

金属材料における微小疲労き裂発生および進展挙動の
定量的評価手法の検討

Study of Quantitative Evaluation Method
for Small Fatigue Crack Initiation and Propagation Behavior on Metals

学位取得年月 2020年 3月

荒川 仁太

目次

第1章 緒論	1
1.1 研究背景	2
1.2 微小疲労き裂の発生および進展	4
1.2.1 疲労き裂発生および進展の概要	4
1.2.2 疲労き裂進展特性	5
1.3 微小疲労き裂に関する研究報告例	7
1.3.1 微小疲労き裂発生	7
1.3.2 微小疲労き裂進展	9
1.3.2.1 微小疲労き裂進展に関する従来研究の通説	9
1.3.2.2 微小疲労き裂進展に関する研究報告例	12
1.4 微小疲労き裂進展に関する研究の問題点	18
1.5 本研究の目的	19
第2章 微小疲労き裂屈曲挙動のすべり因子による定量的評価 ~等方弾性体を仮定して~	20
2.1 緒言	20
2.2 供試材および実験方法	21
2.2.1 供試材料	21
2.2.2 実験方法	22
2.3 微小疲労き裂屈曲挙動の評価方法	28
2.4 実験結果	32
2.4.1 Specimen 1 の微小疲労き裂屈曲挙動評価	32
2.4.2 Specimen 2 の微小疲労き裂屈曲挙動評価	35
2.4.3 Specimen 3 の微小疲労き裂屈曲挙動評価	39
2.4.4 Specimen 4 の微小疲労き裂屈曲挙動評価	42
2.4.5 Specimen 5 の微小疲労き裂屈曲挙動評価	45
2.5 結言	48
第3章 T-Stress を考慮したき裂先端の特異応力場による評価	49
3.1 緒言	49
3.2 評価方法	51
3.3 実験結果および考察	53
3.3.1 Specimen 1 の特異応力場	53
3.3.2 Specimen 2 の特異応力場	57
3.3.3 Specimen 3 の特異応力場	59
3.3.4 Specimen 4 の特異応力場	62

3.3.5 Specimen 5 の特異応力場	64
3.4 結言	66
第4章 微小疲労き裂屈曲挙動のすべり因子による定量的評価 ~異方弾性体を仮定して~	67
4.1 緒言	67
4.2 評価方法	68
4.3 実験結果および考察	73
4.3.1 Specimen 1 における評価	73
4.3.2 Specimen 2 における評価	76
4.3.3 Specimen 3 における評価	79
4.3.4 Specimen 4 における評価	82
4.3.5 Specimen 5 における評価	85
4.4 結言	87
第5章 結言	88
第6章 微小疲労き裂発生機構の定量的評価手法の確立	89
6.1 緒言	89
6.2 供試材料および実験方法	90
6.3 微小疲労き裂発生の評価手法	92
6.4 実験結果および考察	94
6.4.1 EBSD の観察結果	94
6.4.2 Crack A の観察結果	97
6.4.3 Crack A のき裂発生評価	101
6.4.4 Crack B の観察結果	103
6.4.5 Crack B のき裂発生評価	107
6.4.5 Crack C~K のき裂発生評価	109
6.5 結言	112
今後の課題	113
参考文献	114
著者の研究業績	121
謝辞	123

第 1 章 緒論

近年では機械構造物の破損原因の約 8 割は金属疲労によるものであることが、多くの文献で調べられている[1]-[5]。すなわち、現代の設計においても金属疲労の現象を設計段階に確実に落とし込むことは難しく、ゆえに上述した破損が頻発している。

上述したことより金属疲労の分野は未だ不明な点が多くあり、今後とも研究を励まなければならない分野である。また、本研究論文は微小疲労き裂発生および進展挙動の定量的評価手法についてである。まず、金属の疲労寿命は主に疲労き裂発生寿命と疲労き裂進展寿命に大別されるが、本研究で対象としているのは疲労き裂発生および進展寿命であり、疲労課程の初期段階に相当するものである。微小疲労き裂の発生および進展挙動は結晶組織の影響を顕著に受けるため、その発生過程は結晶方位や周りの組織の影響など様々な因子が寄与し、その進展挙動は複雑な進展経路となり、微小疲労き裂の発生および進展挙動を定量的に評価することは困難であった。そこで、本研究では、微小疲労き裂発生および進展挙動を定量的に評価するための手法をいくつか提案し、実験結果との整合性を確認した。また、最終的にその中で、適切な評価手法を提案した。

本章ではまず 1.1 節にて研究背景を述べ、1.2 節にて微小疲労き裂の発生および進展の概要を挙げ、1.3 節では従来研究について触れ、1.4 節では従来研究の問題点について記述し、1.5 節において本研究の目的および本研究を遂行することの意義について述べる。

1.1 研究背景

金属疲労とは材料固有の引張強度以下の応力にて、繰返し荷重を作用させることで部材が破損する現象である。なお、一般的には構造物自体が弾性変形を想定して設計されている場合が多いので、引張強度以下といっても弾性変形内で繰返し応力を作用させることが大半であり、この条件では繰返しサイクル数を多く要するので高サイクル疲労($N=1\times 10^4\sim 1\times 10^7$ cycles)と呼ばれる。これに対して、塑性変形を伴う疲労現象は突発的かつ短時間に過大荷重が繰返し作用する場合である。これは例えば、地震、津波、台風などであり、自然災害を想定したケースが多い。この条件下における疲労現象は短時間で破壊に至るため、高サイクル疲労に対して低サイクル疲労($N=1\times 10^1\sim 1\times 10^4$ cycles)と呼ばれる[6][7]。

また、こうした金属疲労の現象について研究がされ始めたのは1800年代のことである。ドイツの鉱山技師アルベルトは鉱山の巻上機に使用している鉄製の鎖が使用している間にしばしば突然破損することを経験した。その原因を究明するため、アルベルトは1829年に鎖の実体試験機を考案し、試験を行った結果、静的な破断応力よりも低い応力でも繰返し作用することで突然破断することを証明した。これが、疲労研究の始まりとされている。その後、鉄道建設に伴って機関車の車軸の疲労破壊がたびたび生じたため、ドイツ人のヴェーラーは疲労に関する研究を系統的に行い、今日の金属疲労研究の礎を築いた[8]。

