

Ni 基一方向凝固超合金の高温疲労き裂伝ば駆動力に及ぼす 結晶粒構成の影響†

山本 真人* 緒方 隆志* 北村 隆行**

Effect of Grain Arrangement on Driving Force of Crack Propagation in High-Temperature Fatigue of Ni-Based Directionally Solidified Superalloy

by

Masato YAMAMOTO*, Takashi OGATA* and Takayuki KITAMURA**

Crack propagation test is carried out in high temperature fatigue of a Nickel-based directionally solidified (DS) superalloy, where the DS, load, and crack propagation axes are set to be perpendicular to each other. The magnitude of J-integral are estimated by the finite-element-method using 2-dimensional models; (i) with the actual crack shape and grain configuration, (ii) with the straight crack in homogeneous body, and (iii) with the actual crack shape in homogeneous body. The driving force (J-integral) of crack propagation is affected by two factors, the local crack propagation direction and anisotropy due to the grains. The former causes the sporadic drop of J-integral at the point where the crack direction is largely apart from the direction normal to the load axis. The latter causes the stepwise change in a (crack length) - J relationship which directly relates to the change of crack propagation rate in transgranular cracks. Then, the relationship between the J-integral which takes into accounts the factors and the crack propagation rate in transgranular crack shows a good correlation to a certain extent. The J-integral at the grain boundary cracking largely fluctuated and shows higher average magnitude than that in the other part. da/dN -J relation reveals that the intergranular crack has weaker resistance against propagation than that in the transgranular one, though it shows eminent fluctuation.

Key words : Directionally solidified superalloy, High-temperature fatigue, Crack propagation, J-integral, Microstructure

1 緒 言

超合金の疲労き裂伝ばに関する研究は、数多く行われてきている。^{1)~18)}とくに、巨視的に等方材料とみなせる多結晶超合金 (CC 超合金) に対しては、有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で伝ば速度が良好に整理されている。^{1)~4)} また、単結晶超合金の疲労き裂伝ばに対しても ΔK_{eff} の有効性が指摘されるとともに、き裂伝ば経路や速度の結晶方位依存性が検討されている。^{5)~13)} しかし、一方向凝固超合金 (DS 超合金) のき裂伝ば挙動については、等方性多結晶や単結晶と比較して研究例が少ない。^{14)~17)} DS 超合金は長軸方向に 100mm 以上、短軸方向に 0.1 から 1.0mm オーダーの大きな結晶粒径を有し、それらはガスタービン動翼等の構造体に破損をもたらす主き裂と同じオーダーの寸法である。さらに、すべての結晶粒の長軸は [001] に配向している。したがって、CC 超合金では平均化されるために顕在化しない個々の結晶粒の方位¹⁹⁾が、構造体中のき裂伝ばに無視できない影響を及ぼす。著者らは、発電用ガスタービン用一方向凝固超合金を対象に高温疲労き裂伝ば試験を実施し、その伝ば速度が大局的には作用応力とき裂の寸法から得られる巨視的な ΔK_{eff} で整理されるものの、微視的にはき裂伝ば速度の大きな加減速が

見られる事を明らかにした。¹⁸⁾破壊力学概念を基にすると、その要因として、き裂先端近傍の力学量 (き裂を伝ばさせる駆動力) の変動と材料の局所なき裂伝ばに対する耐性 (抵抗力) の変動が考えられる。前者は、微視組織による応力拡大係数や J 積分値の変動であり、後者は破壊力学則中の材料定数 (例えば $da/dN = C\Delta K_{eff}^m$ の場合には材料定数である C や m : da/dN はき裂伝ば速度) の変動である。上述の巨視的な ΔK_{eff} には微視的效果による変動を考慮していない。

本研究では、微視組織がき裂伝ば速度に与える影響をより詳細に検討するため、負荷軸と結晶成長方向が直交するき裂伝ば試験片を対象として、その結晶粒構成を有限要素法解析 (FEM) モデルに再現し、微視組織がき裂近傍の局所における応力ひずみ状態や破壊力学パラメータに与える影響を調べる。

2 試験方法および解析方法

2.1 高温疲労き裂伝ば試験

対象材料は、発電用ガスタービン用 γ/γ' 析出強化型一方向凝固超合金であり、化学組成を Table I に示す。結晶成長方向 [001] の結晶粒長さは数 10mm 以上ある。断面では、粒径は 0.1 から 1.0mm オーダーであり、断面

† 原稿受理 平成 17 年 5 月 16 日 Received May 16, 2005

* 正 会 員 (財) 電力中央研究所 〒201-8511 狛江市岩戸北, Central Res. Inst. Elect. Power Industry, Iwadokita, Komae, 201-8511

** 正 会 員 京都大学大学院工学研究科 〒606-8501 京都市左京区吉田本町, Dept. of Eng. Phys. & Mech., Kyoto Univ., Sakyo-ku, Kyoto, 606-85011

Table I. Chemical composition of tested material. [wt%]

C	Al	B	Co	Cr	Mo	Ta	Ti	W	Zr	Ni
0.10	3.03	0.02	9.56	13.93	1.56	2.77	4.90	3.86	0.01	Bal.

