

論文 / 著書情報  
Article / Book Information

論題(和文)	多結晶Ni基超合金の室温疲労き裂進展に及ぼす結晶粒の方位と粒界の影響
Title(English)	Influences of crystal orientations and grain boundary on crack propagation behaviour at room temperature in a polycrystalline Ni-base superalloy
著者(和文)	檜垣真奈, 阪口基己, 松浪賢史, 金子秀明, 唐戸孝典, 鈴木健太, 井上裕嗣
Authors(English)	Mana Higaki, Motoki Sakaguchi, Masafumi Matsunami, Hideaki Kaneko, Takanori Karato, Kenta Suzuki, Hirotsugu Inoue
出典(和文)	日本機械学会論文集, Vol. 84, No. 859, pp. 17-00578
Citation(English)	Transactions of the JSME (in Japanese), Vol. 84, No. 859, pp. 17-00578
発行日 / Pub. date	2018, 3

# 多結晶 Ni 基超合金の室温疲労き裂進展に及ぼす 結晶粒の方位と粒界の影響

檜垣 真奈<sup>\*1</sup>, 阪口 基己<sup>\*2</sup>, 松浪 賢史<sup>\*1</sup>, 金子 秀明<sup>\*3</sup>  
唐戸 孝典<sup>\*4</sup>, 鈴木 健太<sup>\*4</sup>, 井上 裕嗣<sup>\*5</sup>

## Influences of crystal orientations and grain boundary on crack propagation behaviour at room temperature in a polycrystalline Ni-base superalloy

Mana HIGAKI<sup>\*1</sup>, Motoki SAKAGUCHI<sup>\*2</sup>, Masafumi MATSUNAMI<sup>\*1</sup>, Hideaki KANEKO<sup>\*3</sup>,  
Takanori KARATO<sup>\*4</sup>, Kenta SUZUKI<sup>\*4</sup> and Hirotsugu INOUE<sup>\*5</sup>

<sup>\*1,\*2,\*5</sup> Department of Mechanical Engineering, Tokyo Institute of Technology

2-12-1 Ookayama, Meguro-ku, Tokyo 152-8552, Japan

<sup>\*3,\*4</sup> Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

2-1-1 Shinhama, Arai-cho, Takasago-shi, Hyogo 676-8686, Japan

Received: XXXX; Revised: XXXX; Accepted: XXXX

### Abstract

Fatigue crack propagation in a polycrystalline Ni-base superalloy was experimentally investigated at room temperature. Fatigue crack propagation tests were conducted under a constant  $\Delta K$  condition to clarify the effect of grains crystal orientation, grain size and grain boundary, employing CT specimens with different grain size and grains orientations. A series of experiments revealed that crack propagation modes within the grain were roughly categorized into the shearing and opening mode, depending on crystal orientations and grain size. Crack propagation rate in the shearing mode was affected by the primary and secondary crystal orientation of grains and its fundamental mechanism could be explained by the findings for the single crystal material in our previous study. The crack propagation rate in the opening mode was affected by both Schmid factor and Young's modulus, which increased with reduction of the crack length relative to the grain size. It was also found that the grain boundary caused the crack retardation depending on the crack propagation modes in both grains across the boundary. In case the crack propagated in the shearing mode in two adjacent grains, the crack retardation became more pronounced due to the discontinuity and transition of the crack planes.

**Keywords** : Polycrystalline Ni-base superalloy, Fatigue crack propagation, Crystal orientation, Grain size, Grain boundary, Crack retardation

## 1. 緒 言

Ni 基超合金の疲労き裂進展挙動についてはこれまでに多くの研究が行われてきた (Krueger et al., 1987, Telesman and Ghoson, 1989, Okazaki et al., 1990, Lerch and Antolovich, 1990, Henderson and Martins, 1996). これらの研究のほとんどは, 高温での疲労き裂進展を対象としたものであり, 800°C以上の高温域では, き裂は負荷軸に垂直な面を開口型 (Mode I) で進展すること (Telesman and Ghoson, 1996), そのときの進展速度はき裂開口を考慮した有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff}$  (岡崎他, 1994) や J 積分値 (山本他, 2005) で整理できることが明らかになっている。しかし, 超合金の主要な用途であるガスタービン高温部材では, 近年の内部冷却機構の強化によって冷却孔周辺

No. 17-00578 [DOI:10.1299/transjsme.17-00578]

<sup>\*1</sup> 学生員, 東京工業大学 工学院 機械系 (〒152-8552 東京都目黒区大岡山 2-12-1)

<sup>\*2</sup> 正員, 東京工業大学 工学院 機械系

<sup>\*3</sup> 正員, 三菱重工業 (株) (〒676-8686 兵庫県高砂市荒井町新浜 2-1-1)

<sup>\*4</sup> 三菱重工業 (株) (〒676-8686 兵庫県高砂市荒井町新浜 2-1-1)

<sup>\*5</sup> 正員, フェロー, 東京工業大学 工学院 機械系

E-mail of corresponding author: sakaguchi@mep.titech.ac.jp

に生じる熱応力が大きくなり、タービン起動停止時に生じる低温域での熱応力とその繰返しによる疲労き裂進展も重要となっている。著者らはこれまで、単結晶材を対象にした室温での疲労き裂進展試験を行い、この温度域ではき裂はすべり面に沿ったせん断型で進展し、そのときの進展速度は負荷方向とき裂進展方向の結晶方位に強く依存すること(阪口他, 2017), せん断型き裂の進展駆動力はき裂先端に広がるすべり系の活動量で定量的に評価できること(Sakaguchi et al., 2017)を明らかにしてきた。本研究では、これらの単結晶材の結果を基に、多結晶材の室温疲労き裂進展挙動に結晶方位と結晶粒界が与える影響について明らかにすることを目的とした。

一般に、多結晶金属材料の疲労き裂進展は、発生したき裂が結晶粒2~3個程度に成長するまですべり面に沿ってせん断型で進展する第I段階と、その後負荷軸に垂直に開口型(Mode I)で進展する第II段階に分類される。Ni基超合金の多結晶材はその結晶粒径が0.5~数10mmと非常に大きく、寿命後半に至るまで結晶粒内での第I段階型のき裂進展が続き、き裂が進展する結晶粒の方位や結晶粒界の影響を強く受ける。この問題は、いわゆる微視組織的微小き裂の問題として1980年代からいくつかの研究がなされてきた。例えば、Tanakaら(1986)は、連続分布転位論を用いてき裂先端のすべり帯が結晶粒界によって阻止される阻止すべり帯モデルを提案し、微小き裂の進展に結晶粒界が及ぼす影響について検討した。また、Zhaiら(2000)は、アルミニウム合金を対象として結晶粒界でのき裂進展挙動を検討し、き裂面のねじれ角が大きい粒界では短いき裂の分岐と停留が生じることを明らかにした。最近ではSchaeferら(2011)が、多結晶化させたCMSX-4を対象とした疲労き裂進展試験を行い、短い疲労き裂と結晶粒界との3次元的な相互作用について検討している。しかし、多結晶材におけるき裂進展挙動は、き裂先端が位置する結晶粒の方位、き裂長さや結晶粒径の相対寸法、隣接する2つの結晶粒の方位差などの複数の因子が複雑に絡み合うため、実験的な理解はまだ途上にある。それぞれの因子の影響を個別に抽出するためには、き裂が進展する結晶粒の方位や粒径を任意に変化させた実験を行い、き裂進展プロセスを詳細に観察することが有効だと考えられる。

本研究では、Ni基超合金多結晶材の室温での疲労き裂進展を対象にし、結晶方位や結晶粒界などの結晶学的因子が与える影響を実験的に評価することを目的とした。具体的には、一方向凝固材MGA1400から、結晶方位や粒径が異なる9枚のCT試験片を作製し、室温にて応力拡大係数範囲一定条件で疲労き裂進展試験を行った。結晶粒内でのき裂進展挙動に及ぼす結晶粒の方位や粒径の影響を検討するとともに、結晶粒界でのき裂の遅延挙動について考察した。

