期に一時的な停留を繰返すが、き裂全長が約150 μm 以上では一時的な停留は認められず連続的に伝ばした。

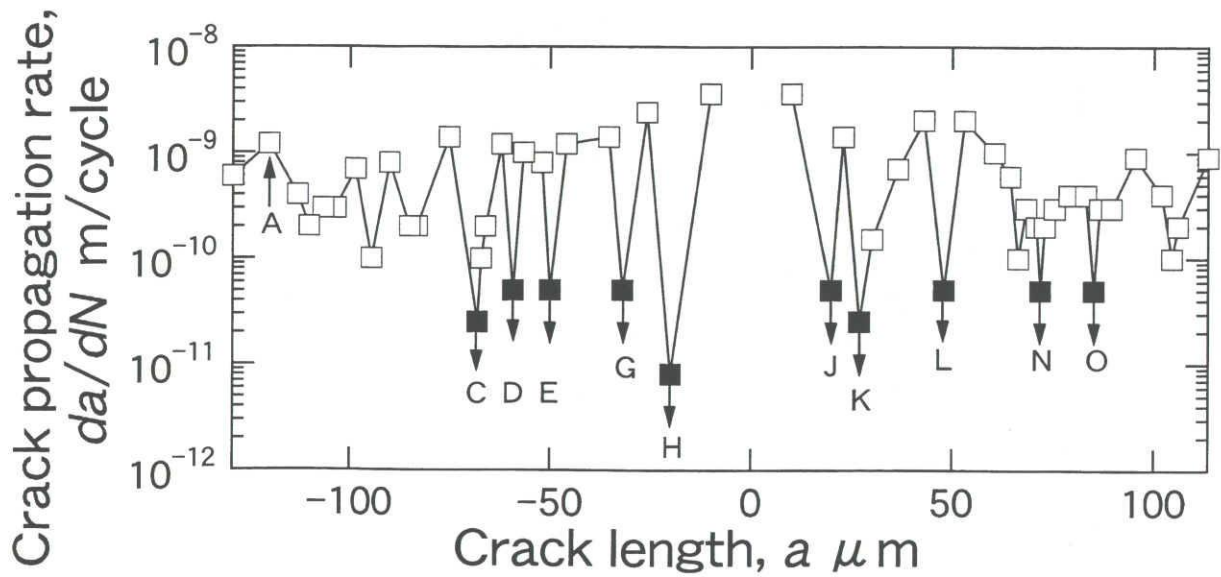
Fig. 8(a)はA点に発生した先行き裂の最大負荷応力における写真である。主き裂先端



(a) Crack initiation site



(b) Scanning electron micrograph



(c) Relationship between crack propagation rate and crack length

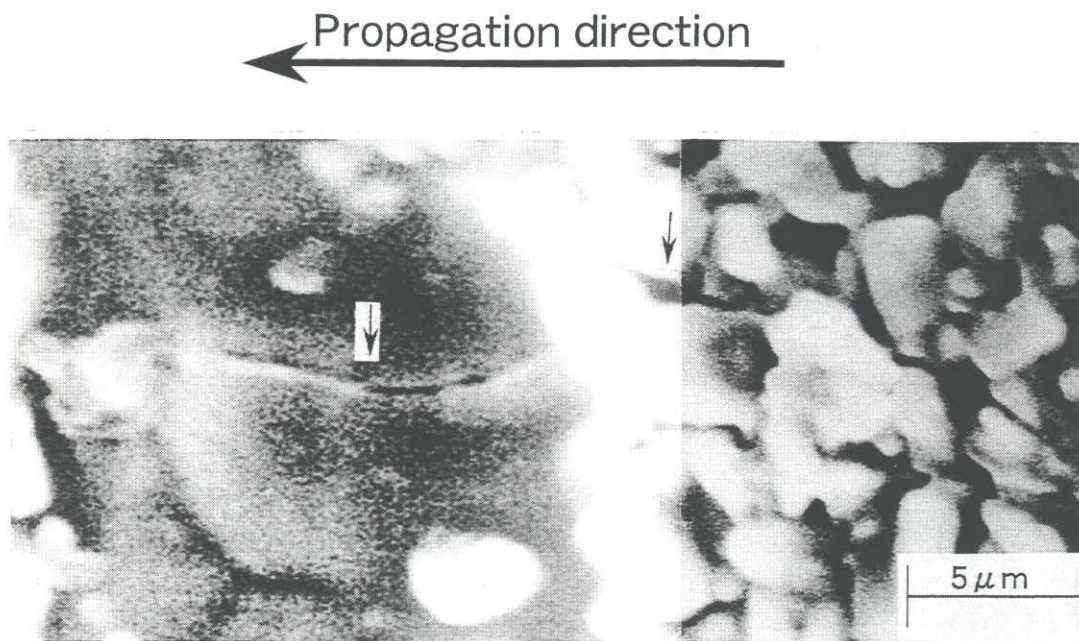
Fig. 7 Crack observed in SiC_p/Al (20%-3 μm)

と先行き裂先端をそれぞれ矢印で示す。右側の粒子リッチ領域から伝ばしてきた疲労き裂前方のマトリックスリッチ領域に先行き裂が認められる。Fig.8(b)はその後 2.0×10^3 回繰返し負荷した後の様子であるが、(a)では確認されなかった粒子割れが明瞭に認められ、主き裂と先行き裂は合体した。3 μ m材の先行き裂の大部分は、このようにき裂が粒子リッチ領域からマトリックスリッチ領域に伝ばする箇所で観察され、また前述のように先行き裂は、主き裂面上とほぼ同じ面上に発生した。以上のことより、疲労き裂は粒子リッチ領域を回り込むように材料内部のマトリックスを伝ばし、前方のマトリックスリッチ領域に現出したものと考えられる。すなわち先行き裂が発生した時点では試験片表面において粒子もしくは粒子リッチ領域による架橋状態にあることが推察される。この現象は試験片内部においても同様と考えられ、3 μ m材の疲労き裂伝ばには架橋効果が重要な役割を果たしていることが示唆される。

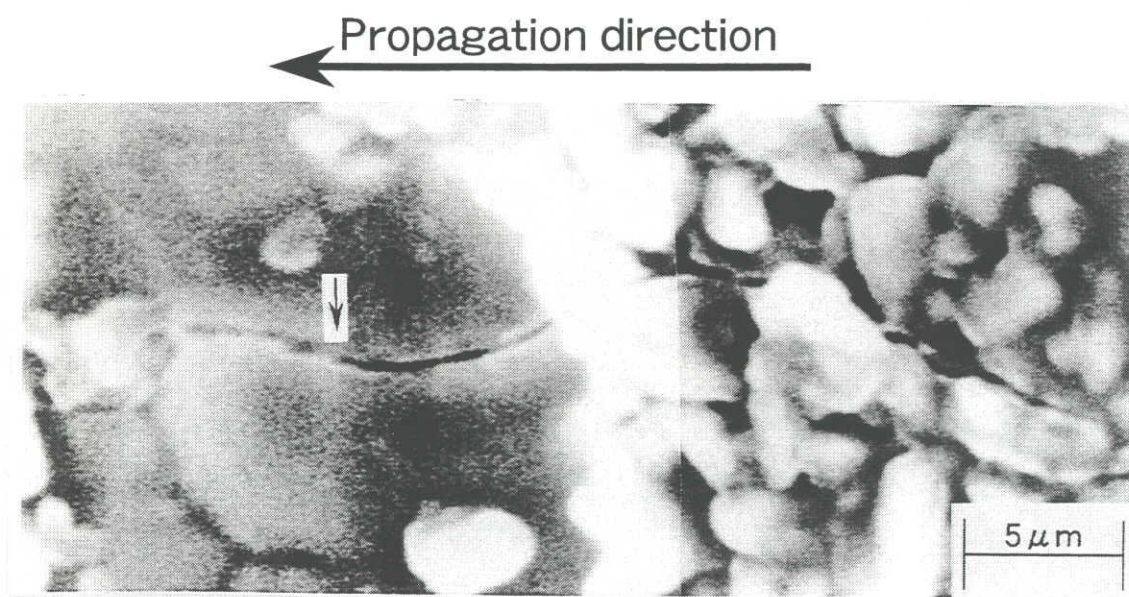
Davidson[14]は、長いき裂においてき裂伝ば速度が高い場合に粒子割れをともなっていることを報告しているが、本実験では $da/dN=10^{-9}$ m/cycle程度の低伝ば速度域においても観察されており、強化粒子と母材の界面強度および負荷応力に強く依存するものと考えられる。

Fig. 9に、Fig. 8より得られるき裂開口変位の半分とき裂先端からの距離の関係を示す。き裂開口変位は画像処理によってき裂面を明瞭に現出した後、画素数をもとに測定した。強化粒子の架橋がはずれることによって開口変位はおよそ0.04 μ m増加する。なお、Fig. 8(b)では(a)に比較して0.5 μ m伝ばしているが、き裂半長110 μ mに比較して小さく、き裂長さの増加による影響は小さい。

図中破線は三次元有限要素法による弾性解析の結果を示す。アスペクト比を1の半円として外負荷 ($\sigma_{\max}=220$ MPa) のみが作用する場合と、SiCの曲げ強度に相当する内圧450MPaを架橋部 (き裂先端後方6~9 μ mの3 μ m角) に重畳させた場合について計算した。実験結果はき裂先端での塑性変形のため計算結果に比較して変位が大きいが、架橋による効果は計算結果とほぼ同程度である。なお、このときの応力拡大係数を比例変位法によって評価したが、一個の粒子架橋による減少量は約4%であった。



(a) Before breakage



(b) After breakage

Fig. 8 Example of particle breakage

Fig. 10に30 μm 材のSEMによるき裂写真, および伝ば速度とき裂長さの関係を示す. このときの最大負荷応力は240MPa, き裂全長は220 μm であり, き裂は(a)に示すように切欠きの中央より左側に発生した. 図中A~H点はき裂が一時的に停留した点である. このうちA, D点は, 粒子によってき裂が一時的に停留した点, B, C, E~H点はマトリックス部における一時停留で試料表面に粒子はない. き裂は最初, 最大応力200MPa, 繰返し数 5.0×10^3 で図中の粒子②, ③の割れから発生した (Fig. 6(a)). このうち最大応力200MPaでマトリックス中に伝ばし続けたのは粒子③から発生したき裂のみで, 他方は粒子割れのみで母材への伝ばは認められなかった. その後繰返しとともに粒子③から発生したき裂は左右に伝ばしたが, 粒子②, ④の隣接粒子に近づくにつれ伝ば速度が低下し最終的に図中のC, D点で停留した. ついで最大応力を220MPaに増加させた. き裂はわずかに7 μm 伝ばし, B, E点で停留した. さらに最大応力を240MPaに増加させたところ, 本き裂と粒子②から伝ばしてきたき裂が合体し, その後粒子①が破壊した.

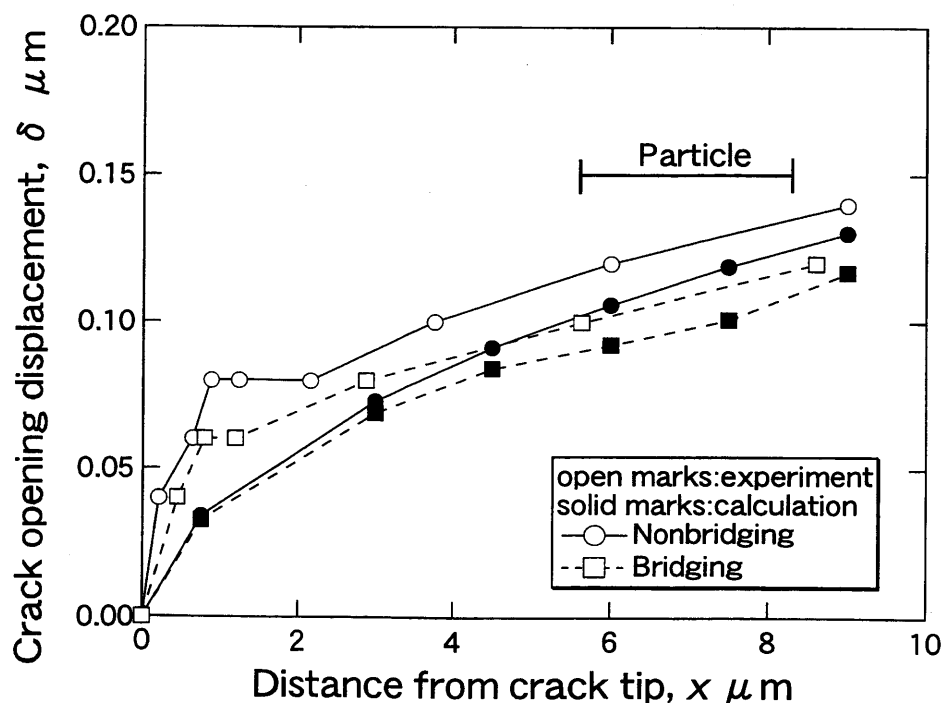
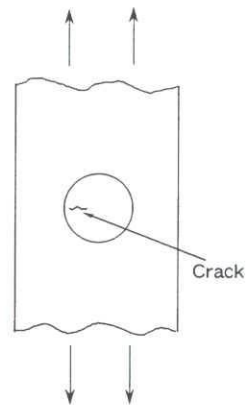
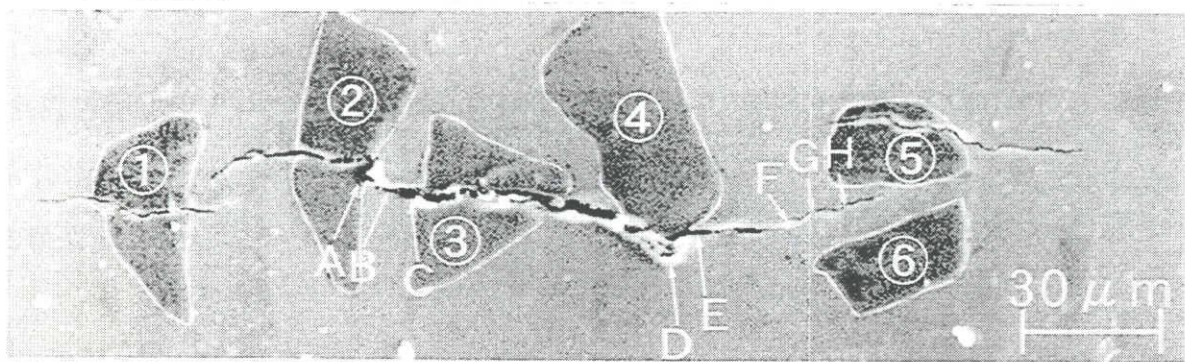


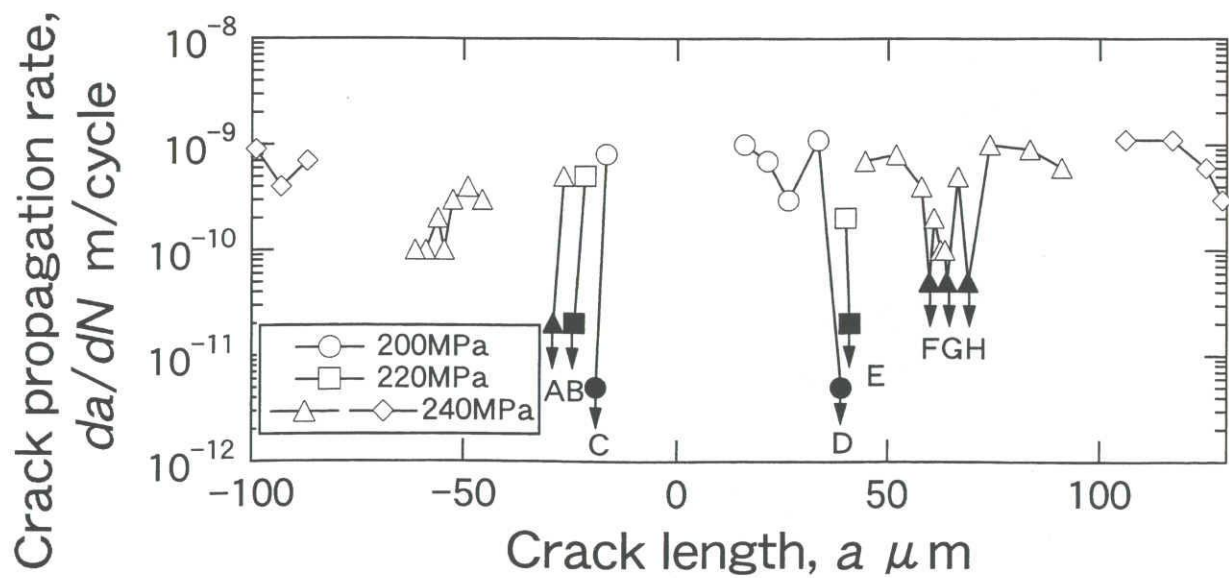
Fig. 9 Relationship between crack opening displacement and distance from crack tip



(a) Crack initiation site



(b) Scanning electron micrograph



(c) Relationship between crack propagation rate and crack length

Fig. 10 Crack observed in SiC_p/Al (20%-30 μ m)

Fig. 11は粒子④の拡大写真である。き裂は荷重軸にほぼ垂直に伝ばした後、SiC粒子を回り込むように界面近傍のマトリックス部を伝ばした。荷重軸に対する伝ば方向の傾斜や、粒子回りの複雑な応力分布のためき裂は不連続的であり、混合モード下での伝ば様相を呈する。

また粒子⑤は最大負荷応力200MPaでき裂が伝ばし、D点に到達する直前にマトリックスとの界面に近い部分での割れが認められた。このように界面に極近い部分で粒子が破壊することは、界面強度が極めて大きいことを示唆している。Davidson[14]はSiC粒子とアルミ合金の界面強度として1000~3000MPaを見積もっており、強化粒子を破壊するに十分な界面強度を有していることを報告している。

以上のように粒径が大きい複合材料では、き裂が粒子に接近することによって粒子割れが誘起され、割れから発生する先行き裂と主き裂が合体することにより伝ばする。このとき先行き裂と主き裂の間では母材リガメント部におけるブリッジング効果[5]が

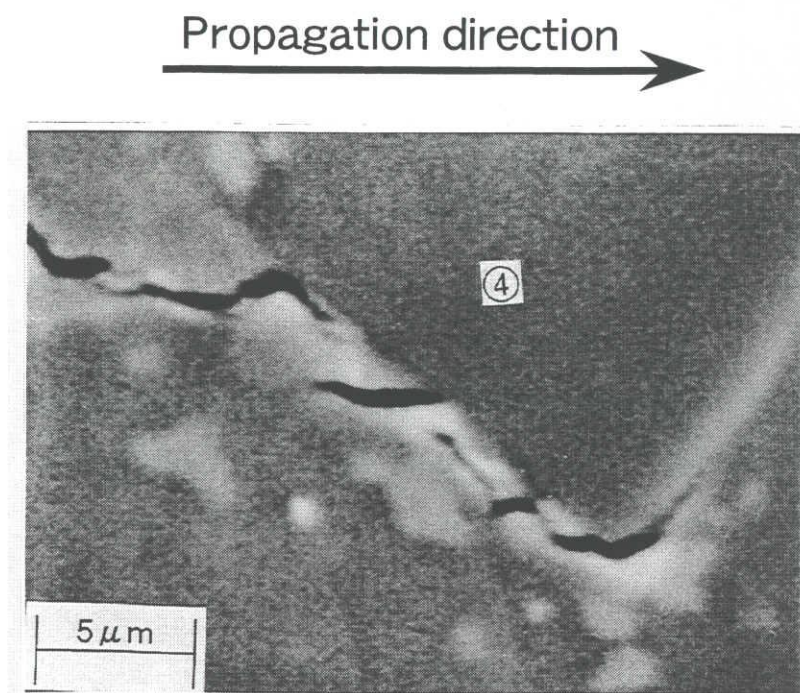


Fig. 11 Scanning electron micrograph of interface crack

作用する。

3.3 長いき裂との比較

Fig. 12にき裂伝ば速度と最大応力拡大係数の関係を示す。表面き裂の応力拡大係数はRajuとNewmanの解析結果[17]を用いて次式で計算した。

$$K = 1.5 \times 1.174 \times \frac{2}{\pi} \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

ここで、係数1.5は主き裂が発生した位置における応力集中係数で、またアスペクト比は実験後の破面観察結果をもとに半円とした。図中の実線および破線は片側切欠き材を用いて、室温大気中、応力比 $R=-1$ の荷重漸減試験で得られた長いき裂の関係である。

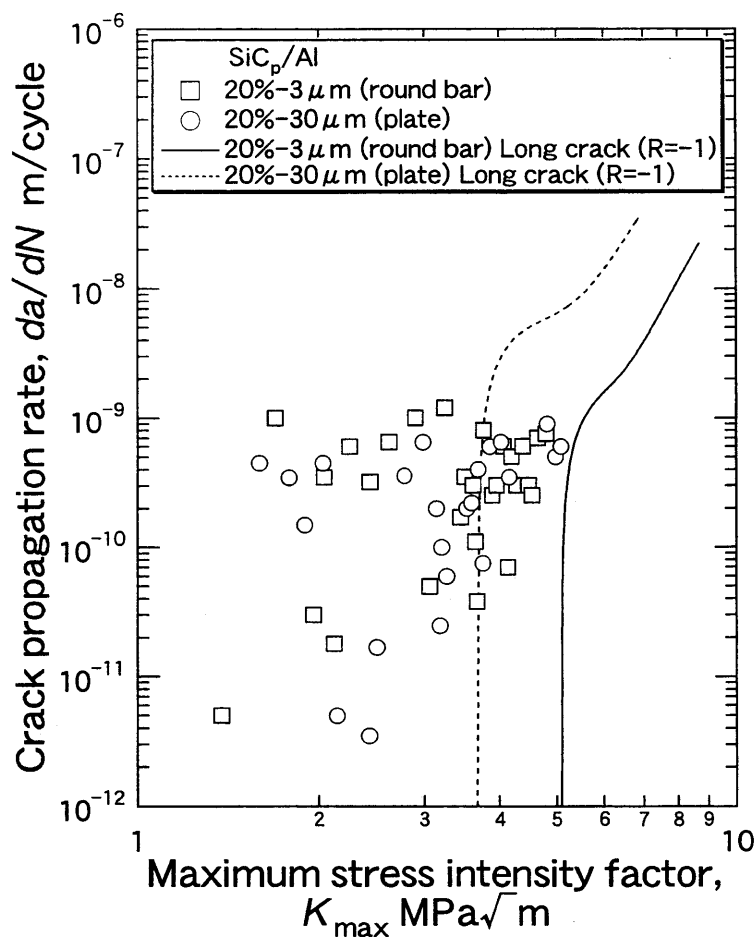


Fig. 12 Relationship between crack propagation rate and maximum stress intensity factor

長いき裂に対して同一の K_{\max} で比較した場合、強化粒子の小さいほうが低伝ば速度で、Shangら[6][15]の結果とは異なる。これは前述のごとくShangらの材料は粒径が大きいほうが引張強さ、耐力とも大きく、材料特性が異なることが一因と考えられる。表面微小き裂に注目すると、いずれの材料においても長いき裂の下限界以下でも高速に伝ばしている。一般に、微小疲労き裂の伝ば速度は負荷応力に依存し、高負荷応力程伝ば速度は高い。3 μ m材は、引張強さもしくは耐力に対する相対的な負荷応力は小さいものの、同一の K_{\max} で比較すると平均粒径30 μ mの複合材より伝ば速度は高い。

4 結 言

体積含有率20%、平均粒径3 μ mと30 μ mの二種類のSiC粒子で強化したアルミニウム合金の平滑材表面に発生した微小き裂の伝ばをSEM中で直接観察し、強化粒子の寸法影響について強化粒子とき裂の相互作用の観点から検討した。

(1)平均粒径3 μ mの複合材では、き裂は粒子リッチ領域のマトリックス部より一本のみ発生した。一方、平均粒径30 μ mの複合材では、複数の粒子割れを起点としており、粒子とマトリックスの界面、粒子の直上のマトリックス部などからの発生も認められたが、ほとんどのき裂は停留した。

(2)平均粒径3 μ mの複合材では、粒子リッチ領域からマトリックスリッチ領域に伝ばする場合に先行き裂が発生した。先行き裂と主き裂の間には粒子による架橋が生じ、その後架橋粒子は破壊した。また粒子架橋がき裂開口変位に及ぼす影響は数値計算によって得られた効果とよく対応した。

(3)平均粒径30 μ mの複合材では、粒子にき裂が接近することによって粒子割れが誘起され、粒子割れと主き裂の合体によってき裂が伝ばした。

(4)表面微小き裂は、長いき裂の伝ば速度と最大応力拡大係数の関係より高速に伝ばし、また強化粒子が大きい方が伝ば速度は低い。

参考文献

- [1] Logsdon, W. A. and Liaw, P. K., *Eng. Fract. Mech.*, **24-5** (1986), 737-751.
- [2] Davidson, D. L., *Eng. Fract. Mech.*, **33-6** (1989), 965-977.
- [3] Biner, S. B., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **13-6** (1990), 637-646.
- [4] Kumai, S., Yoshida, K., Higo, Y. and Nunomura, S., *Int. J. Fatigue*, **14-2** (1992), 105-112.
- [5] Shang, J. K. and Ritchie, R. O., *Met. Trans. A*, **20A** (1989), 897-908.
- [6] Shang, J. K., Weikang, Y. and Ritchie, R. O., *Mater. Sci. Eng. A*, **102** (1988), 181-192.
- [7] Vasudevan, A. K. and Sadananda, K., *Scr. Metall. Mater.*, **28-7** (1993), 837-842.
- [8] 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 松原 剛, 日本機械学会論文集 (A編), **60-573** (1994), 1143-1149.
- [9] 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, **25-5** (1999), 188-195.
- [10] 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 山田篤史, 日本機械学会東海支部第47期総会講演会講演論文集, (1998), 71-72.
- [11] 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 木村英彦, 日本機械学会東海支部浜松地区講演会講演論文集, (1999), 32-33.
- [12] 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 日本機械学会論文集 (A編), **61-586** (1995), 1190-1196.
- [13] Tanaka, K., Akiniwa, Y. and Shimizu, K., *Eng. Fract. Mech.*, **55-5** (1996), 751-762.
- [14] Davidson, D. L., *Met. Trans. A*, **18A** (1987), 2115-2128.
- [15] Shang, J. K. and Ritchie, R. O., *Acta Metall.*, **37-8** (1989), 2267-2278.
- [16] 李 湘兵, 三沢啓志, 日本機械学会論文集 (A編), **61-589** (1995), 1940-1945.
- [17] Newman, J. C., Jr. and Raju, I. S., *Fracture Mechanics: 14th Symposium, Vol. I: Theory and Analysis, ASTM STP 791*, (Edited by Lewis, J. C. and Sines, G.), (1983), 238-365, ASTM.

第3章 SiCp/Al2024複合材料の微小疲労き裂の進展

Y. AKINIWA*, K. TANAKA*, K. SHIMIZU**

* Department of Mechanical Engineering, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-01, JAPAN

** Department of Mechanical Engineering, Okayama University, 3-1-1, Tsushima-naka, Okayama, 700, JAPAN

ABSTRACT

Fatigue tests were conducted on aluminum alloys (2024-T6) reinforced with two different sizes of SiC particles of 20 volume percent using a specially designed servo-hydraulic fatigue testing equipped machine in a scanning electron microscope. The effect of the reinforced particle size on the initiation and propagation behavior of small fatigue cracks in a smooth specimen was examined. In the case of fine particulate-reinforced composites, crack initiation was associated with matrix slip in a particle-rich region. When the crack propagated from the particle-rich region to a matrix-rich region, microcracks and crack bridging by particles were observed. In the case of coarse particulate-reinforced composite, cracks were mainly nucleated from particle cracking, and particle fracture ahead of a main crack and crack bridging by an uncracked ligament were observed. The particle fracture and the crack bridging play an important role in the propagation behavior of small fatigue cracks.

INTRODUCTION

Aluminum alloys reinforced with silicon carbide particles (SiCp) have nearly isotropic mechanical properties, high specific stiffness and strength, and high wear resistance. Particularly, discontinuously reinforced aluminum-matrix composites (DRA) can be fabricated using standard metal-working practices at relatively low costs. Because of these advantages, they are expected to be new structural materials in machine parts. Before widespread application, fatigue properties must be studied.

The S-N properties of smooth specimens and the fracture mechanics properties of long fatigue crack propagation have been reported by several investigators [1-4]. Since the propagation stage of small fatigue cracks occupies a large part of the fatigue life, it is necessary to establish a predictive method of small crack propagation for life prediction and material design.

In our previous paper [5], notched specimens of aluminum alloy reinforced with silicon carbide particles were fatigued, and the propagation and non-propagation of short cracks at the notch root

were studied from a viewpoint of crack closure. Reinforcement of SiC particles improved the fatigue limit of notched specimens as well as mechanical properties. The propagation rate of small cracks near the notch root was uniquely correlated to the effective stress intensity range. Then smooth specimens were fatigued in a low-cycle condition[6]. The propagation rate was a unique function of the J integral range.

In this study, smooth specimens with a shallow notch of aluminum alloys 2024-T6 reinforced with two different sizes of SiC particles of 20% vol were fatigued in a scanning electron microscope. The initiation and propagation behavior of small surface cracks was investigated. The influence of the reinforcing particle size on the initiation and propagation behavior of small fatigue cracks in a smooth specimen was examined.

EXPERIMENTAL PROCEDURE

Material and Specimen

The experimental materials used were aluminum alloys 2024-T6 reinforced with two different sizes of SiC particles. The volume fraction of SiC particles is 20 percent, and the average particle size was 3 and 30 μm . The composites were produced by powder metallurgy processing. Figure 1 (a) shows the micrograph of the composite with a particle size of 3 μm (denoted Al/SiC3). The material was extruded to rods of 20mm in diameter by an extrusion ratio of 12. Extruded rods were heat-treated under T6 condition. The microstructure of the composite has a banded structure of particle-rich and matrix-rich regions. The grain size of the matrix is about 5 μm . The micrograph of another composite with a particle size of 30 μm (denoted Al/SiC30) was shown in Fig. 1 (b). The material was extruded to plates of 3mm in thickness. The grain size of the matrix is 5 μm .

Table 1 presents the mechanical properties of the reinforced materials in the extrusion direction. Young's modulus is almost equal for each composite. The strength and elongation of Al/SiC3 are larger than those of Al/SiC30.

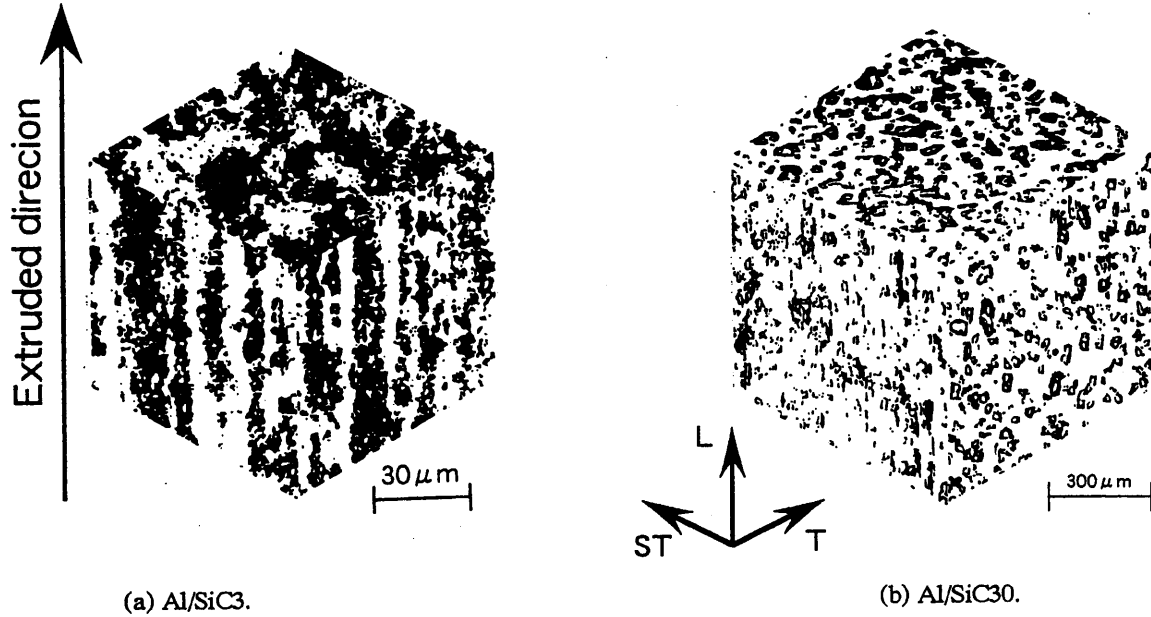


Fig. 1. Micrographs of composites.

Table 1 Mechanical properties.

Material (SiC _p /Al2024)	Young's modulus E(GPa)	0.2% proof strength $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation ϵ_f (%)
20%-30 μ m	108	395	459	2.5
20%-3 μ m	114	465	625	6.2

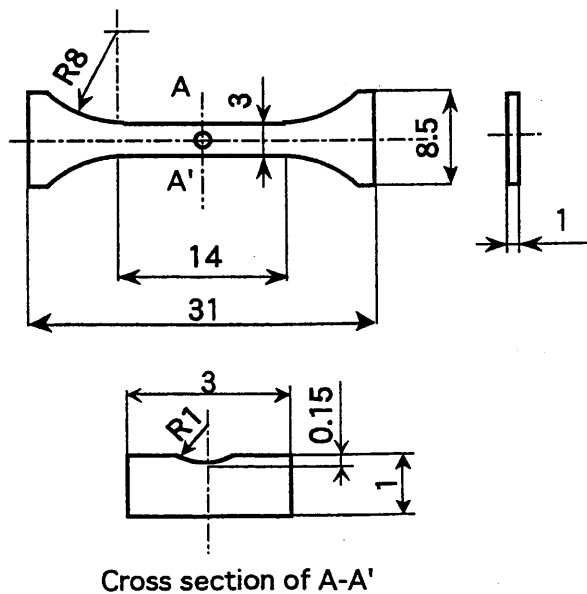


Fig. 2 Test specimen.

The shape and dimensions of the specimens are shown in Fig. 2. The loading axis of the specimen is taken along the extrusion direction. The specimen was shaped by an electro-discharge machine. A shallow notch of a depth of 0.15mm and a notch-tip radius of 1.0 mm was introduced by a spherical end mill. The elastic stress concentration factor was calculated to be $K_t=1.5$ by the boundary element method. The surface was polished with emery sand papers, and the layer of 50 μ m thickness was electro-polished to remove the residual stress formed by machining. The surface of specimens was finally polished by a diamond paste with a grain size of 1 μ m.

Fatigue Tests

Fatigue tests were conducted using a specially designed servo-hydraulic fatigue testing equipped machine in a scanning electron microscope under a constant amplitude of stress cycling. The loading frequency was 1 Hz during direct observation and 5Hz during normal fatigue tests. The stress ratio is $R=0.1$. For Al/SiC₃, the maximum applied stress was $\sigma_{max}=220$ MPa. For Al/SiC₃₀, the fatigue tests were started at $\sigma_{max}=200$ MPa. When the crack became nonpropagating, the maximum applied stress was raised to 220 and 240 MPa. The ratio of the maximum stress to the proof

Table 2 Crack initiation site.