内方位は結晶粒毎にランダムである。試験片は、Fig. 1に示す幅 18mm、厚さ 5mm の平行部に幅 1mm の初期貫通ノッチを有する中央貫通き裂付き平板試験片である。結晶成長方向を板厚方向と一致させたため、き裂前縁は結晶成長方向と平行である。試験部の断面は、図中の組織写真に示す通り、伸長した結晶粒が板厚方向に貫通して配置しており、試験片厚さ方向へはほぼ同一の二次元的結晶粒構成である。き裂伝ば試験後、酸化層を除去するため試験片表面を 0.2mm 程度研磨し、後方散乱電子線回折パターン (EBSP) 解析により各結晶粒の方位マップを作成して、Fig. 2 に示す結晶粒構成を得た。なお、後述の解析の都合上、図にはき裂伝ば経路近傍の結晶粒のみの結果を示している。矢印で示す方向と紙面垂直方向が $\langle 001 \rangle$ である。

疲労き裂伝ば試験条件は、試験温度 1143K、荷重制御三角波、周波数 0.5Hz、最大応力 $\sigma_{\max} = 400\text{MPa}$ 、応力比 $R = (\sigma_{\min}/\sigma_{\max}) = -0.5$ である。また、CCD カメラを用いた試験片表面の断続観察により、荷重軸と垂直方向に投影した表面き裂の長さ a を詳細に観察した。¹⁸⁾

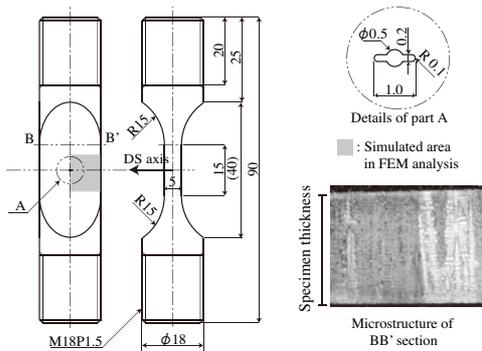


Fig. 1. Geometry of center-cracked plate specimen.

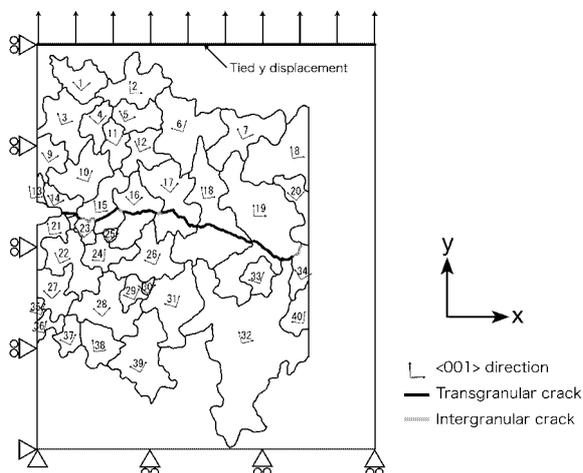


Fig. 2. Orientation of grains near the crack and FEM analysis model.

2・2 FEM 解析と J 積分評価

解析は、DEC 社製ワークステーション上で汎用 FEM 解析コードである MSC/MARC2003 により実施する。FEM による応力解析は、Fig. 2 に示すように、試験片中心軸より片方のみに対して行う。平面ひずみ条件下で、モデル中心の x 軸変位および下端の y 軸変位を固定し、y 軸の相対変位を固定したモデル上端に 400MPa の引張応力を作用させる。本材の疲労き裂伝ば特性は、負荷時の荷重一き裂中央開口変位関係における非線形部分が、線形部分に対して無視できる程度であり、小規模降伏状態であると判断できる。また、き裂伝ば速度は大局的には ΔK_{eff} で整理可能である。¹⁸⁾そこで、本解析は弾性解析とする。き裂の伝ばを支配するパラメータとして J 積分を用いる。厳密にはき裂先端の塑性域形状、寸法やき裂伝ばモードを考慮した破壊力学パラメータを用いる必要があるが、本論文では、結晶粒の形状、寸法、き裂の形状が実材料と同様に配列した際の集団的な挙動が破壊力学パラメータに及ぼす影響を解析することを主目的としているため、近似的に J 積分で評価する。J 積分は、本試験で観察されたき裂パスに沿って弾性体中をき裂が伝ばする際のエネルギー解放率に相当する。

直交異方性の弾性変形を示す個々の結晶粒が集団として配列した場合に J 積分値に及ぼす影響、また、個々の結晶粒の存在によって結晶粒径オーダーで湾曲するき裂形状が J 積分値に及ぼす影響を明らかにするため、Table II の Model 欄に示す次の 3 種類の解析を行う。