金属疲労の研究では、機械構造物の破損事故を教訓として新たな疲労現象の知見を得てきた。その中で、疲労寿命は疲労き裂発生寿命と疲労き裂進展寿命に大別されることが提唱され、疲労寿命の予測を行う研究が盛んに行われた。ここで、疲労き裂が発生したときの定義は非常に難しいが、おおよそ数十 μm オーダーの疲労き裂が確認された時点を疲労き裂発生寿命と定義する場合が多い。なお、疲労き裂発生とは、力学的な入込み突き出しの現象で材料表面にすべり帯が形成され、それがやがてき裂となる現象である。この疲労き裂発生の寿命を推定することは非常に難しく、実験的に検討される場合が殆どである。それは、金属材料中の結晶方位や結晶組織の影響を強く受けると共に、入込み突き出しがどのタイミングで発現し、どの程度の成長でそれがき裂になるかが不明だからである。これに対して、疲労き裂進展寿命は破壊力学的パラメータ K (応

力拡大係数)を用いることで、比較的簡便に算出することができる[9]。しかしながら、0.1 mm以下のき裂長さを有する微小疲労き裂の発生寿命および進展寿命、加えてその挙動は定量的かつ破壊力学的パラメータの観点から明確にすることは困難である。それは、微小疲労き裂発生は結晶組織の影響を顕著に受ける一方で、微小疲労き裂進展は単一の優先すべり系に従って任意に屈曲するため、非常に複雑な進展経路を辿ることが一つの要因であると考えられる。そこで、本研究では微小疲労き裂発生および進展挙動の定量的評価手法に着目し、微小疲労き裂発生および進展挙動を適切に評価可能な手法について検討を行った。

1.2 疲労き裂の発生および進展

1.2.1 疲労き裂発生および進展の概要

疲労寿命は疲労き裂発生寿命と進展寿命に大別されることは前項にて触れた。ここでは、疲労き裂発生メカニズムおよび疲労き裂進展寿命の予測方法について詳細に説明する。まずは、疲労き裂発生に関してであるが、繰返し疲労負荷を受けることで Fig. 1-1 のように材料表面にて入込み突き出し(Intrusion and Extrusion)が発生し、これがやがて疲労き裂となることがわかっている [10]。なお、前述した通り、疲労き裂発生寿命は数値的に予測することは難しく、実験的な検討から得る場合が多い。

続いて、疲労き裂進展に関して詳細に説明をする。先に述べた入込み突き出しにより発生した疲労き裂は Foryth らが提案する Fig. 1-2 のモデルに従って疲労き裂進展していく [11]。まず試験片表面から発生した疲労き裂は優先すべり系に沿って屈曲しながら進展していく様相を呈する。このとき疲労き裂は結晶組織および結晶方位の影響を顕著に受けながら、特定のすべり系を使い、ジグザグに進展することが知られている [12]。なお、この疲労き裂進展の初期段階を第 I 段階と呼んでいる。また、さらに疲労き裂が進展していくと疲労き裂進展方向は荷重軸と垂直な方向に直線的に進展することが明らかとなっている。これは、疲労き裂が数百 μm のき裂長さに達した場合、き裂先端の進展駆動力である応力拡大係数が大幅に大きくなるため、複数のすべり系が作動し多重すべりを引起すからである。その結果、疲労き裂は荷重軸と垂直方向へ直線的に進展する様相となる。なお、この進展段階は第 II 段階と呼ばれる。その後、疲労き裂は応力拡大係数の増加に伴い急激に成長し、最終的に不安定破壊を呈する。この最終段階を第 III 段階と呼んでいる。

また、本研究で対象としているケースは第 I 段階に相当し、微小疲労き裂の進展領域に属する。なお、次項では疲労き裂進展特性である疲労き裂進展速度 da/dN -応力拡大係数範囲 ΔK の関係について説明すると共に、微小疲労き裂進展特性についても触れる。

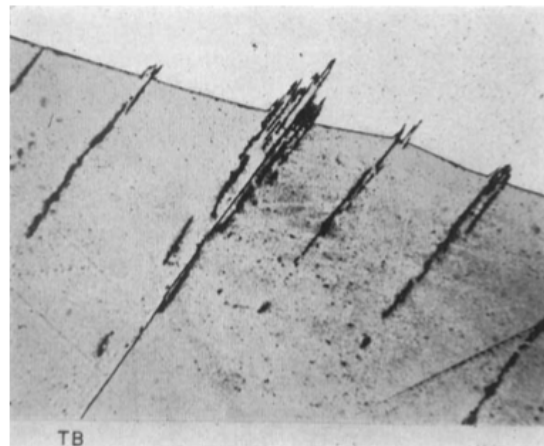


Fig. 1-1 Image of intrusion and extrusion[10].

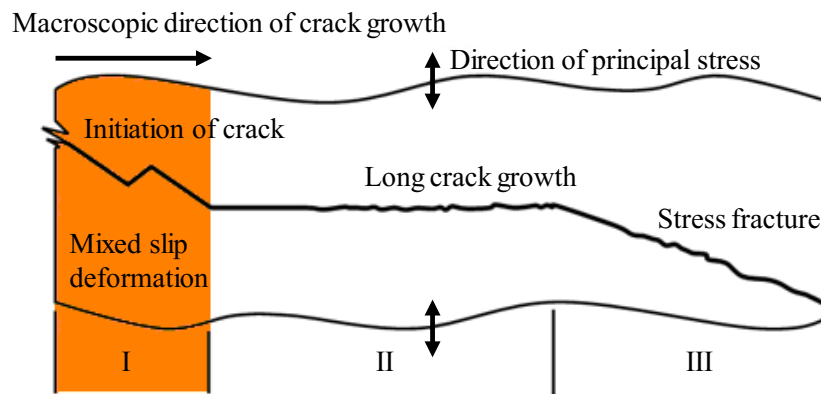


Fig. 1-2 Schematic illustration of fatigue crack growth behavior in each stage[11].