	Particle fracture	Decohision at interface	Matrix cracking near particle
Number of sites	31	2	5

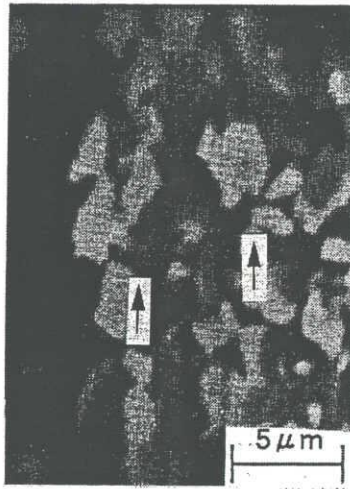


Fig.3 Crack initiation in Al/SiC3.

stress is 0.47 and 0.51~0.61 for Al/SiC3 and Al/SiC30, respectively.

Surface Observation

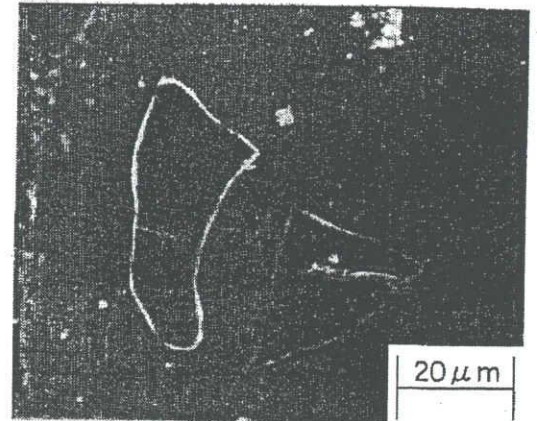
The length of a surface fatigue crack was measured with a scanning electron microscope (SEM) at a magnification of 30 to 5000. The minimum resolution was $0.04 \mu\text{m}$. The crack length was the projected length on the plane perpendicular to the loading axis. The TV signal from the SEM was monitored and recorded with a video recorder and an image processing unit in the integral mode.

EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION

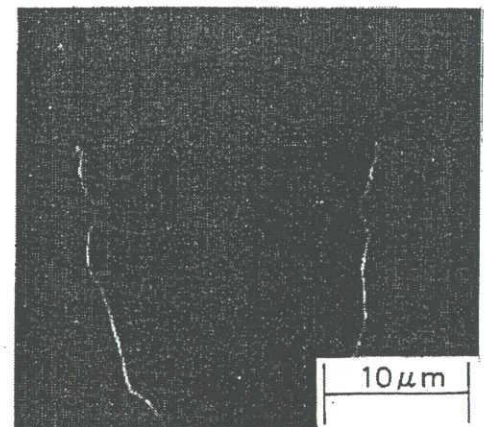
Fatigue Crack Initiation

The fatigue crack nucleated at the stress cycles of $N=1.5 \times 10^5$ in Al/SiC3 was shown in Fig. 3. The crack was nucleated from the matrix slip in a particle-rich region. Only one crack was observed in this composite.

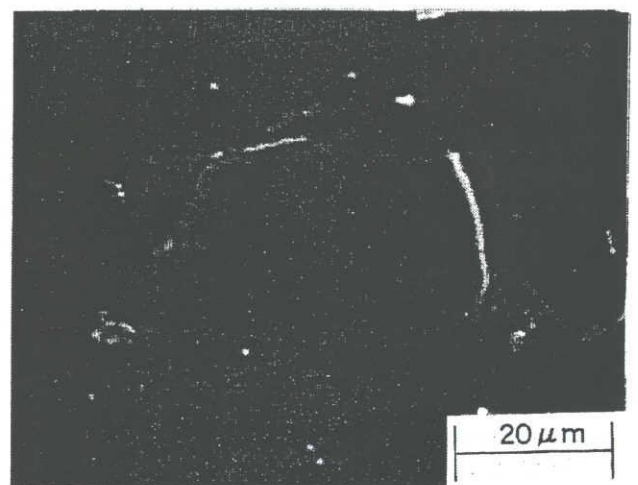
On the other hand, for the case of Al/SiC30, a lot of cracks were observed. The initiated cracks were divided into three types: particle fracture, debonding at the interface, and matrix cracking near the particles. Table 2 summarizes the results. 38 cracks were observed. About 84% of the crack initiation sites were at particles. 24 cracks nucleated from particle cracking did not propagate into the matrix. The size of the fracture particles is between 15 and $50 \mu\text{m}$. Figure 4 (a) shows an example of particle fracture initiated in Al/SiC30 at the



(a) Particle fracture.

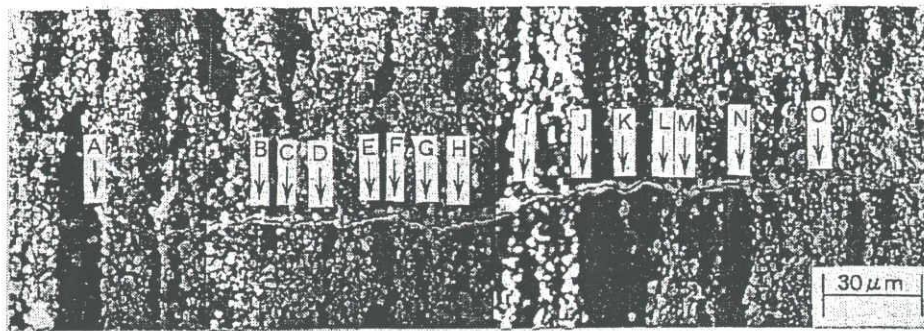


(b) Debonding of interface.

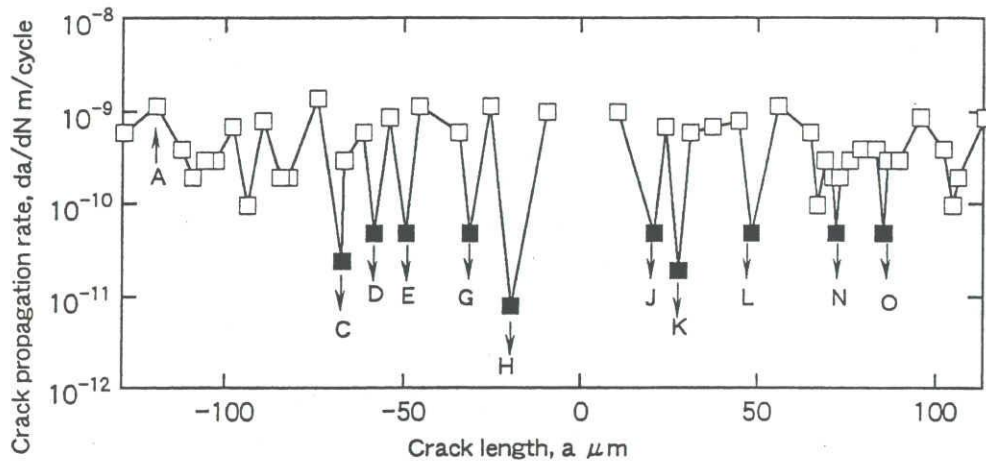


(c) Matrix cracking near particle

Fig.4 Crack initiation in Al/SiC30.



(a) Scanning electron micrograph.



(b) Relation between crack propagation rate and crack length.

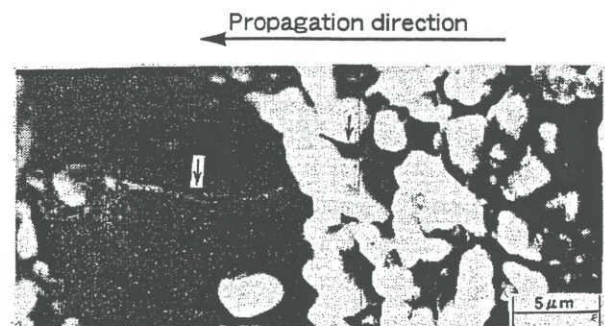
Fig. 5 Crack in Al/SiC₃.

numbers of cycles of 5.0×10^3 . An example of debonding was shown in Fig. 4 (b). This crack remained nonpropagating even when the stress level was raised to $\sigma_{\max} = 240$ MPa. Figure 4 (c) shows an example of the matrix cracking near the particle.

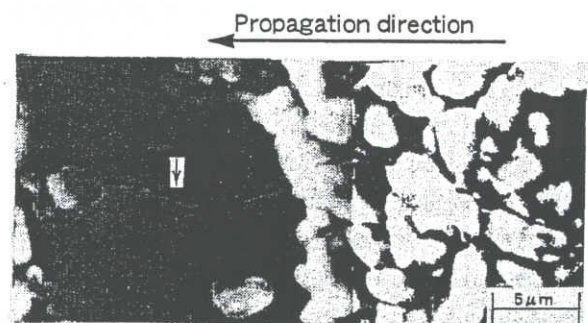
Fatigue Crack Propagation

A scanning electron micrograph of a surface crack in Al/SiC₃ was shown in Fig. 5 (a). The crack propagation rate was plotted against the crack length in Fig. 5(b). When the crack impinges on a particle, the crack propagation rate is decelerated (the solid marks in the figure) in most cases. For the case of point J and K, SiC particles were not observed on a surface. Most crack deceleration below 5×10^{-10} m/cycle occurs at crack lengths of less than about $80 \mu\text{m}$. When the crack propagates from the particle-rich region to the matrix-rich region, microcracks were observed ahead of the main crack (case A, B, F, J, and M).

Figure 6 shows an example of the microcrack observed at point A. In Fig. 6 (a), the right and left arrows indicate the crack-tip of the main and microcrack, respectively. After the stress cycles of 2.0×10^3 , SiC particle between the main and microcrack was broken as



(a) Before breakage.



(b) After breakage.

Fig. 6 Example of particle breakage.

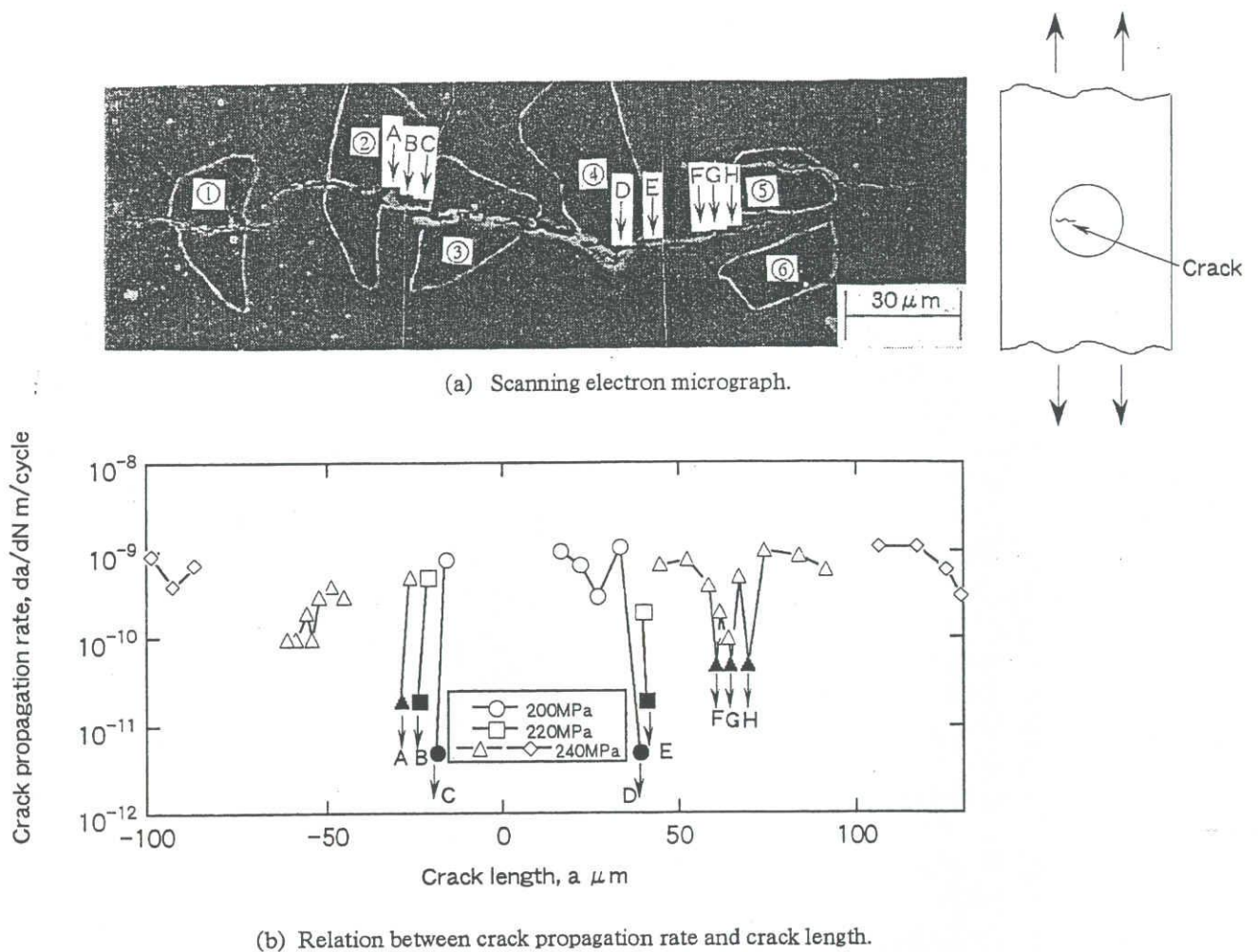


Fig. 7 Crack in Al/SiC30.

shown in Fig. 6 (b). Namely, the particle acts as a crack bridging, before the particle was broken.

Figure 7 (a) shows a micrograph of the fatigue crack observed in Al/SiC30. Figure 7 (b) shows the relation between the crack propagation rate and the crack length. Fatigue tests were started at $\sigma_{\max} = 200$ MPa. The crack was nucleated at the particle ② and ③ at the stress cycles of 5×10^3 . The crack initiated from the particle ③ propagated into the matrix. When the crack approached the particle ② and ④, it became nonpropagating. After the crack was arrested, the maximum applied stress was raised to 220 and 240 MPa. Two cracks coalesced at the cracked particle ②. The particle ① was broken after that.

Figure 8 presents the enlarged micrograph of the lower part of the particle ④. The crack propagated almost perpendicular to the loading axis at first. When the crack-tip approached the particle ④, the crack propagated in the matrix near the interface discontinuously, and the uncracked-ligament bridging was formed. The interface in this composite system is stronger than the matrix as reported by Davidson [7].

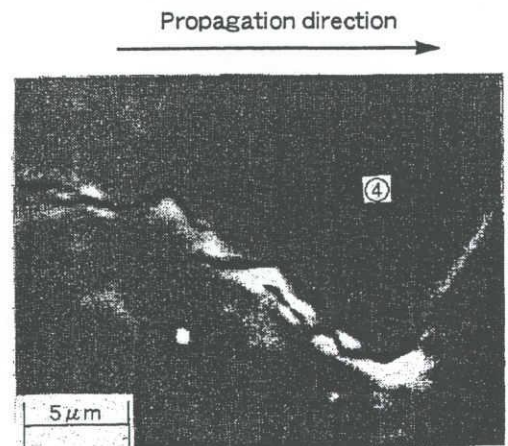


Fig. 8 Scanning electron micrograph of interface crack.

Figure 9 shows the relation between the crack propagation rate and the maximum stress intensity factor. In the figure, the solid and broken lines indicate the relation obtained for long cracks under $R = -1$. The stress intensity factor for surface cracks was calculated by Raju and Newman equation [8] by assuming that the crack was semi-

circular. All the data obtained for small cracks lie above the solid line, and cracks can propagate even below the threshold for long cracks. When compared at the same stress intensity factor, the crack propagation rate for Al/SiC3 was slightly higher than that for Al/SiC30.

CONCLUSIONS

(1) For the case of composite with fine particles, Al/SiC3, the crack was nucleated at the matrix in a particle-rich region. On the other hand, for the case of composite with coarse particles, Al/SiC30, a lot of cracks were observed. The cracks were mainly nucleated from particle cracking. They became nonpropagating under lower applied stresses.

(2) When a crack propagated from the particle-rich region to the matrix-rich region in Al/SiC3, a microcrack was observed ahead of the main crack. The particle between the microcrack and the main crack acts as a crack bridging.

(3) For the case of Al/SiC30, the crack propagated with the coalescence through particle cracking.

(4) When compared at the same stress intensity factor, the crack propagation rate for Al/SiC3 was higher than that for Al/SiC30.

REFERENCES

- [1] Koiso, N., Misawa, H. and Kodama, S., Fatigue Properties of Aluminum Alloy Reinforced by SiC Particles, *J. Soc. Mater. Sci. Japan*, 38 (1989) 1206.
- [2] Shang, J. K. and Ritchie, R. O., On the Particle-Size Dependence of Fatigue-Crack-Propagation Threshold in SiC-Particulate-Reinforced Aluminum-Alloy Composite: Role of Crack Closure and Crack Trapping, *Acta Metall.*, 37 (1989) 2267.
- [3] Biner, S. B., Growth of Fatigue Cracks Emanating from Notches in SiC Particulate Aluminum Composite, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 13 (1990) 637.
- [4] Kumai, S., King, J. E. and Knott, J. F., Short and Long Fatigue Crack Growth in SiC Reinforced Aluminium Alloy, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 13 (1990) 511.
- [5] Tanaka, K., Akiniwa, Y. and Shimizu, K., Small Fatigue Crack Propagation in SiC Particulate Reinforced Aluminum Alloy, *Trans. JSME, A-60* (1994) 1143.
- [6] Tanaka, K., Akiniwa, Y. and Shimizu, K., Propagation and Closure of Small Cracks in SiC Particulate Reinforced Aluminum Alloy in High Cycle and Low Cycle Fatigue, *Eng. Fract. Mech.*, 55 (1996) 751.
- [7] Davidson, D. L., Fracture Characteristics of Al-4 Pct Mg Mechanically Alloyed with SiC, *Met Trans. A*, 18 (1987) 2115.
- [8] Raju I. S. and Newman, Jr. J. C., Stress-intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in infinite-thickness plates, *Eng. Fract. Mech.*, 11 (1979) 817.

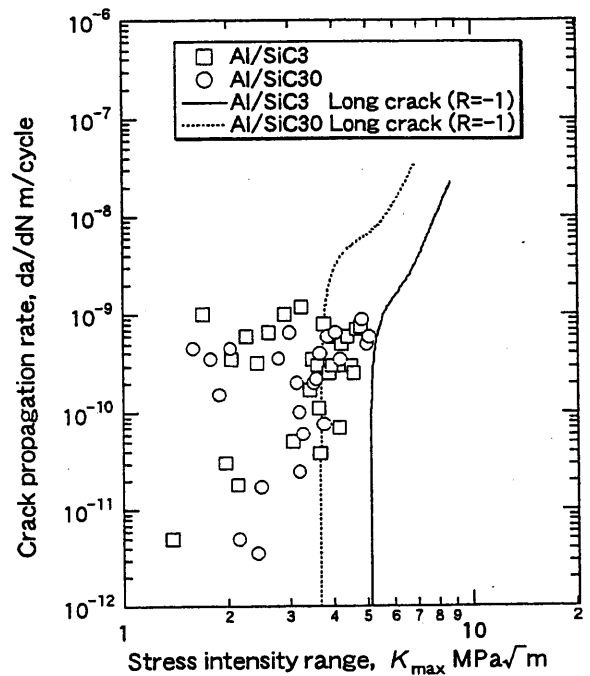


Fig. 9 Relation between crack propagation rate and stress intensity range.

第4章 炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金の 微小き裂伝ば挙動に及ぼす 充填粒子の影響に関する数値解析的検討

1 緒 言

炭化ケイ素 (SiC) 粒子で強化したアルミニウム合金に代表される金属基複合材料に関する初期の研究は、静的特性に対するものがほとんどであったが、近年ではS-N曲線などによる疲労強度の評価や、主に長いき裂を対象とした疲労き裂伝ばに関する研究がなされている[1]~[3]。著者ら[4]~[9]は、複合材の切欠き底および平滑材表面に発生する微小き裂伝ば挙動を明らかにし、SiC粒子強化アルミニウム合金の疲労き裂伝ば抵抗が、母材単体より大きいことを示した。また、第2章ではSiC粒子強化アルミニウム合金の平滑材表面に生じた微小き裂の伝ば挙動を、走査型電子顕微鏡 (SEM) 内で直接観察し、粒子によるき裂の架橋、粒子破壊によるマイクロクラックの発生、粒子によるき裂の一時的な停留、あるいはき裂の偏向等の粒子強化複合材料特有の伝ば挙動を観察した。さらに、き裂発生および伝ば挙動に及ぼす強化粒子径の影響について検討した。しかしながら、上述の粒子架橋や粒子破壊によるマイクロクラックがき裂伝ばに与える影響は必ずしも明確でなく、定量的な評価は困難であった。さらに複合材料においては、強化材と母材とで熱膨張係数が異なるため、熱残留応力の発生が避けられないが、これがき裂の発生や伝ばに及ぼす影響についても不明な点が多い。

そこで本章の研究では、SEM内で平均粒径 $30\mu\text{m}$ のSiC粒子を20%体積率で含むアルミニウム合金2024-T6の疲労試験を行って直接き裂の発生と伝ばを観察した第2章の結果をもとに、き裂発生と初期段階き裂の伝ばに対してメゾメカニックス的観点から有限要素法 (FEM) による解析を行い、実験により得られた伝ば速度や伝ば方向と比較検討した。特に粒子破壊によるマイクロクラックや、粒子による架橋がき裂伝ば挙動に与える影響について注目した。さらに熱残留応力の影響についても検討した。

2 解析方法

2.1 材料および試験片

材料は、第2章の実験に用いたSiC粒子強化アルミニウム合金のうち、SiC粒子の平均粒径が $30\mu\text{m}$ のものである。なお、本材料の製造方法や機械的性質は第2章で述べたとおりである。FEM解析に用いた機械的性質をTable 1に示す[10]。なお複合材の物性値は、粒子とマトリックスの値をもとに、二次元ユニットセルモデルを用いてFEMによって求めた値である。

2.2 解析モデル

第2章のSiC粒子の平均粒径が $30\mu\text{m}$ の板材で得られた粒子割れおよび疲労き裂形状をFig. 1に示す。応力比は $R=0.1$ である。き裂は粒子②、③の割れより発生し、粒子④によるき裂架橋や粒子①、⑤の割れを伴いながら伝ばした。

本研究では実験によって得られたき裂伝ば挙動を二次元有限要素法モデルで模擬し、特に粒子③から⑤の間の右側への伝ば挙動について解析した。Fig. 1に基づいて粒子の配置およびき裂伝ば経路を設定し、き裂部分は二重節点として負荷時には節点が分離出来るようにした。ただし、本研究では、き裂伝ば速度や伝ば経路に及ぼす強化粒子、き裂架橋、マイクロクラックや熱残留応力等の影響を明らかにすることを目的として、微細なき裂の屈曲は省略したため、厳密な意味での伝ばシミュレーションではない。Fig. 2に、き裂先端がFig. 1のG点にあるときの要素分割例を示す。ここで、薄墨部分は

Table 1 Mechanical properties used in FEM analysis

Material	Young's modulus (GPa)	Poisson's ratio	Coefficient of thermal expansion ($\times 10^{-6}/\text{K}$)
Matrix (Al2024-T6)	75.4	0.325	23
Particle (SiC)	450	0.114	3.3
Composite (SiCp/Al)	97.2	0.299	18

SiC粒子，白塗り部分は母材単体，周辺は複合材料の材料定数を与えた．SiCと母材の面積率は，実験材料と等しくSiCの体積含有率が20%となるように考慮した．全解析領域は $3 \times 6\text{mm}$ で，粒子および母材からなる領域は約 $210 \times 80\text{ }\mu\text{m}$ である．このときの全要素数，節点数はそれぞれ3092，3129であるが，アダプティブメッシュ法を適用したため実際の要素数，節点数はさらに多い．

解析には汎用有限要素法ソフトMARCver.K6.1を用いた．四節点アイソパラメトリック要素を用い，試験片表面を対象とするため二次元平面応力状態で弾性解析した．解

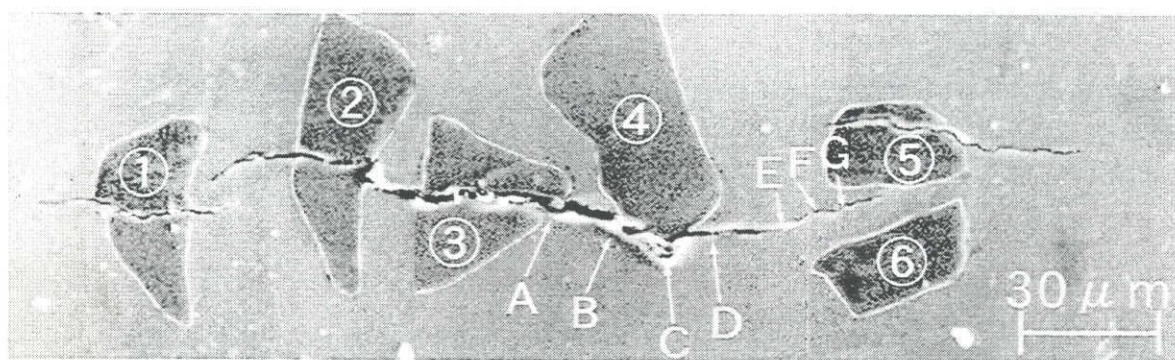


Fig. 1 Scanning electron micrograph

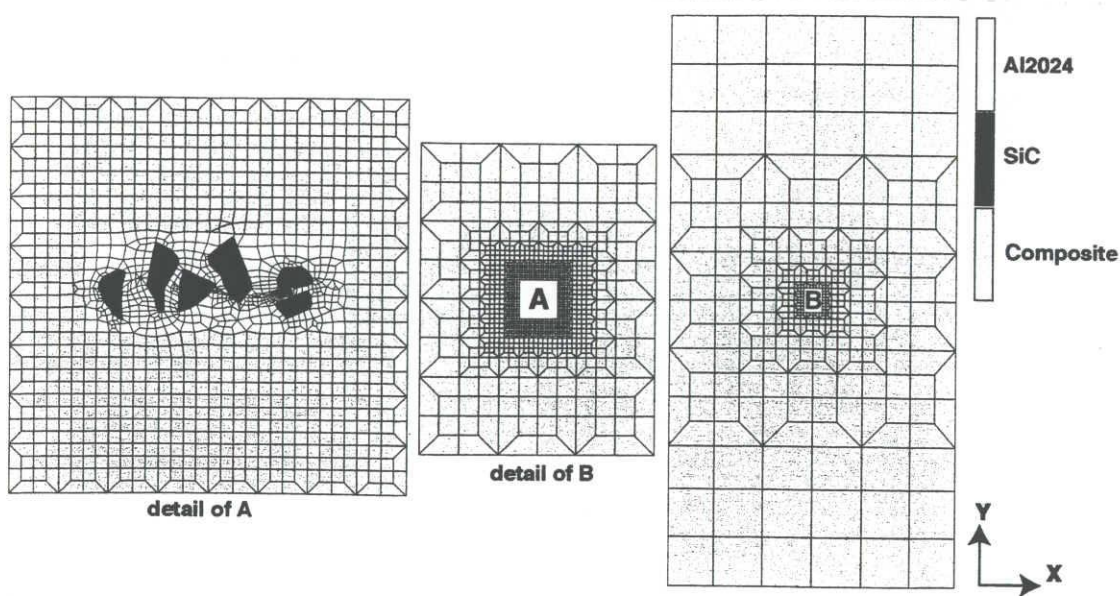


Fig. 2 FEM mesh

析領域の下面を固定し，上面に一様応力を負荷した．また熱残留応力については，T6 処理（190℃）の温度を考慮し，温度差170℃の冷却を仮定して弾性応力解析を行った．

2.3 応力拡大係数

き裂先端における応力拡大係数のモードI，モードII成分 K_I ， K_{II} を修正き裂閉口積分法[11][12]により算出した．Fig. 3(a)に示すようにき裂先端前後の要素に注目すると，応力拡大係数はき裂開口変位 ϕ_x ， ϕ_y および節点反力 F_x ， F_y より求めることができる．き裂がFig. 3(b)に示すように，荷重軸垂直方向から角度 α 偏向している場合には，次式により各モード成分に分解される．

$$\left. \begin{aligned} F_I &= -F_x \sin \alpha + F_y \cos \alpha \\ F_{II} &= F_x \cos \alpha + F_y \sin \alpha \\ \phi_I &= -\phi_x \sin \alpha + \phi_y \cos \alpha \\ \phi_{II} &= \phi_x \cos \alpha + \phi_y \sin \alpha \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

これよりエネルギー解放率 G_I ， G_{II} は次式で与えられる．

$$G_i = \frac{1}{2\Delta x} F_i \cdot \phi_i, \quad i = I, II \quad (2)$$

ここで Δx はき裂面方向の要素寸法である．き裂長さに対する Δx の比は1/1000以下とした．応力拡大係数 K は G より次式で求まる．

$$K_i = \sqrt{E \cdot G_i}, \quad i = I, II \quad (3)$$

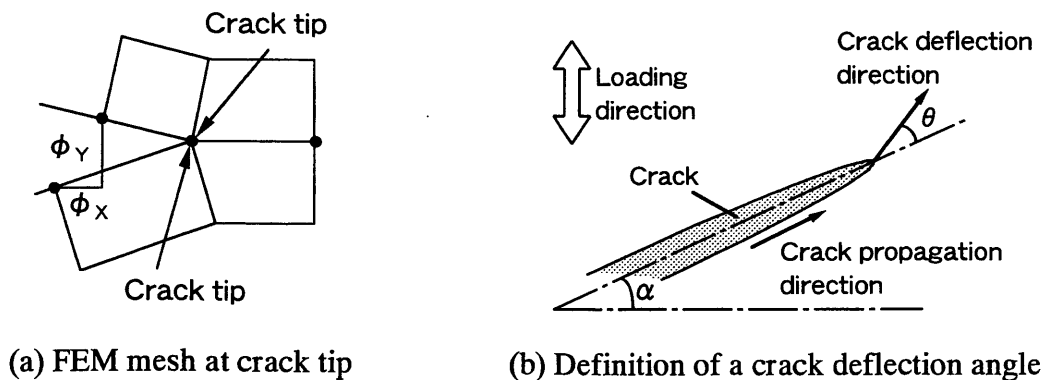


Fig. 3 Numerical analysis of energy release rate

き裂の偏向角 θ は最大接線応力規準説[13]を適用すると次式で求められる.

$$K_I \sin\theta + K_{II}(3\cos\theta - 1) = 0 \quad (4)$$

式(4)を変形して

$$\tan \frac{\theta}{2} = \frac{1}{4} \frac{K_I}{K_{II}} - \frac{1}{4} \sqrt{\left(\frac{K_I}{K_{II}}\right)^2 + 8} \quad (5)$$

となるモード比とき裂屈折角の関係をFig. 4に示す. モードI単独のとき $\theta = 0^\circ$, モードII単独のとき $\theta = -70.5^\circ$ となる. なお, 応力拡大係数範囲 ΔK に対しては, 上式の K を ΔK にすればよい.

3 解析結果および考察

3.1 き裂発生

前述のごとく, 主き裂は粒子②と③の粒子割れが起点となった. そこで, はじめにき裂がない場合について, 各粒子に生じる応力を解析した.