- (i) 実験で観察された結晶粒構成とき裂経路に対する解析
- (ii) 均質材中の直線き裂に対する解析
- (iii) 均質材中の実き裂経路に対する解析

供試材の DS 合金は、デンドライト、 γ/γ' 組織など、さらに小さなオーダーの微視的不均質性が存在する。後述のように特定の金属学的面において破壊が生ずることも分かっている。しかし、本解析では最も大きなオーダーの不均質性である結晶粒の異方性の弾性変形のみ注目し、他の要素は材料固有のき裂伝ば抵抗に内包されるものとする。解析 (i) では、き裂経路の上下 3 結晶粒程度まで実際の結晶粒の形状と方位を模擬する。ここで、個々の結晶粒の弾性変形は異方性を示し、その弾性スティフネスは、本材料の γ/γ' 体積率に基づき $C_{11} = 201.5$ 、 $C_{12} = 137.1$ 、 $C_{44} = 98.5$ (単位は GPa) とする。これは、既知である単相の γ 相と γ' 相の弾性スティフネス²⁰⁾が、それぞれ γ' 相の体積率が 0% および 100% の場合に相当すると仮定し、本合金の γ' 相の体積率 (26%) に対して線形補間したもの²¹⁾である。モデル外周部の結晶粒を模擬していない領域は等方弾性とし、紙面と垂直な軸周りに等方的な値 (結晶を 0 から 45° まで回転させた場合の平均値) を与えている。解析には 4 接点 4 角形要素 (一部 3 画形要素) を用い、要素の一辺は結晶粒界近傍で約 0.05mm、き裂パス近傍で約 0.01mm である。接点数は約 7 万である。なお、実際の EBSP 観察からは、紙面垂直方向と $[001]$ 方位に最大 10° 程度のずれがあることが

分かっているが、本解析では簡単のために全結晶粒ともに両者を一致させている。

解析 (ii) では、き裂以外のモデルの外形および境界条件を解析 (i) と同一とし、結晶粒の形状、方位、およびき裂形状は模擬しない。弾性スティフネスは紙面と垂直な軸回りで等方とし、き裂形状は荷重軸垂直方向の直線き裂とする。

解析 (iii) では、モデル外形、き裂形状および境界条件を解析 (i) と同一とし、結晶粒の形状および方位は模擬しない。弾性スティフネスは紙面と垂直な軸回りで等方とする。

本解析では、き裂長さとして、x 軸上への投影き裂長さを用いる。き裂長さ a が 0.675mm から 4.000mm まで約 0.025mm ステップでき裂を導入したモデル群を予め用意し、J 積分値を求める。ここで、J 積分値の評価には領域積分法²²⁾を用い、Fig. 3 のようにき裂先端を含む積分領域内の全接点をき裂伝ば方向へシフトさせ、次式の面積分を行うことで J 積分値を求める。

$$J = \int_A \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_1} - W \delta_{i1} \right) \frac{\delta q_1}{\delta x_1} dA \quad (1)$$

ここで、 x_1 はき裂伝ば方向、 u_j は領域内各部の変位、 W はひずみエネルギー密度、 δ_{i1} はクロネッカーのデルタである。 q_1 はシフトベクトルであり、積分経路 Γ 上で 0、領域内部の接点で 1 である。結果の妥当性を確認するた

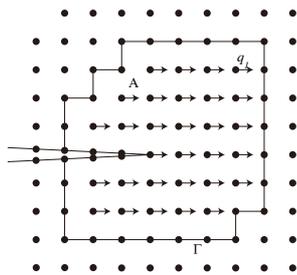


Fig. 3. Schematic image of integral path.

め、き裂先端近傍の y 軸方向応力分布を調べ、材料の不均質によるき裂先端近傍の応力勾配が最も大きい場合 ($a = 1.400\text{mm}$) について、メッシュ寸法と積分領域の大きさの影響について予備解析を行った。一辺が約 $0.5\mu\text{m}$ (標準的なメッシュの 1/20 程度) の詳細 FEM メッシュを用意し、積分領域の大きさを両メッシュでそれぞれ 20 段階変化させた解析結果を比較した。この結果、両メッシュを用いて得られた J 積分値は一致することを確認した。また、その J 積分値は経路に依存するが、詳細メッシュと標準的なメッシュの双方の最小経路 (直径比約 1/20) をそれぞれ用いた算出結果を比較すると、その差は 14% 以内であり、後述の解析の精度としては標準的なメッシュで十分であることが確認できた。このため、以後の解析は一辺約 0.01mm のメッシュを使用し、積分経路としてき裂先端ノードを含む要素群の外周を選ぶ。なお、き裂の伝ば方向はき裂先端の延長線方向である。

き裂長さが異なるき裂体の解析より、き裂伝ばによる J 積分値の推移を把握できる。この値は、結晶粒個々の形状・方位の不均質性による影響と、直線ではないき裂伝ば経路による影響を内包している。以下ではこれらの影響を受けた J 積分値を J_{aniso} と記述する。解析 (ii) および (iii) においても、同様の方法によって J 積分値を求めた。(ii) の x 軸に沿って直線的にき裂が伸びるモデルにおける J 積分値を以下 $J_{straight}$ と記述する。同様に (iii) における J 積分値を J_{iso} と記述する。 J_{iso} はき裂形状の影響のみを仮想的に考慮したものであり、 $J_{straight}$ は結晶粒およびき裂形状の影響を考慮しないものである。Table II に後述する J_{grain} とともに、本研究で算出した J 積分値の算出条件をまとめて示す。

なお、比較のため、解析 (i) では、き裂がなくかつ試験片中心部の初期ノッチを等方的な弾性スティフネスを有する材料によって塞いだモデルも同時に作成し、個々の結晶粒のヤング率の差によって生ずる応力分布を調べた。

Table II. Definition of calculated J integral.