## 2. 実験方法

### 2.1 CT試験片の作製

供試材はNi基超合金一方向凝固材MGA1400である。铸造板材の外観写真と模式図を図1に示す。図1(a)に示すように、一方向凝固材では結晶学的な[001]方位に対応した铸造方向に結晶粒が成長しており、铸造方向の場所に依存して結晶粒径が異なる。MGA1400の化学組成を表1に、微細組織を図2に示す。γ母相のなかに立方体状のγ'相が整合析出した組織であり、両相ともFCC構造を持つ。γ'析出相の体積率は56%、寸法は約0.5μmである(Okada et al., 2004)。

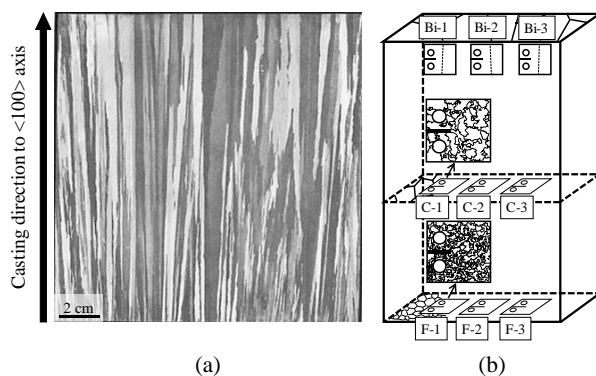


Fig.1 Casting ingot of MGA1400. (a) Overview and (b) Schematic illustration for how to extract specimens from casting ingot. Bi-crystal, coarse grain poly-crystal and fine grain poly-crystal specimens were extracted.

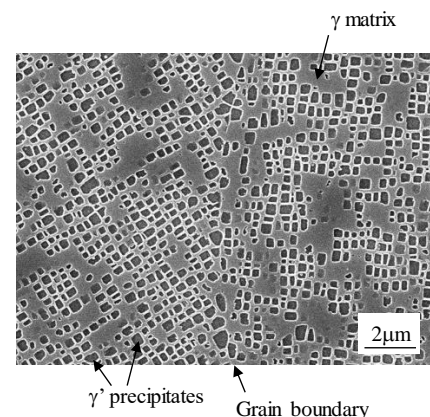


Fig.2 Microstructure of MGA1400. Cubic shape  $\gamma'$  precipitates are periodically distributed in the  $\gamma$  matrix.

Table 1 Chemical composition of MGA1400 [wt%].

Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Ti	Al	others
Bal.	14	10	1.5	4.3	4.7	2.7	4	C, etc.

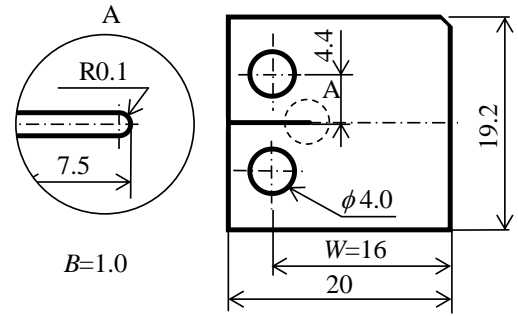


Fig.3 Geometry of CT specimen (unit:mm).

Table 2 Summary of CT specimens employed in this study. Average grain size and grain orientation are also indicated. IPF maps of the specimen Bi-1, C-1, C-2 and F-1 are shown in Fig.4.

	Specimen	Average grain size [mm]	Grain number	Crystal orientation to loading direction	Crystal orientation to crack propagation direction
Bi-crystal	Bi-1 Fig 4 (a)	21.3	①	<100>	<110>
			②	<100>	<100>
	Bi-2	21.3	①	<100>	<100>
			②	<100>	<110>
	Bi-3	21.3	①	<100>	<110>
			②	<100>	<100>
Coarse grain	C-1 Fig 4 (b)	11.4	①	<130>	<130>
			②	<140>	<140>
	C-2 Fig 4 (c)	3.63	①	<430>	<430>
			②	<100>	<100>
			③	<140>	<140>
			④	<230>	<230>
			⑤	<430>	<430>
	C-3	2.98	①	<120>	<120>
			②	<430>	<430>
Fine grain	F-1 Fig 4 (d)	1.22	-	-	-
	F-2	1.32	-	-	-
	F-3	1.44	-	-	-

板材の鋳造方向に垂直な面および平行な面から CT 試験片を切り出した。試験片の切り出し方を図 1(b)に、CT 試験片の寸法を図 3 に示す。図 1(b)に示すように、鋳造方向と垂直な面から細粒で構成される CT 試験片 (F-1, F-2, F-3) と粗粒で構成される CT 試験片 (C-1, C-2, C-3) を 3 枚ずつ切り出した。また、鋳造方向と平行な面から試験片が 2 つの結晶粒だけで構成される双結晶材 CT 試験片 (Bi-1, Bi-2, Bi-3) も 3 枚作製した。いずれの試験片も、基本的に板厚方向には結晶粒界を含まない。研磨・腐食により結晶粒の方位を確認し、所望の結晶粒にノッチ先端が位置するようにワイヤ放電加工にて初期ノッチを加工した。作製した試験片の名称および平均粒径を表 2 に示す。平均粒径の計算には面積計量法 (高山, 1994) を用いた。結晶粒の番号は、後述の図 4 の IPF マップ中の番号と対応している。図 4 に記載していない試験片についてはノッチを含む結晶粒を粒①、粒界を越えた先の結晶粒を粒②とした。また、細粒材は粒の数が多いため、結晶粒番号の記載は省略している。表 2 には、それぞれの結晶粒における負荷方向の結晶方位 (一次方位) とき裂進展方向の結晶方位 (二次方位) も併せて記載した。以下では、結晶粒の方位を負荷方向のミラー指数、き裂進展方向のミラー指数の順に記述して表すこととする。例えば、負荷方向が<100>方位となり、き裂進展方向が<110>方位となる粒を<100><110>粒と表記する。

## 2・2 疲労き裂進展試験

CT 試験片に対し、大気中・室温にて疲労き裂進展試験を行った。試験には電気油圧式疲労試験機（最大荷重 10 kN）を用いた。Sakaguchi ら（2010）が行った実験と同様に、試験片の面外方向への変形を抑制するため、平板状ジグで試験片を挟み込み、ピンを介して繰返し荷重を与えた。試験は荷重制御で行い、き裂開口の影響を避けるため荷重比は 0.4 とし、繰返し速度は 10 Hz とした。

初期ノッチ近傍でのワイヤ放電加工による熱影響層を考慮し、初期ノッチにおける  $\Delta K$  が 14 MPam<sup>1/2</sup> となる繰返し荷重を負荷してノッチ先端から約 0.5 mm の予き裂を導入した後にき裂進展距離の計測を開始した。試験中はき裂長さに合わせて荷重を漸減させ、き裂長さに関わらず応力拡大係数範囲  $\Delta K$  が 15 MPam<sup>1/2</sup> で一定となるようにした。これにより、き裂進展駆動力を一定に保つことができる。 $\Delta K$  の算出には、ASTM E647-08（2010）にて規定されている以下の式を用いた。

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4), \quad \alpha = a/W \quad (1)$$

ここで、 $\Delta P$  は荷重振幅、 $B$  は試験片の厚さ、 $W$  は荷重線から試験片端部までの距離、 $a$  は投影き裂長さである。試験中は、デジタルマイクロスコープを用いてき裂長さをその場観察した。また、一定サイクルごとに試験を中断し、き裂先端を詳細に観察した。試験終了後に試験片表面の SEM 観察および EBSD 分析を行った。EBSD 分析は TSL 製 EBSD 装置を用い、測定間隔 2~5  $\mu\text{m}$ 、粒界定義角 5°以上の条件で行った。その後、試験片を破断させ、SEM による破面観察を行った。また、SEM の高さ計測機能を使用して破面の角度を測定し、EBSD で測定した結晶粒のオイラー角と照合してすべり面を同定した。