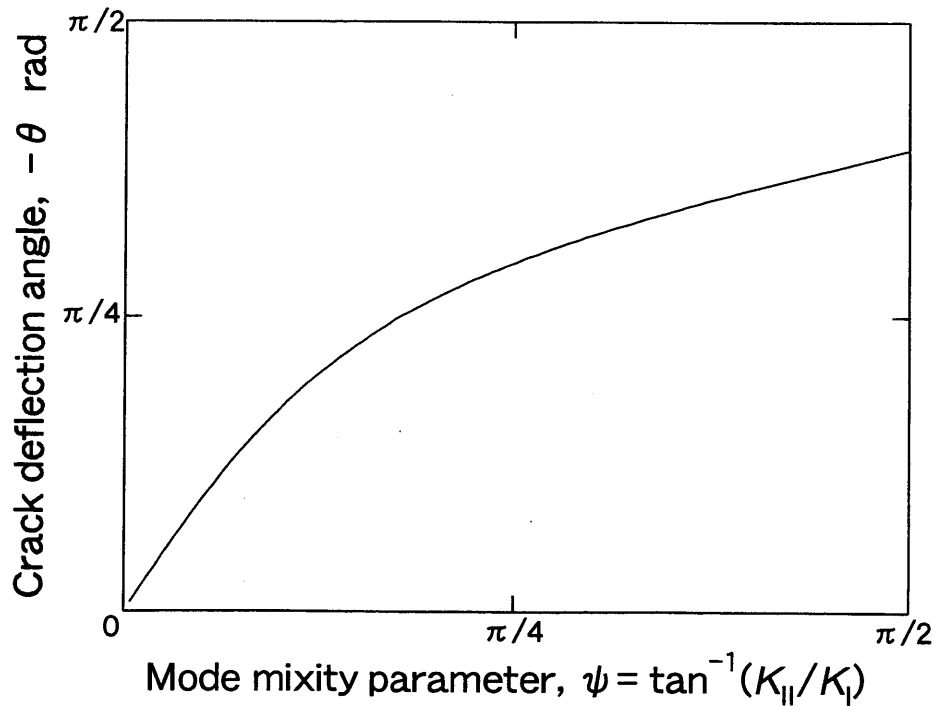


Fig. 4 Change of crack deflection angle with mode mixity parameter

Fig. 5に、最大負荷時における荷重軸方向（y方向）応力 σ_y を示す。なお、負荷応力は実験負荷応力200MPaと切欠きによる応力集中（ $K_t=1.5$ ）を考慮して300MPaとした。 σ_y の最大値は粒子②の717MPaであり、最大主応力は同一位置で生じ、その値は725MPaであった。本SiC粒子の強度は明確ではないが、SiC多結晶体の曲げ強度の400～700MPa程度[10][14]に匹敵する応力が作用することになる。一方、粒子③については最大で449MPaであり、さほど大きくはない。ただし、粒子②が先に破壊したと考えると粒子③の応力負担分は増加し、最大値は503 MPaとなる。

Fig. 6には破面写真を示すが、粒子③の近傍には図中点線で示すような粒子割れが認められる。従って、より厳密にはこのような内部構造も考慮した三次元的な解析が必要である。

ついでT6の熱処理を模擬して温度差170℃の冷却による熱残留応力を重畳させたときの応力分布をFig. 7に示す。熱残留応力によって粒子内には圧縮応力が重畳し、母材部では引張側に増加する。このときの軸方向応力および主応力の最大値は粒子③に生じ、それぞれ356MPa、359MPaとなり、熱残留応力を考慮しない場合よりも約100MPa

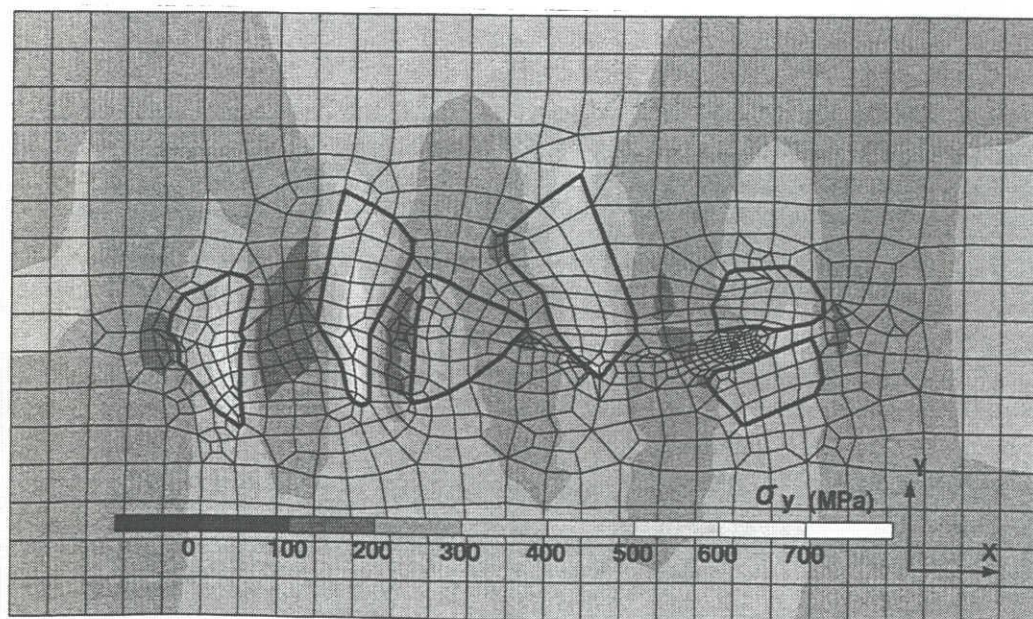


Fig. 5 Distribution of loading stress

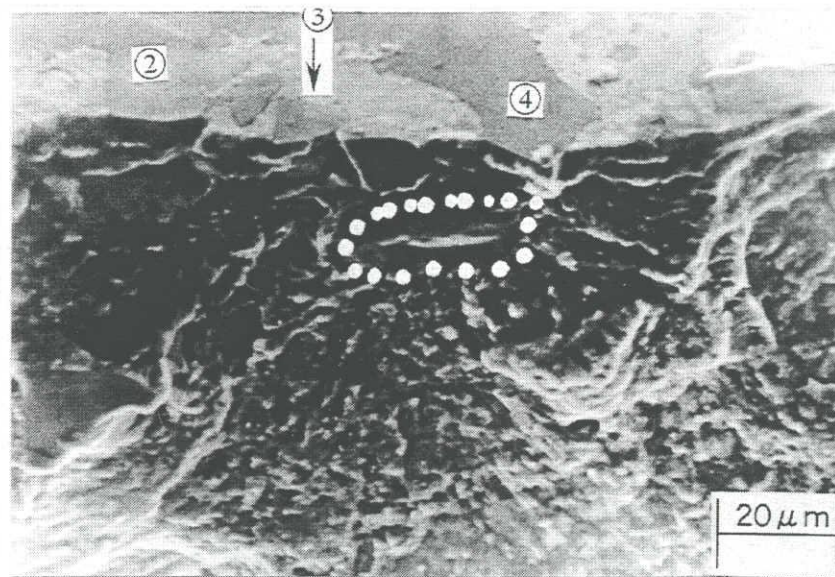


Fig. 6 Fracture surface

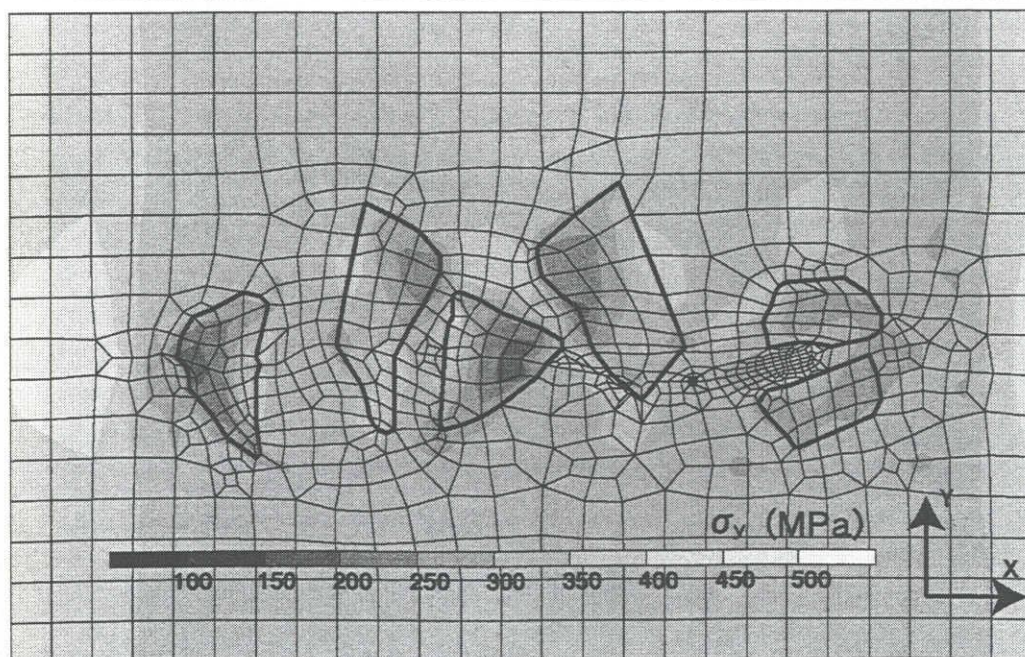


Fig. 7 Distribution of stresses of loading stress plus residual stress

ほど減少する。この値は前述の値ほど高応力ではないが、やはり解析粒子中で最大であり粒子③が破壊開始点の第一候補となることが予測される。また熱応力による減少量はX線法による残留応力の実測値である $\langle \sigma_1 - \sigma_3 \rangle = -134 \text{ MPa}$ [15]に近い。X線測定では照射面積全体の平均的な値が得られるため、必ずしも粒子一個の値と直接比較はできないが、ほぼ妥当な値が得られているものと考えられる。以上の議論より最初の粒子割れが②もしくは③から生じることが推定可能である。

3.2 き裂伝ば挙動

粒子③から発生したき裂の右側への伝ば挙動を、き裂先端がFig. 1のA点とB点の間に存在する場合について解析した。き裂部分は二重節点として、負荷時には節点が自由に分離出来るようにしてある。このときの負荷応力は200MPaである。実際のき裂伝ば経路は、結晶粒組織の影響と考えられる数 μm 程度の長さの微視的な屈曲が多く存在するが、ここではき裂伝ば挙動に及ぼす強化粒子の影響を明らかにするため、これ

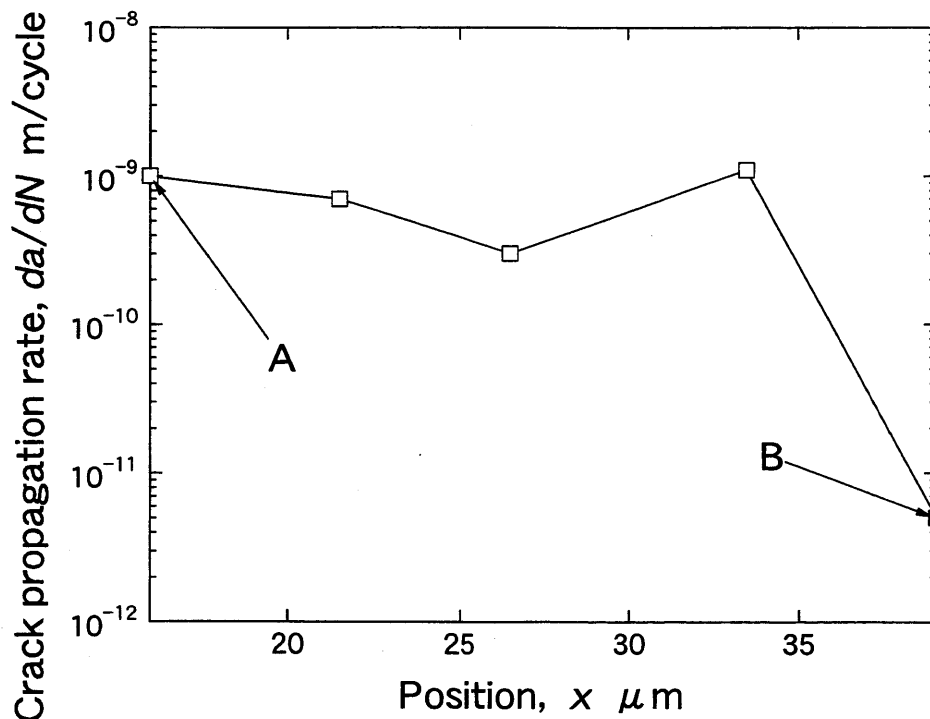


Fig. 8 Change of crack propagation rate

らの微視的な屈曲は無視し、巨視的なA-B間のき裂伝ば経路として偏向角 $\alpha = -9.73^\circ$ の直線となるように要素分割を行った。実験により得られたき裂伝ば速度とき裂先端位置の関係をFig. 8に示す。粒子③から発生したき裂はいったん減速した後やや加速し、粒子④の近傍で停留した。Fig. 9にはFEM解析によって得られた応力拡大係数のモードI成分の最大値 $K_{I\max}$ およびその範囲 ΔK_I をそれぞれ白印および黒塗印で示した。図中の□印は熱残留応力を考慮しない場合、○印は考慮した場合である。ただし実験が応力比0.1で行われたことから、熱残留応力を考慮しない場合の ΔK_I は $K_{I\max}$ の0.9倍となっている。また熱残留応力を考慮した場合の ΔK_I は、き裂が開口している $K_I > 0$ の領域のみを考慮した値であり、有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} に相当する。両者を比較すると、熱残留応力を考慮した場合の方が、全体的に $K_{I\max}$ は小さい。 ΔK_I はA点以外では熱残留応力の有無に関わらず同じ値をとる。このことはA点以外では最小荷重時においても、き裂が閉口しないことを意味している。これに対し、A点では残留応力を考慮した場合の方が小さく、この場合き裂閉口が生じることを意味する。このとき、粗さによる

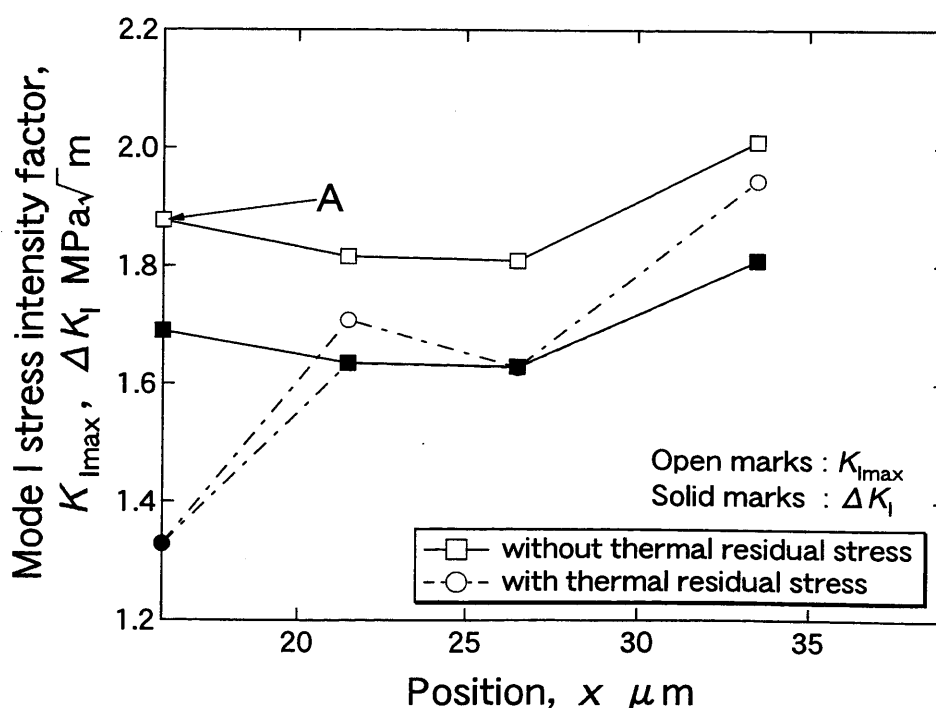


Fig. 9 Change of mode I stress intensity factor

き裂閉口も生じると考えられるが、本解析では粗さの効果は考慮していない。 ΔK_I をき裂伝ば駆動力とすると、熱残留応力を考慮した場合のA点での ΔK_I が小さいことから、粒子割れを起点とする場合には、疲労寿命の初期の段階において、粒子強化複合材料の熱残留応力が、疲労強度の向上に寄与することが期待される。 Fig. 8とFig. 9を比較すると、熱残留応力を考慮しない場合の $K_{I\max}$ および ΔK_I の変化が、き裂伝ば速度の変化にほぼ対応する。 厳密には表面き裂の混合モードに対するき裂伝ば駆動力を用いて比較する必要があるが、本条件においてはモードII成分の割合はさほど小さくなく、き裂伝ば速度は ΔK_I の変化にほぼ対応するものと考えられる。 実際、このときのモード比 $K_{II\max}/K_{I\max}$ は熱残留応力を考慮しない場合で約0.06~0.25程度、考慮した場合で0.06~0.53程度であり、モードII成分の影響は比較的小さい。 また、熱残留応力によってモードII成分が増加することがわかる。

Fig. 10にモードIおよびモードII最大エネルギー解放率の和 ($G_{I\max}+G_{II\max}$) の変化を示す。 Fig. 9に示した $K_{I\max}$ の結果とほぼ同様の変化を示し、モードII成分の寄与はさほど

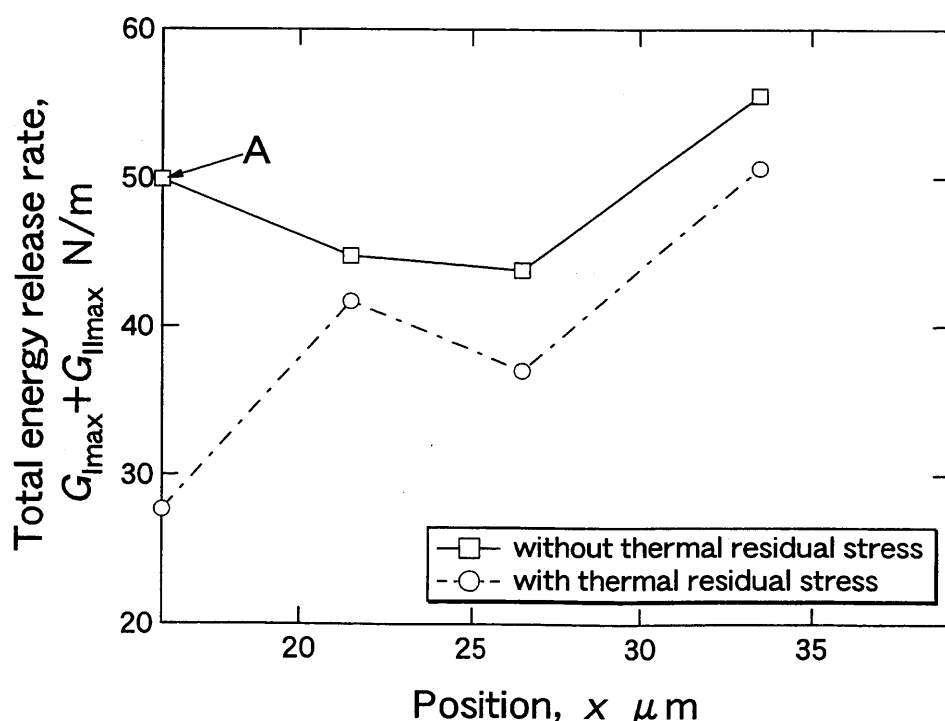


Fig. 10 Change of total energy release rate

大きくないことがわかる。すなわち、近似的にはモードII成分を無視して K_I によって伝ば速度が評価できることが示唆される。

Fig. 11にき裂伝ばにともなうき裂の屈曲角 θ の変化を示す。□印および○印はそれぞれ熱残留応力を考慮しない場合と考慮した場合に、 $K_{I\max}$ と $K_{II\max}$ の比より計算した結果である。■印で示す実験結果は、実際のき裂伝ば経路から計測した屈曲角度であるが、前述のように、本研究では微視的なき裂の屈曲は省略し、巨視的な伝ば方向を実験結果に対応させたため、実験結果は $\theta = 0^\circ$ を中心にとらつく。従って、解析結果も $\theta = 0^\circ$ に近い方が実際の条件に近いことになる。ただし、巨視的にはほぼ偏向方向 $\alpha = -9.73^\circ$ に伝ばしている。熱残留応力を考慮せずに $K_{I\max}$ と $K_{II\max}$ の比より求めた結果（□印）が全体的に $\theta = 0^\circ$ に近く、実験結果にも近い。すなわち、複合材料の疲労き裂伝ば挙動を評価する際には、微視構造に基づいて強化粒子とき裂の相互作用を考慮することが不可欠であることがわかる。これに対して、熱残留応力がある場合には負に大きくなり、粒子④から遠ざかる方向へき裂が伝ばすることを示している。ただし熱残留応力

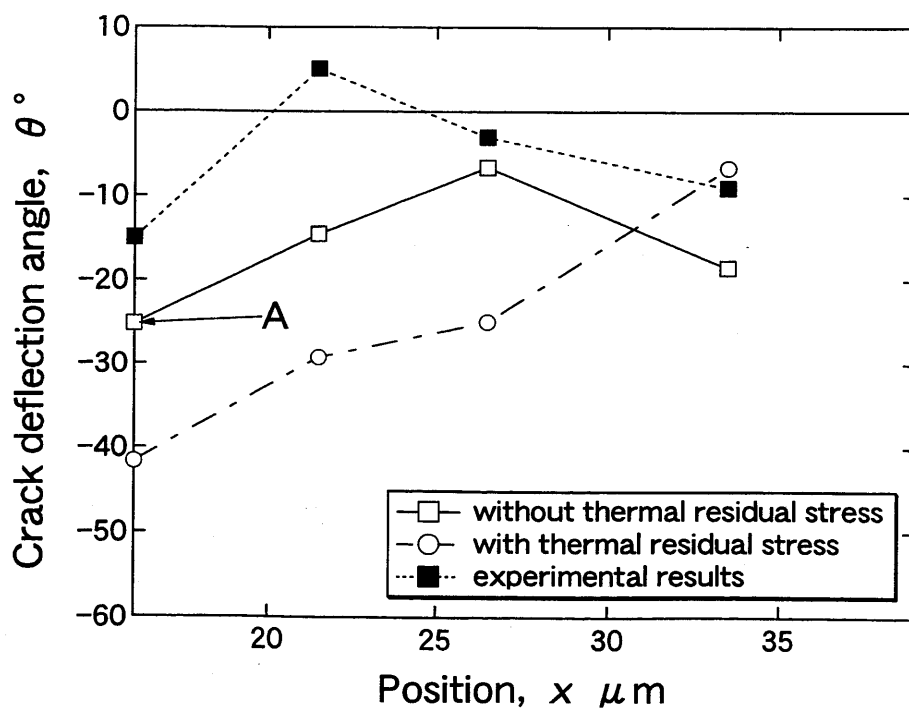


Fig. 11 Change of crack deflection angle

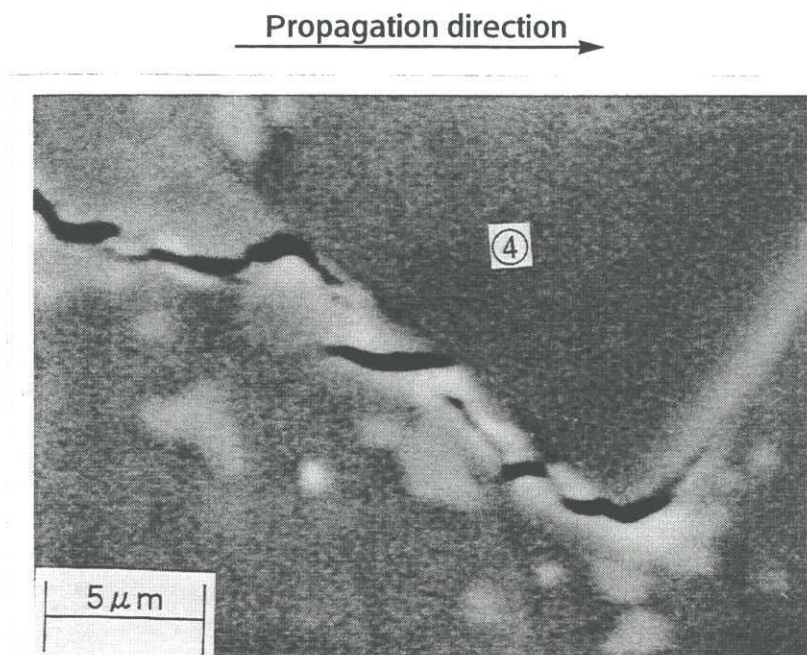
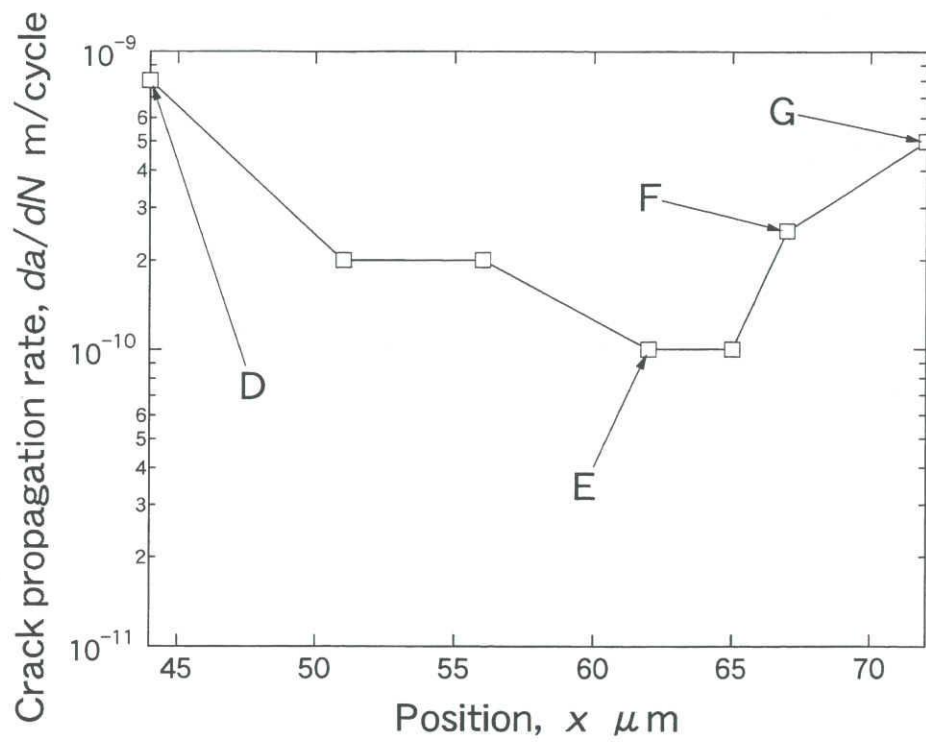


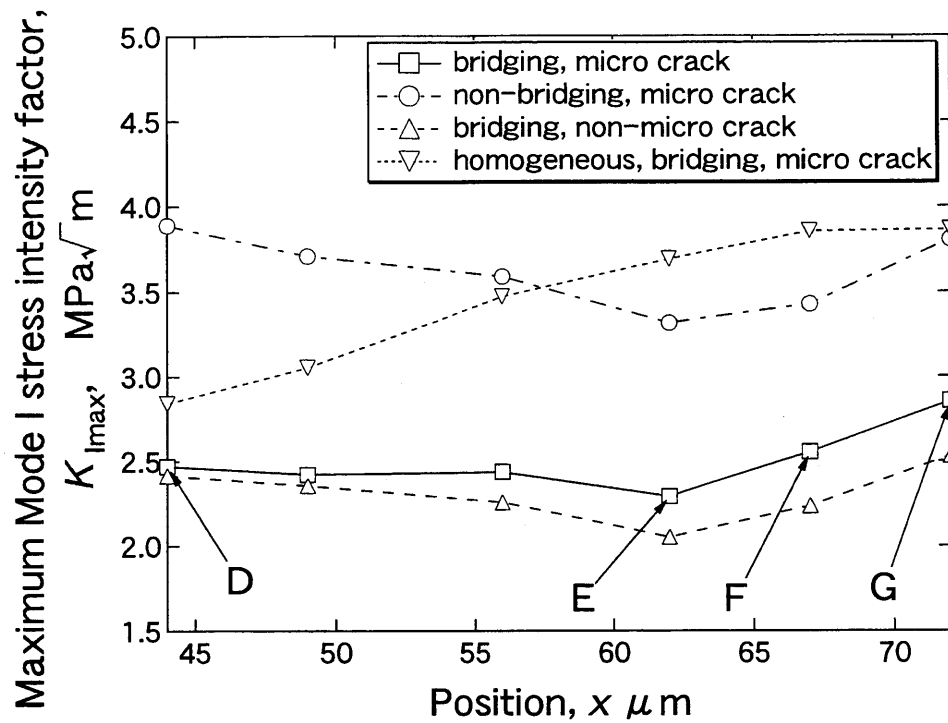
Fig. 13 Scanning electron micrograph of crack bridging

がない場合でも、必ずしも実験結果と解析結果は一致しない。これは前述のごとく、本解析では微視的な屈曲を省略した二次元的な簡略化モデルを用いたことが原因と考えられる。なお、 ΔK_I と ΔK_{II} の比より計算される屈曲角 θ は□印に等しくなる。またき裂閉口を考慮した場合も、除荷過程で K_I が負となりき裂面が接触したときにモードIIのき裂せん断変位も拘束されると考えると□印に等しくなる。このように本解析で得られた結果は、き裂伝ば方向が ΔK_I と ΔK_{II} の比によって決定されるというOhji[16]の結果とよく対応する。

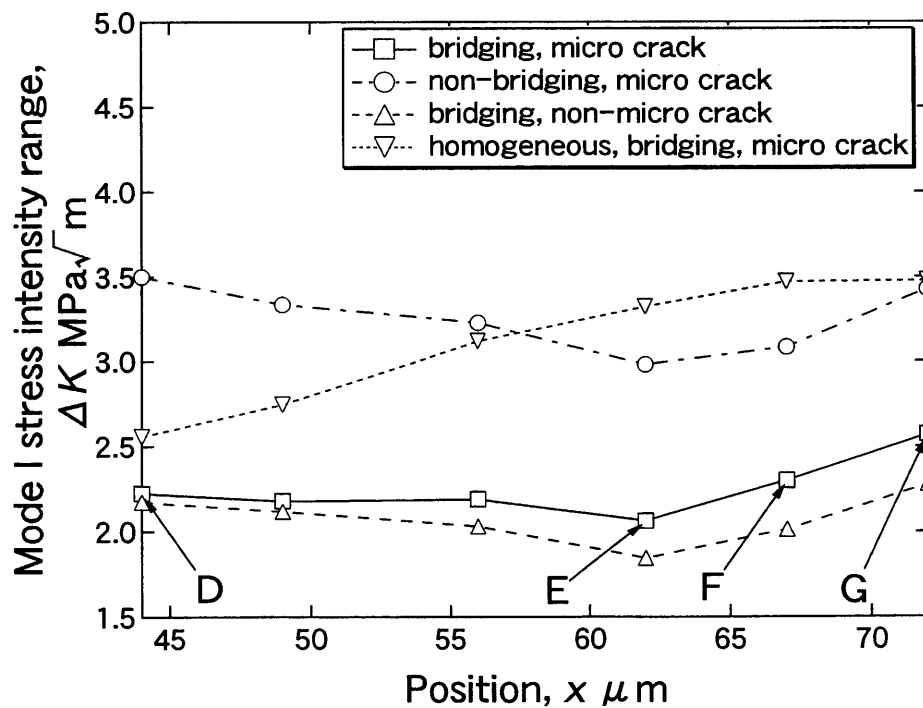
以上のように、簡略化モデルを用いても微視構造を模擬することによって、き裂伝ば挙動に及ぼす強化粒子の影響を抽出できることがわかる。

ついで疲労試験で負荷応力を240MPaに増加させた点DからGまでの伝ば挙動を同様に検討した。ここでは、疲労き裂伝ば挙動に及ぼす強化粒子、粒子架橋およびマイクロクラックの影響を抽出することを目的として、A-B間のき裂伝ば解析と同様に、長さ数 μm 程度の微視的な屈曲は無視し、き裂先端位置 $x=44\sim 54\mu\text{m}$ まではき裂偏向角 $\alpha=0^\circ$ の直線、それ以降は $\alpha=14.04^\circ$ の直線となるように要素分割を行った。このときのき裂先端位置とき裂伝ば速度の関係をFig. 12に示す。き裂は粒子④から遠ざかるにしたがって減速し、図中のE点付近で最小値をとった後再び加速した。またき裂伝ば方向は、粒子④近傍ではほぼ荷重軸に垂直であるが、E点付近から粒子⑤に向かって伝ばした。ここで粒子④の下部ではFig. 13に示すようにき裂は不連続であり、比較的き裂が長くなるまで粒子④による架橋状態にあるものと考えられる。また粒子⑤は負荷応力200MPaでき裂先端がB点近傍にあるときに破壊した。そこで、以下では粒子④による架橋と、粒子⑤の破壊によるマイクロクラックの影響について検討する。

き裂伝ばにともなう $K_{I\max}$ および ΔK_I の変化をそれぞれFig. 14(a), (b)に示す。なお、解析では応力集中を考慮し負荷応力を360MPaとした。図中□印は架橋とマイクロクラックを含む解析結果で、○印はマイクロクラックのみ、△印は架橋のみを考慮した結果である。また、▽印は粒子がない均質材として架橋とマイクロクラックを考慮した結果である。なお、架橋はBC間のき裂の不連続 (Fig. 13) は無視し、BC間が完全に固



(a) Maximum stress intensity factor



(b) Stress intensity range

Fig. 14 Change of mode I stress intensity factor without thermal residual stress

着しているものとした。図より $K_{I\max}$ および ΔK_I は、常に○印、□印、△印の順に小さくなる。特に○印は□印よりもかなり大きく、架橋が $K_{I\max}$ および ΔK_I 成分の減少に大きく寄与することがわかる。次に△印と□印とを比較すると、□印の方がやや大きく、き裂前方にマイクロクラックが存在することによって K_I が増加することがわかる。またこの増加量は、き裂伝ぱとともに、すなわち主き裂先端とマイクロクラックの距離が近くなるほど大きくなる。いずれの条件においてもE点近傍で小さな値をとり、Fig. 12のき裂伝ぱ速度の変化とよく対応している。また、▽印の均質材では $K_{I\max}$ および ΔK_I はき裂伝ぱとともに単調に増加し、き裂伝ぱ速度の変化とは対応しない。複合材における複雑な伝ぱ挙動は主に強化粒子とき裂の相互作用が主要因子であり、この影響を無視して均質材近似することができないことがわかる。

Fig. 15にモードIおよびモードII最大エネルギー解放率の和 ($G_{I\max}+G_{II\max}$) の変化を示す。この場合にもFig. 14(a)に示した $K_{I\max}$ の変化と大きな違いは認められず、モードII成分の影響は比較的小さいことがわかる。

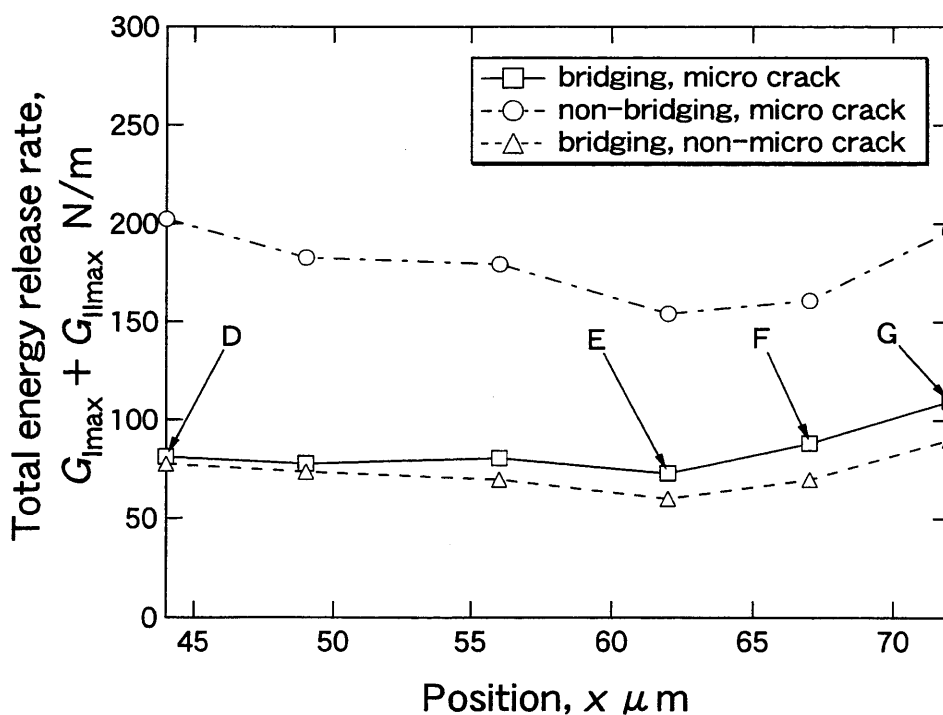
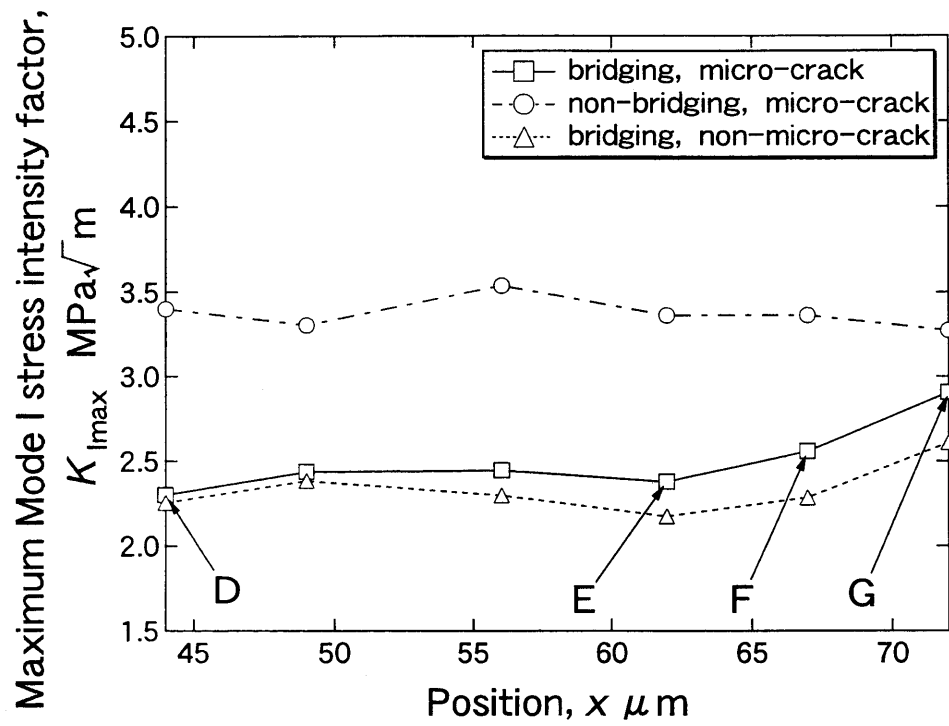
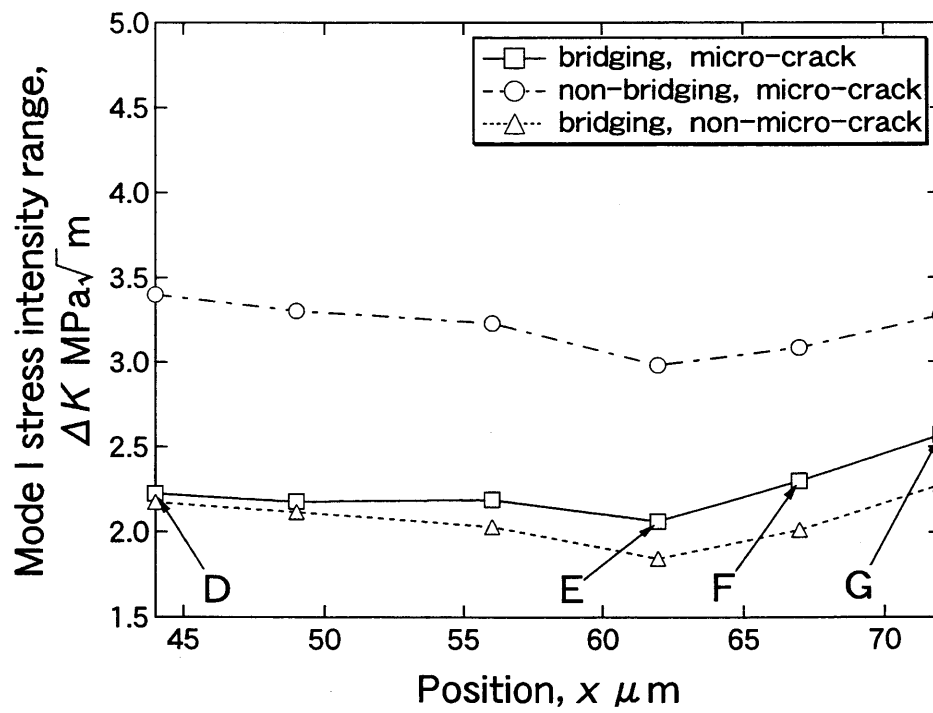