1.2.2 疲労き裂進展特性

本項では疲労き裂進展特性について詳細に説明すると共に、微小疲労き裂進展特性についても説明を加える。まず、長いき裂の場合、両対数グラフを用いると疲労き裂進展特性は実験的に Fig. 1-3 に表されるような疲労き裂進展速度 da/dN -応力拡大係数範囲 ΔK の関係となる[13]。同図において、下限界の領域は Region I と呼ばれ疲労き裂が進展しないとされる材料固有の ΔK 値をもつ。この値は除荷弾性コンプライアンス法に基づく K 漸減試験によって、一般的に求められる。なお、近年では、この長いき裂の疲労き裂進展特性は材料ごとにデータベース化されており、新材料以外の材料の同特性はある程度、把握可能である。続いて、疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲が線形関係となる領域を Region II と呼び、同領域では疲労き裂進展速度が応力拡大係数範囲のべ

き乗にて表現される。なお、この式は提唱者の名に因んで *Paris* 則と呼ばれている。この領域においては、疲労き裂進展速度が応力拡大係数範囲によって定式化できるので、疲労き裂進展寿命の推定が可能である。また、さらに応力拡大係数範囲が大きい領域では疲労き裂進展速度が急激に増加し不安定破壊を呈する。この領域を **Region III** と呼んでいる。以上のように $500\ \mu\text{m}$ 程度以上の比較的長いき裂の場合に限っては、上述した疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係が成立する[14].

これに対して、今回対象とする短いき裂に関しては、疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係が組織的な影響・結晶粒界の影響・結晶方位の影響を受け複雑化する[15]-[20]。これに加え、疲労き裂の開閉口挙動を考慮すると、長いき裂よりも短いき裂の方がき裂開閉口時の負荷応力が小さくなり、応力拡大係数範囲 ΔK ベースで疲労き裂進展速度を考えた場合、長いき裂の ΔK 下限界付近で短いき裂の進展速度は長いき裂と比較して高くなる[20][21]。以上のように、微小疲労き裂進展は外的な影響を顕著に受けるため、その進展挙動の予測および寿命評価は困難を極める。

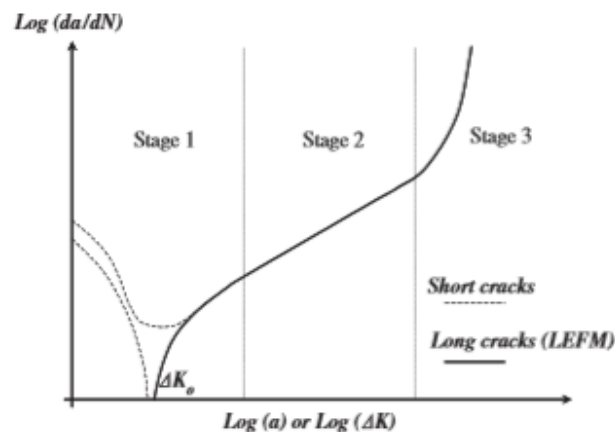


Fig. 1-3 Schematic Image of typical fatigue crack growth behavior[13].

1.3 微小疲労き裂に関する研究報告例

1.3.1 微小疲労き裂発生

前節でも触れたが、疲労き裂は材料表面の入込み突き出し(Intrusion and Extrusion)に起因して発生することが知られている[22]。また、一般的な見解では分解せん断応力の係数であるシュミット因子(Schmid Factor : SF)が高い結晶粒からすべり変形が起こり、疲労き裂が発生するとされている[23],[24]。また、K. Tanaka, Y. Nakai らの報告によると微小き裂発生は結晶方位の影響を受け、比較的作動しやすいすべり面に沿って発生することを明らかとしており、これは幾何学的な計算により各すべり面に作用する分解せん断応力の最大値を有するすべり系のすべり線方向に疲労き裂が発生したことにより、裏付けられた結果である[25]。また、T. Tanaka らは工業用純鉄を用いて、結晶方位と疲労き裂発生との関係をエッチピット法により検討した。なお、エッチピット法とは腐食液を用いて金属材料表面の主すべり面だけを残し、それ以外を溶解落とすといった化学的な手法である。これにより、材料表面の結晶方位を特定する。当時は、現在存在する Electron Backscatter Diffraction (EBSD)法が盛んでなかったため、こうした化学的な手法によって金属材料表面の結晶方位を同定していた。T. Tanaka らの研究によると、工業用純鉄において疲労き裂は結晶粒界より発生することが確認された。ただし、疲労き裂が発生する結晶粒界は2つの結晶粒の主すべり系のすべり角がおおよそ直交する場合に限ることを示唆した。なお、この論理は、各結晶粒に作用する最大のシュミット因子を基にして計算された[26]。

ここで、著者らも Ti-6Al-4V 合金を対象に疲労き裂発生を定量的に評価した[27]。評価にあたっては、上述したシュミット因子(Schmid Factor: SF)と入込み突き出しの駆動力成分であるすべり方向の面外成分(すべり方向と試料表面のなす角度を Angle: Ω と定義した)を考慮して $SF\sin\Omega$ なるパラメータを導入した。EBSD により表面の結晶方位を把握し、シュミット因子をマップ化したものを Fig. 1-4 に示す。同図より、シュミット因子が高い結晶粒は数多く存在し、どの結晶粒から疲労き裂が発生するかを特定するには困難を極めることがわかる。そこで、上述した $SF\sin\Omega$ なるパラメータによって、Fig. 1-4 を再度マップ化することを試みた。マップ化した結果を Fig. 1-5 に示す。同図より、疲労き裂が発生するであろう結晶粒の数を大幅に制限することに成功した。ま

た、疲労き裂が発生した結晶粒は $SF\sin\Omega$ の値が高く候補となるものの中でも、比較的、結晶粒径が大きいものが選択されることを明らかとした。加えて、底面すべりによって発生する疲労き裂角度と実際の実験結果が一致することから、Ti-6Al-4V 合金の疲労き裂は上述のパラメータで評価可能であることを示唆し、尚且つ、同材の底面すべりによって疲労き裂が発生することを明らかとした。