## 3. 実験結果

### 3・1 き裂の進展経路と破面

表 2 に示した計 9 枚の CT 試験片のうち、代表例として、双結晶材 Bi-1、粗粒材 C-1 と C-2、細粒材 F-1 の実験結果を図 4 に示す。試験片表面で観察されたき裂進展経路を IPF マップ上に記入した図、破面写真、き裂進展速度を上下に並べて示している。き裂進展経路は試験片表面の経路を青色で、裏面の経路を黒色で表記している。双結晶材 Bi-1 の負荷方向は  $\langle 100 \rangle$  方位となっており、IPF マップの色はき裂進展方向の方位に対応する。また、粗粒材 C-1、C-2 と細粒材 F-1 は負荷方向とき裂進展方向の結晶方位は同一で IPF マップの色はその方位に対応する。なお、破面の色付けされている箇所は FCC 金属の主すべり系である  $\{111\}$  すべり面を進展した箇所であり、色付けされていない箇所ではその大部分が負荷軸に垂直に進展した。進展速度のグラフ上には、粒界の影響を受けた範囲をハッチングで示している。結晶粒界の影響はき裂先端の塑性域が粒界に達した範囲で見られると仮定して、Dugdale モデル（Dugdale, 1960）に基づいてき裂先端塑性域寸法を以下の式を用いて計算した。

$$\omega_p = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (2)$$

ここで、 $K_I$  はモード I 応力拡大係数、 $\sigma_Y$  は降伏応力である。Ni 基超合金は方位によって降伏応力が異なるため、単結晶材 CMSX-4 の  $\langle 100 \rangle$  方位と  $\langle 110 \rangle$  方位から引張負荷を加えたときの 0.2% 耐力の平均値 950 MPa（Kagawa and Mukai, 2012）を降伏応力として  $\omega_p = 0.27 \text{ mm}$  とし、粒界前後の 0.27 mm を粒界の影響を受けた範囲とした。

すべての試験片でき裂は結晶粒内を進展しており、粒界き裂進展は見られなかった。試験片表面から観察されるき裂はすべり面に沿ったせん断型であった。Bi-1 の試験片表面で観察されたき裂の SEM 画像を図 5 に示す。これを見ると、き裂は結晶学的  $\{111\}$  面に沿って  $\gamma$  相をせん断しながら進展していることがわかる。しかし、破面を見ると、板厚中央部では負荷軸に垂直な面を開口型で進展していた領域も多く見られ、C-1 や F-1 ではほとんどの領域において開口型で進展した（図 4 参照）。

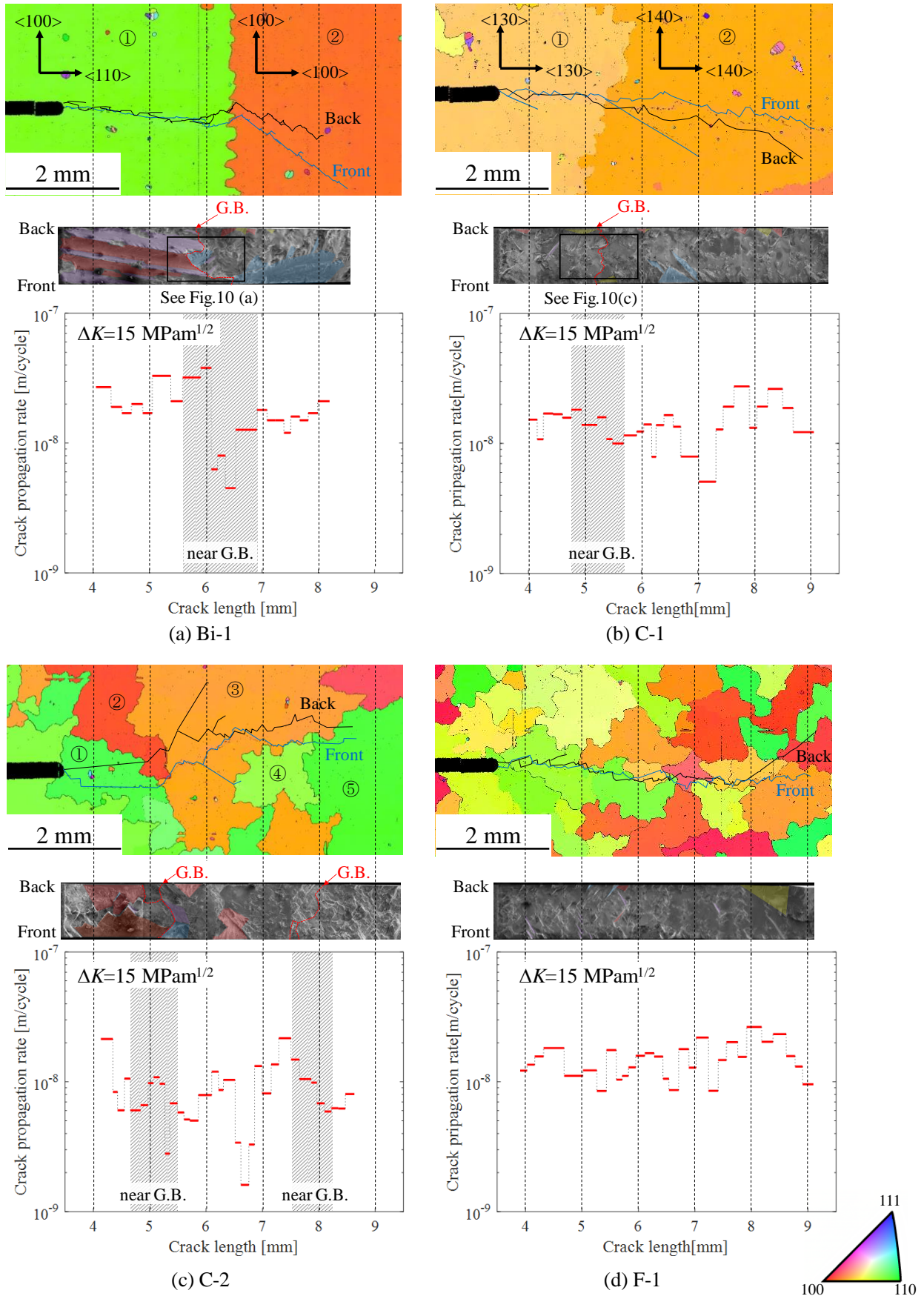


Fig.4 Crack paths, fracture surfaces and crack propagation rate of (a) Bi-1 (b) C-1 (c) C-2 and (d) F-1 specimen. Crack paths are drawn on IPF map of front surface. The detailed fracture surfaces of the specimen Bi-1 and C-1 are shown in Fig.10 (a) and (c), respectively. Hatched area in the crack propagation rate are corresponding to the regions near the grain boundary.

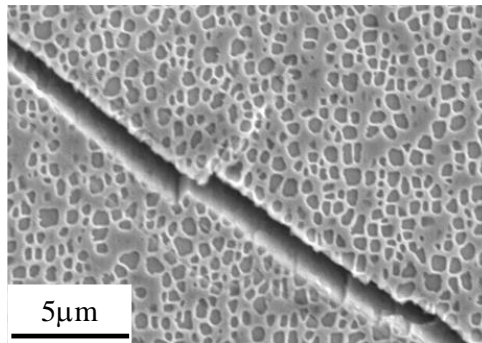


Fig.5 SEM image for shearing mode crack path observed on the specimen surface of Bi-1.  
The crack propagated along slip plane cutting through the  $\gamma'$  precipitates.