Fig. 15 Change of total energy release rate without thermal residual stress



(a) Maximum stress intensity factor



(b) Stress intensity range

Fig. 16 Change of mode I stress intensity factor with thermal residual stress

Fig. 16(a)(b)に熱残留応力を考慮した場合の結果を示す。それぞれの条件に対する大小関係や変化の傾向はFig. 14と同様であるが、Fig. 16(a)の△印および□印はD点近傍では $K_{I\max}$ がやや減少し、G点近傍では逆にやや増加する。一方、Fig. 16(b)の△印および□印の ΔK_I はFig. 14(b)に等しく、本条件下では ΔK_I に及ぼす残留応力の影響は小さい。

Fig. 17に熱残留応力を考慮した場合のモードIおよびモードII最大エネルギー解放率の和 ($G_{I\max}+G_{II\max}$) の変化を示す。Fig. 16(a)に示した $K_{I\max}$ の変化とほぼ同様に、やはりモードII成分は小さいことがわかる。

モードIおよびモードII最大エネルギー解放率の和 ($G_{I\max}+G_{II\max}$) を、全面均質材としたときに得られる $(G_{I\max}+G_{II\max})_{\text{homo}}$ で無次元化した値をFig. 18に示す。ただし、Fig. 15とFig. 17中における粒子架橋およびマイクロクラックを考慮した結果 (□印) についてのみの変化を示す。この図は、 $(G_{I\max}+G_{II\max})/(G_{I\max}+G_{II\max})_{\text{homo}}$ が1.0から離れるほど強化粒子の影響が大きく表れることを意味している。D点を除くと、残留応力の有無に

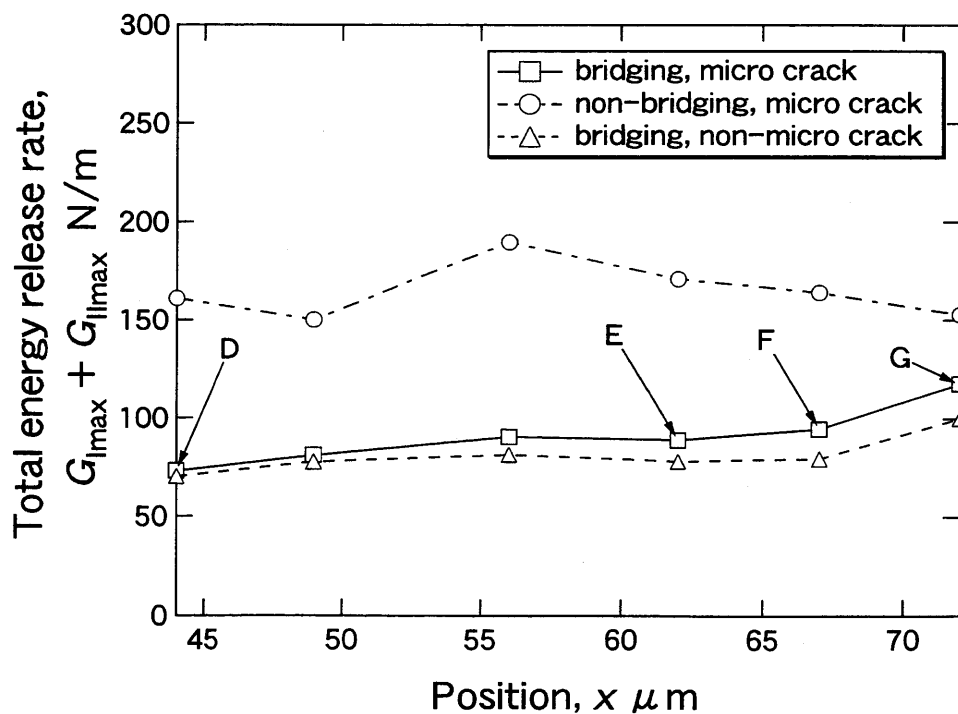


Fig. 17 Change of total energy release rate with thermal residual stress

関わらず、 $(G_{I\max}+G_{II\max})/(G_{I\max}+G_{II\max})_{\text{homo}}$ の値は1.0以下であり、特にEおよびF点で最小となり、粒子の影響が最も大きくなる。ここでは、粒子の存在によって、エネルギー解放率は均質材よりも低下し、粒子強化複合材料では均質材よりもき裂伝ば抵抗が上昇する。また熱残留応力を考慮すると、母材では引張りの残留応力となることからエネルギー解放率が全体的に大きくなる。

Fig. 19に残留応力を考慮しない場合の $K_{I\max}$ と $K_{II\max}$ の比より得られる θ の変化を示す。前述のように、本結果は ΔK_I と ΔK_{II} の比より得られる θ と等しい。図中の印はFig. 14と対応している。Fig. 11の場合と同様に、■印は実験結果である。この場合も巨視的な伝ば方向は実験結果に一致しているため、 $\theta=0^\circ$ を中心に変動する。三種類の解析結果の中では、粒子架橋およびマイクロクラックを考慮した解析結果（□印）が、全体的に最も実験結果に近く、 $\theta=0^\circ$ に近い値を示している。これは、実際のき裂伝ば経路に従って解析を行った場合、本条件が最もモードII成分が発生しにくいことを意味しており、実際のき裂伝ば条件に近い解析条件であるためと考えられる。すなわち、

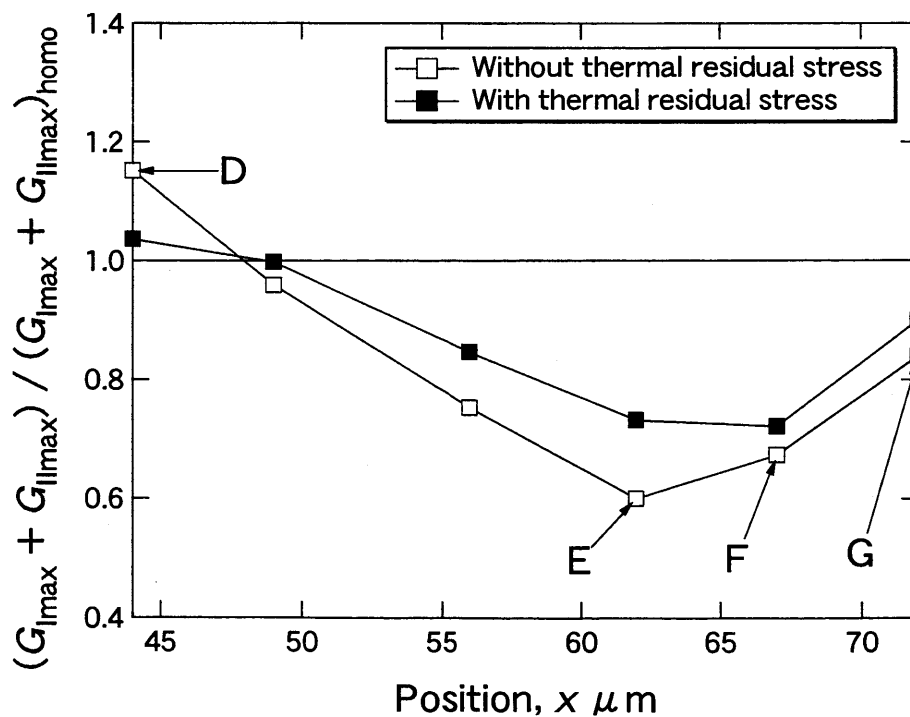


Fig. 18 Change of normalized total energy release rate

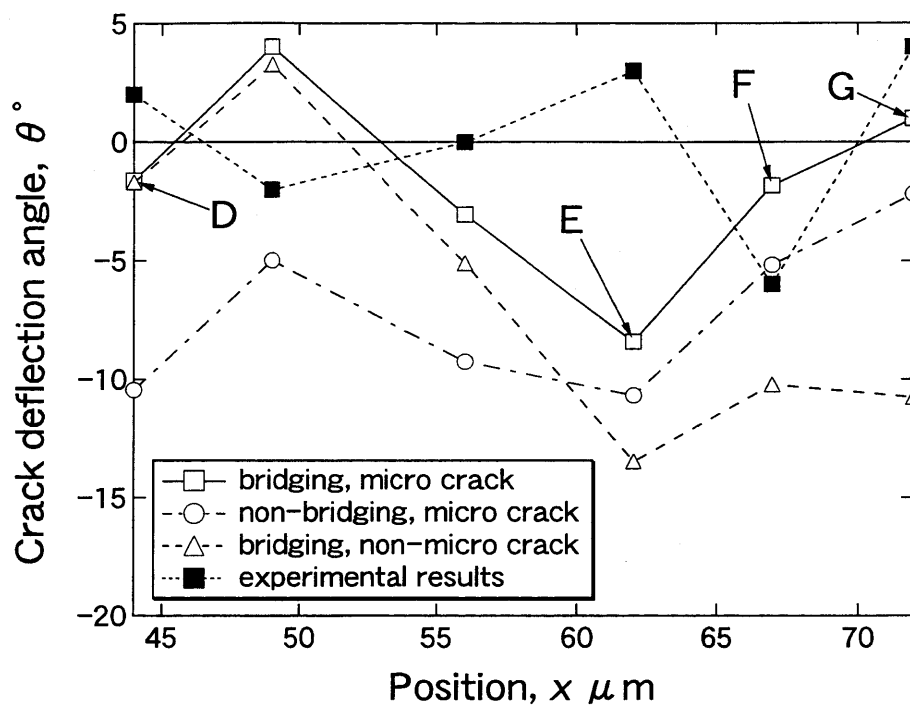


Fig. 19 Change of crack deflection angle without thermal residual stress

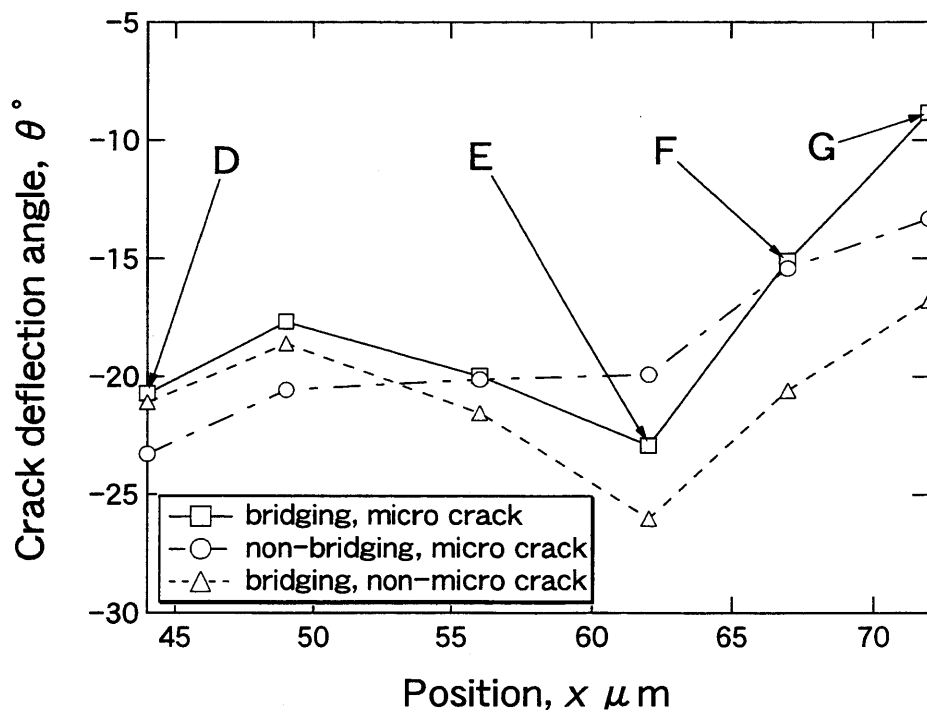


Fig. 20 Change of crack deflection angle with thermal stress

き裂伝ば挙動の解析には、微視構造に基づく強化粒子、マイクロクラック、粒子架橋の影響を考慮することが必要であることがわかる。ただし、実際には前述のA-B間と同様に、微視的な屈曲を省略したことや二次元モデルであるためばらつきは大きい。

Fig. 20に残留応力を考慮したときの $K_{I\max}$ と $K_{II\max}$ の比より得られる θ の変化を示す。いずれの条件においても、ほぼ同様な変化傾向を示しており、架橋やマイクロクラックによる影響は小さい。これは、 $K_{I\max}$ と $K_{II\max}$ の比が架橋やマイクロクラックよりも熱残留応力の影響をより強く受けていることを示している。いずれの条件においても $K_{I\max}$ と $K_{II\max}$ の比から得られる θ は比較的大きな負の値を示し、実験結果とは大きく異なる。ただし、前述のごとく ΔK で計算される θ はFig. 19で示した結果に等しく、熱残留応力を考慮した場合でも ΔK_I と ΔK_{II} の比から予測される θ は実験結果に近い。

以上のように、粒子強化複合材料における疲労き裂の伝ば速度やき裂伝ば方向には、強化粒子の効果のみならず、粒子による架橋やマイクロクラックの影響が大きく、これらを考慮した解析が必要であることが示された。実際のき裂伝ば速度の変化は ΔK_I および熱残留応力がない場合の $K_{I\max}$ の変化とよく対応し、またき裂先端が粒子近傍にある場合は残留応力の影響が無視できない。一方、き裂屈曲角 θ に対しては、 ΔK による評価が有効であるが、厳密には結晶粒組織や試験片内部情報などの影響を考慮することが必要である。このように、表面および破面情報を基礎とした二次元弾性解析によって近似的なき裂伝ば挙動の評価が可能であり、今後さらに詳細な主き裂と強化粒子、マイクロクラック、粒子架橋等との相互作用の定量化を通して複合材料の寿命評価、最適設計等への発展が望まれる。

4 結 言

炭化ケイ素粒子強化複合材料の疲労試験によって得られたき裂伝ば速度およびき裂屈曲角の変化を、メゾメカニックス的観点から有限要素法を用いて解析した。得られた主な結果を以下にまとめる。

- (1)主き裂の発生点となった二個のSiC粒子は、熱残留応力の有無によらずいずれかの

応力が最も大きく、破壊粒子の同定が可能である。

(2) 応力拡大係数はき裂伝ば過程において生ずる粒子架橋や粒子破壊によるマイクロクラックの存在に強く依存し、疲労き裂の伝ば速度の変化は応力拡大係数範囲のモードI成分 ΔK_I の変化とよく対応した。

(3) 熱残留応力は強化粒子に圧縮応力をもたらし、き裂先端が粒子近傍にある場合には K_I の最大値を減少させ、き裂閉口を生じさせる。

(4) き裂の偏向角は、強化粒子、マイクロクラックおよび粒子架橋の影響を受け大きく変化する。モードIおよびモードIIの ΔK の比から最大接線応力規準で予測される値は、実験結果にほぼ対応し、微視構造を考慮した解析が必要であることが示唆された。

参考文献

- [1] Logsdon, W. A. and Liaw, P. K., *Eng. Fract. Mech.*, **24-5** (1986), 737-751.
- [2] Davidson, D. L., *Eng. Fract. Mech.*, **33-6** (1989), 965-977.
- [3] Biner, S. B., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **13-6** (1990), 637-646.
- [4] 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 松原 剛, 日本機械学会論文集 (A編), **60-573** (1994), 1143-1149.
- [5] 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, **25-5** (1999), 188-195.
- [6] 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 山田篤史, 日本機械学会東海支部第47期総会講演会講演論文集, (1998), 71-72.
- [7] 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 木村英彦, 日本機械学会東海支部浜松地区講演会講演論文集, (1999), 32-33.
- [8] 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 日本機械学会論文集 (A編), **61-586** (1995), 1190-1196.
- [9] Tanaka, K., Akiniwa, Y. and Shimizu, K., *Eng. Fract. Mech.*, **55-5** (1996), 751-762.
- [10] 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 松井元康, 第29回X線シンポジウム講演論文集,

(1993), 16-21.

- [11] Muscati, A. and Lee, D. J., *Int. J. Fract.*, **25** (1984), 227-246.
- [12] Rybicki, E. F. and Kanninen, A., *Eng. Fract. Mech.*, **9** (1977), 931-938.
- [13] Erdogan, F. and Sih, G. C., *J. Basic Eng.*, **85** (1963), 519-527.
- [14] 山口 喬, 柳田博明, エンジニアリングセラミックス, (1986), 20, 技報堂.
- [15] 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 萩原隆彰, 材料, **47-3** (1998), 279-286.
- [16] Ohji, K., Residual Stress-III, *Proc. 3rd Int. Conf. Residual Stresses*, Edited by Fujiwara, H., Abe, T. and Tanaka, K., Vol. 1, (1992), 447-456, Elsevier Applied Science.

第5章 微小疲労き裂進展の力学

Keisuke TANAKA and Yoshiaki AKINIWA
*Department of Mechanical Engineering, Nagoya University,
Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-8603, Japan*

ABSTRACT

On the basis of the interaction between dislocations and an isolated crack, the propagation threshold of small cracks was derived from the condition of dislocation emission at the crack tip and the motion of dislocations under reversed loading. The size limitation of semi-infinite crack approximation for dislocation motion near the crack tip was defined. A continuously distributed dislocation model was used to simulate irregular, fast growth of microstructurally small cracks interacting with grain boundaries. The effects of crack closure and grain-boundary blocking on crack propagation was incorporated in the simulation. The resistance-curve method was proposed to determine the propagation threshold of mechanically small (microstructurally large) cracks originating from defects or notches.

KEYWORDS

Fatigue, small crack, dislocation, threshold condition, microstructural effect, crack closure, resistance curve, defects, notches

INTRODUCTION

Physically small fatigue cracks with dimensions less than about 2 mm can be classified into three categories: microstructurally small cracks, mechanically small cracks, and large cracks [1,2]. Large cracks whose length is approximately ten times the grain size are treated by the conventional ΔK -based methodology of fracture mechanics. Microstructurally small cracks with length on the order of the grain size show anomalously fast, irregular propagation rates. Because of microstructural inhomogeneities, the crack propagation behavior has statistical characteristics [3]. For mechanically small (microstructurally large) cracks, an appropriate choice of fracture mechanics parameters gives the same propagation law as for large cracks, because the material is now regarded as homogeneous. The effective stress intensity range, ΔK_{eff} , is useful when the anomalous behavior of small cracks comes from the lack of crack closure, while the J-integral range, ΔJ , is available when the plastic zone size is large relative to the crack length [2].

The interaction between the slip band and the grain boundary in the vicinity of the crack tip was first modeled by Taira et al. [4] using the continuously distributed dislocation theory, and

later their model was extended by Tanaka et al. [5] to predict the propagation of microstructurally small cracks interacting with grain boundaries. The Monte Carlo method was utilized by Tanaka et al. [6] to simulate the statistical nature of microstructurally small cracks. The same model was used by Navarro and Los Rios [7] to show a transition from small to large cracks. Those micromechanical models based on the continuously distributed dislocation theory have been successful in predicting fast, irregular growth of small fatigue cracks. However, they have some difficulty in deriving the threshold condition of fatigue crack propagation. Pippan [8,9] treated the interaction between a crack and a discrete dislocation, and derived the fatigue threshold from the condition of a dislocation emission from the crack tip or the motion of an emitted dislocation under reversed loading. Later, he analyzed the influence of the grain boundary or barrier on the threshold condition. The discrete dislocation model was also used by Doquet [10] to predict the irregular growth behavior of small Stage I cracks.

For mechanically small and microstructurally large cracks, Tanaka et al. [11,12] and Pippan et al. [13] proposed the resistance-curve method to assess the threshold of small fatigue crack propagation from defects or notches. The resistance for crack propagation increases with crack extension because of the development of crack closure. Modeling of the development of crack closure is a principal subject for fatigue thresholds of mechanically small cracks. Once the amount of crack closure is known, the effective stress intensity factor, ΔK_{eff} , can be used as a crack-driving force for predicting the propagation behavior of small cracks. Among several models of crack closure, a model proposed by Newman [14] for plasticity-induced crack closure has a capability of predicting the development of crack closure as a function of crack length and loading conditions. Experimental data will be necessary to determine the crack closure caused by the roughness and oxide debris on the fracture surfaces.

In the present paper, mechanical models of microstructurally and mechanically small cracks are reviewed, and several new developments are described.

CRACK-DISLOCATION-BARRIER INTERACTION

Crack-Dislocation Interaction

The crack has often been assumed to be semi-infinite in the previous analyses of crack-dislocation interaction reported by Pippan [8,9] and Doquet [10]. By solving the interaction between dislocations and an isolated crack with a finite length, the limitations of this assumption will be examined.

Under an increasing shear load, a pair of discrete dislocations are generated from the tip of a Stage I isolated crack of length $2a$ as shown in Fig. 1(a). The stress intensity factor for the crack is reduced by the emitted dislocations as

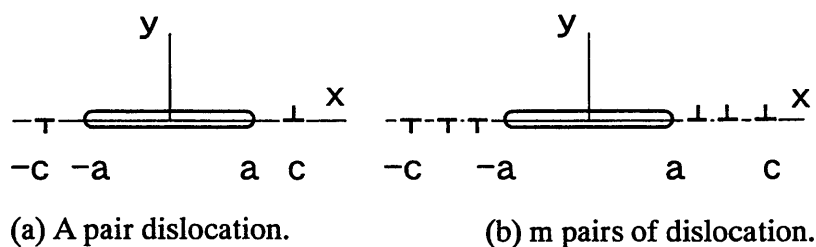


Fig. 1. Crack-tip dislocation model.

$$k = \tau_a \sqrt{\pi a} - \frac{2A\sqrt{\pi a}}{\sqrt{c^2 - a^2}} \quad (1)$$

where τ_a is the applied stress, c is the position of pair dislocations (see Fig.1), and $A = \mu b/(2\pi(1-\nu))$ for edge dislocations (μ = shear modulus, ν = Poisson's ratio, b = Burgers vector) and $A = \mu b/(2\pi)$ for screw dislocations. The first term is due to the applied stress, and the second term is the shielding contribution by emitted dislocations. The shear stress on the x axis is given by

$$\tau = \frac{\tau_a x}{\sqrt{x^2 - a^2}} - 2A \sqrt{\frac{c^2 - a^2}{x^2 - a^2}} \frac{x}{c^2 - x^2} \quad (2)$$

The force exerted on the dislocation at c is expressed as

$$\tau_c = \frac{\tau_a c}{\sqrt{c^2 - a^2}} - \frac{Aa^2}{(c^2 - a^2)c} \quad (3)$$

The first term is the applied stress, and the second term is the image stress.

When m pairs of dislocations are emitted from the crack, as shown in Fig. 1(b), the stress intensity factor for a crack is

$$k = \tau_a \sqrt{\pi a} - \sum_{j=1}^m \frac{2A\sqrt{\pi a}}{\sqrt{x_j^2 - a^2}} \quad (4)$$

The stress on the x -axis is

$$\tau = \frac{\tau_a x}{\sqrt{x^2 - a^2}} - \sum_{j=1}^m 2A \sqrt{\frac{x_j^2 - a^2}{x^2 - a^2}} \frac{x}{x_j^2 - x^2} \quad (5)$$

The stress exerted on the dislocation located at x_i is given by

$$\tau_i = \frac{\tau_a x_i}{\sqrt{x_i^2 - a^2}} - \frac{Aa^2}{(x_i^2 - a^2)x_i} - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq i}}^m 2A \sqrt{\frac{x_j^2 - a^2}{x_i^2 - a^2}} \frac{x_i}{x_j^2 - x_i^2} \quad (6)$$

The third term is the interaction stress from the other dislocations.

Dislocation Emission

According to Ohr [15], a dislocation will be emitted from the crack tip at the applied stress which locates the dislocation in equilibrium at a distance of the core size r_c from the crack tip. The condition is obtained from Eq. (3) by equating τ to the friction stress, τ_F , at $c = a + r_c$ as

$$\tau_F = \frac{\tau_e(a + r_c)}{\sqrt{(a + r_c)^2 - a^2}} - \frac{Aa^2}{((a + r_c)^2 - a^2)(a + r_c)} \quad (7)$$

where τ_e is the applied stress required for dislocation emission. The stress intensity factor at the dislocation emission from the crack tip is

$$k_e^* = \tau_e \sqrt{\pi a} \quad (8)$$

When the applied stress intensity factor is larger than k_e^* , a dislocation can be emitted from the

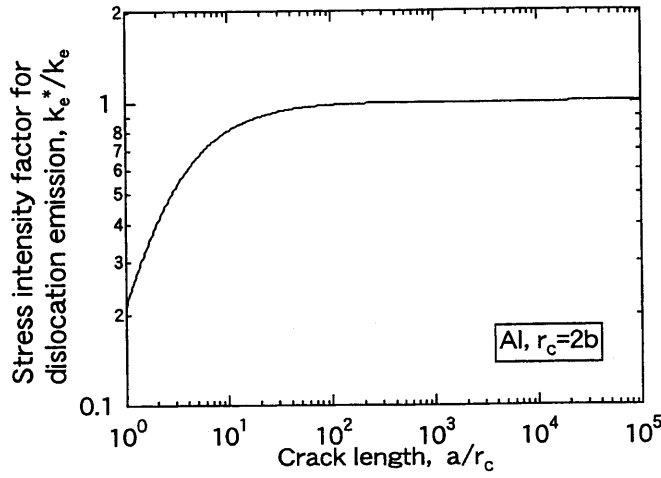


Fig. 2. Change of stress intensity factor with crack length.

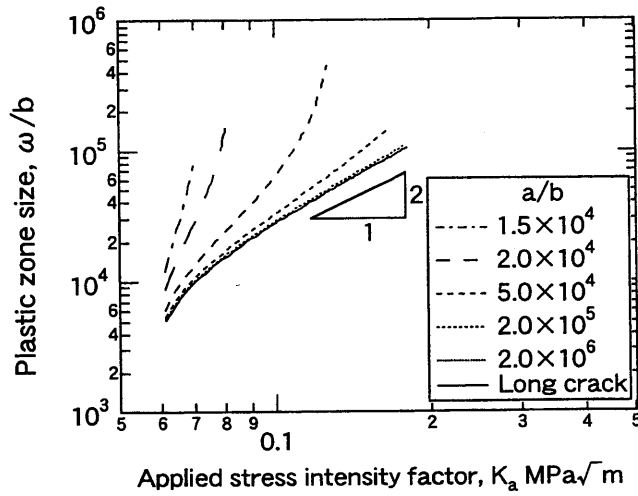


Fig. 3. Change of plastic zone size with applied stress intensity.

crack tip. For a semi-infinite crack, or $a \gg r_c$, this stress intensity factor becomes

$$k_e = (\tau_F + A/2r_c) \sqrt{2\pi r_c} \quad (9)$$

In Fig. 2, the ratio of k_e^* to k_e is plotted against the crack length for emission of pair dislocations. In the figure, the value calculated for a single dislocation emitted from only one tip of a crack is also plotted. Doing the calculation for aluminum, material parameters used are $\tau_F = 20\text{MPa} = 0.0008\mu$, $\mu = 25.1\text{ GPa}$, $b = 0.285\text{ nm}$, $r_c = 2b$. The stress intensity factor for dislocation emission is constant when the crack length is larger than about five thousand times the dislocation core size. A crack larger than $1.4\text{ }\mu\text{m}$ can be regarded as large, and the constant value of the stress intensity factor can be used for dislocation emission from the crack tip. The stress intensity factor for dislocation emission from the tip of large cracks is $k_e = 6.10 \times 10^{-2} \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} = 0.14\mu\sqrt{b}$.

Dislocation Distribution

In Fig. 3, the plastic-zone size (the distance to the leading dislocation from the crack tip) is

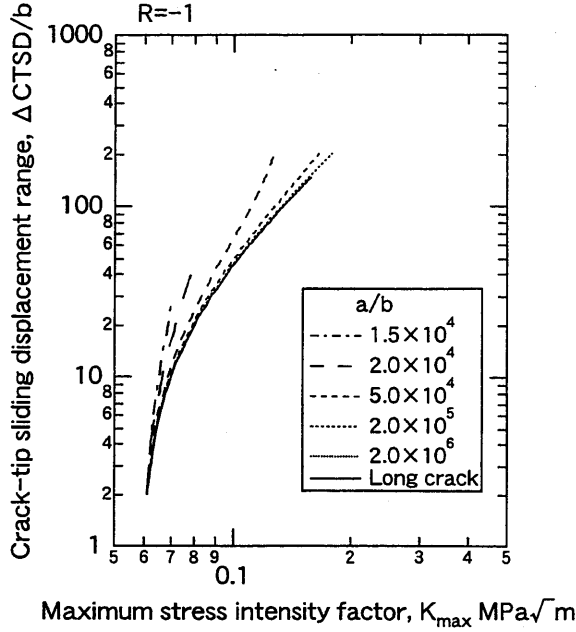


Fig. 4. Relation between $\Delta CTSD$ and K_{max} under $R = -1$.

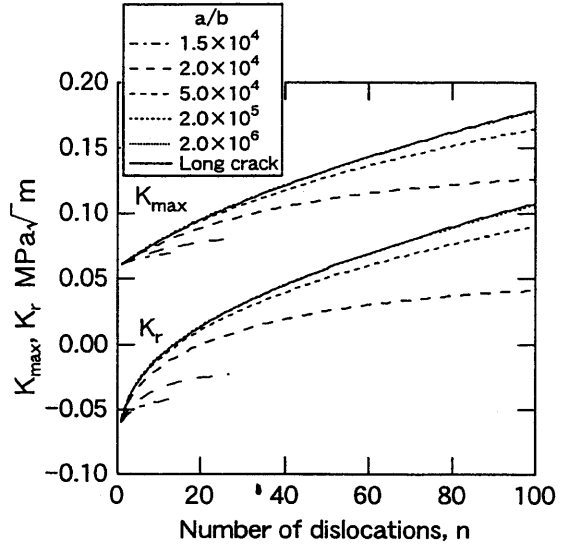


Fig. 5. Change of stress intensity factors, K_{max} and K_r , with number of dislocations.

plotted against the applied stress intensity factor, K_a , for various crack lengths, where the material properties are as given above. The plastic-zone size is larger for smaller cracks at the same K_a value. The K_a value does not control the plastic zone size, because the dislocations spread out of the crack-tip singular stress field. At lengths above $2.0 \times 10^6 b$, the crack can be regarded as semi-infinite and K_a is a characterizing parameter. Under completely reversed loading, i.e., the stress ratio R equal to -1 , all positive dislocations generated from the crack tip at the maximum load are replaced by the same number of negative dislocations at the minimum load. The crack propagation rate can be assumed to be equal to the number of dislocations times the Burgers vector at the maximum load or the crack-tip sliding displacement range $\Delta CTSD$. In Fig. 4, $\Delta CTSD/b$ is plotted against the maximum stress intensity factor. Although the threshold value is identical, the number of dislocations is larger for smaller crack lengths. Upon reversing loads, the threshold stress intensity factor, K_r , at which the nearest dislocation is returned to the crack is calculated in the same way as reported by Pippan [8]. Figure 5 shows the change of K_{max} and K_r with the number of dislocations. The difference between K_{max} and K_r is the threshold stress intensity range $\Delta K_r = K_{max} - K_r$. The ΔK_r value is larger for smaller cracks, because the dislocation-free zone at the crack tip is larger.

Blocking Effect on Crack-Dislocation Interaction

Small cracks are often blocked by microstructural barriers such as grain boundaries. The dislocation motion is assumed to be blocked at the grain boundaries at $x = \pm e$ ($e = 6.5 \times 10^4 b$). Perfect blocking of the dislocation motion is assumed at the grain boundary. Figure 6 shows the stress intensity factor, k , and the applied stress required for emission of the second dislocation from the crack tip after the first dislocation is trapped at the grain boundary. Both increase as the crack tip approaches the grain boundary, suggesting the arrest of crack propagation occurs by blocking under the constant applied stress amplitude. The change of $\Delta CTSD$ is shown in Fig. 7. As the crack approaches the grain boundary under a constant

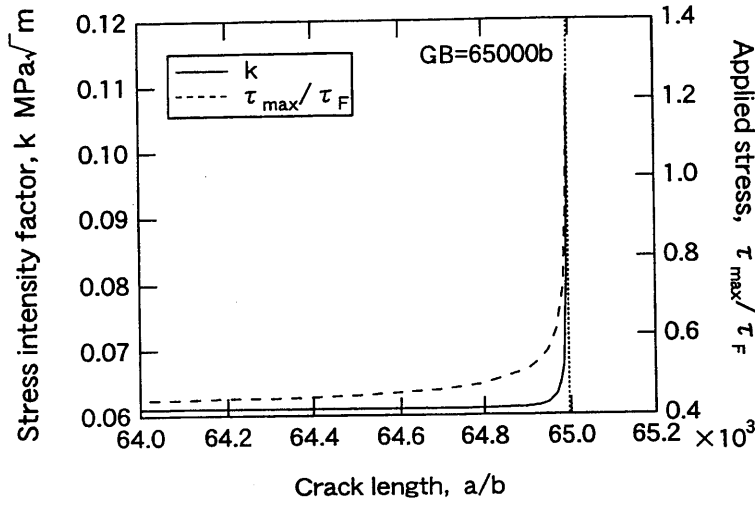


Fig. 6. Stress and stress intensity factor required for emission of second dislocation.