FEM Model No.	Symbol	Model	Crack shape	Material property	Description
(i)	J_{aniso}		Zigzag crack based on fatigue crack observation	Locally distributed anisotropic elasticity due to the grain configuration	Energy release rate supporting both of the "microscopic anisotropy" related to grain configuration and the "crack path shape effect" on the crack propagation mode and crack driving force
(ii)	$J_{straight}$		Straight crack	Isotropic elasticity	Energy release rate with no locality of crack shape and material properties
(iii)	J_{iso}		Zigzag crack based on fatigue crack observation	Isotropic elasticity	Energy release rate supporting only the "crack path shape effect"
	J_{grain}		Straight crack	Locally distributed anisotropic elasticity due to the grain configuration	Energy release rate supporting only the "microscopic anisotropy". The "crack path shape effect" has been cancelled by equation (2)

3 疲労試験結果

Fig. 4 は、試験観察より得られた繰返し数とき裂長さの関係を示す。試験開始直後から $a \approx 0.7\text{mm}$ までの低伝ば速度の領域と、比較的伝ば速度が安定している領域からなっている。ただし、 $a \approx 1.2\text{mm}$ において顕著な一時的増速が認められる。 $a \approx 0.7\text{mm}$ までの領域では、相対的にき裂長さが短いことに起因し、き裂部の酸化誘起閉口が生じたり、き裂寸法に対して前縁部のトンネリングが大きいため、伝ば速度が遅いものと考えられる。安定領域中の増速部位は、前報¹⁸⁾で報告したように粒界き裂伝ば部分と一致する。

Fig. 5 は、き裂長さ a と伝ば速度 da/dN の関係を示す。本研究では板厚方向に平均化された伝ば速度の変動に注目するため、表面の局所における伝ばの細かな変動をスムージングにより除却した。ここでは、き裂伝ばデータの観察点 4 点を線形近似する方法を用いた。伝ば速度はき裂長さに対して単調増加ではなく、頻繁な加減速が認められる。これが微視組織およびき裂伝ば経路の影響^{18), 19)}である。

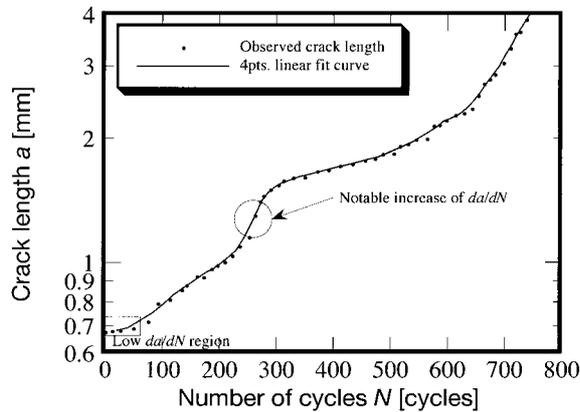


Fig. 4. Crack propagation curve.

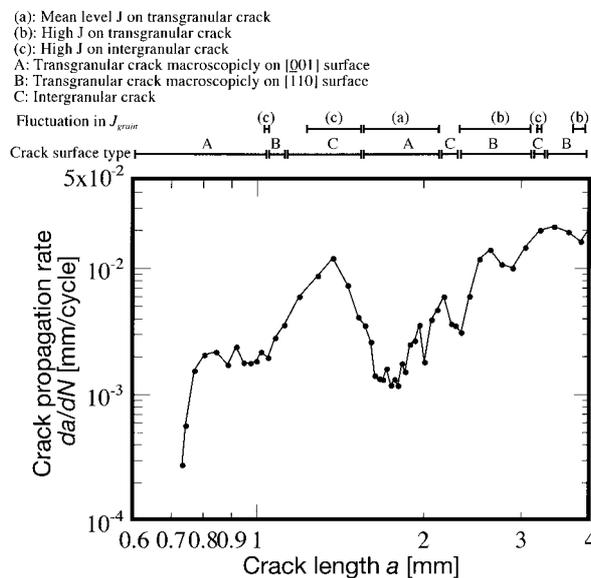
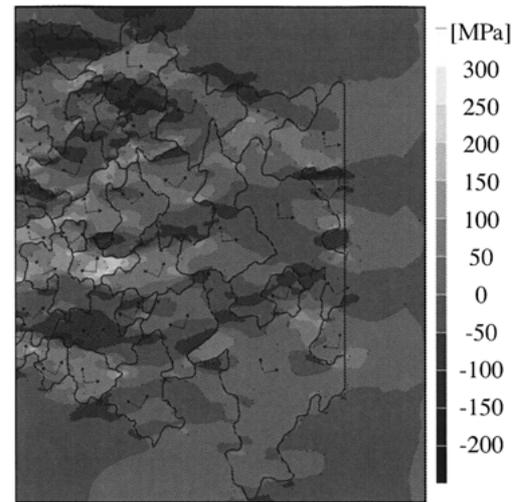


Fig. 5. Relationship between crack length and crack propagation rate.