まず、双結晶材 Bi-1 の進展経路と破面 (図 4(a)) によれば、粒界前の粒① ( $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$  粒) では全域においてせん断型で進展した。粒界後の粒② ( $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$  粒) においてもせん断型が支配的だったが、粒界近傍ではせん断型と開口型が混在していた。これに対して粗粒材 C-1 (図 4(b)) では、試験片表面にはせん断型の破面が含まれるが、ほとんどの部分が開口型で進展していた。また、粗粒材 C-2 (図 4(c)) では、ノッチ先端の粒① ( $\langle 430 \rangle \langle 430 \rangle$  粒) ではせん断型で進展していたが、同じ方位に配向した粒⑤ ( $\langle 430 \rangle \langle 430 \rangle$  粒) では開口型で進展していた。細粒材 F-1 (図 4(d)) では、C-1 と同様に表面には部分的にせん断型の破面が見られるが、ほとんどが開口型で進展していた。

著者らは、単結晶材 NKH-304 から試験片の一次方位と二次方位が異なる  $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$ ,  $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle \langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle \langle 110 \rangle$  の計 4 種類の CT 試験片を切り出して室温での疲労き裂進展試験を行ったが、すべての試験片においてせん断型で進展した (阪口他, 2017)。また、せん断型き裂の 3 次元的な形状を再現した結晶塑性解析によって、 $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$  でのせん断型進展駆動力が最も大きく、 $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle \rightarrow \langle 110 \rangle \langle 110 \rangle \rightarrow \langle 110 \rangle \langle 100 \rangle$  の順で小さくなることも明らかとなっている (Sakaguchi et al., 2017)。図 4 の破面を比較すると、せん断型破面の割合は  $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$  粒 (Bi-1 の粒①) で高く、 $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$  粒 (Bi-1 の粒②),  $\langle 430 \rangle \langle 430 \rangle$  粒 (C-1 の粒⑤) の順に低くなっており、単結晶材 NKH-304 でのせん断型き裂の進展駆動力の傾向とおおよそ一致している。しかし、特に細粒材ではき裂が開口型で進展した箇所も多く、単結晶材とは傾向が異なる。これは、細粒材では結晶粒内の変形が周りの結晶粒に拘束され、粒内でのき裂先端のすべり変形が抑制されたことが一因と考えられる。また、本研究で用いた MGA1400 と単結晶材 NKH-304 では  $\gamma'$  析出物の形状や体積率が異なるため、その微細組織の違いに起因した変形抵抗の相違も進展形態に影響を与えたと考えられる。

### 3・2 疲労き裂進展速度

本研究では、 $\Delta K$  一定試験を行っているため、き裂先端のモード I 進展駆動力は一定である。しかし、図 4 のき裂進展速度のグラフを見ると、き裂が進展する結晶粒の方位や結晶粒界の影響を受けて進展速度は  $1.5 \times 10^{-9} \sim 3.0 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$  の範囲で大きく変動した。また、同じ粒内をき裂が進展する場合も進展速度の変動は大きい。今回の実験では、空間分解能  $0.85 \mu\text{m}$  のズームレンズを用いてき裂が  $100 \mu\text{m}$  以上進展したときの進展速度を評価対象にしているため、計測誤差は 1% 以下であり、進展速度が不規則に変動することそのものが材料のき裂進展特性であると考えられる。

まず、双結晶材 Bi-1 の進展速度を見てみると、粒界近傍の進展速度は、粒界前の粒①や粒界後の粒②の粒内での進展速度より低くなった。また、粒内ではいずれもせん断型でき裂が進展したが、進展速度は粒② ( $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$  粒) よりも粒① ( $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$  粒) のほうが高くなった。これは、単結晶材におけるせん断型き裂進展速度の結晶方位依存性 (阪口他, 2017) と傾向が一致している。つぎに、粗粒材 C-1 では、き裂は粒① ( $\langle 130 \rangle \langle 130 \rangle$  粒) と粒② ( $\langle 140 \rangle \langle 140 \rangle$  粒) の 2 つの結晶粒内を開口型で進展していたが、粒②での進展速度がやや高くなった。粒界近傍では若干の進展速度の低下が見られるが、Bi-1 でのそれと比べると低下の程度は小さい。C-2 では、おもに 5 つの結晶粒をき裂が進展したが、粒③ ( $\langle 140 \rangle \langle 140 \rangle$ ) での進展速度の変動が非常に大きい。これは、粒内でのき裂の分岐・屈曲によりき裂面が頻繁に変わることで、き裂が一時的に遅延したことや、板厚内部からの新たなき裂面の出現によって加速したことに起因する。最後に細粒材 F-1 では、9~10 個程度の結晶粒を開口型でき裂が

進展したが、双結晶材や粗粒材と比べると進展速度の変動は小さい。他の細粒材 2 枚 (F-2, F-3) においても同様の傾向を示した。粒内の進展速度の方位依存性については 4.1 節で、粒界での遅延挙動については 4.2 節で考察する。

## 4. 考 察

結晶粒内でのき裂進展形態と進展速度は結晶粒の方位に強く依存した。また、粒界ではき裂の遅延が観察されたが、その遅延の度合いは粒界前後の結晶粒の方位と関連があった。本章では、粒内でのき裂進展と粒界近傍での遅延挙動についてそれぞれ考察する。

### 4・1 結晶粒内での疲労き裂進展挙動

式(2)で算出した粒界近傍域に基づくと、細粒材では表裏どちらかのき裂先端が常に粒界近傍域に位置しており、粒内き裂進展として扱うことは適切ではない。そのため、双結晶材と粗粒材の計 6 枚の試験片でのき裂進展を粒内進展として考察する。6 枚の試験片の計 11 個の結晶粒内で測定された平均進展速度と各粒の結晶方位をまとめて表 3 に示す。ここでは、分岐によって進展速度が大きく変動した結晶粒や試験片の表裏で異なる粒を進展した場合を除外し、結晶粒内で粒界の影響を受けずに進展した距離をその進展に要したサイクル数で除した平均進展速度を示している。また、き裂がせん断型と開口型で進展した場合を分けて記載している。

#### (a) せん断型き裂進展に及ぼす結晶粒の方位の影響

まず、せん断型で進展した 5 個の結晶粒内での平均進展速度を比較すると、 $\langle 100 \rangle \langle 110 \rangle$  粒での進展速度が最も大きく、ついで  $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$  粒、 $\langle 430 \rangle \langle 430 \rangle$  粒での進展速度が最小となっている。3.2 節で述べたように、この順番は単結晶材における傾向 (阪口他, 2017) と一致している。つまり、き裂先端のモード I 型応力拡大係数範囲が同じであっても、き裂とすべり面の配置によってせん断型の進展速度には結晶方位依存性が現れ、単結晶材で見られた傾向は多結晶材の粒内でのせん断型き裂進展にそのまま当てはまる。

#### (b) 開口型き裂進展に及ぼす結晶方位の影響

つぎに、開口型で進展した 6 つの結晶粒での平均進展速度を比較する。開口型進展速度を結晶方位で整理した結果を図 6 に示す。これら 6 つの結晶粒は、いずれも負荷方向とき裂進展方向の結晶方位が同じであり、その方位は図 4 中の逆極点図の下辺に位置する。図 6 では、逆極点図の下辺での結晶粒の方位を横軸に、平均進展速度を縦軸にして進展速度をプロットした。また、それぞれの結晶粒のシュミット因子を青色で、縦弾性係数を赤色で併せて示している。これを見ると、シュミット因子が最大となる  $\langle 130 \rangle \langle 130 \rangle$  方位 (C-1 の粒①) での進展速度が最大になっており、 $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$  方位や  $\langle 110 \rangle \langle 110 \rangle$  方位に近い結晶粒内進展速度は  $\langle 130 \rangle \langle 130 \rangle$  方位より小さい。したがって、結晶粒の塑性変形抵抗が進展速度に大きな影響を与えていると考えられる。ただし、 $\langle 100 \rangle \langle 100 \rangle$  に近い方位 (Bi-2 の粒①や Bi-3 の粒②) と  $\langle 110 \rangle \langle 110 \rangle$  に近い方位 (C-2 の粒⑤や C-3 の粒①) での進展速度を比較

Table 3 Average crack propagation rate and crystal orientation in eleven grains. Here, the average crack propagation rate within the grain is evaluated excluding the rate near the grain boundary.