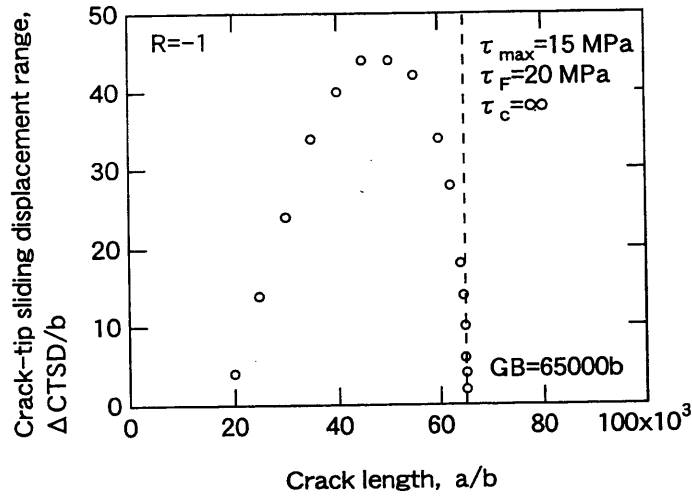


Fig. 7. Change of crack tip sliding displacement with crack extension.

stress amplitude $\tau_a = 15$ MPa, Δ CTSD decreases sharply. The distance of the arrested crack tip to the grain boundary is very small, less than $1 \mu\text{m}$.

CONTINUOUSLY DISTRIBUTED DISLOCATION MODEL OF MICROSTRUCTURALLY SMALL CRACKS

Crack Propagation Simulation

Propagation of small cracks under the influence of the grain structure is modeled by a straight crack with the slip band coplanar with the crack. The continuously distributed dislocation theory was first used by Bilby et al. [16] to solve for the plastic zone size and the crack tip opening displacement of the equilibrium slip band situation. Tanaka et al. [4, 5] and Navarro and Los Rios [7] solved the cases of the blocked slip band, and propagating slip band. At the tip of the blocked slip band, the stress field is singular like the crack-tip stress field, and the singular stress field is characterized by the microscopic stress intensity factor K^m . The condition for the propagation of the slip band to the adjacent grain is given by the critical value of K^m .

When the number of discrete dislocations becomes large, a continuously distributed dislocation model such as the Bilby-Cottrell-Swinden model [16], is a good approximation of the discrete-dislocation analysis. When the grain boundary act as a barrier for the dislocation motion, a dislocation-free zone is formed at the grain boundary when the slip propagates into the next grain [10]. In the above models by Tanaka et al. [5] and Navarro-Los Rios [7], the dislocation-free zones at the crack tip and the grain boundaries are neglected, and then mathematical formulations become much simpler.

In the simulation, we consider Stage II (mode I) propagation of small cracks. The grain size, the frictional stress, and the critical microscopic stress intensity factor are given as random variables following two-parameter Weibull distributions. A fatigue crack is assumed to start from the weakest grain having the largest value of the grain size multiplied by the effective stress ($\Delta \sigma - 2 \sigma_k^f$), where $\Delta \sigma$ is the applied range of the remote stress and σ_k^f is the friction stress in the k-th grain. The applied stress amplitude is described as the ratio of the mean frictional stress. The simulation was conducted under the following conditions:

The initial crack length: $a_i = 5 \mu\text{m}$

Young's modulus: $E = 206 \text{ GPa}$

The mean frictional stress: $\sigma_\mu^f = 400 \text{ MPa}$

The variance of the frictional stress: $(\sigma^f / \sigma_\mu^f)_v = 0.2$

The mean grain size: $d_\mu = 50 \mu\text{m}$

The variance of the grain size: $d_v = 50 (\mu\text{m})^2$

The crack propagation rate is assumed to be proportional to the range of the crack-tip opening displacement, ΔCTOD .

Effect of Crack Closure

First, we assume no effect of grain boundary blocking, i.e., $K_c^m = 0$. The crack-closure model by Newman [14] is incorporated in the above model by Tanaka et al. Figure 8 shows the change of CTOD_{\max} and ΔCTOD under the applied stress amplitude of $\sigma_a / \sigma_\mu^f = 0.5$ with the stress ratio $R = -1$. The value of CTOD_{\max} shows an irregular change with crack propagation depending on the friction stress in each grain. Softer grains give larger CTOD_{\max} . When there is no crack closure, CTOD_{\max} is equal to the range of CTOD. Therefore, the difference between CTOD_{\max} and ΔCTOD in Fig. 9 is caused by crack closure. The change of the opening stress is shown in Fig. 9. The opening stress is low in soft grains, while high in hard grains. It also shows an irregular variation with crack extension. The variations of

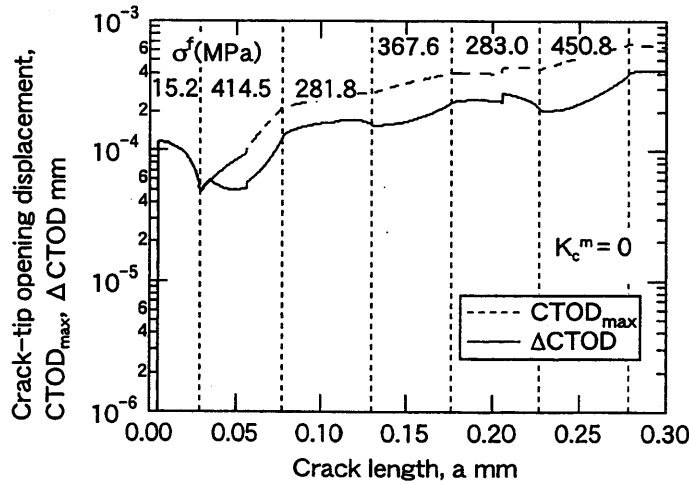


Fig. 8. Change of CTOD_{\max} and ΔCTOD with crack extension without grain-boundary blocking.

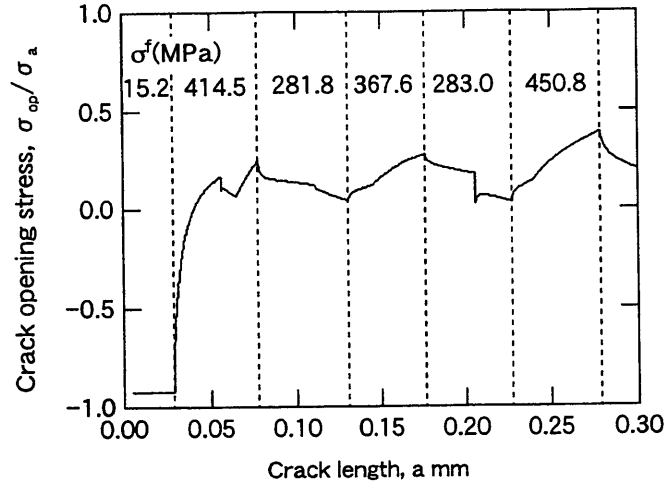


Fig. 9. Change of crack-opening stress with crack extension.

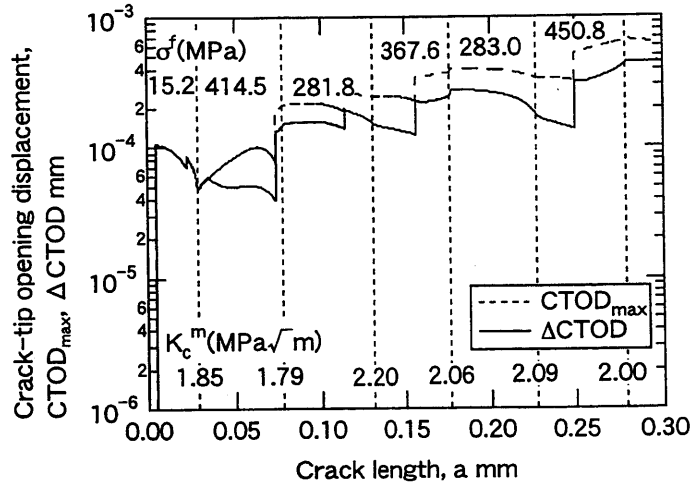


Fig. 10. Change of $CTOD_{max}$ and $\Delta CTOD$ with crack extension with grain-boundary blocking.

$CTOD_{max}$, $\Delta CTOD$ and σ_{op} are solely caused by the variations of the frictional stress and the grain size.

Effect of Blocking by the Grain Boundary

The blocking effect of the grain boundary on slip-band propagation is now introduced by giving the critical value of the microscopic stress intensity factor as a random variable following a two-parameter Weibull distribution which has a mean value of $(K_c^m / \sigma_\mu^f (\pi d_\mu)^{1/2})_\mu = 0.4$ and a variance of $(K_c^m / \sigma_\mu^f (\pi d_\mu)^{1/2})_\nu = 0.04$. Figure 10 shows the change of $CTOD_{max}$ and $\Delta CTOD$ when both crack closure and blocking effects are incorporated. Grain boundary blocking introduces more pronounced irregularity with a sudden increase in both $CTOD_{max}$ and $\Delta CTOD$ as the slip band crosses the grain boundary.

Under the stress amplitude of $\sigma_a / \sigma_\mu^f = 0.5$, simulations are repeated thirty times using different sets of random variables. The relation between $\Delta CTOD$ and ΔK is shown in Fig. 11 (a) for $R = -1$ and in (b) for $R = -0.5$. When compared at the same ΔK , $\Delta CTOD$ is larger for $R = -0.5$. Budiansky et al. [17] have shown that $\Delta CTOD$ of semi-infinite cracks

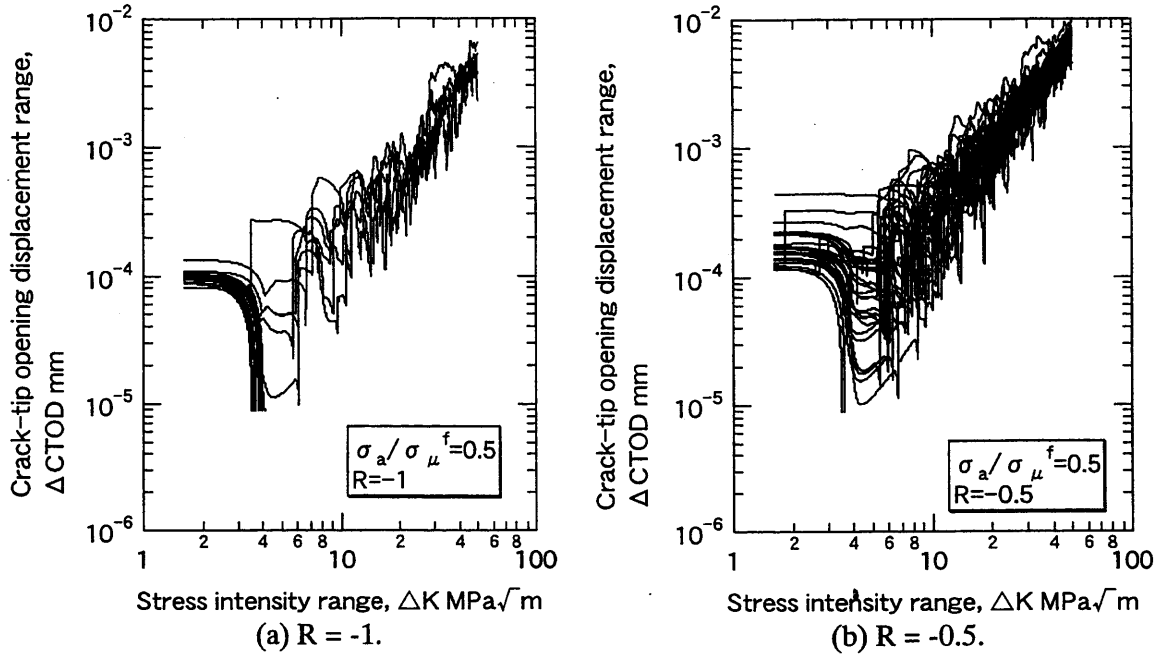


Fig. 11. Relation between $\Delta CTOD$ and ΔK for thirty cracks.

was related to the effective stress intensity range, ΔK_{eff} , as

$$\frac{\Delta CTOD}{CTOD_{max}} = 0.73 \left(\frac{\Delta K_{eff}}{K_{max}} \right)^2 \quad (10)$$

When the threshold value of ΔK_{effth} is assumed to be $2 MPa\sqrt{m}$, the critical value of $\Delta CTOD$ becomes 3.54×10^{-5} mm. In this condition, twenty seven cracks are stopped at the grain boundary for $R = -1$, and eleven for $R = -0.5$. The amount of crack closure is influenced by the mean stress. The propagation life of Stage II cracks and the fatigue limit can be calculated as functions of the mean stress as well as the properties of the grain structure.

R-CURVE METHOD FOR PREDICTING FATIGUE THRESHOLDS OF MECHANICALLY SMALL CRACKS

The fatigue limit of materials with small defects or sharp notches is not controlled by the nucleation of fatigue cracks, but by its propagation. After nucleation, the fatigue crack first decelerates and then stops when the applied stress amplitude is below the fatigue limit. Those short cracks are classified as mechanically small and microstructurally large cracks. Tanaka et al. [11,12] have shown that the development of crack closure with crack extension is primarily responsible for crack deceleration and stoppage. The value of ΔK_{effth} at the crack stoppage takes a constant value irrespective of the notch geometry or stress amplitudes. The threshold value of the maximum stress intensity factor, K_{maxth} , is defined by

$$K_{maxth} = \Delta K_{effth} + K_{opth} \quad (11)$$

where K_{opth} is the stress intensity factor at the crack-tip opening at the threshold. The value of ΔK_{effth} is a material constant independent of the defect geometry. Once the change of K_{maxth} with crack extension is known, the fatigue limit and the nonpropagating crack length can be determined on the basis of the R-curve method. The R-curve method is illustrated in Fig. 12, where the K_{max} value is taken as the ordinate. The R-curve is drawn with the solid line and the applied K_{max} value at a constant stress amplitude with the dashed lines. The fatigue limit for

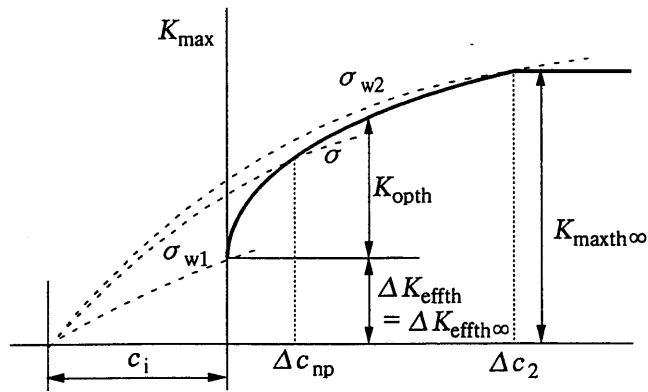


Fig. 12. Schematic of resistance-curve method for specimens with defects and notches.

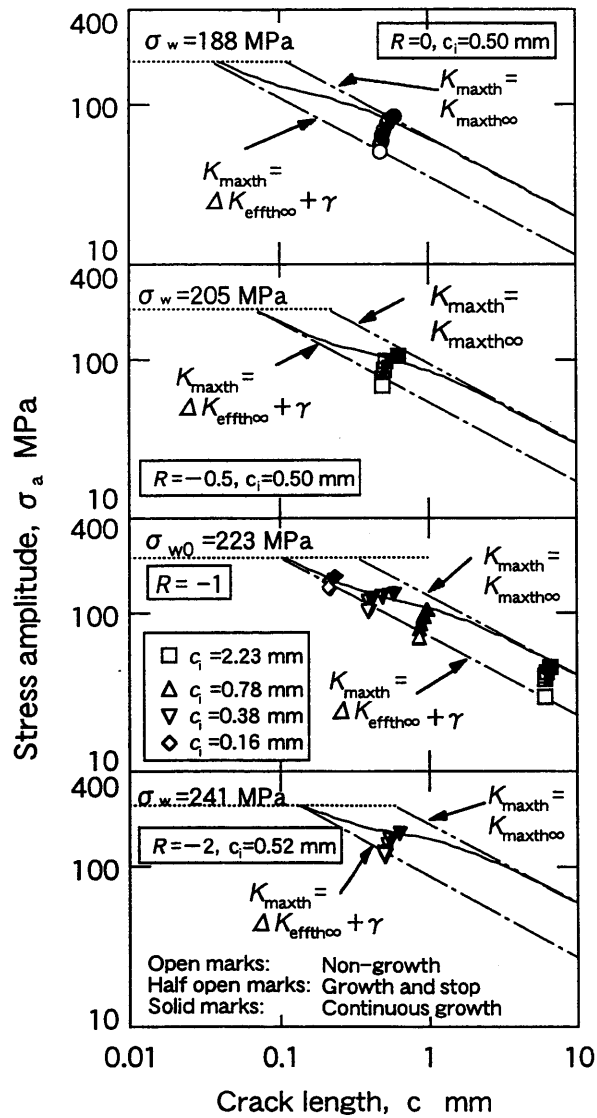


Fig. 13. Change of threshold stress with pre-crack length.

crack initiation, σ_{w1} , is the stress amplitude corresponding to the applied K_{max} value equal to the ΔK_{effth} at the Stage I crack length c_1 . The fatigue limit for fracture, σ_{w2} , is the stress amplitude where the applied K_{max} curve is the tangent of the R-curve, as shown in Fig. 12. At stress amplitudes between σ_{w1} and σ_{w2} , the length of nonpropagating cracks is determined as the intersection of two curves, as shown in Fig. 12. The effect of the notch geometry on the fatigue limit can be evaluated simply by changing the applied K_{max} curve. Since the determination of the R-curve requires many specimens and consumes much time, Akiniwa et al. [18, 19] proposed several empirical relations for the K_{opth} value as a function of crack length and materials properties.

From a pre-existing crack, a fatigue crack starts to propagate in Stage II fashion without any initiation stage or Stage I growth stage. For small pre-cracks, the K_{opth} value ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) is dependent on the maximum stress σ_{max} relative to the yield strength σ_Y and the crack extension Δc_{np} (m). Akiniwa and Tanaka [18] derived the following relation for medium carbon steel:

$$K_{opth} = \alpha (\sigma_Y / \sigma_{max}) \sqrt{\Delta c_{np}} + \gamma \quad (12)$$

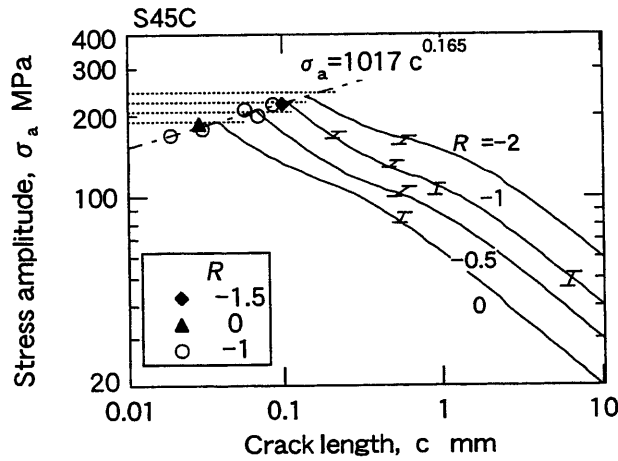


Fig. 14. The relation between stress amplitude and the precrack length and the nonpropagating crack length.

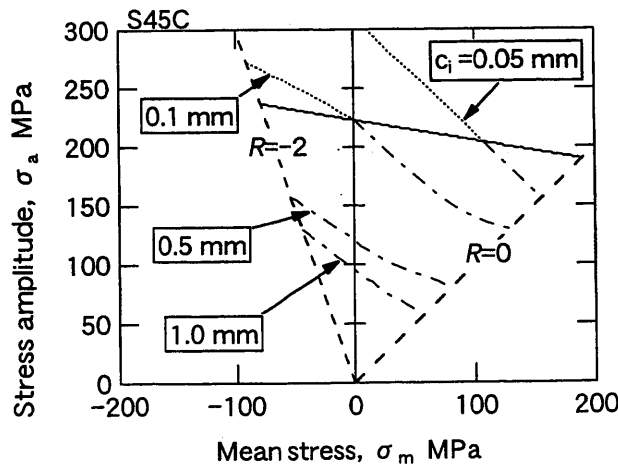


Fig. 15. Haigh diagram of cracked specimens. (Solid line is for smooth specimen.)

The form of the above equation was derived from crack closure simulation by Newman's model [14]. The constants are determined from the experimental data as follows:

$$\alpha = 116(1 - R)^{-4.2} + 33 \quad (13)$$

$$\begin{aligned} \gamma &= 0 & R &\geq -1 \\ &= 0.59(1 + R) & R &< -1 \end{aligned} \quad (14)$$

Figure 13 shows the change of the threshold stress with the pre-crack length for the cases of the stress ratio $R = 0, -0.5, -1$, and -2 , where c is the equivalent half length of a semi-circular crack on the surface. In the figure, the dotted line, the dot-dash-line, and double-dot-dash line correspond to the fatigue limit of the smooth specimen σ_{wo} , $K_{max} = \Delta K_{effth\infty} + \gamma$, and $K_{max} = K_{max\infty}$, respectively. The open, half-open, and solid marks mean no growth, growth followed by arrest, and continuous growth, respectively. The solid line indicates the fatigue limit for fracture predicted by the R-curve method. The prediction by the R-curve method agree very well with the experimental fatigue limit.

Figure 14 shows the nonpropagating crack length found in the smooth specimens below the fatigue limit, together with the relation between the threshold stress and the crack length. The nonpropagating crack length is independent of the stress ratio. The intersection gives the fatigue limit of smooth specimens. Figure 15 presents the Haigh diagram for smooth and precracked specimens determined from the R-curve method. The solid line indicates the prediction of the fatigue limit of smooth specimens; the dot-dash lines are the predicted fatigue limits for each initial crack length. When compared at the same mean stress, the fatigue limit for fracture decreases with the initial crack length. Nondamaging crack length gets larger as the mean stress becomes lower.

CONCLUDING REMARKS

New developments of mechanical modeling of small crack propagation are presented. The following are the summary of the present study.

- (1) The propagation of microstructurally small cracks with the order of the grain size was modeled by the interaction of dislocations emitted from the crack tip with material barriers, such as grain boundaries. On the basis of the interaction between dislocations and an isolated crack, the propagation threshold of small cracks was derived from the condition of dislocation emission at the crack tip and the motion of dislocations under reversed loading.
- (2) A continuously distributed dislocation model was used to simulate fast, irregular growth of microstructurally small cracks interacting with grain boundaries. The effects of crack closure and grain-boundary blocking on crack propagation was incorporated in the simulation. The propagation and nonpropagation behavior of mechanically small (microstructurally large) cracks are predictable by the effective stress intensity factor.
- (3) The resistance-curve method was proposed to determine the fatigue threshold of materials with defects or notches. The resistance curve is expressed in term of the maximum stress intensity factor required for crack propagation which is the sum of the threshold effective stress intensity range and the crack-opening stress intensity factor.

REFERENCES

1. Suresh, S. and Ritchie, R.O. (1984) *Inter. Metal Rev.*, **29**, 445.
2. Tanaka, K. (1987) *JSME Inter. J.*, **35**, 1.
3. Akiniwa, Y., Tanaka, K. and Matsui, E. (1988) *Mater. Sci. Eng.*, **A104**, 105.

4. Taira, S., Tanaka, K. and Nakai, Y. (1978) *Mech. Res. Comm.*, **5**, 375.
5. Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nakai, Y. and Wei, R.P. (1988) *Eng. Fract. Mech.*, **24**, 803.
6. Tanaka, K., Kinefuchi, M., and Yokomaku, Y. (1992). In: *Short Fatigue Cracks, ESIS 13*, pp. 251-363, K.J. Miller and E.R. de los Rios (Eds.). Mechanical Engineering Publication, London.
7. Navarro, A. and de los Rios, E.R. (1988) *Phil. Mag.*, **57**, 15.
8. Pippan, R. (1991) *Acta metall. mater.*, **39**, 255.
9. Pippan, R. (1992) *Inter. J. Fract.*, **58**, 305.
10. Doquet, V. (1998) *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, **21**, 661.
11. Tanaka, K. and Nakai, Y. (1983) *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, **6**, 315.
12. Tanaka, K. and Akiniwa, Y. (1988) *Eng. Fract. Mech.*, **30**, 863.
13. Pippan, R., Plochl, L., Klanner, F. and Stuwe, H.P. (1984) *J. Test. Evaluation*, **22**, 98.
14. Newman, J.C. Jr. (1983) *ASTM STP 748*, 53.
15. Ohr, S.M. (1985) *Mater. Sci. Eng.*, **72**, 1.
16. Bilby, B.A., Cottrell, A.H. and Swinden, K.H. (1963) *Proc. Royal Soci.*, **A272**, 304.
17. Budiansky, B. and Hutchinson, J.W. (1978) *J. Appl. Mech.*, **45**, 267.
18. Akiniwa, Y., Zhang, L.M. and Tanaka, K. (1997) *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **20**, 1387.
19. Akiniwa, Y. and Tanaka, K. (1998) To be published in *ASTM STP 1372*.

第6章 微視組織的微小疲労き裂の伝ばシミュレーション

秋庭 義明*, 田中 啓介*
木村 英彦**, 菊地 謙***

Simulation of Propagation Behavior of Microstructurally Small Fatigue Cracks

by

Yoshiaki AKINIWA*, Keisuke TANAKA*,
Hidehiko KIMURA** and Ken Kikuchi***

The propagation behavior of microstructurally small fatigue cracks was numerically simulated on the basis of the plasticity-induced crack closure model. By assuming that the crack growth rate was controlled by the crack tip opening displacement, Δ CTOD, the simulation of the propagation of a crack nucleated in the weakest grain was conducted. The grain size, the critical value of microscopic stress intensity factor at grain boundary and the frictional stress of dislocation motion were given as random variables following two-parameter Weibull distributions. When the crack approached grains with higher frictional stresses, Δ CTOD decreased, however the crack opening stress, σ_{op} , increased. The grain boundary blocking and higher frictional stress act as a resistance of crack propagation. The scatters of Δ CTOD and σ_{op} diminished as the crack length becomes longer. When compared at the same stress intensity range, Δ CTOD increased with stress ratio. On the other hand, the relation between Δ CTOD and the effective stress intensity range was unique irrespective of the stress ratio. The crack propagation life was calculated as a function of Δ CTOD. The life of the crack propagation and fatigue limit increased with decreasing grain size and with increasing critical value of microscopic stress intensity factor. The effect of the stress ratio on the fatigue limit was analyzed by the simulation. The fatigue limit as a function of the mean stress follows a modified Goodman relation.

Key Words : Fatigue, Crack Closure, Crack Opening Displacement, Fatigue Limit, Mean Stress, Simulation, Microstructure, Grain Boundary

1 緒 言

き裂長さが材料の微視組織単位, 例えば結晶粒径程度であるとき, 疲労き裂は微視組織の影響を強く受け, 不規則な伝ば挙動を示す^{1)~3)}. 特に, 平滑材の疲労限度がこの微視組織的微小疲労き裂の停留によって決定されるため, 疲労限度を支配するパラメータを抽出する上で微視組織的微小き裂の伝ば挙動を把握することは重要である. さらに, 疲労限度近傍の応力では, 微視組織的微小き裂の伝ばが疲労寿命の大半を占めるため, 疲労寿命評価に際しても極めて重要である.

既報^{4)~6)}では微視組織的微小疲労き裂のモデル化を行うとともに, き裂先端のすべり帯と結晶粒界との相互作用を連続分布転位論を用いて解析し, 実際のき裂伝ば挙動およびき裂伝ば速度の統計的な性質を議論する上で極めて有効な手法であることを示したが, き裂閉口に関する検討は十分でなく, より現実の疲労き裂伝ば機構に基づく物理的意味の明確なシミュレーション手法の開発が望まれた. 張ら^{7),8)}は表面欠陥からの疲労き裂伝ば挙動を詳細に観察し, 微小疲労き裂の伝ばにおいても, 疲労限度に及ぼす平均応力の影響も微小き裂のき裂閉口の観点より説明できる可能性が報告されている.

本研究では, 塑性誘起き裂閉口に注目して, 結晶粒界と相互作用しながら伝ばする微視組織的微小疲労き裂の伝ばシミュレーション手法を提案するとともに, これより得られる疲労限度に及ぼす材料微視組織パラメータおよび平均応力の影響について検討するとともに本シミュレーション手法の有効性を検討した.

2 解析方法

2.1 微視組織パラメータ

本シミュレーションに用いる微視組織パラメータは次の3つである.

d: 結晶粒径

K_m : 結晶粒界の強さ

σ_f : 結晶内の降伏応力

後述のシミュレーションでは, これらを独立な変数として, 平均値 (本文中では下付添え字 μ で表す) および分散 (本文中では下付添え字 v で表す) をもとにした確率変数で与えた. なお, 材料として鉄鋼材料を考え, σ_f の平均値 σ_f^{μ} は 400MPa とし, この値は材料の降伏応力に等しいとした. その他主要な記号を以下にまとめる.

原稿受付 平成 年 月 日 Received

* 正会員 名古屋大学工学研究科 〒464-8603 名古屋市千種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

** 学生会員 名古屋大学大学院 〒464-8603 名古屋市千種区不老町, Graduate School, Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

*** 名古屋大学工学部 〒464-8603 名古屋市千種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

a : き裂長さ
 a_i : 初期き裂長さ
 c : すべり帯先端までの長さ
 C : き裂伝ば則の係数 ($da/dN=C(\Delta CTOD)^n$)
 $CTOD$: き裂先端開口変位
 E : ヤング率 ($=206\text{GPa}$)
 K : 応力拡大係数
 K_{eff} : 有効応力拡大係数
 K^m : 微視的応力拡大係数
 L : き裂中央から粒界までの距離
 n : き裂伝ば則の指数 ($da/dN=C(\Delta CTOD)^n$)
 N : 繰返し数
 R : 応力比
 β : 微視的応力拡大係数に関わる係数
 Γ : 結晶強度パラメータ
 σ_a : 負荷応力振幅
 σ_B : 引張り強さ
 σ_m : 平均応力
 σ_Y : 降伏応力 ($=\sigma^f$)

その他最大値, 最小値, 下限界値をそれぞれ添え字 max, min, th で, また範囲を Δ で表した。

2.2 解析モデル

き裂先端すべり帯と結晶粒界との相互作用モデルを Fig. 1 に示す⁹⁾。き裂は無限体中の孤立き裂を考える。ここでは、簡単のためき裂とすべり帯は一直線上に進展するものとする。図中の a はき裂半長で, c はすべり帯先端までの距離である。 σ_k^f ($k=1, 2, \dots, q$) はき裂中央から k 番目の結晶における転位の摩擦応力(降伏応力に対応)で, $L_k (=d_1/2 + \sum d_k; d_k$ は k 番目の結晶粒径)はき裂中央から k 番目の粒界までの距離である。き裂伝ば初期ではすべり帯は粒界に達せず(a)の状態となる。き裂が伝ばするとすべり帯は大きくなり, やがて結晶粒界に達する。結晶粒界がすべりを妨げる抵抗を有する場合, すべり帯は結晶粒界で拘束され, すべり帯先端に微視的応力拡大係数 K^m が生じる (図 (b))⁹⁾。

$$K^m = \beta \sigma \sqrt{\pi c} \quad (1)$$

$$\beta = 1 - \frac{2\sigma_1^f}{\pi\sigma} \cos^{-1}\left(\frac{a}{c}\right)$$

K^m はき裂が伝ばするにつれて大きくなり, K^m が粒界の抵抗値 K_c より大きくなると, (c) のようにすべり帯は隣接粒へと進展する。さらにき裂を伝ばさせると(d)に示すごとくすべり帯は複数の結晶粒を貫通する。長さ a のき裂先端が中央から j 番目の結晶にあり, すべり帯先端が q 番目の結晶内にあるとき, すべり帯先端位置 c は解の存在条件より次式で決定される⁹⁾。

$$\frac{\pi}{2} \sigma_{\max} - \sigma_j^f \cos^{-1}\left(\frac{a}{c}\right) - \sum_{k=j+1}^q (\sigma_k^f - \sigma_{k-1}^f) \cos^{-1}\left(\frac{L_{k-1}}{c}\right) = 0 \quad (2)$$

ここで σ_{\max} は最大負荷応力である。

なお本解析では, 逆降伏域は粒界によって阻止されないものとした。

2.3 き裂伝ばシミュレーション

疲労き裂の発生直後のき裂伝ばはステージ I のせん断型となる。前報⁵⁾ではき裂開口のない場合を取り扱ったが, これはせん断型のステージ I のき裂伝ばに対応すると考えられる。本研究ではき裂開口の役割を明らかにすることを目的として, 全てステージ II の伝ばとして解析する。き裂開口現象の主要因としては, 塑性誘起き裂開口, 酸化物誘起き裂開口, 破面粗さ誘起き裂開口¹⁰⁾があるが, ここではこのうち塑性誘起き裂開口を対象として, Newman の手法¹¹⁾に式(2)を適用してき裂伝ばシミュレーションを行った。

結晶粒径 d , 各結晶の摩擦応力 σ^f および粒界における微視的応力拡大係数の限界値 K_c はそれぞれ確率変数とした。前報⁵⁾では各種分布関数を仮定した乱数で与え, 分布形の及ぼす影響について検討したが, 本研究では煩雑さを除くため, 任意に与えた平均値と分散をもとに, 全て 2 母数の Weibull 分布に従う乱数として与えた。

初期き裂長さは $a_i = 5 \mu\text{m}$ とし, 次式による Γ が最大となる最弱結晶粒に発生するものとした¹²⁾。

$$\Gamma = d_k \cdot \{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) - 2 \cdot \sigma_k^f\} \quad (3)$$

ここで, d_k , σ_k^f はそれぞれ k 番目の結晶の粒径および降伏応力, σ_{\max} および σ_{\min} は負荷応力の最大値および最小値である。一回当たりのき裂伝ば量は, 塑性域寸法の $1/500$ とした⁹⁾。塑性域内の要素分割数は基本的には 40 としたが, 要素は粒界をまたがないようにし, 塑性域内に含

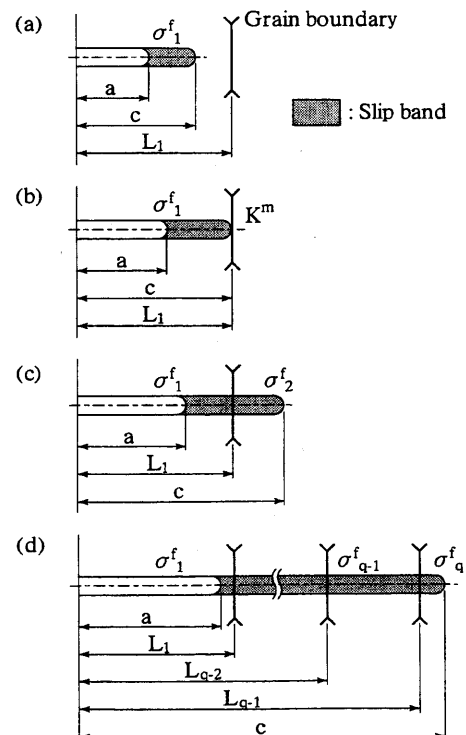


Fig. 1. Model of crack-tip slip band.