また、疲労き裂発生は結晶中の格子欠陥の一種である積層欠陥とも関連性があることが知られている[28][29]。この積層欠陥のエネルギーが小さいほど結晶中に存在する転位は移動しやすいため、容易に表面上にすべり線が形成される。K. Hatanaka らはこのすべり線が成長しき裂になることをレプリカ法によって結論づけた[30]。また、面心立方格子(FCC)を代表例に挙げると、Al 合金などは積層欠陥エネルギーが比較的高く、すべり線が太い。これに対して、オーステナイト系ステンレス鋼は積層欠陥エネルギーが比較的低く、すべり線が細いことが特徴である[31]。

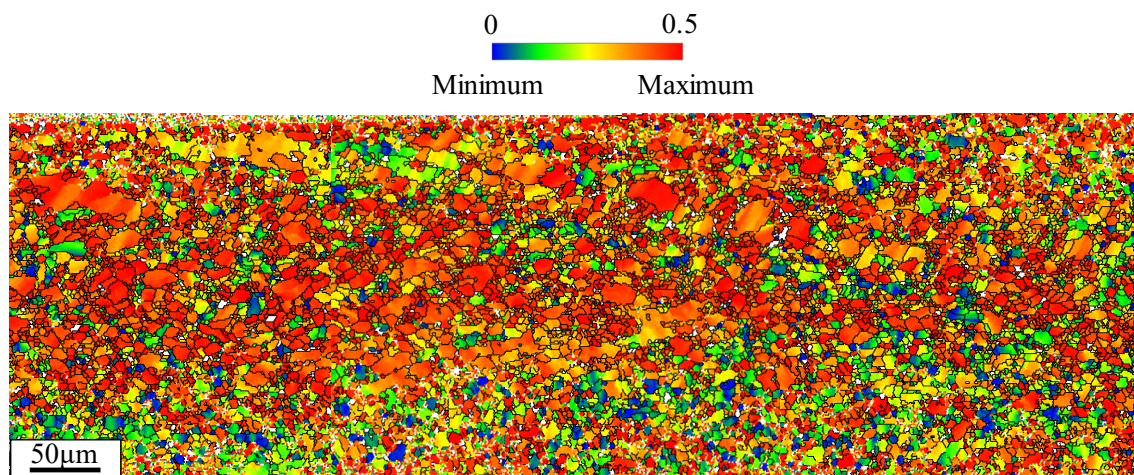


Fig. 1-4 Schmid factor map on the surface of Ti-6Al-4V alloy[27].

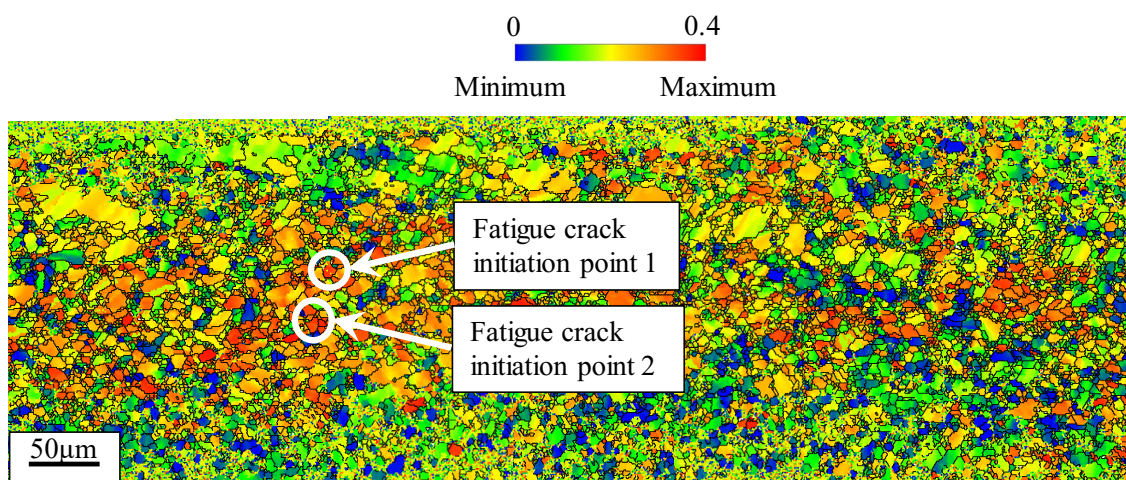


Fig. 1-5 Schmid factor combined by $\sin\Omega$ map on the surface of Ti-6Al-4V alloy[27].

1.3.2 微小疲労き裂進展

1.3.2.1 微小疲労き裂進展に関する従来研究の通説

前述した通り，微小疲労き裂は Foryth が提唱する疲労き裂進展モデルの第 I 段階に相当する．なお，前項で示したように疲労き裂は Fig. 1-6 に図示するような材料表面の入込み突き出し現象にて発生する[32]．また，この領域においては，き裂進展は結晶方位の影響を受け優先すべり系に沿って，屈曲しながら進展する．この領域での微小疲労き裂進展の様子の代表的な例を Fig. 1-7 に示す．同図より，明らかなように疲労き裂は優先すべり系を選択し，ジグザグに進展することが確認される[33]．こうした微小き裂を対象として，結晶方位学的，き裂挙動の微視的観察など様々な研究が行われてきた．ここでは，それらに関していくつかの通説とされる研究例を報告する．

微小疲労き裂の進展特性に関しては以前より多くの研究がなされている．ここで，代表的な例として K. Tanaka および K. Tokaji によって求められた微小疲労き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係を Fig. 1-8, Fig. 1-9 にそれぞれ示す．Fig. 1-8 においては 3%-Si 鉄にて実験結果を整理している．同図から明らかなように微小疲労き裂のような短いき裂は複雑な進展特性を有していることがわかる．このようなき裂進展特性を有する原因として，以下のことが考えられる[34-40]．

- ・ 切り欠きによって形成された塑性域寸法中を微小疲労き裂が進展する

- き裂の閉口ないし開口率がき裂長さとともに変化する.
- 微小疲労き裂が結晶粒界, 介在物あるいは異相との相互作用によってき裂進展の阻止, 屈曲などを生じる.
- き裂進展駆動力がモード I だけでなく混合モードであること.