Fracture mode	Specimen and grain number	Average crack propagation rate, $10^{-8}$ [m/cycle]	Loading direction	Crack propagation direction
Shearing mode	Bi-1, ①	2.20	$\langle 100 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
	Bi-1, ②	1.50	$\langle 100 \rangle$	$\langle 100 \rangle$
	Bi-2, ②	2.07	$\langle 100 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
	Bi-3, ①	1.67	$\langle 100 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
	C-2, ①	0.877	$\langle 430 \rangle$	$\langle 430 \rangle$
Opening mode	Bi-2, ①	1.10	$\langle 100 \rangle$	$\langle 100 \rangle$
	Bi-3, ②	1.39	$\langle 100 \rangle$	$\langle 100 \rangle$
	C-1, ①	1.52	$\langle 130 \rangle$	$\langle 130 \rangle$
	C-1, ②	1.21	$\langle 140 \rangle$	$\langle 140 \rangle$
	C-2, ⑤	0.814	$\langle 430 \rangle$	$\langle 430 \rangle$
	C-3, ①	0.977	$\langle 120 \rangle$	$\langle 120 \rangle$

すると、縦弾性係数が相対的に小さな $\langle 100 \rangle$ 粒での速度が2倍程度大きく、これは、結晶粒の縦弾性係数に依存した弾性変形抵抗の影響を反映した結果と考えられる。すなわち、粒内を開口型で進展するき裂の進展速度には、結晶粒の弾性変形抵抗と塑性変形抵抗が重畳して影響を与えたと推測される。ただ、これらの粒内き裂進展には、き裂先端が位置する結晶粒だけではなく、周囲の結晶粒を含めた広範囲の変形抵抗が影響を与えている可能性もある。今後、結晶粒の分布を再現した有限要素モデルによりき裂先端の破壊力学パラメータを解析し、結晶粒の方位や分布が進展駆動力に与える影響を検討する必要がある。

**(c) き裂進展速度に及ぼす結晶粒径の影響**

前項までで議論した粒内でのき裂進展速度は結晶粒径の影響を受けていると考えられる。表3に示した11個の結晶粒内の平均進展速度を結晶粒径とき裂長さの相対寸法の関数として図7に示す。比較のため、細粒材の試験片全体の平均進展速度もプロットしている。ここで、図7中の $d$ は試験片全体の平均結晶粒径、 $a$ はき裂がある粒を進展した際のその粒内での平均投影き裂長さである。粒内をせん断型で進展したデータは▲、開口型で進展したデータは■、細粒材の平均進展速度は■でプロットしている。

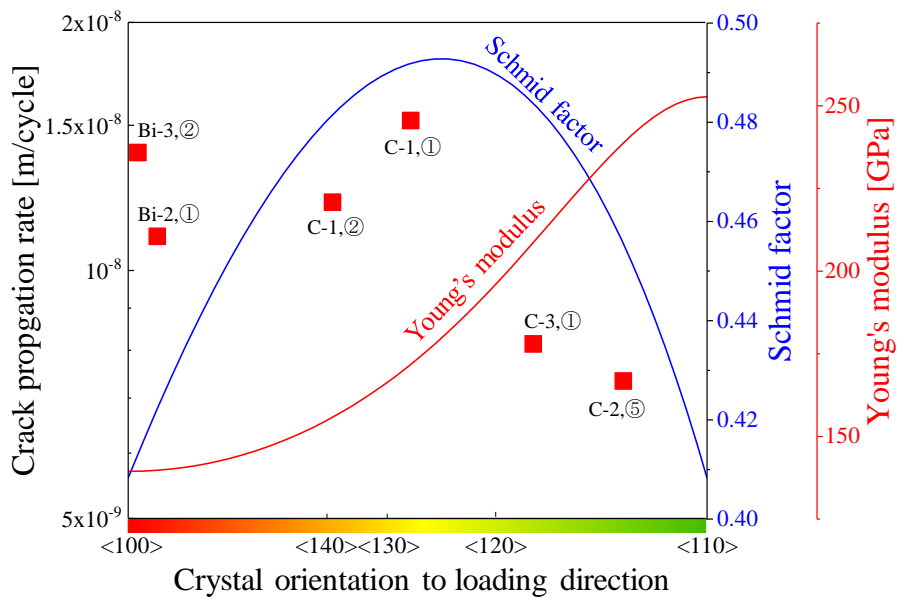


Fig.6 Crack propagation rate in opening mode as a function of grains crystal orientation. The crack propagation rate in the opening mode was affected by both Schmid factor and Young's modulus.

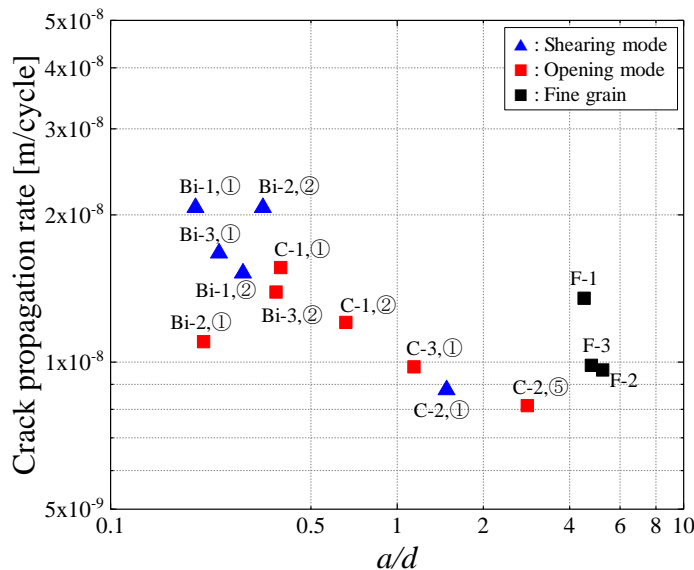


Fig.7 Average crack propagation rate as a function of  $a/d$ . Here,  $a$  and  $d$  are projected crack length and average grain size, respectively. Average crack propagation rate increased with reduction of  $a/d$ .

図 7 によれば、細粒材 3 枚の平均進展速度は  $0.9\sim 1.4\times 10^{-8}$  m/cycle の範囲に収まっている。これに対して双結晶材と粗粒材の粒内進展速度は  $0.8\sim 2.1\times 10^{-8}$  m/cycle の範囲で大きく変動している。C-2 の粒⑤のように、 $\langle 110\rangle\langle 110\rangle$ に近い方位の粒を開口型で進展する場合の進展速度は細粒材の平均進展速度より小さく、Bi-1 の粒①のように $\langle 100\rangle\langle 110\rangle$ 方位の粒をせん断型で進展する場合の進展速度は細粒材の平均進展速度より 2 倍程度大きい。これは、前項で述べたように、粒内をき裂が進展する場合、そのき裂進展に結晶粒ごとの変形抵抗の相違が強く反映されたためであると考えられる。換言すると、細粒材でのき裂進展挙動は、き裂先端を囲む多数の結晶粒の変形抵抗を反映した平均的な現象と言える。

また、図 7 を見ると、き裂の相対長さが小さくなるほど進展速度が大きくなっている。図 7 では、結晶粒界の影響域を除いた粒内の平均進展速度をプロットしているが、き裂の相対長さが小さい場合はき裂先端の変形に対する粒界の阻害効果が薄れ、大きな進展速度でき裂が進展したためと推測される。この傾向は、微小き裂の問題として Sheldon ら (1981) や Sugimura ら (1995) によって議論されてきた結果とも一致する。

#### 4・2 結晶粒界での遅延挙動

図 4 に示した通り、結晶粒界近傍では進展速度が一時的に低下する粒界での遅延挙動が観察された。試験片 Bi-1 で観察された粒界近傍でのき裂進展挙動を図 8 に示す。図 8 には 1 万サイクルごとのき裂写真を並べて表示している。これによれば、粒界の手前 (図 8(a)から(b)) よりも、粒界を越えた先 (図 8(c)から(f)) で進展速度が低下していることがわかる。一般に、粒界によるき裂進展の阻害効果は、き裂先端のすべり変形が結晶粒界でのすべり系の不連続性によって抑制されることによって発現するが (Castelluccio et al., 2014),  $\Delta K=15$  MPam<sup>1/2</sup>一定の条件下で行った本実験ではそれ以外の要因が強く働いたと考えられる。この点について検討するため、粒界近傍での遅延の度合いを定量的に評価する。