まれる結晶粒が40より多くなる場合は、適宜必要な分割数に増加させた。

き裂伝ば速度はき裂先端開口変位範囲 $\Delta CTOD$ の関数として次式を仮定して伝ば寿命を求めた。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta CTOD)^n \quad (4)$$

ここで C および n は材料定数で、本研究では便宜上 $n=1$ とした。

疲労限度を検討するためには、き裂伝ばの下限界条件を設定する必要がある。Budianskyら¹³⁾は半無限き裂のき裂開閉口挙動を解析し、 $\Delta CTOD$ と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} が次式で関係することを報告している。

$$\frac{\Delta CTOD}{CTOD_{max}} = 0.73 \cdot \left(\frac{\Delta K_{eff}}{K_{max}} \right)^2 \quad (5)$$

本研究ではこれを下限界にも適用し、 ΔK_{eff} の下限界値より $\Delta CTOD$ の下限界を求めた。一般に鉄鋼材料では ΔK_{eff} は $1 \sim 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である¹⁴⁾。 $\Delta K_{eff}=1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ のとき $\Delta CTOD$ は $8.86 \times 10^{-6} \text{ mm}$ となる。ただし、最大き裂先端開口変位 $CTOD_{max}$ は次式で求め、ヤング率 E を 206 GPa 、降伏応力 σ_Y を 400 MPa とした。

$$CTOD_{max} = \frac{K_{max}^2}{E \sigma_Y} \quad (6)$$

以上のように、疲労き裂伝ばの駆動力として $\Delta CTOD$ を用い、き裂開口を考慮することによって、き裂伝ば挙動に及ぼす平均応力の影響を検討することが可能となる。

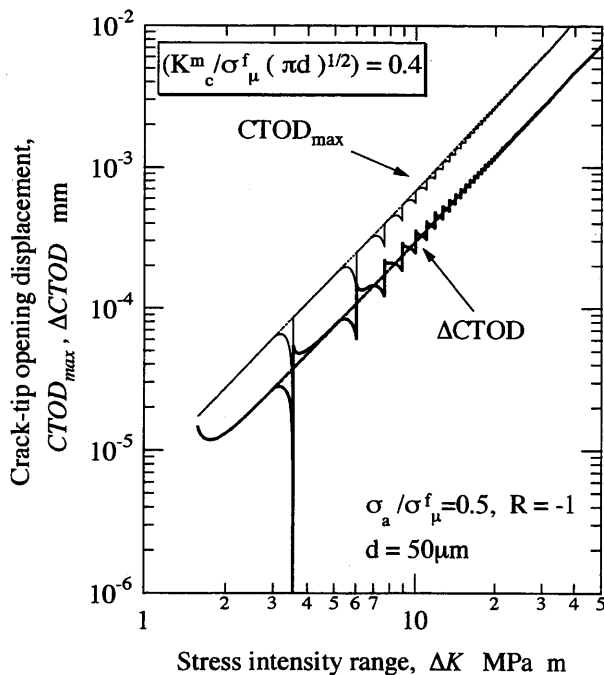


Fig. 2. Relation between crack opening displacement and stress intensity range.

3. 解析結果および考察

3.1 すべり帯阻止効果

まず結晶粒径が $d_\mu = 50 \mu\text{m}$ 一定で、各結晶粒内の降伏応力 $\sigma^f = \sigma_\mu^f = 400 \text{ MPa}$ 一定としたときの、負荷応力振幅 $\sigma_a / \sigma_\mu^f = 0.5$ の場合における応力拡大係数範囲 ΔK と $CTOD_{max}$ および $\Delta CTOD$ の関係をFig.2にそれぞれ細線と太線で示す。応力比は $R = -1$ で、初期き裂長さは $5 \mu\text{m}$ とした。図中の点線は粒界の強さ $K_m^c = 0$ での関係を示す。き裂が粒界に接近して、すべり帯が粒界に阻止されると $CTOD_{max}$ および $\Delta CTOD$ は点線より小さくなる。すべり帯先端の K_m^c が粒界の強度 K_m^c を越え、すべり帯が隣接粒に伝ばすると $CTOD_{max}$ は再び点線に一致する。このとき $\Delta CTOD$ は一時的に点線より大きくなる。この変動はき裂が長くなるにつれて小さくなり、十分き裂が長くなると粒界の影響は小さく、 $K_m^c = 0$ の点線に一致する。Fig. 3はこの時のき裂開口応力 σ_{op} の変化を示したものである。図中点線は $K_m^c = 0$ の結果である。初期き裂からき裂が伝ばするにつれて σ_{op} は増加し、一定値($\sigma_{op} / \sigma_{max} = 0.25$)に漸近する。すべり帯が粒界に阻止されると σ_{op} は増加し、従って ΔK_{eff} は減少することになる。すべり帯が粒界を越えたと σ_{op} は一時的に点線より小さくなり、その後再び点線に漸近する。この場合もき裂が長くなるにつれて σ_{op} の変動は小さくなる。

ついで、降伏応力、粒径、粒界強度にばらつきがある場合を検討する。まず、各結晶粒内の降伏応力の分散が $(\sigma^f / \sigma_\mu^f)_v = 0.2$ で、結晶粒径の平均 $d_\mu = 50 \mu\text{m}$ 、分散 $d_v = 50 (\mu\text{m})^2$ とした場合の $CTOD_{max}$ と $\Delta CTOD$ の変化をFig.4(a)に示す。図中の点線は、各結晶の粒界を示しており、各結晶の降伏応力 σ^f を図中に示した。なお、粒界の強さ K_m^c は0としたときの結果である。高降伏応力側の結晶粒へき裂が伝ばする場合は $\Delta CTOD$ は小さく、低降伏応力側に伝ばする場合には大きくなり、き裂伝ばにともなう $CTOD$ のばらつきが大きい。Fig.4(b)は粒界の強さを与えた場合で、平均値 $(K_m^c / \sigma_\mu^f (\pi d_\mu)^{1/2})_\mu = 0.4$ および分散 $(K_m^c / \sigma_\mu^f (\pi d_\mu)^{1/2})_v = 0.04$ としたときの結果を示す。各結晶内の

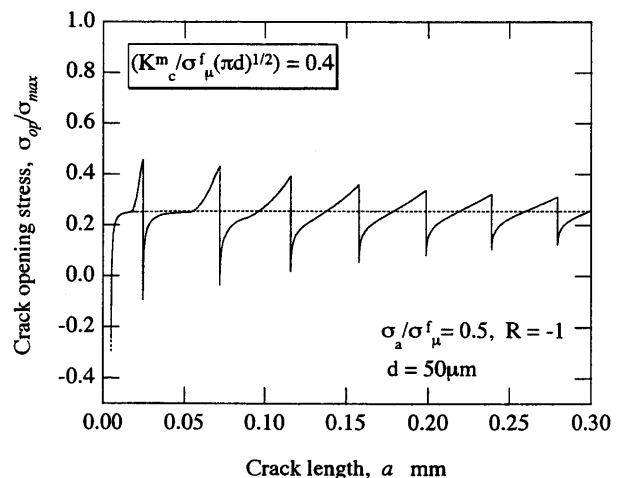
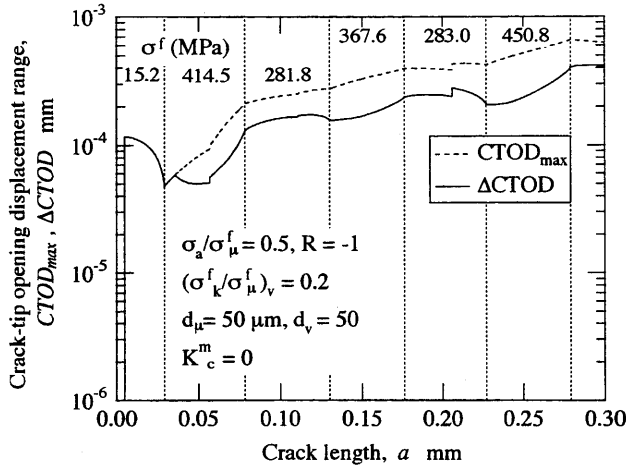
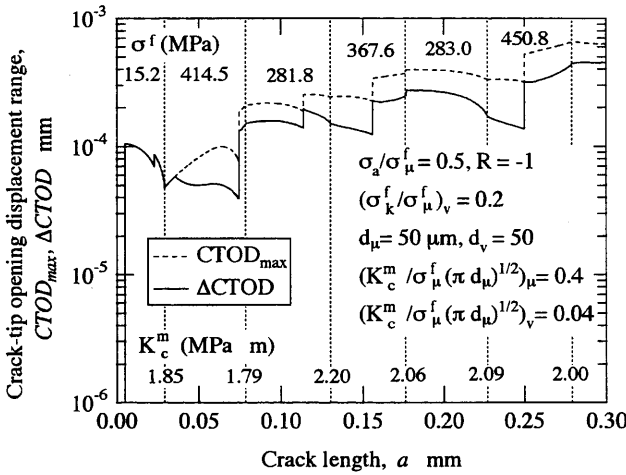


Fig. 3. Change of crack opening stress with crack length.

σ^f および K_c^m を図中に示した。ばらつきはさらに大きくなり、すべり帯が粒界に拘束されるため $CTOD_{max}$ および $\Delta CTOD$ は両者とも(a)に比較して小さくなる。このときのき裂開口応力 σ_{op}/σ_a とき裂長さ a の関係を Fig. 5 に示す。



(a) No effect of grain boundary blocking.



(b) Blocking effect of grain boundary.

Fig. 4. Change of crack opening displacement with crack length.

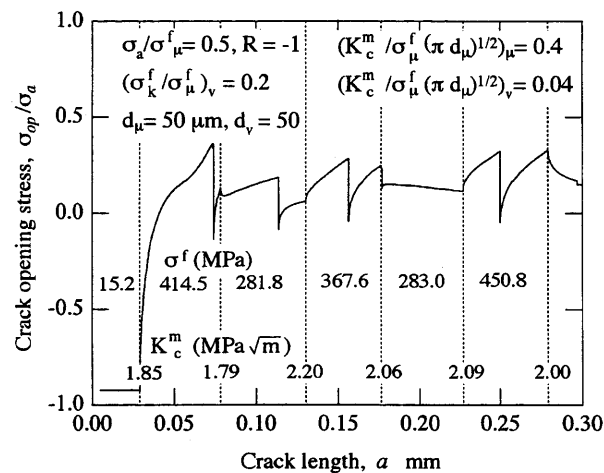


Fig. 5. Change of crack opening stress with crack length.

σ_{op} は隣接粒の降伏応力及び粒界の影響を受け、変動が著しい。

3・2 き裂伝ば挙動におよぼす微視組織パラメータの影響

微視組織パラメータを前項と同一にして30個の乱数列に対して解析した結果を Fig. 6 にまとめる。図中の破線は σ^f 一定で $K_c^m=0$ の関係に相当する。き裂伝ば初期にはばらつきが極めて大きいですが、き裂が長くなるに従ってば

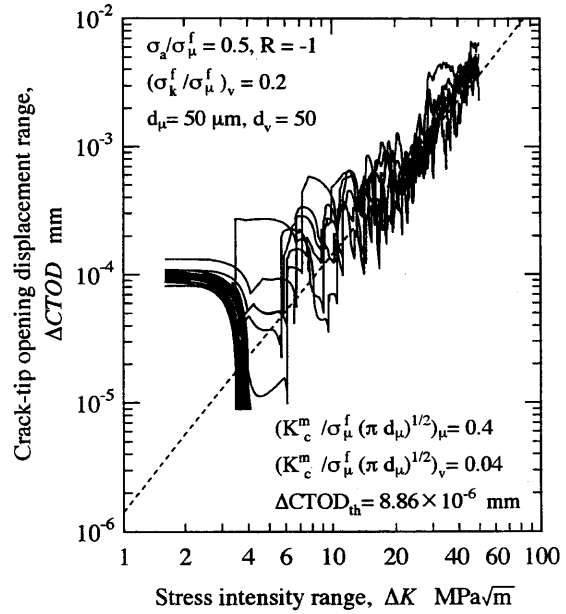


Fig. 6. Relation between crack opening displacement range and stress intensity range.

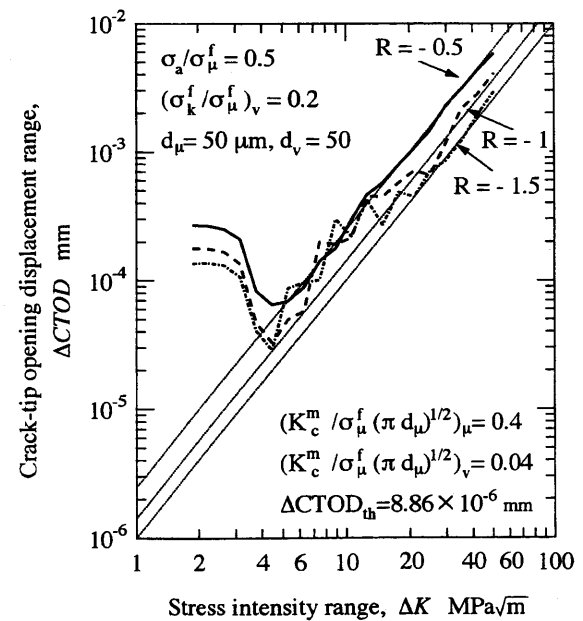


Fig. 7. Relation between average crack opening displacement range and stress intensity range.

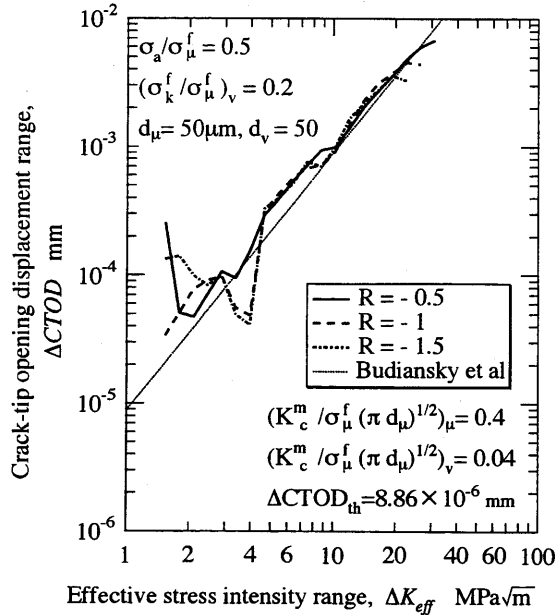


Fig. 8. Relation between average crack opening displacement range and effective stress intensity range.

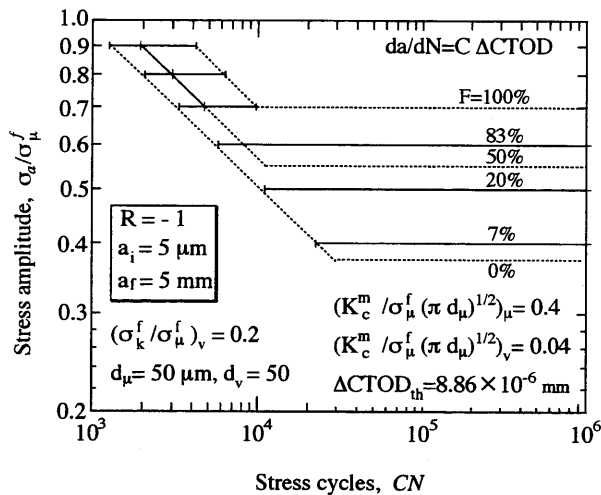


Fig. 9. P-S-N diagram.

らつきは小さくなり、破線に収束する。これは微視組織的微小疲労き裂の伝ば挙動とよく対応する。またここでは、 $\Delta K_{eff} = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に対応する $\Delta \text{CTOD}_{th} = 8.86 \times 10^{-6} \text{ mm}$ を下限界値とし、下限界値より小さくなった場合にはき裂は停留したものとみなした。本条件では30個のき裂のうち24個が一つの粒界で停留した。

得られた範囲内で ΔK に関して対数紙上で20等分し、それぞれの区間で ΔCTOD を平均した結果をFig. 7に示す。図中の点線は σ^f 一定、 $K_{c0}^m = 0$ の関係である。き裂が長くなるにつれ破線に一致することがよくわかる。また、図中には $\sigma_a/\sigma^f = 0.5$ で、 R が -0.5 と -1.5 の結果も同時に示した。応力比の小さい方が ΔCTOD は小さい。このことは、伝ば速度が ΔCTOD で与えられるとすると、応力比が小さいほどき裂伝ば速度が小さくなることによく対応する。この時の停留数は、 $R = -0.5$ および -1.5 でそれぞれ2個と28個であり、停留数は応力比の低下とともに

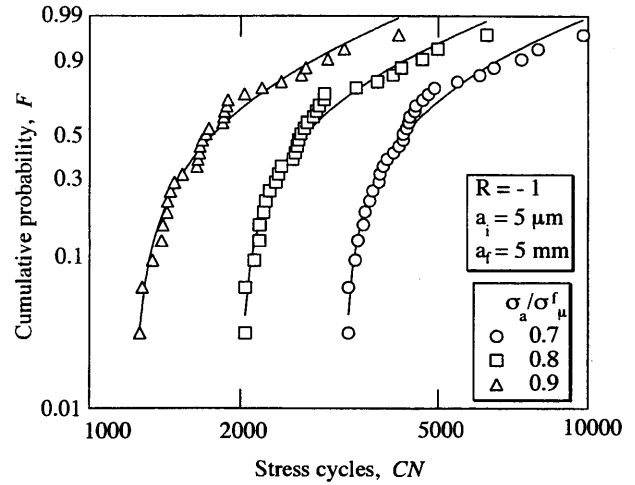


Fig. 10. Weibull distribution of crack propagation life.

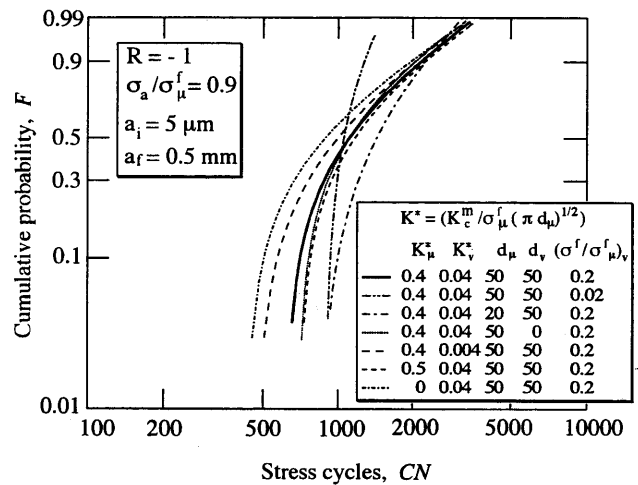


Fig. 11. Effect of microstructure parameters on crack propagation life.

に増加する。

各応力比における ΔCTOD の平均と ΔK_{eff} の関係をFig. 8に示す。図中の点線は式(5)のBudianskyら¹³⁾の結果である。き裂が短いときにはばらつきが大きい、き裂が長くなるにつれて応力比によらずにほぼ一つの関係に収束し、点線によく一致する。

き裂の伝ば寿命は式(4)によって求められる。初期き裂長さ $a_i = 5 \mu\text{m}$ から 5 mm まで伝ばするのに要する繰返し数と負荷応力振幅の関係をFig. 9に示す。ただし横軸には、き裂伝ば寿命 N に式(4)のき裂伝ば則の係数 C をかけた値として示した。図には得られた伝ば寿命の最小および最大値を示す。 $\sigma_a/\sigma^f = 0.7 \sim 0.9$ では30個のき裂がすべて停留することなく伝ばした。最小値と最大値の差は、対数に対してほぼ一定であり、両者とも両対数紙上で右下がりの直線で近似可能のようである。なお、図中の F は各負荷応力において、停留することなく伝ばする確率である。このように、本手法を用いてS-N曲線を得ることができる。

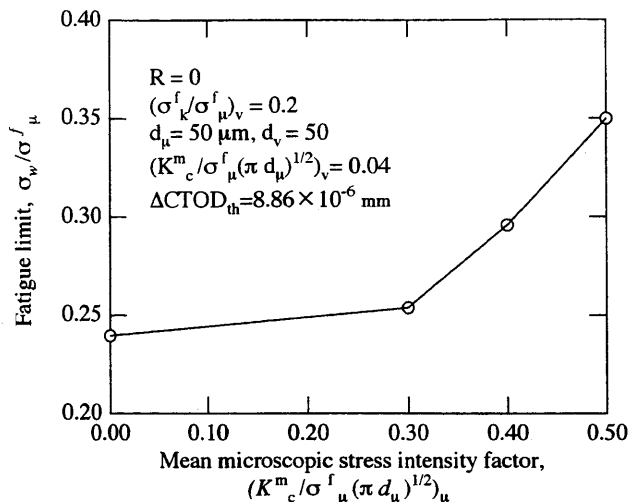
Fig. 10は停留することのなかった負荷応力 σ_a/σ^f

=0.7, 0.8, 0.9において得られた伝ば寿命をWeibull確率紙にプロットしたものある。累積確率は平均ランク法によった。図中の実線は3母数のWeibull分布として近似した曲線である。いずれの負荷応力においても、寿命分布はほぼ3母数のWeibull分布で近似可能である。Fig. 9の最小および最大値の間に示した実線は3母数Weibull分布として得られる平均値を結んだものであり、負荷応力 σ_a/σ_f が0.7以下については、後述の疲労限度の平均値まで外挿して破線で示した。

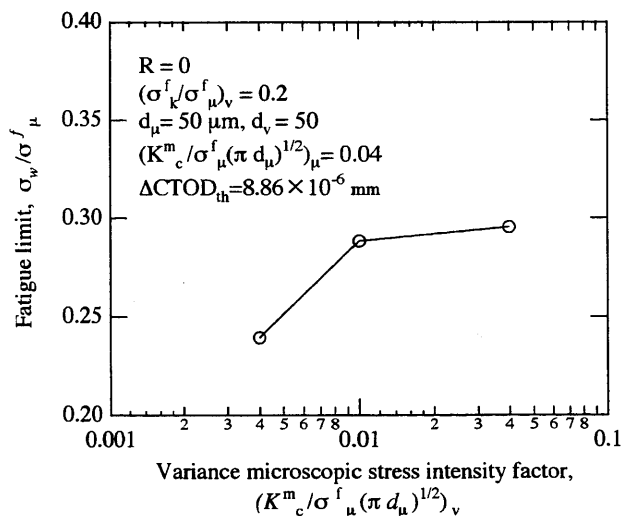
き裂伝ば寿命におよぼす微視組織パラメータの影響を検討するため、種々の微視的応力拡大係数の限界値($K_m^c/\sigma_f(\pi d_\mu)^{1/2}$)、粒径 d の平均および分散、降伏応力(σ_f/σ_f)の分散を与えた場合についてシミュレーションを行った。ただし、ここでは $a=0.5\text{mm}$ まで伝ばする繰返し数についてまとめた。負荷応力 $\sigma_a/\sigma_f=0.9$ における、各条件での伝ば寿命分布をFig. 11に示す。煩雑さを防ぐため、Weibull分布による近似曲線のみを示す。3・1節の条件(図中太線)を基準に比較すると、各結晶内の降伏応力の分散を一桁小さくした場合は、図中二点鎖線で示すように寿命分布のばらつきは小さくなり、降伏応力の分散の影響を非常に強く受けることがわかる。このとき伝ば寿命の分散は0.04倍になった。結晶の平均粒径が小さくなる(長い一点鎖線)と、伝ば寿命は長くなり、ばらつきも小さくなる。これは、き裂伝ばに際して抵抗となる粒界の数が増加することが原因である。ただし、現実的には、結晶粒径は粗さ誘起き裂開口にも影響を及ぼすと考えられるため、厳密には破面粗さの影響をも考慮する必要がある。粗さ誘起き裂開口によって、粒径の減少とともにき裂開口が小さくなる場合には伝ば寿命は短くなるものと考えられる。また、粒径の分散の影響(点線)はほとんど認められない。ついで、 K_m^c の平均の影響についてみると、 K_m^c の平均が大きい場合には(短い破線)伝ば寿命は長くなり、逆に小さくなると(短い一点鎖線)伝ば寿命も短くなる。

3・3 疲労限度におよぼす微視組織パラメータの影響

各種条件で負荷応力 σ_a/σ_f を0.025間隔で変化させ、各負荷応力におけるき裂の停留数を調べた。き裂が停留せずに伝ばする確率は、Weibull分布で近似可能であった。本研究ではWeibull分布の平均値を疲労限度として、各種微視組織パラメータの影響について検討した。応力比は $R=0, -0.5, -1, -1.5$ について解析した。3・1節と同一の条件で得られた疲労限度は $R=0, -0.5, -1, -1.5$ に対してそれぞれ0.296, 0.420, 0.550, 0.676で、応力比が小さくなるにつれ疲労限度は大きくなった。前述のFig. 9には上述の $R=-1$ の値を $F=50\%$ として示した。酒井ら¹⁵⁾はS10C～S15Cの多数データの統計的解析を行い、疲労限度を σ_w/σ_B で表した場合、平均が0.5でばらつきが0.3～0.7程度であることを報告している。ここで、 $\sigma_B/\sigma_f=1.15$ の関係をを用いると¹⁶⁾、 σ_w/σ_f の平均値は0.575で0.35～0.8程度のばらつきとなる。前述のように本シ



(a) Effect of mean microscopic stress intensity factor.

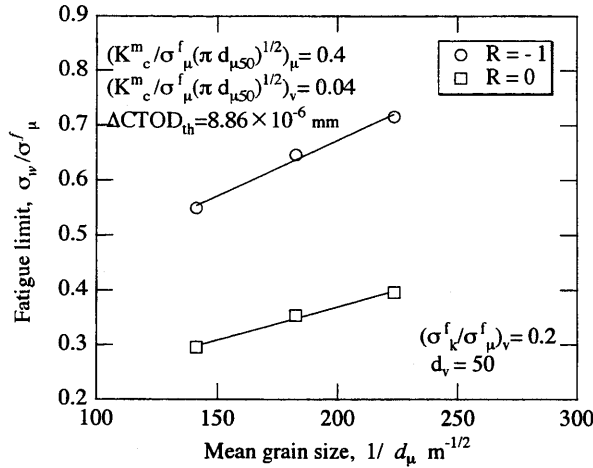


(b) Effect of variance of microscopic stress intensity factor.

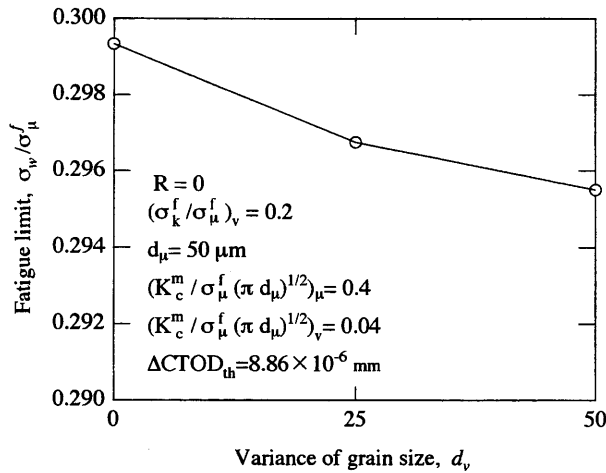
Fig. 12. Change of fatigue limit with microscopic stress intensity factor.

ミュレーションはステージIIの解析であり、必ずしも厳密ではないが、得られた結果は σ_w/σ_f の平均が0.55でばらつきが0.375～0.7となり、本解析条件を用いることによって上記の実験結果を模擬することができる。ただし、特定の試験機および材料を限定した場合の強度のばらつきは、より小さくなるものと考えられ、それに対応する解析においては、より小さな組織パラメータ(特に分散)になるものと考えられる。

次いで、各微視組織パラメータが疲労限度におよぼす影響を $R=0$ を中心に検討した。Fig. 12(a)に疲労限度に及ぼす K_m^c の平均値の影響を示す。 $(K_m^c/\sigma_f(\pi d_\mu)^{1/2})_\mu$ を0, 0.3, 0.4, 0.5とし、その他の条件は3・1節と同様とした。粒界強度が高くなるほどき裂は隣接粒に伝ばしにくくなり、疲労限度は増加する。疲労限度向上には粒界強さの増加が極めて有効である。Fig. 12(b)には分散の影響について示す。分散が大きくなるほど疲労限度は大きくなる。これ



(a) Effect of mean grain size.



(b) Effect of variance of grain size.

Fig. 13. Change of fatigue limit with grain size.

は分散が小さいほど \$K_c^m\$ が極端に大きな粒界が少なくなるため、阻止される確率が小さくなり疲労限度が減少するものと考えられる。

Fig. 13(a)に結晶粒径の平均値の影響を示す。なお、応力比は、\$R=0\$ および \$-1\$ とし、粒径のみの影響を検討するため \$K_c^m\$ の無次元化のための結晶粒径の値は \$d_\mu = d_{\mu 50} = 50 \text{ }\mu\text{m}\$ 一定とした。疲労限度は \$1/\sqrt{d}\$ とともに直線的に増加し、本手法によって Hall-Petch 型の関係が得られることがわかる。シミュレーションでは、き裂の多くは一個目の粒界で阻止された。すべり帯先端が一個目の粒界で阻止されるとき、すべり帯先端における \$K^m\$ は式(1)によって与えられ、次式が得られる。

$$\frac{\sigma}{\sigma_f^\mu} = \frac{\sqrt{2}K_c^m}{\sigma_f^\mu \sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{\sqrt{d}} + \frac{2}{\pi} \cos^{-1}\left(\frac{2a}{d}\right) \quad (7)$$

ここで本解析条件である \$(K_c^m/\sigma_f^\mu (\pi d_{\mu 50})^{1/2})_\mu = 0.4\$、\$\sigma_f^\mu = \sigma_f^\mu = 400 \text{ MPa}\$ を用いると、上式の \$1/\sqrt{d}\$ に対する傾きは \$0.004\$ となるが、この値は \$R = -1\$ のシミュレーション結

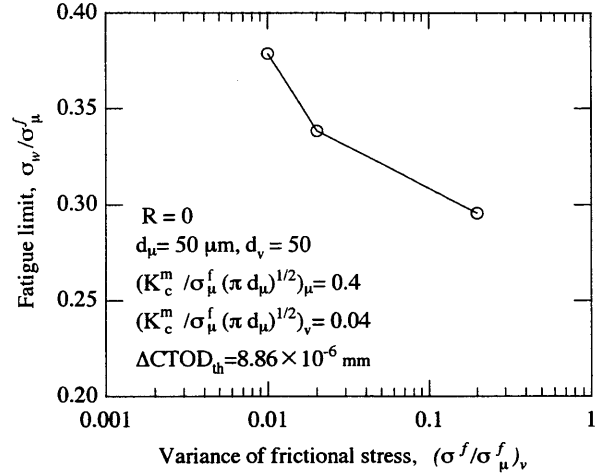


Fig. 14. Change of fatigue limit with frictional stress.

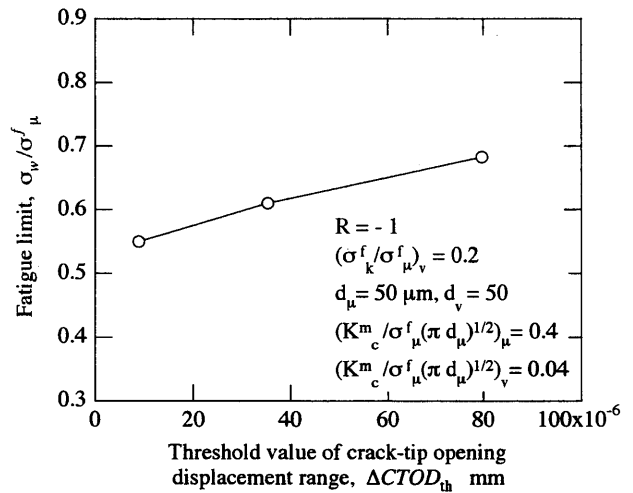


Fig. 15. Change of fatigue limit with threshold crack tip opening displacement.

果の \$0.002\$ と比較するとやや大きい。これは停留条件として \$K_c^m\$ ではなく \$\Delta CTOD_{th}\$ を採用したことが原因と考えられる。Fig. 13(b)は分散 \$d_v\$ の影響である。\$d_v\$ が大きくなるほど疲労限度は若干小さくなるが、その変化量は小さい。式(3)よりわかるようにき裂は大きな結晶に発生しやすいが、このとき、粒界まで伝ばしたときのき裂寸法も大きくなり、\$K^m\$ が増加するため停留しにくくなるものと考えられる。

降伏応力の分散と疲労限度の関係を Fig. 14 に示す。疲労限度は分散が小さいほど高くなる。これは降伏応力の分散が小さくなることによって一個目の結晶粒内での \$\Delta CTOD\$ が小さくなるため、疲労限度が大きくなるものと考えられる。

これまで、き裂伝ばの下限界条件として \$\Delta K_{eff} = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}\$ に対応する \$\Delta CTOD_{th} = 8.86 \times 10^{-6} \text{ mm}\$ を仮定して検討してきた。Fig. 15 にはこの下限界値の影響を示す。\$\Delta CTOD_{th}\$ を \$\Delta K_{eff} = 1, 2, 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}\$ に対応する値として、

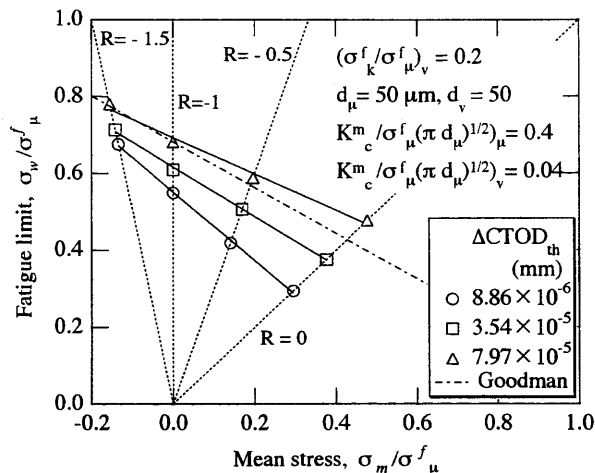


Fig. 16. Haigh diagram.