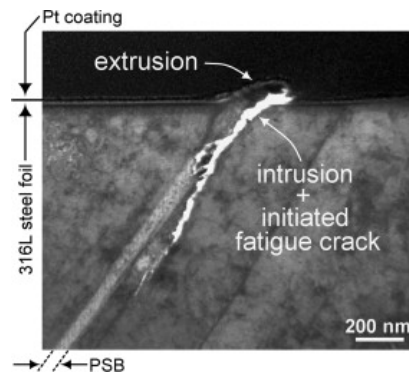


Fig. 1-6 TEM image of fatigue crack initiation behavior[32].

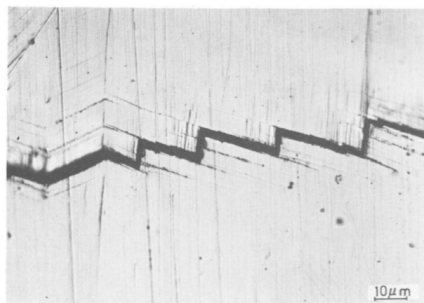


Fig. 1-7 Image of small fatigue crack propagation behavior[33].

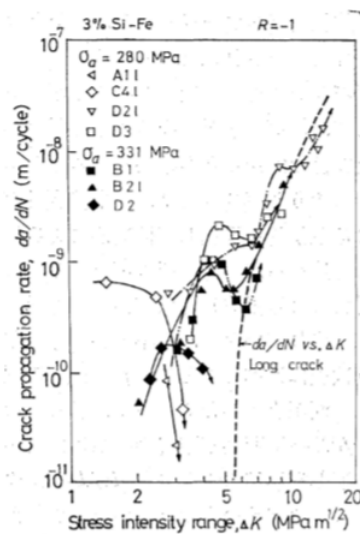


Fig. 1-8 Experimental results of small fatigue crack propagation behavior on 3%Si-Fe[34].

他にも多数の要因が挙げられるが、代表的なものは上記に示したものである。また、Fig. 1-9 においては SCM435 を対象に実験的検討を行ったものであるが、これを見るとき裂進展特性に応力依存性があるように推察される。ゆえに、微小疲労き裂は応力依存によって形成されるき裂先端の塑性域寸法の影響を受けていると考えられる。加えて、K. Tokaji らは微小疲労き裂進展速度と結晶粒界の関係について、綿密に検討を行っている。その結果を Fig. 1-10 に示す。同図より明らかなようにき裂が結晶粒界に接近するとき裂進展速度が急激に低下することがわかる。これは、結晶粒界近傍に転位が堆積することによって斥力を受けるためであるとされる[41]。このような粒界の影響を鑑みると、微小疲労き裂進展特性にて疲労き裂進展速度が急激に低下する現象に関して納得がいく。この他にも、J. Lankford らは Al 合金に対して微小疲労き裂の進展特性を取得している[42]。その結果を Fig. 1-11 に示す。同図からわかるように、長いき裂の下限界付近で微小疲労き裂は進展することが明らかである。また、前述したように疲労き裂進展速度は結晶粒界の影響を受け一時的に低速となることがわかる。尚且つ、その後結晶粒界を越えて進展するものもあれば、結晶粒界にて停留(Arrest)するものもあることがわかる。この実験結果からも微小疲労き裂進展特性を統一的に評価することが難しいことが明らかである。

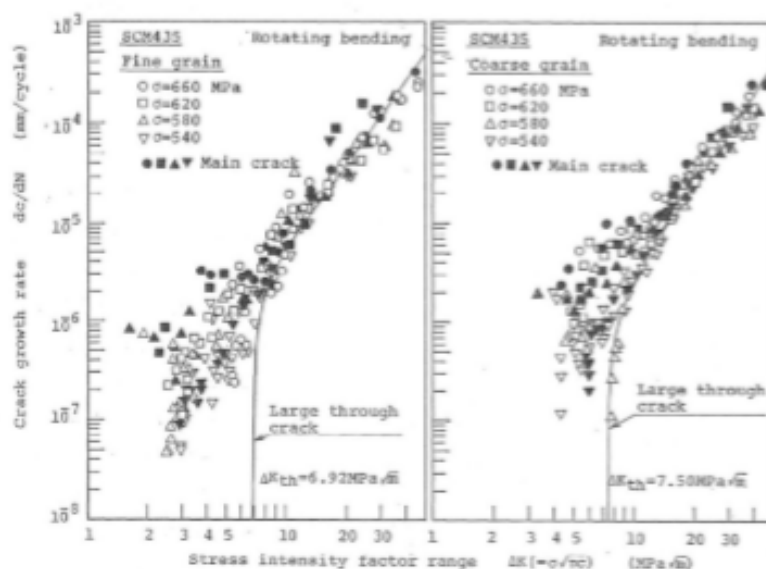


Fig. 1-9 Experimental results of small fatigue crack propagation behavior on SCM435 of fine grain and coarse grain respectively[35].

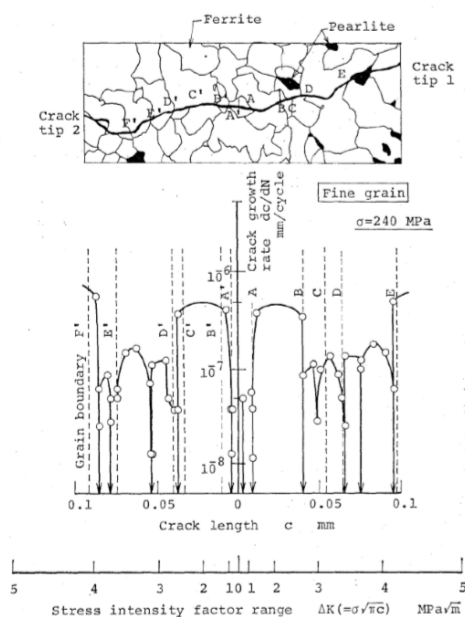


Fig. 1-10 Experimental results of small fatigue crack propagation behavior affected by grain boundary on SCM435[41].