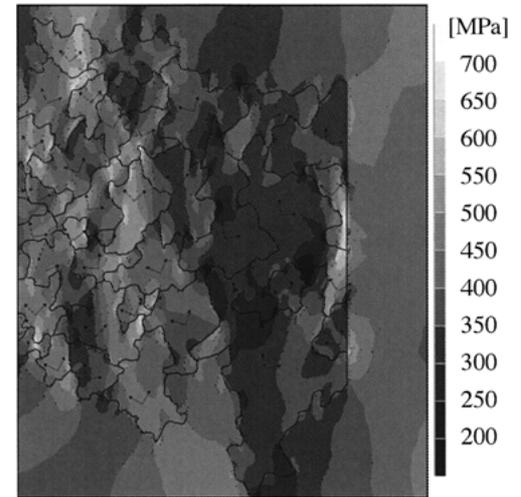
4 解析結果

Fig. 6 は、解析 (i) (Table II) における無き裂モデル (初期ノッチを塞いだもの) における σ_x および σ_y の分布を示す。 σ_y は $300 \sim 700\text{MPa}$ の範囲で大きくばらついており、各結晶粒の直交異方性弾性係数の変動²¹⁾を反映している。 σ_x は、粒界に沿う部分では σ_y の $30 \sim 50\%$ の値を示すが、粒内では高々 100MPa である。すなわち、無き裂体中では、周囲の結晶粒との相互拘束の影響は、主に荷重軸方向のヤング率の分布に連動しており、応力主軸の変動やせん断力 τ_{xy} の発生は、結晶粒界近傍を除けば無視できるレベルである。

Fig. 7 は、き裂長さ a に対する J_{aniso} および $J_{straight}$ の推移を示す。大局的には両者はほぼ同様の増加傾向を示している。しかし、 J_{aniso} では 0.1mm オーダーのスパイク状の変動 (一時低下) と、結晶粒毎のレベルの変化が見られる。スパイク状の変動では J 積分値は $1/2$ ないし $1/3$ まで低下する。ただし、低下は 0.025mm 間隔の解析点においてほとんど 1 点のみであり、その前後の解析点では元の値に近い。図中に、き裂パス近傍の結晶粒構成を合わせて示す。グラフ中の縦の実線はき裂が結晶粒界と交差する点、網かけはき裂が結晶粒界に沿う部分を



(1) Distribution of σ_x



(2) Distribution of σ_y

Fig. 6. Effect of micro-structure on stress.

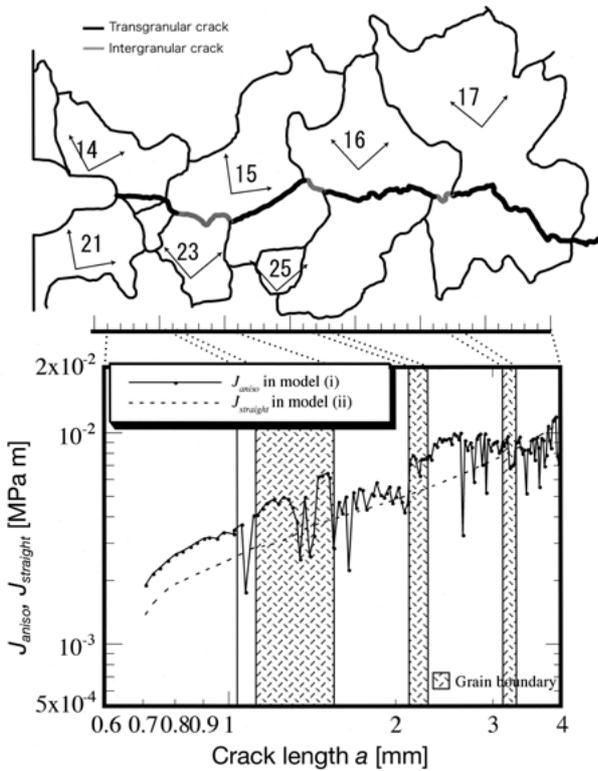


Fig. 7. Changes in magnitude of J_{aniso} and $J_{straight}$.

している。き裂先端が存在する結晶粒が変化すると、最大で2倍程度J積分値が変動するが、同一の粒内ではそのレベルを持続する。この変化はき裂先端の存在する結晶粒の方位と対応しており、荷重方向のヤング率が高い場合には、J積分値も大きくなる傾向を示す。

Fig. 8は、 a に対する J_{iso} の推移を $J_{straight}$ とともに示す。本図は、き裂形状によるJ積分値の変化を抽出したものと考えることができる。 J_{iso} は $J_{straight}$ にほぼ沿っており、部分的にスパイク状の低下が見られる。これはFig. 7におけるスパイク状の低下と対応しており、それらがき裂形状に起因するものであることを示している。図中にはき裂パスのプロファイルに合わせて示すが、 J_{iso} の低下する部位はき裂の進展方向が荷重軸方向に近づく部分である。具体的にはき裂伝ば方向とx軸の成す角が 40° 以上の場合に多い。このような区間はき裂パス全体の10%程度

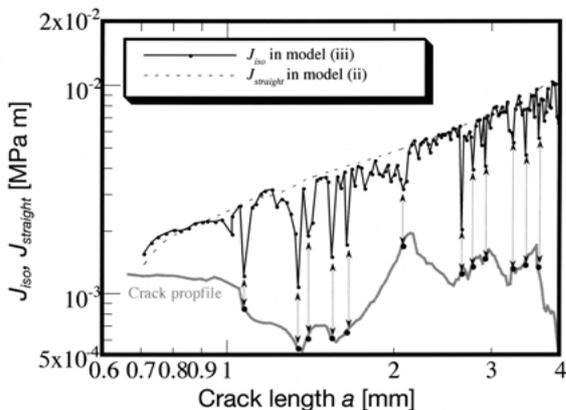


Fig. 8. Effect of crack profile on J .