それぞれ 8.86×10^{-6} , 3.54×10^{-5} , 7.97×10^{-5} mm とした。応力比は $R = -1$ とした。き裂伝ば下限界値が大きくなるにつれてき裂は停留しやすくなり、疲労限度は増加する。

Fig. 16 には疲労限度と平均応力の関係をまとめる。上述の3種類の下限界値 $\Delta CTOD_{th} = 8.86 \times 10^{-6}$, 3.54×10^{-5} , 7.97×10^{-5} mm についてまとめた。前述のように同一の応力振幅では、平均応力が大きくなるにつれて停留しにくくなるため疲労限度は低下する。図よりわかるように、疲労限度は平均応力の増加とともにほぼ直線的に減少し、この傾向はき裂伝ばの下限界値によらず同様である。ただし、下限界値 $\Delta CTOD_{th}$ が小さくなるほど勾配は大きくなる。図中の一点鎖線は、 $\sigma_B/\sigma_Y = 1.15$ の関係¹⁰⁾を用いて、 $\Delta CTOD_{th} = 7.97 \times 10^{-5}$ mm で平均応力 $\sigma_m = 0$ (応力比 $R = -1$) の疲労限度と σ_B を通る直線である修正 Goodman 線を表している。この勾配は下限界値が $3.54 \sim 7.97 \times 10^{-5}$ mm (ΔK_{effth} が $2 \sim 3$ MPa \sqrt{m}) の結果に近く、適切な下限界値を設定することによって本シミュレーション手法を用いて修正 Goodman 線を予測することができる。このように、き裂閉口概念を導入することによって平均応力の影響を包含した、より現実的な疲労き裂の伝ばシミュレーションが可能となった。

以上のように本手法は、き裂伝ば寿命および疲労限度におよぼす微視組織パラメータの影響を検討する上で極めて有効であり、さらに発展させることによって、特に機械部材の長寿命化および高疲労強度化の要求に応える材料開発に対して、有力な指針を与える手法になるものと期待される。

4 結 論

塑性誘起き裂閉口に注目し、微視組織と相互作用しながら伝ばする疲労き裂の伝ばシミュレーション手法を提案し、き裂閉口挙動に及ぼす微視組織パラメータの影響

について検討を行った。次いで、疲労き裂伝ば寿命および疲労限度に対する微視組織パラメータの影響について検討を行った。得られた主な結果を以下に示す。

(1) 隣接粒の降伏応力が大きいとき、き裂先端開口変位範囲 $\Delta CTOD$ は減少し、き裂開口応力 σ_{op} は増加する。逆に小さい場合は $\Delta CTOD$ は増加し、 σ_{op} は減少する。 $\Delta CTOD$ および σ_{op} のばらつきは、き裂が長くなるにつれ小さくなることが示され、微視組織的微小疲労き裂の伝ば挙動をよく表現できた。

(2) き裂閉口を考慮することによって、平均応力の影響の検討が可能となった。同一の ΔK で比較すると、応力比が大きくなるほど $\Delta CTOD$ は大きくなり、また、有効応力拡大係数範囲と $\Delta CTOD$ の関係は応力比によらず一価関係が得られることが示された。

(3) 伝ば寿命および疲労限度に及ぼす材料組織パラメータの影響が解析可能で、粒径が小さいほど、粒界の強さが高いほど寿命は長く、疲労強度は大きくなることが示された。

(4) 疲労限度は平均応力の増加とともに直線的に減少し、修正 Goodman 線の予測が可能であった。

参考文献

- 1) Pearson, S., Engng Fract. Mech., 7 (1975) 235.
- 2) Taylor, D. and Knott, J. F., Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 4 (1981) 147.
- 3) Akiniwa, Y., Tanaka, K. and Matsui, E., Mater. Sci. Eng., A104 (1988) 105.
- 4) Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nakai, Y. and Wei, R. P., Eng. Fract. Mech., 24, 6 (1986) 803.
- 5) 秋庭義明, 田中啓介, 材料, 38 (1989) 1169.
- 6) 秋庭義明, 原田昭治, 山上貴幸, 材料, 42 (1993) 663.
- 7) Akiniwa, Y., Zhang, L. M. and Tanaka, K., Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 20 (1997) 1387.
- 8) 張洛明, 秋庭義明, 田中啓介, 日本機械学会論文集 (A 編), 64 (1998) 1221.
- 9) Taira, S., Tanaka, K. and Nakai, Y., Mech. Res. Commun., 5 (1978) 375.
- 10) Tanaka, K., JSME Int. J., 35 (1987) 1.
- 11) Newman, Jr. J. C., ASTM STP 748, (1981) 53.
- 12) Tanaka, K. and Mura, T., J. Appl. Mech., 48 (1981) 97.
- 13) Budiansky, B. and Hutchinson, J. W., Trans. ASME, J. Applied Mech., 45 (1978) 267.
- 14) 田中啓介, 中井善一, 秋庭義明, 鉄と鋼, 79 (1993) 908.
- 15) 酒井達雄, 安井秀昭, 田中道七, 材料, 36 (1987) 915.
- 16) 秋庭義明, 張洛明, 田中啓介, 日本機械学会論文集 (A 編), 64 (1998) 1229.

第7章 炭化ケイ素粒子およびウイスカで強化された アルミニウム合金の疲労限度と引張強さの関係

Keisuke TANAKA^{a*}, Yoshiaki AKINIWA^a, Kenichi SHIMIZU^b,
Hidehiko KIMURA^a and Shuhei ADACHI^c

^a Department of Mechanical Engineering, Nagoya University
Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-8603, Japan

^b Department of Mechanical Engineering, Okayama University
3-1-1, Tsushima-naka, Okayama 700-8530, Japan

^c R & D Center, Yamaha Motor Co. Ltd.,
2500 Shingai, Iwata 438-8501, Japan

*Corresponding author, Tel.: +81 52 789 4672; Fax.: +81 52 789 3111,
E-mail address: k_tanaka@mech.nagoya-u.ac.jp

Abstract

The fatigue strength of reinforced and unreinforced aluminum alloys with silicon carbide particles or whiskers increases in proportion to the ultimate tensile strength. The proportional constant is slightly larger for composites than for unreinforced alloys. The threshold stress intensity range ΔK_{th} tends to decrease with increasing tensile strength. When compared at the same tensile strength, ΔK_{th} tends to be larger for composites than for unreinforced alloys. The effective threshold stress intensity range, ΔK_{effth} , is fairly constant irrespective of the tensile strength. The characteristic defect sizes, a_0' and a_0 , tend to be smaller with increasing tensile strength. When compared at the same tensile strength, a_0' is larger for composites, which indicates a low notch sensitivity of composites.

Keywords: Fatigue threshold; Discontinuously reinforced aluminum alloy;
Tensile strength; Characteristic defect size

1. Introduction

Discontinuously reinforced aluminum (DRA) alloys are expected to be new structural materials in aerospace and automotive industries. Silicon carbide (SiC) particles and whiskers are most commonly used reinforcing elements. Many previous works have shown that the reinforcement improves the fatigue strength as well as the yield strength [1-9]. In some cases, however, the fatigue strength is reduced due to manufacturing defects, even though the yield strength is increased by reinforcement [2]. For large crack propagation, the improvement of the threshold stress intensity range of large fatigue cracks has also been reported by several investigators [10-13]. However, mechanisms of improvement of the fatigue properties due to reinforcement are not yet fully understood.

In the present paper, the published data on the fatigue strength of aluminum alloys reinforced by SiC particles and whiskers are correlated with the ultimate tensile strength. The threshold stress intensity factor is also correlated to the tensile strength. Mechanisms of improvement of fatigue threshold properties due to reinforcement are discussed on the basis of those correlations. The effect of reinforcement on the notch sensitivity is also investigated.

2. Fatigue Strength of Smooth Specimens

2.1 Relation between fatigue strength and tensile strength

Since fatigue of metals is caused by irreversible plastic deformation under cyclic loads, the fatigue strength or the fatigue limit is expected to be closely related to the cyclic yield strength of materials. The published data on the fatigue limit, σ_{w0} , at the number of stress cycles $N=10^7$ under the stress ratio $R=-1$ is correlated to the 0.2% offset yield strength in Fig. 1, and to the tensile strength in Fig. 2 [2-9]. The solid symbols are the data of unreinforced materials, while others are for composites. In the figures, SiC_p denotes the materials reinforced with particles and SiC_w those with whiskers. In the parenthesis, the volume fraction and the mean particle size are indicated. If the latter was not reported,

only the former is indicated. The particle size of the data shown in Figs. 1 and 2 is smaller than 12 μm . All the materials were made by powder metallurgy except for cast SiCp/A356 and SiCp/A357 used by Masuda et al [2]. The data for unreinforced alloys were taken from the reports where they were obtained as a comparison with the data of DRA composites, so unreinforced alloys were produced in a similar way as DRA composites. The direction of whisker alignment is parallel (L-direction) except SiC_w/6061(T) whose whiskers are perpendicular (T-direction) to the applied stress direction. The published data for composites with large manufacturing defects and reinforcing particles are not plotted in Figs. 1 and 2. All the specimens were finished by fine mechanical polishing. Assuming σ_{w0} is proportional to $\sigma_{0.2}$ or σ_B , the relations obtained by the linear regression method are

$$\sigma_{w0} = 0.442 \sigma_{0.2} \quad (1)$$

$$\sigma_{w0} = 0.364 \sigma_B \quad (2)$$

for unreinforced alloys, and

$$\sigma_{w0} = 0.505 \sigma_{0.2} \quad (3)$$

$$\sigma_{w0} = 0.403 \sigma_B \quad (4)$$

for DRA composites. The correlation coefficient, r , of the relation is shown in the figures. The correlation coefficient is larger when the fatigue limit is correlated to the tensile strength; the tensile strength is a better parameter than the yield strength. This is because the tensile strength is more closely related to the cyclic yield stress. In the following, the fatigue thresholds are also correlated to the tensile strength. The proportional constant, 0.364, for unreinforced materials in the relation between the fatigue limit and the tensile strength is slightly larger than the value 0.33 reported for conventional wrought and cast aluminum alloys [14]. The proportional constant of composites is larger than that of unreinforced materials. Tanaka et al. [14] also observed a higher proportional constant for composites. The increase in the strength is not the only reason for the improvement of the fatigue limit due to reinforcement as discussed in the next section.

It is interesting to note that the orientation does not influence the relation

between the fatigue limit and the tensile strength, although the fatigue limit of SiC_w/6061 is lower for the case of the whisker orientation perpendicular to the applied stress direction. The data of cast materials lie slightly lower than the regression line.

To show the effects of the volume fraction and the particle size on the fatigue strength, the data of changing volume fractions and particle sizes with the same matrix are connected in Fig. 3, where two additional data SiC_p/A356(20%) and SiC_p/2124(20 μ m-20%) are included. The improvement of the fatigue limit with increasing volume fraction is mainly caused by the increased tensile strength as described in the next section. The reduction of the fatigue strength with increased volume fraction as seen for the case of SiC_p/A356 is caused by manufacturing defects such as voids or holes[6]. The increase of the particle size in SiC_p/2124 (20%) yields the reduction of fatigue strength, as well as the decrease of the tensile strength, because large particles are easily cracked [8]. The strength ratio, σ_{w0} / σ_B , also decreases with increasing particle size.

2.2 Micromechanics of fatigue strength

The fatigue strength of DRA composites is mainly controlled by the fatigue strength of the matrix, because fatigue cracks are usually nucleated in the matrix phase in the materials reinforced with fine particles or whiskers [15, 16]. Therefore, it will be possible to derive the fatigue limit of composites from that of the matrix material.

Since the elastic constants of SiC are larger than those of the Al matrix, the mean stress is higher in the SiC phase than in the Al phase under macroscopically uniform stress. The matrix stress is shielded by reinforcement. The macrostress σ_A is obtained from the mean stress in SiC phase, $\langle \sigma \rangle_{SiC}$, and in Al phase, $\langle \sigma \rangle_{Al}$, by the rule of mixture as

$$\sigma_A = \langle \sigma \rangle_{SiC} f + \langle \sigma \rangle_{Al} (1 - f) \quad (5)$$

where f is the volume fraction of SiC phase. The mean stress $\langle \sigma \rangle_{Al}$ is proportional to the macrostress σ_A in the elastic range

$$\langle \sigma \rangle_{Al} = P \sigma_A \quad (6)$$

The proportional constant P is less than unity for DRA composites. The P value was measured by X-ray and neutron diffractions [17]. The experimental P value agrees very well with the prediction based on the mean-stress theory proposed by Mori and Tanaka [18] or the self-consistent model [19]. It is a function of the elastic constants of matrix and reinforcement, and the volume fraction.

The increase of the fatigue strength due to reinforcement is discussed on the bases of the mean stress in the matrix as illustrated in Fig. 4. The fatigue strength of unreinforced alloys, σ_{MW} , is proportional to the cyclic yield strength, σ_{MY} , as

$$\sigma_{MW} = \alpha \sigma_{MY} \quad (7)$$

The cyclic yield strength of composites, σ_{CY} , will be equal to the macrostress under which the mean stress in the matrix reaches the cyclic yield strength of unreinforced alloys [20] as shown in Fig. 4(b). From Eq. (6), the composite yield strength is given by

$$\sigma_{CY} = \sigma_{MY} / P \quad (8)$$

Since P is smaller than unity, Eq. (8) expresses the improved yield strength due to reinforcement. Likewise, if we assume that the fatigue limit of composites, σ_{CW} , is determined by the mean matrix stress equal to σ_{MW} , σ_{CW} is proportional to σ_{CY} as

$$\sigma_{CW} = \sigma_{MW} / P = \alpha \sigma_{MY} / P = \alpha \sigma_{CY} \quad (9)$$

Under the above assumption, the proportional constant for the relation between σ_{CW} and σ_{CY} for composites is the same as that for unreinforced materials. Since the experimental value of the proportional constant for composites is slightly larger than that for unreinforced materials, an additional improvement mechanism due to reinforcement is suggested to be operating. In DRA alloys reinforced with fine particles, fatigue cracks are nucleated by slip deformation in the matrix triggered from the poles of particles or particle clusters due to stress concentration [1] and the non-propagating cracks are observed just below the fatigue limit [15, 16]. Hall et al. [8] reported fatigue

crack initiation at intermetallic particles. Li and Misawa [16] found that non-propagating cracks formed at the fatigue limit in SiCp/6061 was between 60 to 70 μm in length and in Stage I of crack propagation. Figure 5 illustrates non-propagating surface cracks formed at the fatigue limit. Cracks in both materials are Stage I cracks and are blocked by the microstructural barriers. The reinforcement yields stronger barriers for small fatigue crack propagation, which gives rise to a larger proportional constant. The particle size does not influence the P parameter in Eq. (6) which is derived from continuum models. The length of non-propagating cracks at the fatigue limit will be proportional to the mean length of the matrix phase or the interparticle spacing for a given volume fraction. The larger particle size gives the larger mean matrix length, which results in the larger non-propagation crack length. The fatigue strength required to propagate a larger crack will be reduced. For materials reinforced with particles larger than about 20 μm , fatigue crack starts from the fractured particles [8, 16], which brings about another cause of the reduction of the fatigue limit. Hall et al. [8] reported that the fracture strength of particles is inversely proportional to the particle size. The micromechanical analysis is necessary to derive quantitative prediction.

3. Threshold Stress Intensity Factors for Fatigue Crack Propagation

The threshold stress intensity range ΔK_{th} of unreinforced and reinforced aluminum alloys at a stress ratio $R=0$ and 0.1 is plotted as a function of the tensile strength in Fig. 6. The effective threshold stress intensity range, ΔK_{effth} , is also shown by the marks with bars. The solid symbols indicate the data on unreinforced materials [12, 13, 21], while the other marks are those for composites [11-13]. All the data except those of SiCp/7091 by Wang and Zhang [13] were taken at $R=0.1$. The ΔK_{th} value tends to decrease with increasing strength. The coarser particle sizes give the larger threshold stress intensity range [10]. When compared at the same strength level, ΔK_{th} of composites is larger than that of unreinforced alloys. The ΔK_{effth} value is fairly constant irrespective of the tensile strength, as in the case of steels [25]. The ΔK_{effth}

value is about $1.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ for composites and $0.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ for unreinforced materials. The reinforcement increases the amount of crack closure mainly through roughness-induced crack closure [10-12].

The Young's modulus of composites is larger than that of the unreinforced materials because SiC has a larger modulus than aluminum. Figure 7 shows the threshold stress intensity factors divided by the composite Young's modulus E as a function of the tensile strength. The difference in ΔK_{th} and ΔK_{effth} between reinforced and unreinforced alloys partly comes from the stiffness difference. Still, the effective threshold stress intensity range divided by Young's modulus is larger for composites.

4. Effects of Defects and Notches on Fatigue Strength

The reduction of the fatigue strength due to small defects can be evaluated on the basis of Kitagawa's type diagram [23] which is schematically shown in Fig. 8. The intersections of the horizontal line of the constant stress range equal to the fatigue limit of smooth specimens, $\Delta \sigma_{\text{th}} = \Delta \sigma_{\text{w0}}$, with the lines of $\Delta K_{\text{effth}} = \text{const.}$ or $\Delta K_{\text{th}} = \text{const.}$ are given by

$$a_0' = (\Delta K_{\text{effth}} / \Delta \sigma_{\text{w0}})^2 / \pi \quad (10)$$

$$a_0 = (\Delta K_{\text{th}} / \Delta \sigma_{\text{w0}})^2 / \pi \quad (11)$$

The values of a_0' and a_0 are important characteristic defect sizes to assess the effect of small defects on the fatigue strength [24-26]. The notch sensitivity for fatigue fracture is also a function of the characteristic defect size; the smaller characteristic size corresponds to the higher notch sensitivity. In the above equations, the stress intensity factor for an isolated through-thickness crack is used to derive the characteristic sizes. For the other types of cracks such as semi-elliptical surface cracks or edge cracks, the size can be converted to an actual size by using the equivalent-crack-size concept [24].

To determine a_0' and a_0 values, we need the values of ΔK_{effth} , ΔK_{th} and $\Delta \sigma_{\text{w0}}$. For the materials whose ΔK_{effth} and ΔK_{th} values are shown as a

function of the tensile strength σ_B in Fig. 6, the $\Delta \sigma_{w0}$ value for $R=0$ or 0.1 was estimated as follows. The value of σ_{w0} at $R=-1$ was first estimated by using Eq. (1) and (2), and then the Goodman relation in the Haigh diagram was used to obtain σ_{w0} for $R=0$ or 0.1 as shown in Fig. 9 [27]. The $\Delta \sigma_{w0}$ is double the amplitude σ_{w0} .

Figures 10(a) and (b) show a_0' and a_0 determined as described above, respectively. Both a_0' and a_0 value decrease with increasing tensile strength. When compared at the same tensile strength, a_0' is larger for composites than for unreinforced materials, while a_0 is nearly identical. Tanaka et al. found that a_0' was nearly equal to the Stage I crack length for the case of low-carbon steels [25, 26]. The a_0' value is smaller than the grain size for the case of unreinforced materials. On the other hand, it is larger than the grain size for the case of composites, and may correspond to the larger microstructural dimensions such as particle sizes, spacing between particles or particle clusters.

The characteristic sizes can be used for estimate the reduction of the fatigue strength of materials due to notches. By assuming that the fatigue crack nucleation was controlled by the propagation condition of Stage I crack formed at the notch root, Tanaka et al. [25, 26] derived the following relation for the fatigue strength reduction for crack nucleation, K_{f1} , at sharp notches with the elastic stress concentration factor K_t :

$$K_{f1} = \sigma_{w0} / \sigma_w = K_t / \left(1 + 3.6a_0' / \rho\right)^{1/2} \quad (12)$$

where σ_w is the the fatigue strength of notched specimens. The K_{f1} value is lower for large a_0' values. In order to estimate the fatigue limit for fracture of notched specimens, Tanaka et al. have proposed the resistance-curve method, and the resistance curve can be constructed from the a_0' and a_0 values [25, 26].

Only a very limited experimental data have been published on notch fatigue of DRA composites. Hattori and Sakai [28] reported a low notch sensitivity of SiC_w/6061 (17%), and Biner [29] reported the crack nucleation life insensitive to the notch severity in SiCp/6061 (23%). Further experimental study is necessary to make quantitative comparisons.

5. Conclusions

The fatigue threshold properties of aluminum alloys reinforced with SiC particles or whiskers were correlated with the tensile strength, and the mechanism of improved fatigue threshold properties was discussed. The main results are as follows :

- (1) The fatigue limit of reinforced and unreinforced aluminum alloys at the number of stress cycles $N=10^7$ increases in proportion to the ultimate tensile strength. The proportional constant is slightly larger for composites than for unreinforced alloys.
- (2) The threshold stress intensity range ΔK_{th} tends to decrease with increasing tensile strength. When compared at the same strength level, ΔK_{th} tends to be larger for composites than for unreinforced alloys.
- (3) The effective threshold stress intensity range, ΔK_{effth} , is fairly constant for the strength level examined. Composites have a larger ΔK_{effth} value than unreinforced alloys, partly because of increased stiffness
- (4) The characteristic defect size, a_0' and a_0 , becomes smaller with increasing tensile strength. When compared at the same tensile strength, a_0' is larger for composites, indicating low notch sensitivity of composites in fatigue crack initiation.

References

- 1 Allison, J.E. and Jones, J.W., Fatigue behavior of discontinuously reinforced metallic composites, *Fatigue '96: Proc. 6th Inter. Fatigue Cong.*, Vol. III, Lutjering G., Nowack, H. editors. Pergamon, 1996, pp. 1439-1450.
- 2 Koiso, N, Misawa, H., and Kodama, S., Fatigue properties of aluminum alloy reinforced by SiC particles, *J. Soci. Mater. Sci., Japan*, 1989; 38 (433): 1206-1211.
- 3 Morimoto, H., Ohuchi, K. and Minamida, T., Mechanical properties of SiC whisker reinforced aluminum alloy matrix composites, *R & D Kobe Steel Eng. Dept.*, 1990;40(1):62-65.
- 4 Ishii, H., Tohgo, K., Araki, H. and Ohshima, K., Fatigue behavior of SiC/Al composite materials, *Mech. Behav. Mater.-IV*, Jono, M. and Inoue, T. editors, Pergamon, 1991, pp. 421-426.
- 5 Bonnen, J.J., Allison, J.E. and Jones, J.W., Fatigue behavior of a 2xxx series aluminum alloy reinforced with 15 vol pct SiCp, *Metall. Trans.*, 1991;22A:1007-1019.
- 6 Masuda, H. and Tanaka, Y., Fatigue properties and fatigue fracture mechanisms of SiC whiskers or SiC particulate-reinforced aluminum composites, *J. Mater. Sci.*, 1992; 27:413-422.
- 7 Hochreiter, E., Panzenbock, M. and Jeglitsch, F., Fatigue properties of particle-reinforced metal-matrix composites, *Int. J. Fatigue*, 1993; 15(6): 493-499.
- 8 Hall, J.N., Jones, J.W. and Sachdev, A.K., Particle size, volume fraction and matrix strength effects on fatigue behavior and particle fracture in 2124 aluminum-SiCp composites, *Mater. Sci. Eng.*, 1994: A183:69-80.
- 9 Tanaka, K., Akiniwa, Y., Shimizu, K. and Matsubara, G., Propagation and nonpropagation of fatigue cracks in notched specimens of SiC particulate reinforced aluminum alloy, *ASME PVP Vol.306*, Yukawa, S., Jones, D. P. and Mehta, H. S. editors, 1995; pp. 197-202.
- 10 Shang, J.K. and Ritchie R.O., On the particle-size dependence of fatigue-crack propagation thresholds in SiC-particulate-reinforced aluminum-alloy composites:role of crack closure and crack trapping, *Acta Metall.*, 1989; 37(8): 2267-2278.

- 11 Kumai, S., King, J.E. and Knott, J.F., Short and long fatigue crack growth in a SiC reinforced aluminum alloy, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1990;13(5):511-524.
- 12 Kobayashi, T., Iwatani, H., Hakamada, S., Niinomi, M. and Tada, H., Fatigue crack propagation characteristics in SiCp/6061-T6 composites, *J. Japan Inst. Metals*, 1991; 55(1): 72-78.
- 13 Wang, Z. and Zhang, R.J., Microscopic characteristics of fatigue crack propagation in aluminum alloy based particulate reinforced metal matrix composites, *Acta Metall. Mater.*, 1994; 42(4):1433-1445.
- 14 Tanaka, Y., Masuda, C., Yamamoto, M. and Fukazawa, M., Fatigue fracture surface at high temperature for SiC whisker reinforced A2024 matrix composite, *J. Mater. Sci., Japan*, 1991; 40(453): 748-754.
- 15 Li, X. and Misawa, H., Role of silicon carbide particles in small fatigue crack initiation and propagation behavior of SiC particulate reinforced Al-alloys, *Trans. Japan Soci. Mech. Eng.*, 1995; 61: 1940-1945.
- 16 Akiniwa, Y., Tanaka, K., Shimizu, K. and Hagiwara, T., In situ observation of small fatigue cracks in SiCp/Al2024 composites, *Trans. Japan Soci. Mech. Eng.*, 1996; 62(603): 2506-2512.
- 17 Akiniwa, Y., Tanaka, K., Takezono, T., Minakawa, N. and Morii, Y., Neutron and X-ray diffraction study of phase stresses in SiC particulate reinforced aluminum alloy, *Proc. 5th Inter. Conf. Residual Stresses.*, Vol. 2, Ericsson, T., Oden, M., Andersson, A. editors, Inst. Technology, Linkoping Univ., 1997, pp. 982-987.
- 18 Mori, T. and Tanaka, K., Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Met.*, 1973; 21: 571-574.
- 19 Mura, T., *Micromechanics of Defects in Solids.*, Kluwer Academic Publ., 1991, p. 430.
- 20 Clyne, T. W. and Withers, P. J., *An Introduction to Metal Matrix Composites*, Cambridge University Press, 1993, p. 75.
- 21 Blom, A.F., Near-threshold fatigue crack growth and crack closure in 17-4 PH steel and 2024-T3 aluminum alloy, *Fatigue Crack Growth Threshold*, Edited by D. Davidson and S. Suresh, 1984, pp. 263-279.

- 22 Nakai, Y., Tanaka, K. and Kawashima, R., Effect of stress ratio on fatigue crack propagation threshold of steels, *J. Mater. Sci., Japan*, 1984;33(371):1045-1051.
- 23 Kitagawa, H. and Takahashi, S., Application of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage, *Proc. 2nd Inter. Conf. Mech. Behav. Mater.*, Boston, American Society for Metals, 1976, pp. 627-631.
- 24 Tanaka, K. , Nakai, Y. and M. Yamashita, Fatigue growth threshold of small cracks, *Int. J. Fracture*, 1981; 17(5): 519-533.
- 25 Tanaka, K. and Nakai, Y., Prediction of fatigue threshold of notched components, *Trans. ASME, J. Engng Mater. Tech.*, 1984; 106(20): 192-199.
- 26 Tanaka, K. and Akiniwa, Y., Resistance-curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches, *Engng Fract. Mech.*, 1988; 30(6): 863-876.
- 27 Bannantine, J.A., Comer, J.J. and Handrock, J.L., *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, Prentice Hall, 1990, p. 7.
- 28 Hattori, T. and Sakai, S., Mechanical properties of SiC whisker reinforced aluminum alloy matrix composites, *Tech. Rep. Mitsubishi Heavy Indust.*, 1988; 25(4): 357-361.
- 29 Biner, S. B., Growth of fatigue cracks emanating from notches in SiC particulate aluminum composite, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, 1990; 13(6): 637-646.

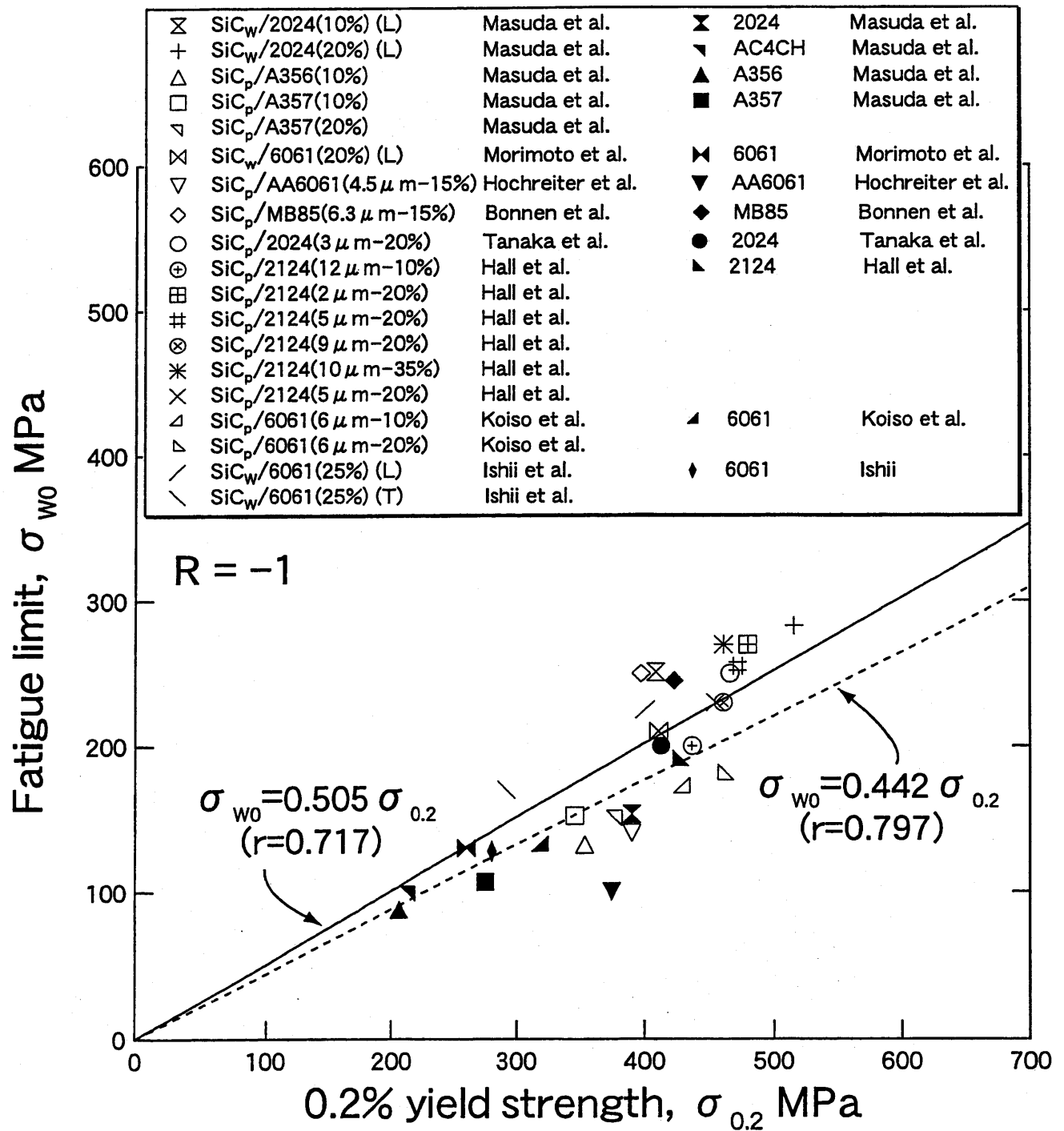


Fig. 1. Relation between fatigue strength and yield strength of unreinforced and reinforced aluminum alloys.

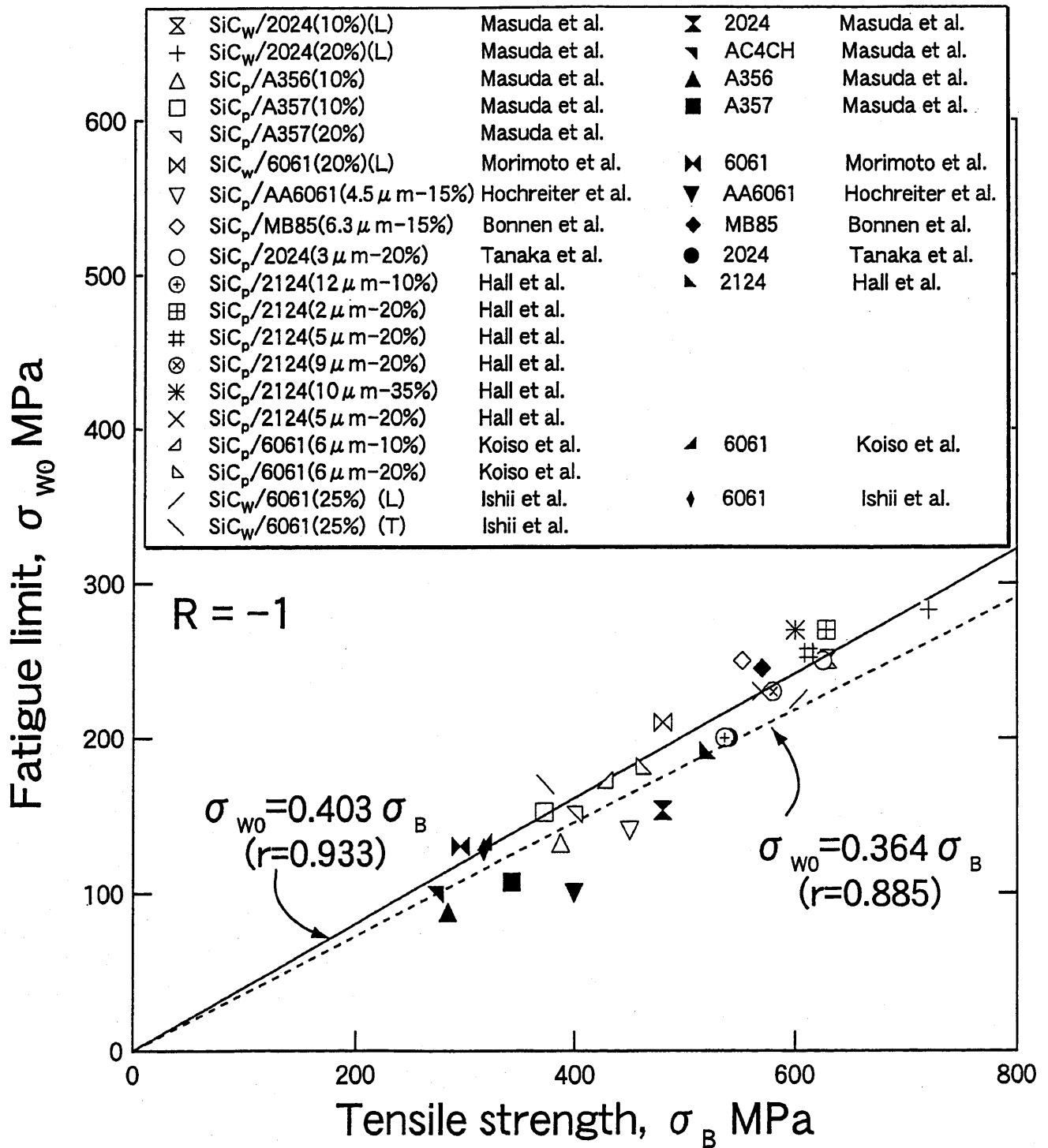


Fig. 2. Relation between fatigue strength and tensile strength of unreinforced and reinforced aluminum alloys.