粒界でのき裂の遅延を定量評価するパラメータとして、以下の式で表される  $R$  と  $R'$  を定義した。

$$R = 2 \frac{da_{GB}}{dN_{GB}} \left/ \left( \frac{da_1}{dN_1} + \frac{da_2}{dN_2} \right) \right. \quad (3)$$

$$R' = \frac{da_{GB}'}{dN_{GB}'} \left/ \frac{da_1}{dN_1} \right. \quad (4)$$

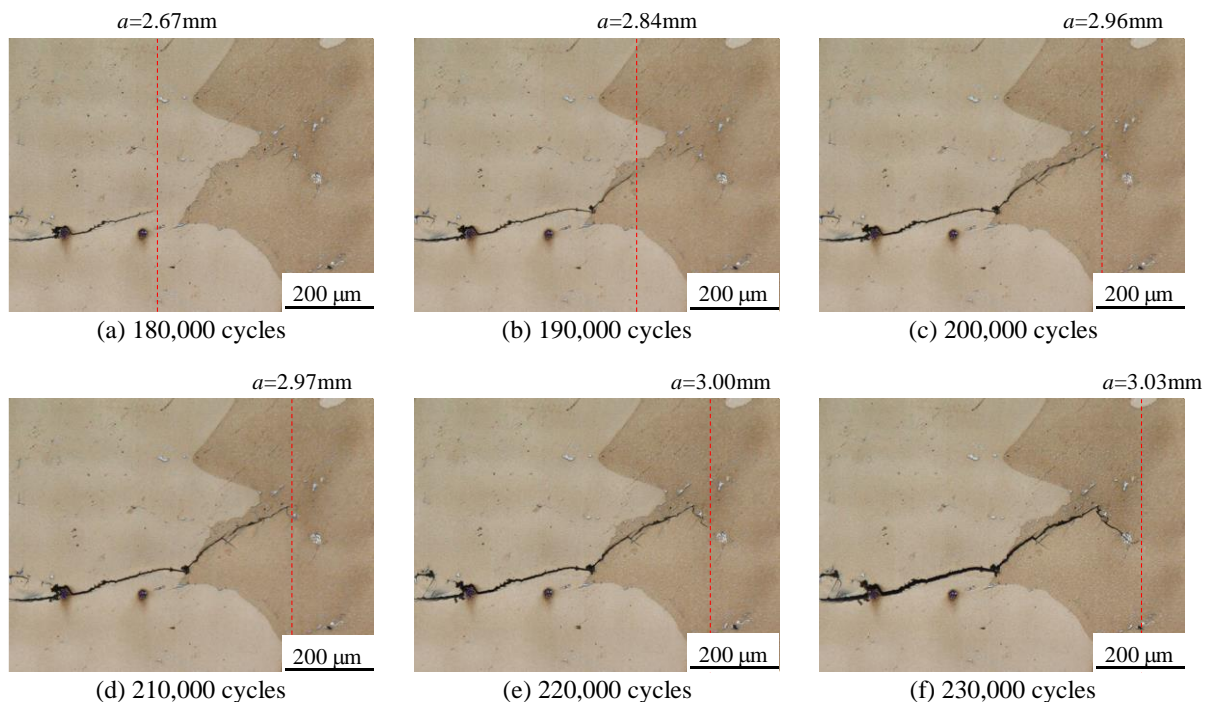


Fig.8 Crack paths near the grain boundary in specimen Bi-1 observed at every 10000 cycles. Crack retardation was observed after the grain boundary as seen between (c) 200,000 cycles and (f) 230,000 cycles.

ここで、 $da_1/dN_1$ 、 $da_2/dN_2$ は、それぞれ粒界の手前の粒、粒界を越えた先の粒における平均進展速度である。また、 $da_{GB}/dN_{GB}$ は粒界前後の粒界近傍域における平均進展速度であり、 $da_{GB}'/dN_{GB}'$ は粒界の手前の粒界近傍域における平均進展速度である。図9にそれぞれの進展速度を算出する範囲を模式的に示した。すなわち、 $R$ は粒界を越えた後も含めた全体での遅延の度合いを表し、 $R'$ は粒界の手前のみでの遅延の度合いを表している。また、 $R$ と $R'$ は、値が小さいほど粒界でのき裂遅延の度合いが大きく、進展速度の低下が顕著なことを意味する。

双結晶材と粗粒材の計6枚の試験片でき裂が進展した7つの粒界について、 $R$ と $R'$ を求めた結果を表4に示す。試験片ごとの $R$ と $R'$ を比較すると、粒界後の進展速度を加味した $R$ のほうが小さい。すなわち、本研究で見られた結晶粒界での遅延挙動は粒界を越えた後の挙動の影響が強いと考えられる。また、それぞれの粒界での $R$ の大きさを比較すると、粒界前後の2粒でともにせん断型で進展したBi-1での $R$ が最も小さく、前後の2粒でともに開口型で進展したC-1での $R$ は大きい。

粒界での進展挙動を考察するため、破面の詳細観察を行った。Bi-1、Bi-2、C-1における粒界近傍域の破面の拡大写真を図10に示す。図10には、粒界前後の2粒における八面体すべり系の配置を併せて示した。まず、Bi-1の粒①(<100><110>)では粒界の手前まで全域に亘ってせん断型で進展した。粒界を越えた後は、粒②(<100><100>)のすべり面Iに直ちに遷移している部分も観察されたが、負荷軸に垂直な面で進展している領域が支配的だった。その後、しばらく混合型で進展してから粒②のすべり面で進展した(図4(a)参照)。つぎに、Bi-2の粒①(<100><100>)ではせん断型と開口型が混合して進展したが、粒界手前の領域ではほぼ開口型で進展した。粒界を越えた直後、表面近傍の領域では粒②(<100><110>)のすべり面IとIVにき裂が遷移したが、板厚中央部ではしばらく開口型で進展し、その後すべり面IIIを経由してから面IとIVに遷移した。最後にC-1では、粒①(<130><130>)と粒②(<140><140>)の双方で表面ごく近傍以外ではほとんど開口型で進展した。表4を見てみると、Bi-1とBi-2では $R$ はそれぞれ0.29、0.40と小さく、C-1での $R$ は0.94と大きい。これは、粒界前後の2粒でともにせん断型で進展する場合は、すべり面に遷移するまでに経由する開口型の面の生成に大きなエネルギーを要するためだと考えられる。また、Bi-2で観察されたように、開口型からせん断型への遷移の過程では、本来

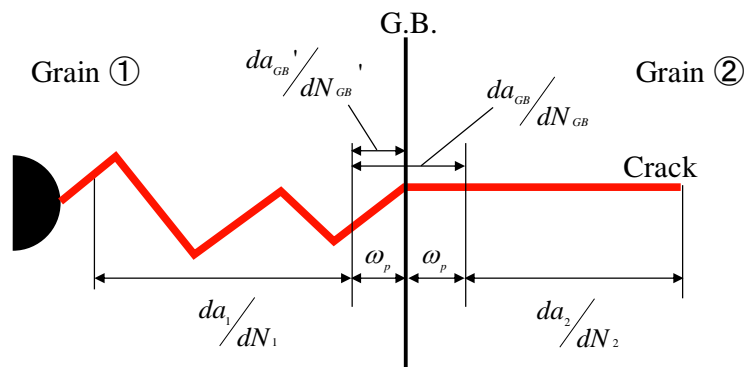


Fig.9 Definition of crack propagation rate before and across the grain boundary. Here,  $da_1/dN_1$  and  $da_2/dN_2$  are corresponding to the average crack propagation rate within the grain ① and ②, respectively.  $da_{GB}/dN_{GB}$  and  $da_{GB}'/dN_{GB}'$  are crack propagation rate across and before the grain boundary, respectively.

Table 4 Cracking mode and crack retardation rate in six CT specimens. Crack retardation across the grain boundary ( $R$ ) was more significant than that before the grain boundary ( $R'$ ).