であり、またそのような角度が持続する距離も短い。以上より、本解析のJ積分値に及ぼすき裂形状の影響は、き裂先端がx軸から大きく角度を持つ限定された領域のみに現れることがわかる。また、 $J_{iso} \leq J_{straight}$ であることから、Fig. 7の $a < 1.5\text{mm}$ において見られる J_{aniso} の増大は、結晶粒構成に起因する不均質な応力/ひずみ分布の影響によるものであることを示している。

そこで、各結晶粒の異方性に起因する不均質な応力/ひずみ分布がJ積分値に与える影響を抽出する。 J_{iso} と $J_{straight}$ がいずれも等方材中のき裂で、その差はき裂形状にあることを考えると、その比 $J_{iso}/J_{straight}$ はき裂がジグザグ形状であることに伴うJ積分値の拡大率と定義できる。不均質な応力/ひずみ分布とき裂の微視的な形状の双方の影響を受ける J_{aniso} をこの拡大率で除算することによって、き裂形状の影響を打消すこととなり、異方性弾性体中に仮想的に直線き裂が存在する場合のJ積分値 J_{grain} を定義することができる。(Table II 最下段)

$$J_{grain} = \frac{J_{aniso}}{J_{iso}/J_{straight}} \quad (2)$$

Fig. 9に、 J_{grain} と a の関係を示す。結晶粒内に注目すると、単一の粒内においてはJ積分値が単調に増加する。また、 $a = 1.5 \sim 2.0\text{mm}$ と $a = 2.2 \sim 3.0\text{mm}$ の両区間で特徴的に見られるように、異なる結晶粒ではJ積分値のレベルが異なる。J積分値のレベルが高いのは、荷重軸方向のヤング率が高く、き裂先端近傍における応力が高い結晶粒の場合である。き裂が結晶粒界に沿う部分では、粒内と対照的に、J積分値が細かく変動する。また、平均的には粒内き裂より高い値で推移する。これはFig. 6で示したように、粒界近傍では隣接する結晶粒の弾性率の相違に起因して応力/ひずみが局所的に集中し、多軸性も高いためである。本解析でJ積分値が最も高いのは、粒界が鋭角に折れ曲がり、拘束が強い点 (Fig. 9中にき裂プロファイルとともに図示) であり、粒内き裂の2倍程度の値である。

5 試験および解析の比較と考察

き裂の伝ば速度は、材料固有のき裂伝ば抵抗と駆動力の相対的な関係で決まる。著者らは既に、本合金の疲労破面が、粒内/粒界の別、および結晶方位と荷重軸の相

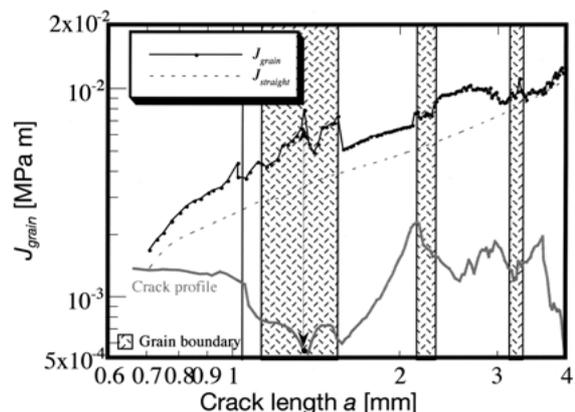


Fig. 9. Effect of locally distributed anisotropy on J .

対関係から Fig. 10 に示す 3 形態に分類されることを示した。¹⁸⁾すなわち、主に [001] 面をき裂伝ば経路とする粒内き裂 (Type-A)、主に [111] および [001] 面をき裂伝ば経路とする粒内き裂 (Type-B)、および粒界型き裂 (Type-C) である。これらの破面タイプが観察された領域を、Fig. 5 上部に合わせて示す。また、Fig. 9 において平均的な J 積分値を示した領域を (a)、結晶粒内の J 積分値増大領域を (b)、粒界近傍の J 積分値増大領域を (c) として、合わせて Fig. 5 中に示す。き裂伝ば速度の増大が最も顕著な部分 ($a=1.5\text{mm}$) は、J 積分値の変動タイプ (c) と一致している。同時に Type-C 破面は領域 (c) より広い範囲で観察される。粒内に目を転じると、J 積分値の変動タイプ (a) と Type-A、(b) と Type-B がほぼ対応している。Fig. 10 に示す通り、Type-A および Type-B の巨視的な破面法線方向はそれぞれ [001] および [110] であるが、前者は本解析モデル中最もヤング率が低く、後者は最もヤング率が高い方位であり、これによる応力差が J 積分値とき裂伝ば速度 da/dN の差をもたらしている。なお、 $0.7 < a < 1.0\text{mm}$ の領域では、Type-A (領域 (a)) であるにも関わらず、き裂伝ば速度が速い。これは初期ノッチ端における圧縮の応力集中によるものと考えられる。すなわち、き裂先端がノッチ端の応力集中の影響範囲内にある場合には、圧縮ひずみの蓄積によりき裂の開口点が圧縮側へ移動するため、本来の伝ばの駆動力である疲労 J 積分範囲が増大したのと考えられる。今回の解析は弾性解析であり、この影響が考慮されないことから、以下の結果比較ではこの領域を除外する。