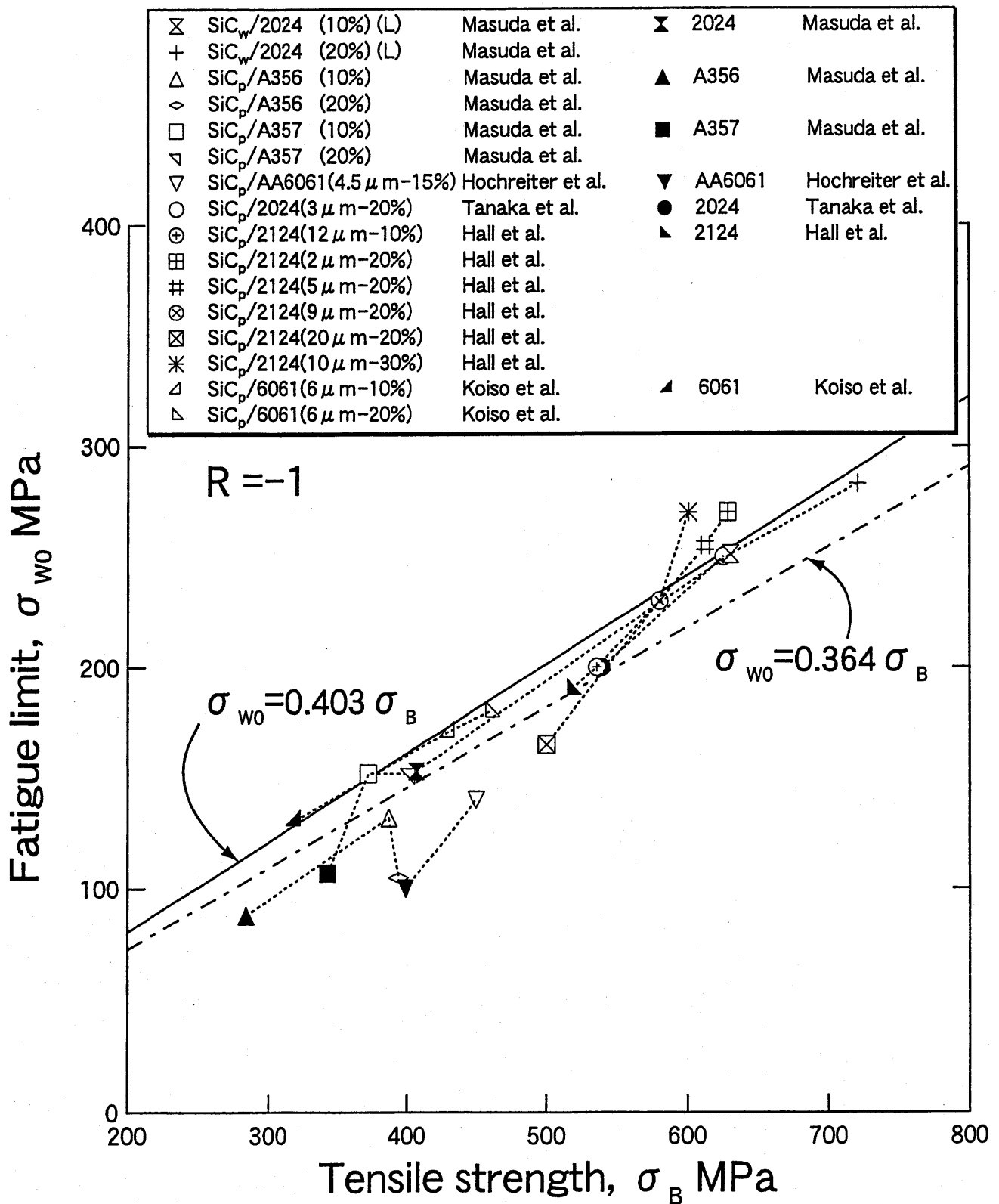
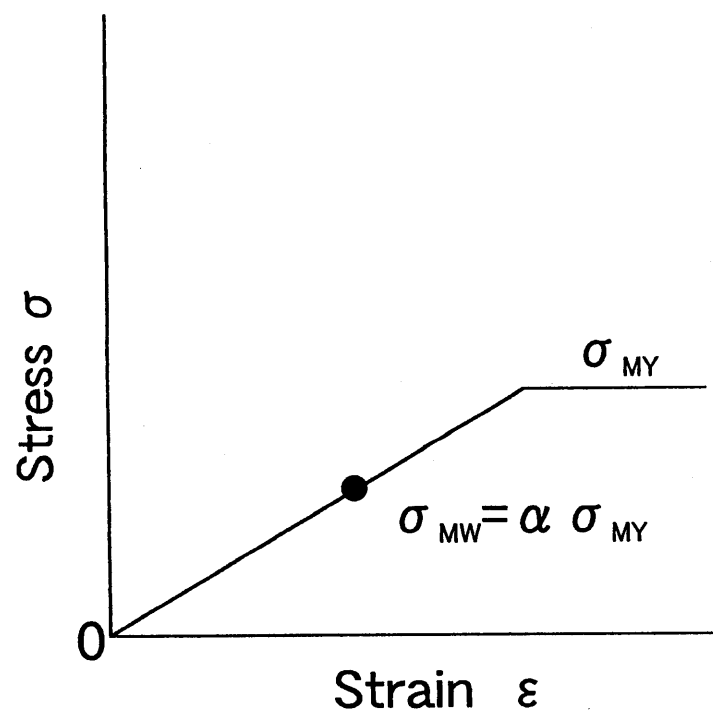
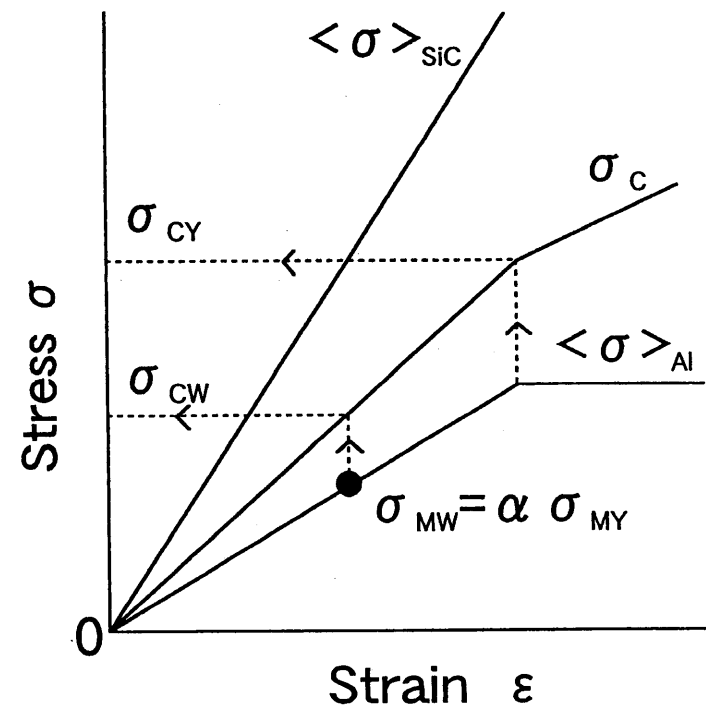


Fig. 3. Effects of volume fraction and particle size on fatigue strength.



(a) Unreinforced aluminum alloy



(b) DRA composite

Fig. 4. Model for improved fatigue strength of DRA composites.

Fatigue Threshold Models

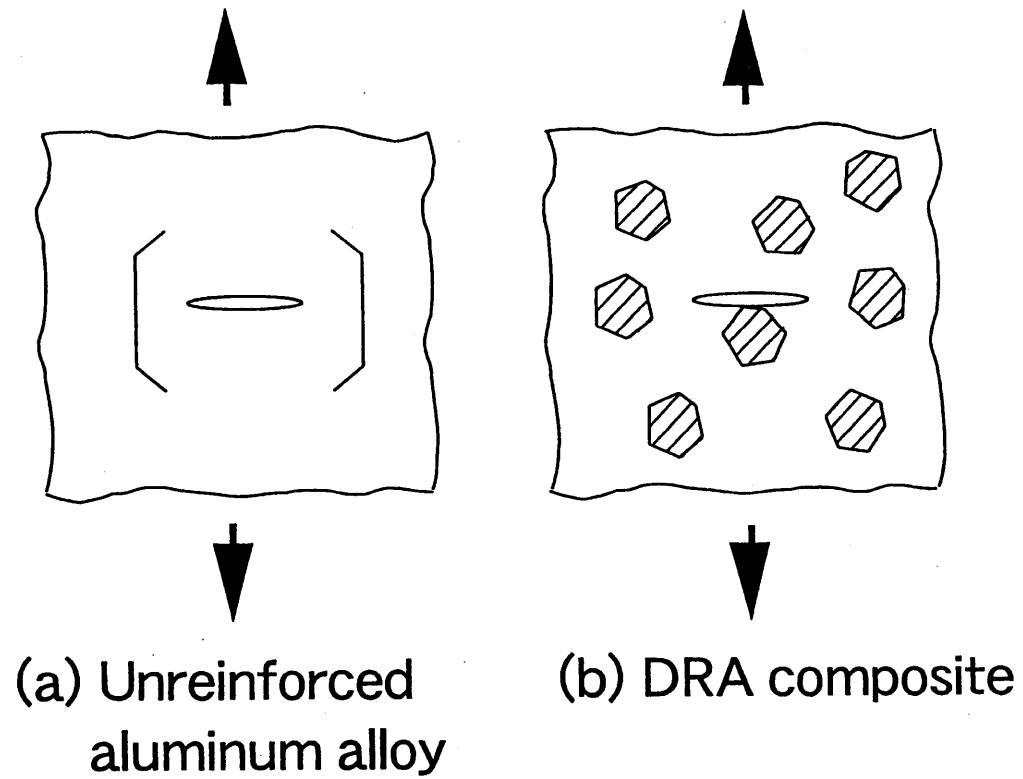


Fig. 5. Model for the fatigue limit of smooth specimens.

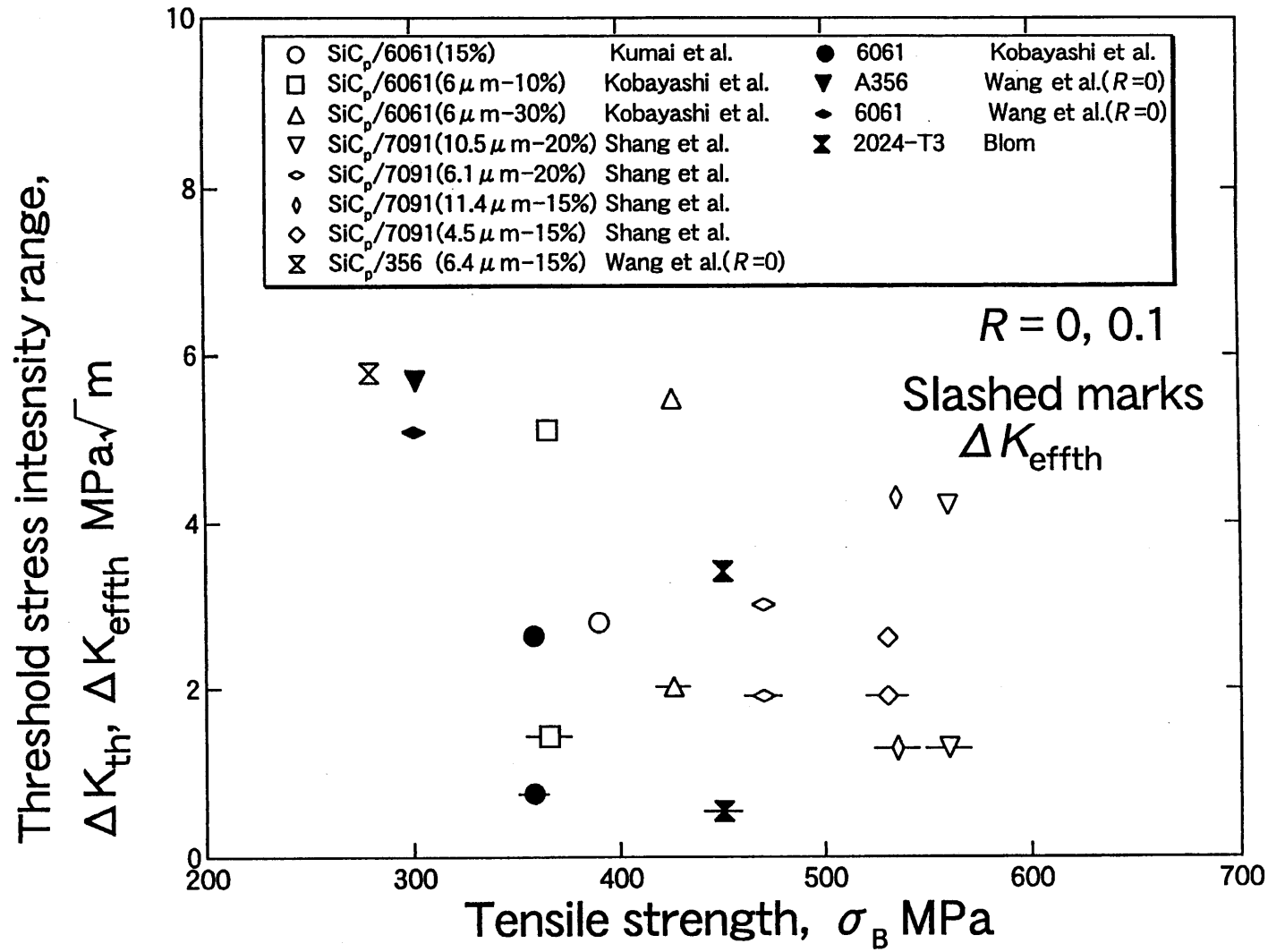


Fig. 6. Threshold stress intensity ranges, ΔK_{th} and ΔK_{effth} , for $R=0$ and 0.1 .

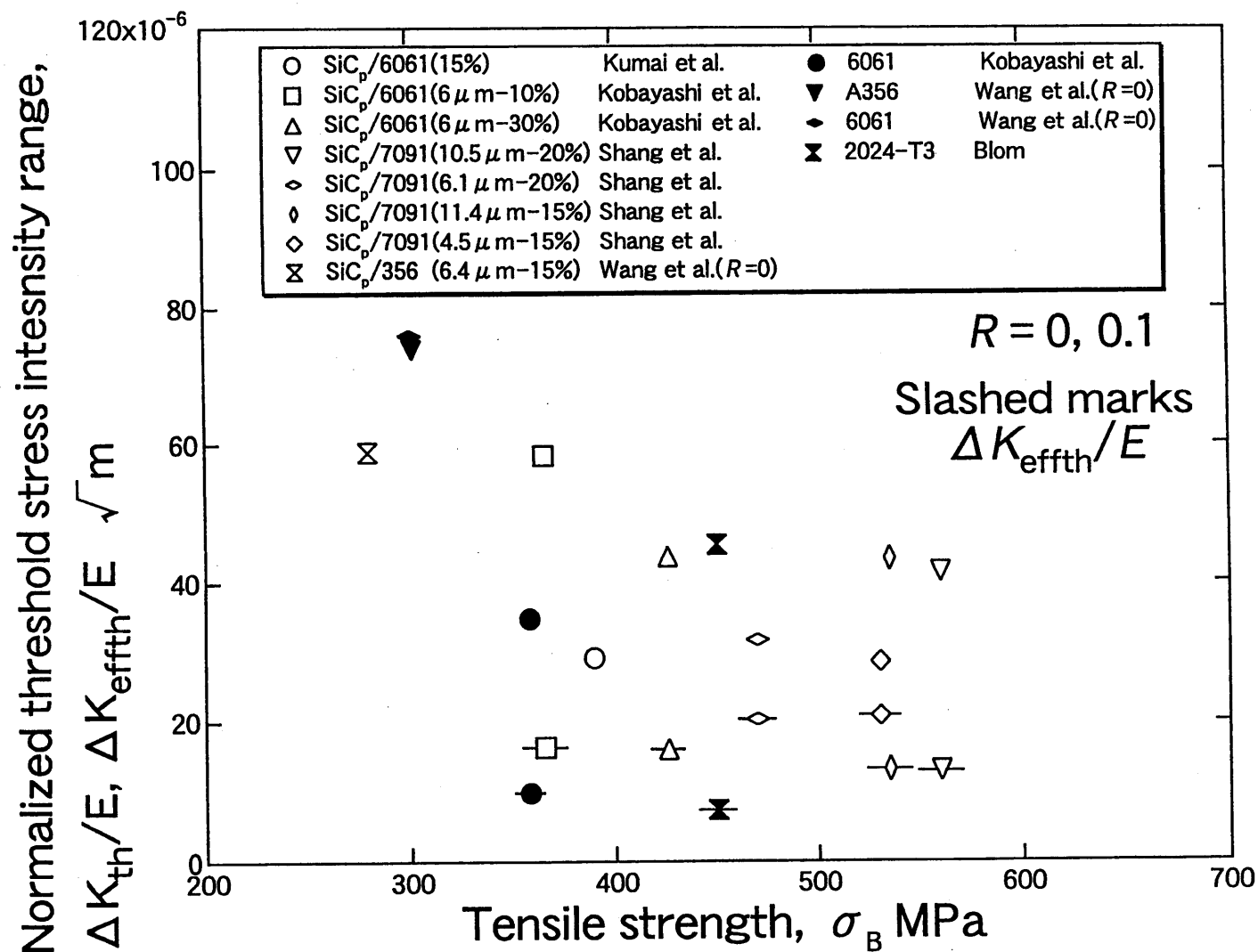


Fig. 7. Threshold stress intensity ranges, $\Delta K_{th}/E$ and $\Delta K_{effth}/E$, for $R=0$ and 0.1 .

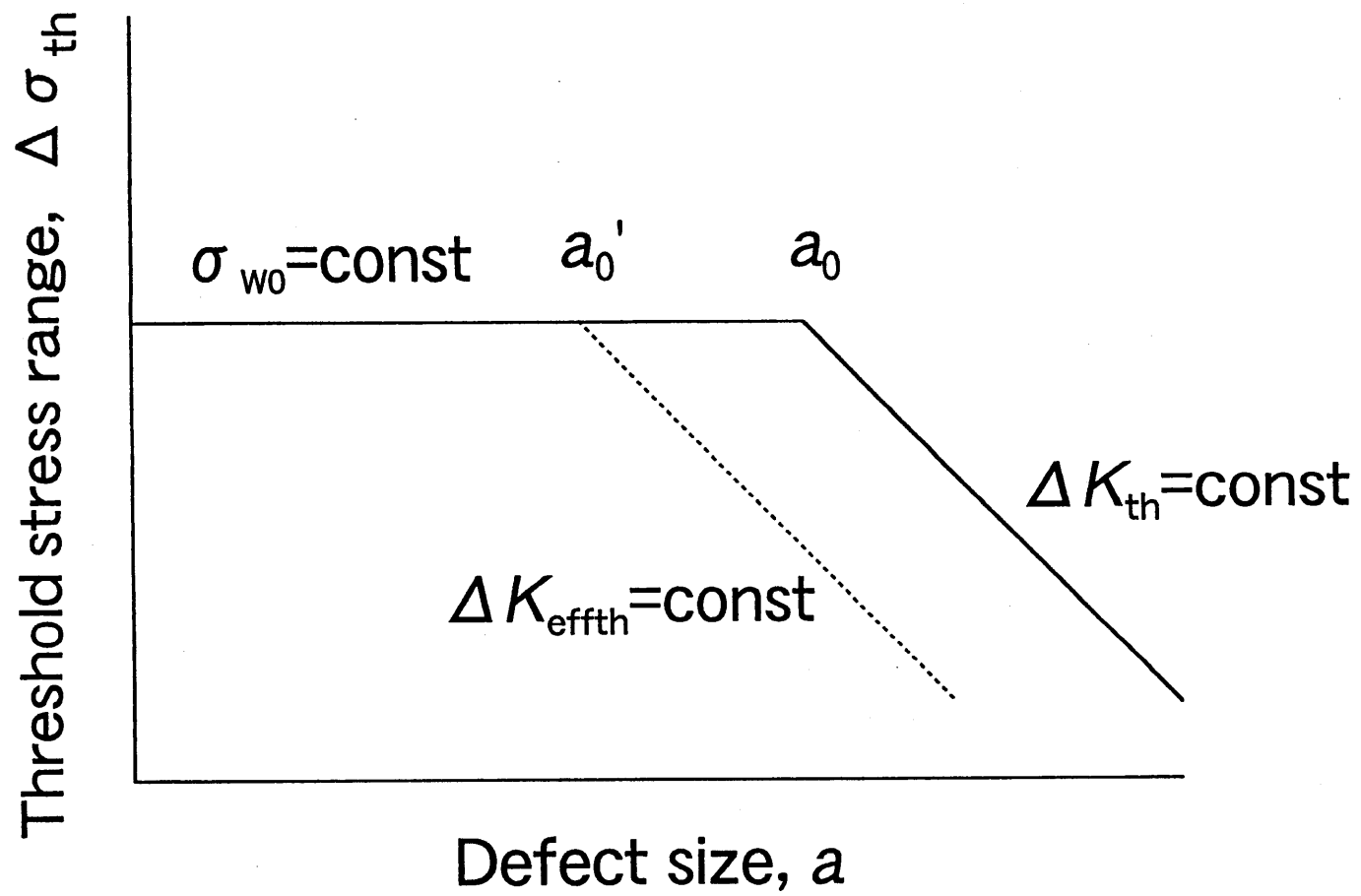


Fig. 8. Kitagawa's type diagram.

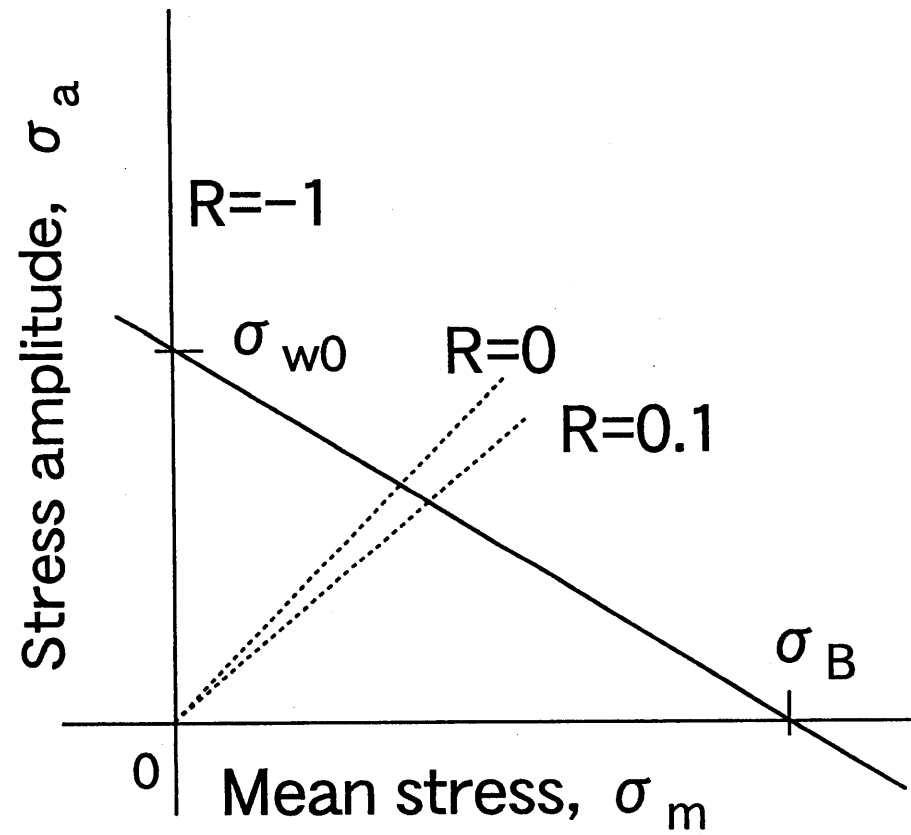


Fig. 9. Goodman diagram.

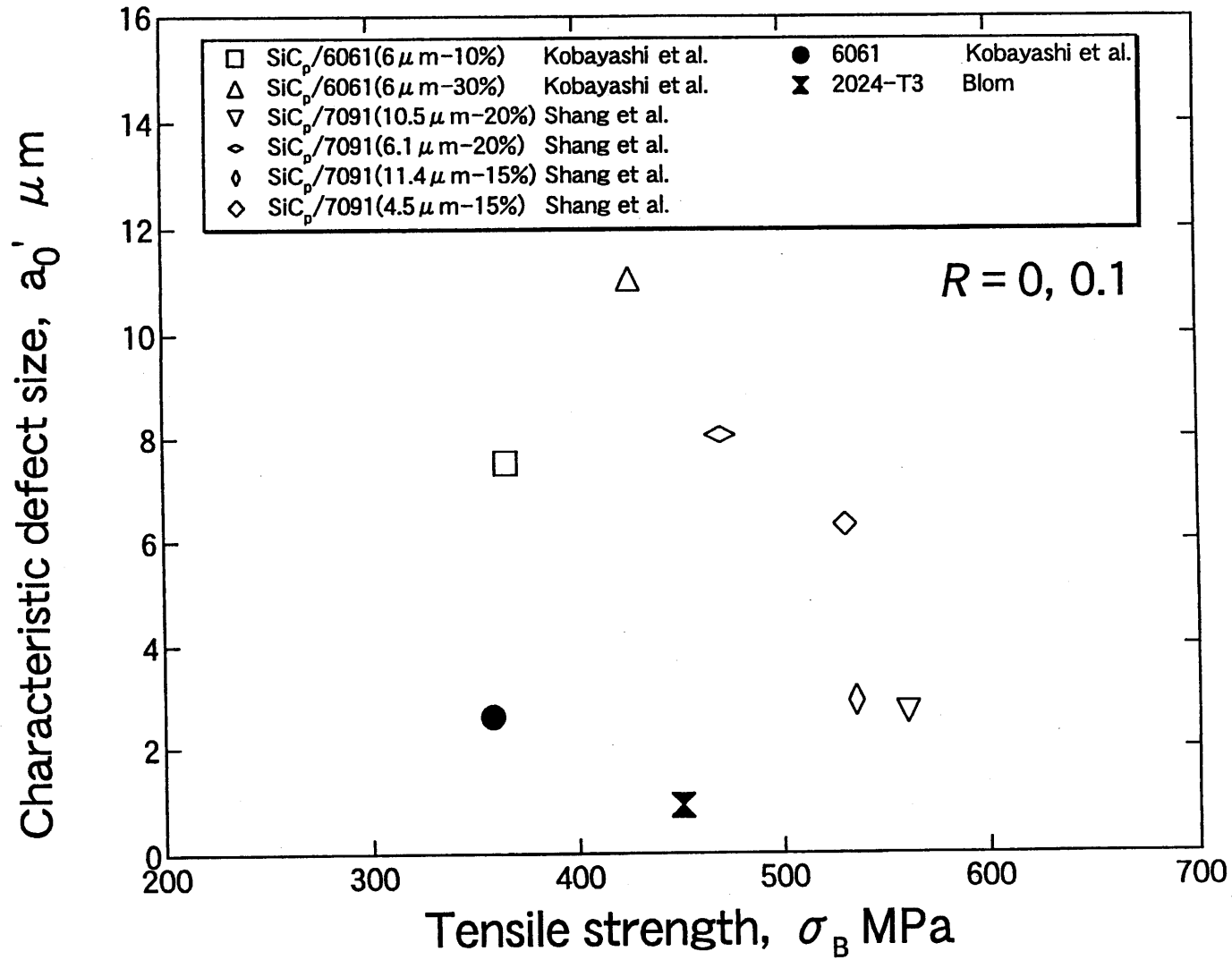


Fig. 10. Characteristic defect sizes, a_0 and a_0' , for $R=0$ and 0.1 .

(a) a_0'

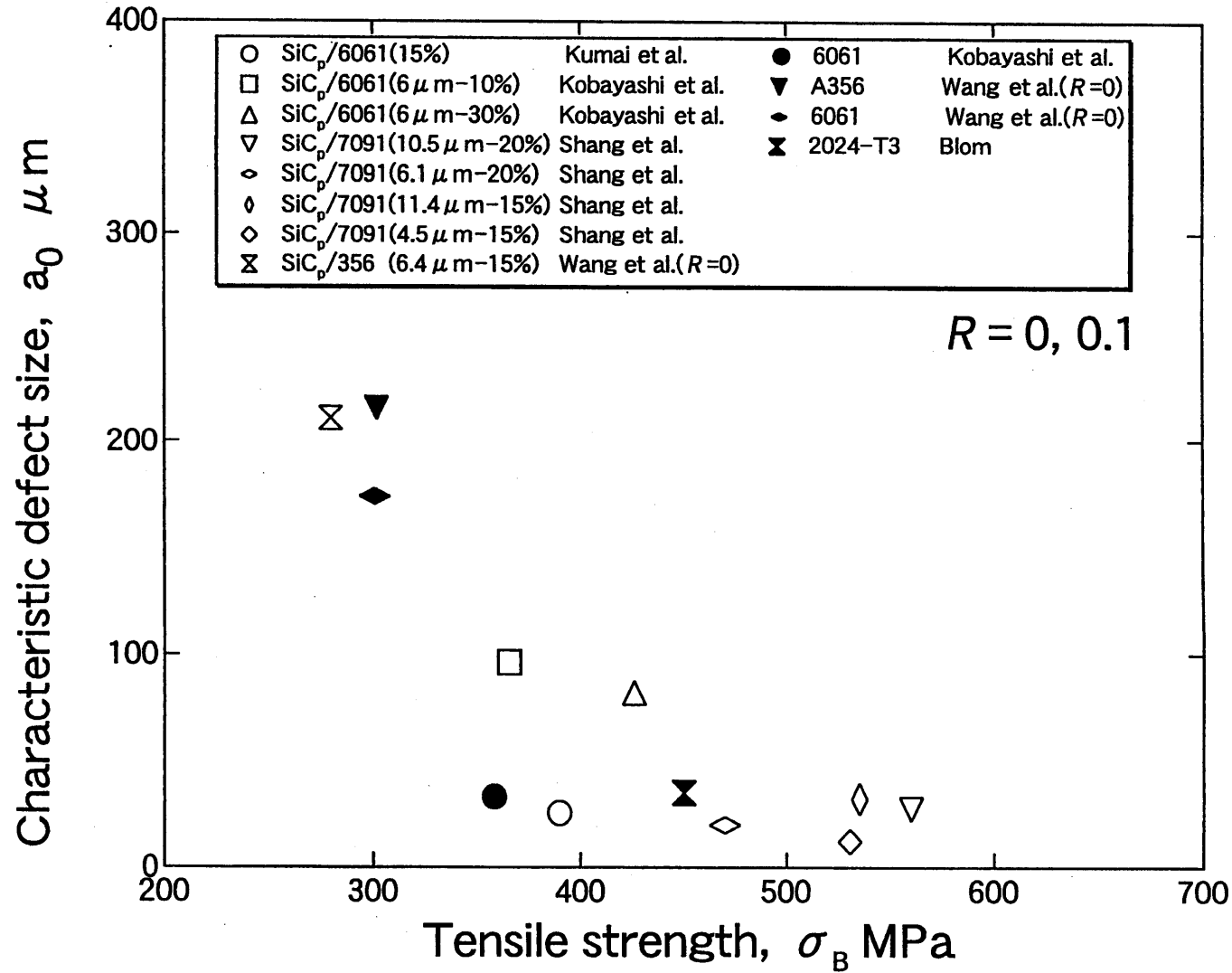


Fig. 10. Characteristic defect sizes, a_0 and a_0' , for $R=0$ and 0.1 .

(b) a_0

第8章 まとめと今後の展開

1 まとめ

金属基複合材料のうち、炭化ケイ素 (SiC) の粒子あるいはウイスカ等で強化されたアルミニウム合金基複合材料 (Discontinuously reinforced aluminum (DRA) composites) は、圧延や押し出しなどの二次加工が可能であり、最も実用化が期待されている新素材である。本研究では、炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金を対象材料として、特に微小疲労き裂の発生と進展挙動に関する精緻な実験観察と、それをもとにした力学モデル化、さらにき裂進展の計算機シミュレーションについて検討した。具体的には、第一の目的は、DRA複合材料の平滑材疲労に関して、き裂発生箇所の相応力および結晶変形の観察をもとに、き裂発生モデルを構築することである。第二の目的は、SEM中の疲労試験のその場観察によって、微視組織的微小き裂の伝ば挙動およびき裂開閉挙動に及ぼす強化粒子の影響を、き裂長さあるいはき裂と粒子の相対位置の関数として明らかにし、さらにき裂先端近傍の塑性変形の分布をもとに、き裂進展をモデル化することである。第三の目的は、DRA複合材料を不均質体と見なした有限要素法による応力ひずみ解析と、き裂発生モデルおよび進展モデルとを組み合わせ、き裂発生寿命およびき裂進展寿命を予測する疲労シミュレーション計算機プログラムを構築することである。

第2章および第3章では、電子顕微鏡内 (SEM) での疲労試験を行い、き裂の発生および進展挙動のその場観察を可能とするシステムを構築した。疲労試験中の材料表面はCRTによって直接観察することができる。また、画像出力を随時ビデオに録画して、画像処理装置を用いての解析が可能である。体積含有率20%で、平均SiC粒子径 $3\mu\text{m}$ と $30\mu\text{m}$ の二種類の複合材料に対し、平滑材の疲労における微小き裂の発生・進展挙動と材料の微視組織との関係を明らかにした。き裂の主な発生箇所は、粒子径 $30\mu\text{m}$ の複合材料では粒子割れであり、 $3\mu\text{m}$ の場合では母相であることを示した。き裂進展過程において微細粒子はき裂進展阻止効果を持つものに対し、 $30\mu\text{m}$ の粗大粒の場合は、粒子が割れてき裂進展を加速することを明らかにした。

第4章では、有限要素法によるき裂と粒子の相互作用のメゾメカニクス解析を実施し、解析に基づいたき裂伝ば速度およびき裂の屈曲角の予測が実験結果と一致することを示し、計算機シミュレーションへの道を拓いた。

第5章および第6章では、微視組織学的微小き裂、および力学的微小き裂の伝ば挙動を記述するための力学について検討した。微小き裂の停留条件は、き裂先端からの一本の転位の射出条件および逆負荷における転位の消滅条件で与えられる。き裂の進展過程は、離散転位理論では計算が複雑となるため、連続分布転位論をもとに構築した。従来のBCSモデルに、き裂先端のすべり帯領域が粒界によって阻止される効果、

各結晶ごとに摩擦力が異なる効果を導入することによって、微視組織学的微小き裂の不規則な進展挙動が求められた。さらに、このモデルに塑性誘起き裂閉口の効果を重畳させ、き裂進展のシミュレーションモデルを開発した。また、力学的微小き裂の挙動は、き裂閉口の形成をもとにしたき裂進展抵抗曲線法（R曲線法）によって予測できる。

第7章では、炭化ケイ素粒子およびウイスカで強化されたアルミニウム合金の平滑材の疲労限度、長いき裂の下限界応力拡大係数範囲、および下限界有効応力拡大係数範囲に関する従来の報告データを集め、これらと引張強さとの関係を明らかにするとともに、これらの関係をき裂停留の機構をもとに検討した。

2 今後の展開

本研究において粒子強化アルミニウム合金の疲労微小き裂の発生、進展および停留の挙動が明らかとなり、メゾスコピックな解析の必要性が明確に認識された。しかしながら、モデルによる定量的予測に関しては充分ではない。以下の点でのブレイクスルーが必要である。

実験的な面では、X線応力測定法が各相の応力測定の有効な手法であることは疑いないが、空間分解能が0.1mm直径で、かつ表面しか測定できない。この限界を破るものとして、次のものが挙げられる。

- (1) 電子顕微鏡の電子線後方散乱によるエレクトロンチャンネリング法を用いた1 μ mオーダー領域の塑性変形の解析
- (2) X線マイクロビーム（約1 μ m径オーダー）による微細領域の解析。シンクロトロン放射光の利用
- (3) 中性子回折による材料内部の相応力および回折幅の解析
- (4) 走査型プローブ顕微鏡（AFM）による表面微細凹凸の解析
- (5) 顕微ラマン法によるセラミックス粒子あるいはウイスカの応力測定

理論的な面では以下の点の発展が望まれる。

- (1) 不均質性を考慮した離散転位力学解析手法の開発
- (2) 不均質性を考慮した連続分布転位力学解析手法の開発
- (3) 粗さ誘起き裂閉口の形成の力学モデル化
- (4) き裂発生の転位モデルの精密化
- (5) 混合モードき裂進展の力学

これらを基に疲労き裂発生および進展モデルを確立し、計算機による疲労シミュレーションプログラムを構築することから、複合材料の組織制御による高性能な材料の開発を行っていくことが必要である。