Specimen	Grain boundary	Cracking mode in grain before G.B.	Cracking mode in grain after G.B.	$R$ [-] (Crack retardation rate across GB)	$R'$ [-] (Crack retardation rate before GB)
Bi-1	Between ①/②	Shearing	Shearing	0.29	0.73
Bi-2	Between ①/②	Shearing + Opening	Shearing	0.40	0.92
Bi-3	Between ①/②	Shearing	Opening	0.56	0.86
C-1	Between ①/②	Opening	Opening	0.94	0.65
C-2	Between ①/③	Shearing	Shearing + Opening	0.56	1.5
	Between ③/⑤	Shearing + Opening	Opening	0.85	1.9
C-3	Between ①/②	Opening	Shearing + Opening	0.57	0.83

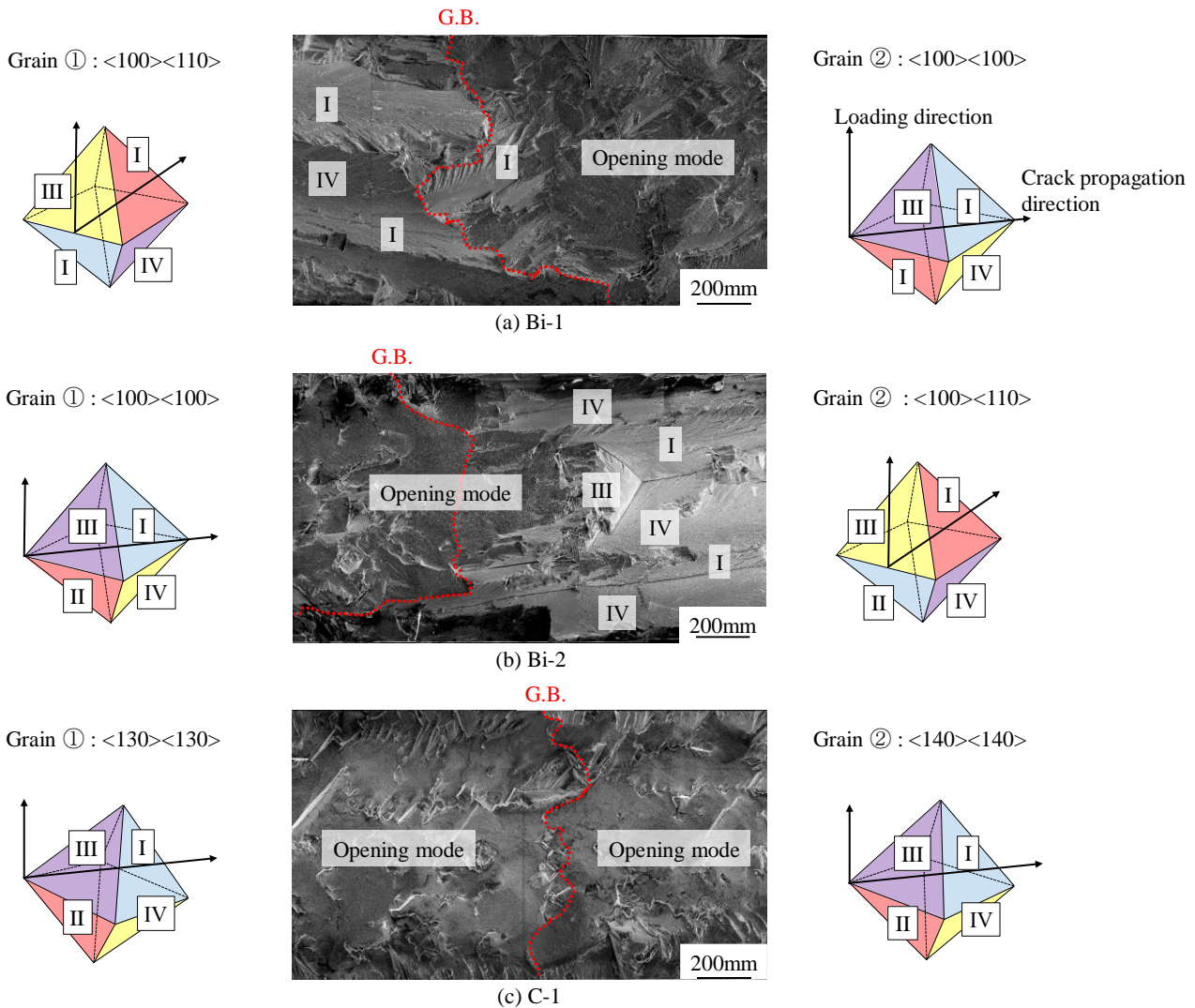


Fig.10 Fracture surfaces near the grain boundary at (a) Bi-1 (b) Bi-2 and (c) C-1 specimen. Transitions of crack propagation mode were observed in the specimens Bi-1 and Bi-2, while the crack propagated in opening mode in both two adjacent grains in the specimen C-1.

はき裂面とはならないすべり面を経由した場合もあった。粒界の前後で開口型で進展する場合は、このように余分なき裂面を経由することなく連続的にき裂が進展できるため粒界での遅延が生じにくいと考えられる。したがって、粒界近傍でのき裂の遅延は、粒界直後で生じるき裂面の不連続性に起因するものであると考えられる。この不連続性に起因した粒界での遅延挙動を扱うには、粒界前後のすべり面と粒界の3次元的な配置を再現し、き裂面の不連続性とき裂進展駆動力の増減を定量的に関連付ける必要がある。

## 5. 結 言

本研究では、Ni基超合金多結晶材の室温での疲労き裂進展を対象にし、結晶方位や結晶粒界などの結晶学的因子が与える影響を実験的に評価した。具体的には、一方向凝固材 MGA1400 から、結晶方位や粒径が異なる CT 試験片を切り出し、 $\Delta K$  一定条件で室温での疲労き裂進展試験を行った。その結果、以下のことが明らかになった。

- ・ 試験片表面で観察されるき裂はすべり面に沿ったせん断型であったが、板厚中央部ではせん断型で進展する場合と負荷軸に垂直な開口型で進展する場合があった。
- ・ 実験は $\Delta K$  一定条件で行ったが、結晶粒内のき裂進展速度は結晶方位に依存して大きく変動した。また、粒界近傍ではき裂進展速度が低下する場合があった。

- ・ 結晶粒内をせん断型で進展したき裂の進展速度は、単結晶材での結晶方位依存性と同様の傾向が見られた。開口型の進展速度には、シュミット因子と縦弾性係数の影響が重畳していると考えられる。粒内進展速度を結晶粒径とき裂長さの相対寸法で整理すると、き裂の相対長さが小さくなるほど進展速度は大きくなった。
- ・ 粒界でのき裂の遅延挙動は、粒界の手前よりも粒界を越えた直後で顕著に見られた。遅延の度合いを比較すると、粒界を挟んだ2粒の結晶粒内でのき裂がせん断型からせん断型に遷移する場合には遅延の度合いが大きく、開口型から開口型で粒界を越える場合にはその度合いは小さかった。これは、粒界でのき裂面の不連続性に起因すると考えられる。