Fig. 11 は、き裂伝ば速度 da/dN と J_{grain} (弾性解析の

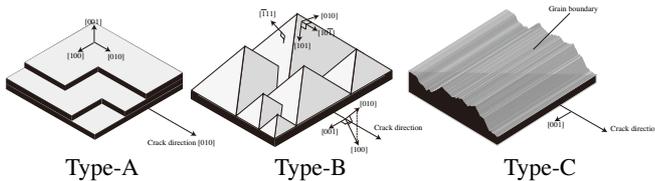


Fig. 10. Microscopic crack propagation path of tested material.

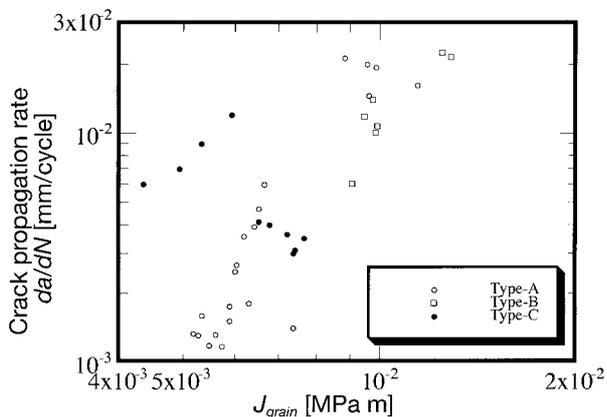


Fig. 11. Comparison of crack propagation rates in various microscopic crack paths.

ため、 J_{grain} は疲労 J 積分範囲 ΔJ と比例関係となる) の関係を、破面タイプ毎にシンボルを変えて示す。粒内型き裂である Type-A および B は、ほぼ同一の $da/dN \cdot J_{grain}$ 線上にあり、両者のき裂伝ば抵抗の差は顕著でない。これは、前述の Fig. 5 で見られた両タイプ間の伝ば速度の差が、伝ば駆動力の差 (Fig. 9) によるものであることを示している。粒界型き裂である Type-C は、粒内き裂と同様の位置にプロットされるものと図の左上側にプロットされるものの 2 グループに分類される。後者は、伝ば抵抗が粒内より低く、同一の J 積分値に対する伝ば速度は粒内型き裂の 3~5 倍程度である。これは、Fig. 5 で示した伝ば速度の一時的な変動と対応しており、その加速の要因が、粒界におけるき裂伝ば抵抗の低下であったことを示している。また、同図は粒界のき裂伝ば抵抗のばらつきが大きいことを示している。ただし、ここにおける「伝ば抵抗」とは、さらに微視的な構造要因を含んでおり、これらを順次解析することにより、その力学機構の詳細を明らかにすることが可能であると考える。

6 結 言

ガスタービン用一方向凝固超合金の板状試験片 (き裂前縁が結晶成長方向と一致するように採取) による高温疲労き裂伝ば試験と、その微視組織及びき裂伝ば経路を模擬した FEM 弾性解析を実施し、以下の知見を得た。

(1) 無き裂状態においても、各結晶粒の異方性によって応力分布がある。また、その応力分布は主に荷重軸方向の弾性定数の分布によるものであり、左右の粒の拘束に伴う主応力軸の変化は軽微である。

(2) 直線状き裂と実き裂の J 積分解析結果の比較より、実き裂における J 積分値 (き裂伝ば駆動力) のスパイク状急減少、急上昇は、き裂の伝ば方向変化に起因するものであることを明らかにした。また、急減少が生じるのはき裂先端部と巨視的な伝ば方向の成す角が大きい (本ケースでは 40° 以上) 場合であり、全き裂伝ば期間の中では限定的である。

(3) 結晶粒の弾性異方性に起因し、粒内き裂の J 積分値はステップ状に変動する。ステップのレベルの高低は、き裂先端の存在する結晶粒の荷重軸方向のヤング率の大小と対応する。

(4) き裂が結晶粒界に沿う部分では、粒界のプロファイルに応じて J 積分値が変動する。またその平均値は粒内き裂と比較して高値で推移する。

(5) 粒内き裂の部分では、 da/dN は J 積分値と良好な関係を示した。これは、粒内き裂部分の da/dN のばらつきが、き裂伝ば駆動力の変動に起因するものであることを示している。一方、粒界き裂では、粒内き裂に比べ同一の J 積分値に対してき裂伝ば速度が著しく早い部分があり、粒界においてき裂伝ば抵抗が小さいことを示している。ただし、粒界き裂部の伝ば抵抗は粒内に比べばらつきが大きい。