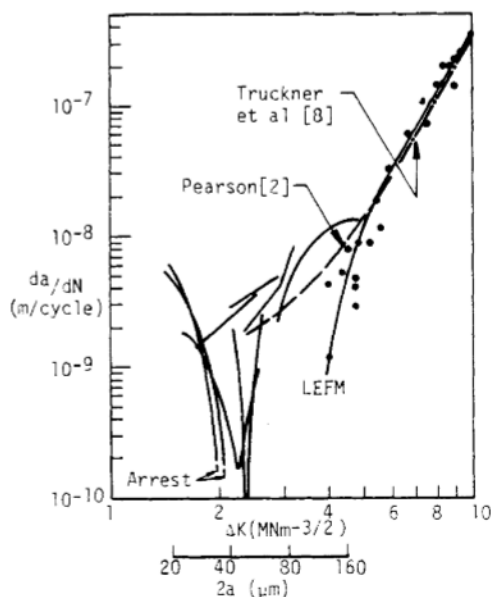


Fig. 1-11 Small fatigue crack propagation behavior compared with long fatigue crack propagation behavior Al alloy[42].

1.3.2.2 微小疲労き裂進展に関する研究報告例

本項では上述した微小疲労き裂進展特性に関する通説を受けただけで、様々な研究者によって研究された微小疲労き裂進展の研究成果について報告する。

まず、H. Kimura らは超細粒鋼に対して微小疲労き裂発生および伝播機構を原子間力顕微鏡

(AFM)観察した。これより、微小疲労き裂進展に関しては、結晶粒界の影響および屈曲・偏向などにより、一時的にき裂進展速度が低速になることを明らかとした。これは、前項で微小疲労き裂進展特性において、き裂進展速度が急激に低下する箇所と対応することを意味しており、加えて、微小疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係がばらついている原因であるともいえる[43]。また、一般的に疲労き裂は開閉口挙動の影響を受けながら進展する。なお、代表的な例としてき裂長さとき裂開口応力 σ_{op} の関係を Fig. 1-12 に示す[40]。同図より、き裂長さの増加に伴って、き裂開口応力は増大することがわかる。すなわち、微小疲労き裂と長いき裂においてき裂開口応力は大きく異なる。そこで、M. Okazaki らは Ti-6Al-4V 合金を用いて疲労き裂の開口点応力を測定し、最大応力拡大係数(K_{max})とき裂開口時の応力拡大係数(K_{op})の差である有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を用いて長いき裂と短いき裂の疲労き裂進展速度を評価した。その結果、長いき裂の進展速度よりも微小疲労き裂の進展速度が高速側に位置することが明らかとなった。これは、き裂進展寿命評価の際に危険側評価とならないようにするため、極めて重要なポイントであると思われる[44][45]。また、K. S. Chan, J. Lankford らの研究によると、微小疲労き裂進展速度は以下の式によって定式化できることを示した。

$$\frac{da}{dN} = C_1 \Delta K_n \left[1 - \left(1 - \frac{\tau_B}{\tau_A} \right) \left(\frac{D-2X}{D} \right)^m \right] \quad (1-1)$$

ここで、 $C_{1,m}$ は材料固有の定数、 τ_A および τ_B はき裂発生粒の分解せん断応力およびその隣接粒の分解せん断応力であり、 D は平均結晶粒径、 X はき裂先端から結晶粒界までの距離である。なお、変数として $k(\varphi) = (1 - \tau_B/\tau_A)$ とおいて、 $k(\varphi)$ を変化させながらき裂進展速度を計算すると Fig. 1-13 のようになる。同図より、 $k(\varphi)$ の値の低下に伴って、微小疲労き裂は停留せず結晶粒界を通過する様子が推察できる。すなわち、これは結晶粒界をまたぐ二つの結晶粒の分解せん断応力の差がき裂が結晶粒界を通過するか否かを決定づけるものであることを示唆している。加えて理論上、隣接粒の分解せん断応力が劇的に高い場合、疲労き裂は結晶粒を容易に突破し、ほぼ一定のき裂進展速度を有することがわかる[46][47]。また、A. Shyam らによると微小疲労き裂進展挙動は応力比によらず、以下の式にて統一的に評価できると報告している。

$$\frac{da}{dN} = k\varphi_c\varphi_m \quad (1-2)$$

ここで、 k は実験定数、 φ_m はき裂先端の開口変位を表す項、 φ_c は応力比に影響を排除するための項である。この式によって微小疲労き裂進展特性を評価した結果を Fig. 1-13 に示す。同図より微小疲労き裂進展速度は $k\varphi_m\varphi_c$ パラメータにて応力比によらず統一的に評価できていることがわかる[48]-[50]。

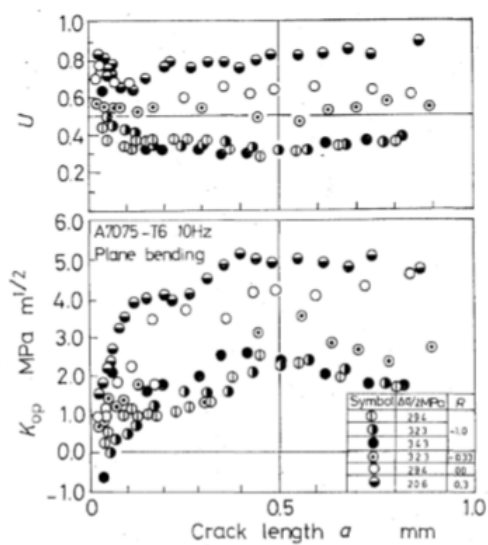


Fig. 1-12 Change of fatigue crack opening with fatigue crack growth[40].

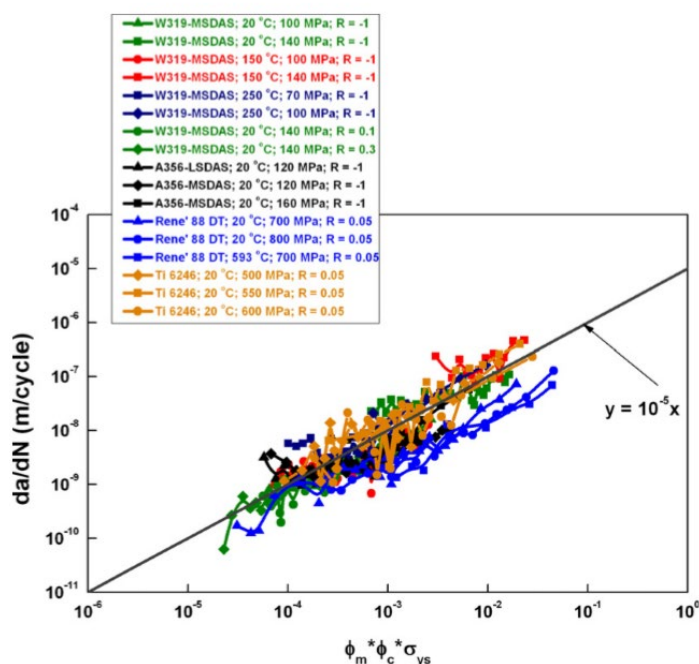


Fig. 1-13 Small fatigue crack growth with following (1-2) function[48].