## 文 献

- ASTM E647-08, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates (2010), pp.669–713.
- Castelluccio, G.M. and McDowell, D.L., A mesoscale approach for growth of 3D microstructurally small fatigue cracks in polycrystals, *International Journal of Damage Mechanics*, Vol.23, No.6 (2014), pp.791–818.
- Castelluccio, G.M., Musinski, W.D. and McDowell, D.L., Recent developments in assessing microstructure-sensitive early stage fatigue of polycrystals, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol.18, No.4 (2014), pp.180–187.
- Dugdale, D.S., Yielding of steel sheets containing slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.8, No.2 (1960), pp.100–104.
- Henderson, M.B. and Martins, J.W., The influence of crystal orientation on high temperature fatigue crack growth Ni-based single crystal superalloy, *Acta Metallurgica*, Vol.44, No.1 (1996), pp.111–126.
- Kagawa, H. and Mukai, Y., The effect of crystal orientation and temperature on fatigue crack growth of Ni-based single crystal superalloy, *Proceedings of Superalloys 12th* (2012), pp. 225–233.
- Krueger, D.D., Stephen, D., Antolovich, D. and Van Stone, R.H., Effects of grain size and precipitate size on the fatigue crack growth behavior of alloy 718 at 427°C, *Metallurgical Transactions A*, Vol.18, No.8 (1987), pp.1431–1449.
- Lerch, B.A. and Antolovich, S.D., Fatigue crack propagation behavior of a single crystalline superalloy, *Metallurgical Transactions A*, Vol.21, No.8 (1990), pp.2169–2177.
- Okada, I., Torigoe, T., Takahashi, K. and Izutsu, D., Development of Ni base superalloy for industrial gas turbine, *Proceedings of the Tenth International Symposium on Superalloys* (2004), pp.707–712.
- Okazaki, M., Tabata, T. and Nohmi, S., Intrinsic stage I crack growth of directionally solidified Ni-base superalloys during low-cycle fatigue at elevated temperature, *Metallurgical Transactions A*, Vol.21, No.8 (1990), pp.2201–2208.
- 岡崎正和, 今井哲也, 佐藤隆行, 能美伸一郎, 単結晶 Ni 基超合金の高温疲労における微小き裂の進展, *材料*, Vol.41, No.467 (1992), pp.1261–1267.
- 岡崎正和, 大島繁, 能美伸一郎, き裂開閉口測定に基づく Ni 基超合金の高温における微小疲労き裂進展の調査, *材料*, Vol.43, No.490 (1994), pp. 860–866.
- 阪口基己, 神山大知, 横口太郎, 駒村僚太, 井上裕嗣, 単結晶 Ni 基超合金の第 I 段階疲労き裂進展に及ぼす結晶方位の影響, *材料*, Vol.66, No.10 (2017), pp.731–737.
- Sakaguchi, M., Higaki, M., Komamura, R., Inoue, H. and Okazaki, M., Crystal plasticity assessment to stage I fatigue crack propagation in a single crystal nickel-base superalloy, *Proceedings of LCF 8th* (2017), pp. 249–255.
- Sakaguchi, M., Sasaki, Y., Okazaki, M. and Namba, M., Evaluation of fatigue crack propagation in the post-service gas turbine vane, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.4, No.2 (2010) pp.134–142.
- Schaeff, W., Marx, M., Vehof, H., Heckl, A. and Randelzhofer, P., A 3-D view on the mechanisms of short fatigue cracks interacting with grain boundaries, *Acta Materialia*, Vol.59 (2011), pp.1849–1861.
- Sheldon, G.P., Cook, T.S., Jones, J.W. and Lankford, J., Some observations on small fatigue cracks in a superalloy, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.3, No.3 (1981), pp.219–228.
- Sugimura, Y., Lim, P.G., Shih, C.F. and Suresh S., Fracture normal to a bimaterial interface: Effects of plasticity on crack-tip shielding and amplification, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol.43, No.3 (1995), pp.1157–1169.
- Suresh, S., Crack deflection: Implications for the growth of long and short fatigue cracks, *Metallurgical Transactions A*, Vol.14, No.11 (1983), pp.2375–2385.
- 高山善匡, 結晶粒度の評価法, *軽金属*, Vol.44, No.1 (1994), pp.48–56.
- Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nakai, Y. and Wei, R.P., Modelling of small fatigue crack growth interacting with grain boundary, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.24, No.6 (1986), pp.803–819.

- Telesman, J. and Ghoson, L., The unusual near-threshold FCG behavior of a single crystal superalloy and the resolved shear stress as the crack driving force, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.34, No.5–6 (1989), pp.1183–1196.
- Telesman, J. and Ghoson, L., Fatigue crack growth behavior of PWA 1484 single crystal superalloy at elevated temperatures, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol.118, No.2 (1996), pp.399–405.
- 山本真人, 新田明人, 北村隆行, Ni 基超合金の高温疲労き裂伝ば特性に及ぼす一方向凝固結晶組織の影響, *材料*, Vol.54, No.2 (2005), pp.130–135.
- Zhai, T., Wilkinson, A.J. and Martin, J.W., A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries, *Acta Materialia*, Vol.48, No.20 (2000), pp.4917–4927.

## References

- ASTM E647-08, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates (2010), pp.669–713.
- Castelluccio, G.M. and McDowell, D.L., A mesoscale approach for growth of 3D microstructurally small fatigue cracks in polycrystals, *International Journal of Damage Mechanics*, Vol.23, No.6 (2014), pp.791–818.
- Castelluccio, G.M., Musinski, W.D. and McDowell, D.L., Recent developments in assessing microstructure-sensitive early stage fatigue of polycrystals, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol.18, No.4 (2014), pp.180–187.
- Dugdale, D.S., Yielding of steel sheets containing slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.8, No.2 (1960), pp.100–104.
- Henderson, M.B. and Martins, J.W., The influence of crystal orientation on high temperature fatigue crack growth Ni-based single crystal superalloy, *Acta Metallurgica*, Vol.44, No.1 (1996), pp.111–126.
- Kagawa, H. and Mukai, Y., The effect of crystal orientation and temperature on fatigue crack growth of Ni-based single crystal superalloy, *Proceedings of Superalloys 12th* (2012), pp. 225–233.
- Krueger, D.D., Stephen, D., Antolovich, D. and Van Stone, R.H., Effects of grain size and precipitate size on the fatigue crack growth behavior of alloy 718 at 427°C, *Metallurgical Transactions A*, Vol.18, No.8 (1987), pp.1431–1449.
- Lerch, B.A. and Antolovich, S.D., Fatigue crack propagation behavior of a single crystalline superalloy, *Metallurgical Transactions A*, Vol.21, No.8 (1990), pp.2169–2177.
- Okada, I., Torigoe, T., Takahashi, K. and Izutsu, D., Development of Ni base superalloy for industrial gas turbine, *Proceedings of the Tenth International Symposium on Superalloys* (2004), pp.707–712.
- Okazaki, M., Tabata, T. and Nohmi, S., Intrinsic stage I crack growth of directionally solidified Ni-base superalloys during low-cycle fatigue at elevated temperature, *Metallurgical Transactions A*, Vol.21, No.8 (1990), pp.2201–2208.
- Okazaki, M., Imai, T., Satoh, T. and Nohmi, S., Fatigue small crack growth in a single crystal Ni-base superalloy at elevated temperature, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.41, No.467 (1992), pp.1261–1267 (in Japanese).
- Okazaki, M., Oshima, S. and Nohmi, S., 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 (1994), pp. 860–866 (in Japanese).
- Sakaguchi, M., Kouyama, D., Yokoguchi, T., Komamura, R. and Inoue, H., Effect of crystallographic orientations on stage I fatigue crack propagation in a Ni-base single crystal superalloy, *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.66, No.10 (2017), pp.731–737 (in Japanese).
- Sakaguchi, M., Higaki, M., Komamura, R., Inoue, H. and Okazaki, M., Crystal plasticity assessment to stage I fatigue crack propagation in a single crystal nickel-base superalloy, *Proceedings of LCF 8th* (2017), pp. 249–255.
- Sakaguchi, M., Sasaki, Y., Okazaki, M. and Namba, M., Evaluation of fatigue crack propagation in the post-service gas turbine vane, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.4, No.2 (2010) pp.134–142.
- Schaeff, W., Marx, M., Vehof, H., Heckl, A. and Randelzhofer, P., A 3-D view on the mechanisms of short fatigue cracks interacting with grain boundaries, *Acta Materialia*, Vol.59 (2011), pp.1849–1861.
- Sheldon, G.P., Cook, T.S., Jones, J.W. and Lankford, J., Some observations on small fatigue cracks in a superalloy, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.3, No.3 (1981), pp.219–228.
- Sugimura, Y., Lim, P.G., Shih, C.F. and Suresh S., Fracture normal to a bimaterial interface: Effects of plasticity on crack-tip shielding and amplification, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol.43, No.3 (1995), pp.1157–1169.
- Suresh, S., Crack deflection: Implications for the growth of long and short fatigue cracks, *Metallurgical Transactions A*, Vol.14, No.11 (1983), pp.2375–2385.
- Takayama, Y., Methods for estimation and determination of grain size, *Journal of Japan Institute of Light Metals*, Vol.44, No.1

(1994), pp.48–56 (in Japanese).

- Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nakai, Y. and Wei, R.P., Modelling of small fatigue crack growth interacting with grain boundary, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.24, No.6 (1986), pp.803–819.
- Telesman, J. and Ghoson, L., The unusual near-threshold FCG behavior of a single crystal superalloy and the resolved shear stress as the crack driving force, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.34, No.5–6 (1989), pp.1183–1196.
- Telesman, J. and Ghoson, L., Fatigue crack growth behavior of PWA 1484 single crystal superalloy at elevated temperatures, *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Vol.118, No.2 (1996), pp.399–405.
- Yamamoto, Y., Nitta, A. and Kitamura, T., 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 (2005), pp.130–135 (in Japanese).
- Zhai, T., Wilkinson, A.J. and Martin, J.W., A crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries, *Acta Materialia*, Vol.48, No.20 (2000), pp.4917–4927.