参 考 文 献

- 1) M. Yamamoto and T. Ogata, "Crack propagation property of Inconel 738LC under the strain controlled creep-fatigue condition with generated mean stress", Proceedings of the 39th Symposium on Strength of Materials at High Temperature, pp.26-30 (2001).
- 2) S. Floreen and R. H. Kane, "Controlling intermediate temperature fatigue crack growth in nickel base superalloys by microstructural variations", Proceedings of the Fourth International Symposium on Superalloys, pp.595-604 (1980).
- 3) P. Shahinian and K. Sadananda, "Creep and fatigue crack growth in several cast superalloys", Proceedings of the Fifth International Symposium on Superalloys, pp.741-750 (1984).
- 4) W. Hoffelner, "Fatigue crack growth in high temperature alloys", Proceedings of the Fifth International Symposium on Superalloys, pp.771-783 (1984).
- 5) M. Yamamoto, A. Nitta and T. Ogata, "Evaluation of Crack Initiation and Propagation Lives from Internal Defects and Lower Limit of Failure Life in High Temperature Fatigue on Ni-Based Single Crystal Superalloy", Journal of the Society of Materials Science Japan, Vol.50, No.5, pp.510-515 (2001).
- 6) K. S. Chan and G. R. Leverant, "Elevated-temperature fatigue crack growth behavior of MAR-M200 single crystals", Metallurgical Transactions A, Vol.18A, pp.593-602 (1987).
- 7) B. A. Lerch and S. D. Antolovich, "Fatigue crack propagation behavior of a single crystalline superalloy", Metallurgical Transactions A, Vol.21A, pp.2169-2177 (1990).
- 8) M. Okazaki, S. Ohshima and S. Nohmi, "Investigation on Small Fatigue Crack Growth Based on Crack Opening-Closing Measurement in Ni-Base Superalloys at High Temperature", Journal of the Society of Materials Science Japan, Vol.43, No.490, pp.860-866 (1994).
- 9) V. Lupinc and G. Onfrio, "The effect of creep and oxidation on high-temperature fatigue crack propagation in <001>-loaded CMSX-2 superalloy single crystals", Materials Science and Engineering, A202, pp.76-83 (1995).
- 10) M. B. Henderson and J. W. Martin, "The influence of crystal orientation on the high temperature fatigue crack growth of a Ni-based single crystal superalloy", Acta Materialia, Vol.44, No.1, pp.111-126 (1996).
- 11) J. Telesman and L. J. Ghosn, "Fatigue crack growth behavior of PWA 1484 single crystal superalloy at elevated temperatures", ASME Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol.118, pp.399-405 (1996).
- 12) S. Pommier, C. Prioul and P. Bompard, "Influence of a negative R ratio on the creep-fatigue behaviour of the N18 Nickel-base superalloy", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol.20, No.1, pp.93-107 (1997).
- 13) F. Schubert, T. Rieck and P. J. Ennis, "The growth of small cracks in the single crystal superalloy CMSX-4 at 750 and 1000°C", Proceedings of the ninth International Symposium on Superalloys, pp.341-346 (2000).
- 14) R. Ohtani, T. Kitamura, M. Tsutsumi and H. Miki, "Initiation and Growth of Small Cracks in Creep Fatigue of an Oxide Dispersion-Strengthened Superalloy at Elevated Temperature", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.59, No.560, A, pp.933-938 (1993).
- 15) M. S. Gopala Krishna, A. M. Sriramamurthy and V. M. Radhakrishnan, "Creep crack growth behavior at 1033K of directionally solidified CM247LC-a cast nickel-base superalloy", Scripta Materialia, Vol.35, No.11, pp.1325-1330 (1996).
- 16) M. Okada, M. Tsutsumi, T. Kitamura and R. Ohtani, "Initiation and growth of small cracks in directionally solidified Mar-M247 under creep-fatigue part.I : Effect of microstructures", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol.21, pp.741-750 (1998).
- 17) M. Okada, M. Tsutsumi, T. Kitamura and R. Ohtani, "Initiation and growth of small cracks in directionally solidified Mar-M247 under creep-fatigue part.II : Effect of angle between stress axis and solidification direction", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol.21, pp.751-760 (1998).
- 18) M. Yamamoto, A. Nitta and T. Kitamura, "Effect of Elongated Grain on High-Temperature Fatigue Crack Propagation Property of Ni-Based Superalloy", Journal of the Society of Materials Science Japan, Vol.54, No.2, pp.130-135 (2005).
- 19) M. Kamaya and T. Kitamura, "Stress intensity factors of microstructurally small crack", International Journal of Fracture, Vol.124, pp.201-213 (2003).
- 20) T. M. Pollock and A. S. Argon, "Directional coarsening in nickel-base single crystals with high volume fractions of coherent precipitates", Acta Metallurgica et Materialia, Vol.42, pp.1859-1874 (1994).
- 21) M. Yaguchi and E. Busso, "On the accuracy of self-consistent elasticity formulations for directionally solidified polycrystal aggregates", International Journal of Solid and Structures, Vol.42, pp.1073-1089 (2005).
- 22) D. M. Parks, "A stiffness derivative finite element technique for determination of elastic crack tip stress intensity factors", International Journal of Fracture, Vol.10, No.4, pp.487-502 (1974).