また、A. Sugeta, Y. Motoyashiki らの研究では原子間力顕微鏡(AFM)を用いて 3%Si 鉄の微小疲労き裂進展挙動を詳細に観察した。その結果、微小疲労き裂は同材の優先すべり系に沿って進展することを明らかとし、疲労き裂が屈曲・偏向する際には急激にき裂進展速度が低下することを示した。加えて、疲労き裂が屈曲する要因はき裂先端から放出される転位群が遠方にて堆積するためであることを明らかとした[51][52]。さらに、転位群の堆積に関する研究も行っており、離散転位法によって、き裂を有する材料中にランダムに配置した転位モデルを用いて繰返し荷重にて解析的検討を実施した。その結果、き裂先端から優先すべり系に沿って転位群が放出され、遠方にて堆積することを示した。尚且つ、疲労き裂後方では多数の転位群が密集して堆積し、無負荷時にも関わらず、き裂先端にてき裂閉口を生じさせる圧縮応力が付与されていることも明らかとした[53]。

また、近年では有限要素解析技術を援用した微小疲労き裂の研究が盛んに行われている。例えば、H. J. Christ らは面心立方格子(FCC)のオーステナイト γ 相と体心立方格子(BCC)のフェライト α 相を有するステンレス鋼を対象として、2 相の材料定数を区別し有限要素解析により疲労き裂発生および進展について評価した。その結果、疲労き裂はオーステナイト γ 相の粒界近傍で発生

することを定量的に示した。加えて、微小疲労き裂はフェライト相とオーステナイト相の粒内を進展し、フェライト相では単一の優先すべり系のみが作用することによってき裂が進展するが、オーステナイト相では多重すべりを起こしてき裂が進展することを明らかとした。また、その要因としては、オーステナイト相の硬度がフェライト相に比べて低いことが要因であると結論づけている[54]。さらに、最近では有限要素法と結晶塑性論を組み合わせた結晶塑性有限要素解析が注目されている。結晶塑性有限要素解析では、結晶ごとに材料定数を定めることができ、金属がもっている各固有のすべり系に対してせん断ひずみ増分および分解せん断応力を算出することが可能である。これより、この手法を用いることで、疲労き裂の発生箇所、および微小疲労き裂の進展方向を定量的に把握することができる[55]-[58]。これに関して、M. Sakaguchi らは Ni 基超合金を用いて CT 試験片を作製し、ノッチ先端からのき裂進展挙動を観察することに加え、結晶塑性有限要素解析によってき裂の進展方向を予測した。解析の結果を Fig. 1-14 に示す。なお、Ni 基超合金は FCC 構造であるため優先すべり系は 12 個、優先すべり面は 4 つ存在する。ここで、Fig. 1-14 を見てみると、Slip Plane 1 のせん断ひずみが大きいことがわかる。これより、図中の白矢印方向に疲労き裂は進展すると推測され、この結果は実験結果と一致することを明らかとした。この成果に加えて、損傷パラメータ(Damage parameter) : F を導入し、き裂先端のひずみ場を定量的に評価した。その結果を Fig. 1-15 に示す。同図より、縦軸の γ_{SPA} は以下によって定義される各すべり面作用するせん断ひずみ成分の合成である。

$$\gamma_{SPA}^{\alpha} = \left| \sum_{\beta=1}^3 \gamma^{(\alpha,\beta)} b^{(\alpha,\beta)} \right| \quad (1-3)$$

これより、 γ_{SPA} の積分値である損傷パラメータ F が最も大きいすべり面は Slip Plane 1 であり、このことから疲労き裂が Slip Plane 1 の活動により進展することが明白にわかる[59]。

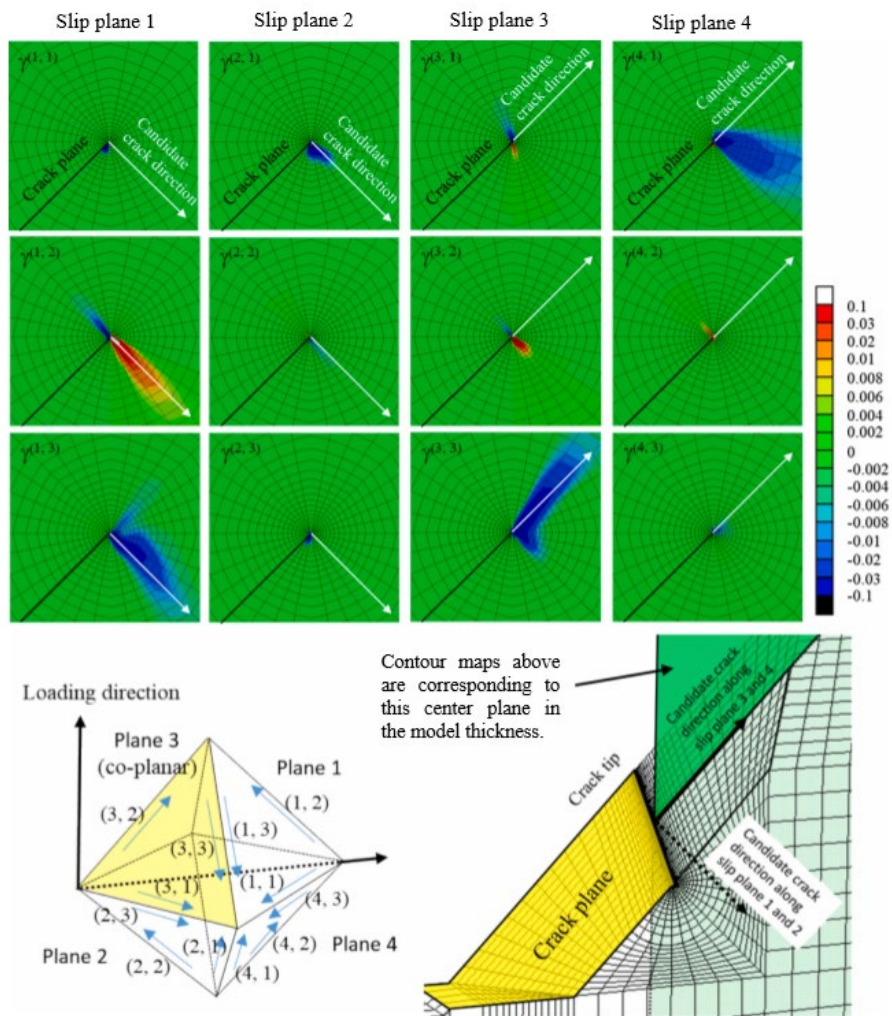


Fig. 1-14 Distributions of shear strains in $(100)(100)$ model. The super script (α, β) corresponds to the slip systems[59].

1.4 微小疲労き裂進展に関する研究の問題点

従来の研究では、微小疲労き裂の進展特性に着目したものやき裂開閉口に着眼点を置いたものが多く、微小疲労き裂特有の優先すべり系の活動に起因する屈曲・偏向を評価した結果は僅少である。また、多くの場合、上述した微小疲労き裂の屈曲・偏向と結晶組織の影響、例えば粒界などの影響により、微小疲労き裂の進展速度は著しく変化し、Paris 則に基づくべき乗則に従わないことが知られている[60]。このことは、正確な疲労き裂進展寿命を予測することに対して大きな問題を与えている。さらに、微小疲労き裂はき裂が小さいがゆえに結晶組織、環境因子、き裂開閉口、き裂先端の塑性域寸法など様々な影響を受ける[61]。これより、複数の因子が同時に作用する微小疲労き裂では、その進展挙動ならびに進展寿命を評価することは困難を極める。そのため、前節で示した M. sakaguchi らの研究の様に結晶中の力学的条件のみの因子に絞って微小疲労き裂進展挙動の評価を行うことが多い[62]-[65]。しかしながら、これらの研究においては、連続的に微小疲労き裂が屈曲する様子を定量的に評価するには至っていない。それは、き裂の屈曲には A. Sugeta らの報告によると転位の運動が大きく影響しておりき裂先端遠方の結晶粒界に転位群が堆積するためであるとされており、転位の運動挙動を把握しなければ解明に繋がらないためである。こうした背景を受け、A. Sugeta らは離散転位法によって、き裂先端の転位の移動を計算シミュレーションによって明らかにしているが、き裂の屈曲挙動予測を明らかにするまでには至っていない[66]-[68]。それは、微小疲労き裂の屈曲挙動は転位の移動に加え、結晶方位の影響ならびにき裂先端近傍の塑性域寸法、異方性の影響を受けるため様々な因子が複雑に影響しあっているからである[69][70]。このことに加え、微小疲労き裂発生過程においては、平滑材において全寿命の大半を費やす。そのため、微小疲労き裂発生機構の解明が必要であるが、同機構に関して定量的に評価した研究報告例は僅少である。したがって、前述したように微小疲労き裂発生および進展機構の定量的評価ができれば、平滑材において全寿命の大半を数値力学的に評価することができ、工業的にも有用性が極めて高いと考えられる。

1.5 本研究の目的

前節において説明した通り、微小疲労き裂の屈曲挙動を予測することは複数の因子が影響しているため、非常に困難を極める。そこで本研究では、き裂進展則のステージ I にあたる微小疲労き裂の屈曲挙動に着目し、その挙動を数値的に予測した。また、試験片全体に作用するとされる T -stress[71]および結晶の異方性[72]-[74]を考慮して数値的評価を実施することで、微小疲労き裂屈曲挙動を定量的に評価することを第一の目的とした。また、き裂発生機構の評価を2相組織の多結晶体にて実施した。これより、微小疲労き裂発生を力学的に評価できる手法を構築することを第二の目的とした。

本論文は6章構成であり、第1章は緒論として、本研究に至る背景および過去の研究報告、研究目的について述べた。

第2章は、試験片が等方性材料であると仮定して、微小疲労き裂の屈曲挙動予測を”すべり因子”パラメータを用いて実施した。これより、等方性材料を仮定した場合に同評価法と実験結果が一致するか否かを評価した。また、それに対する考察を述べる。

第3章は、試験片全体に作用するとされる T -stress の影響を考慮して、き裂先端の応力場によって各すべり系のすべり易さを評価した。これより、 T -stress が微小疲労き裂に及ぼす影響を明らかにした。また、それに対する考察を加えた。

第4章は、試験片が異方性材料であると仮定して、微小疲労き裂の屈曲挙動予測を”すべり因子”パラメータを用いて実施した。これより、異方性材料を仮定した場合に同評価法と実験結果が一致するか否かを評価した。また、それに対する考察を述べる。

第5章は微小疲労き裂進展機構の解明に関する結論で、本研究により得られた成果をまとめた。

第6章は、2相組織の多結晶体を使って微小疲労き裂発生機構を数値的に評価した結果を示す。

第2章 微小疲労き裂屈曲挙動のすべり因子による定量的評価 ~等方弾性体を仮定して~

2.1 緒言

第1章にて述べた通り,微小疲労き裂は優先すべり系に沿って選択的に屈曲しながら進展する。それゆえに,進展経路はジグザグなパターンを示すが,その定量的な評価手法は確立していないのが現状である。また,連続的に屈曲する様子を定量的に検討した例も僅少であるため,本節では簡便的に試験片が等方弾性体であると仮定して,優先すべり系のすべり易さの指標であるすべり因子を定義し,この指標に基づき微小疲労き裂の屈曲挙動を定量的に評価した。なお,すべり因子の算出手順については,2.3節において示している。また,試験片は比較的積層欠陥エネルギーが低く容易にき裂が発生する α -黄銅を対象とした。同材はFCC構造であるため,優先すべり系は12個存在し,4つのすべり面を有する。この各々のすべり系に対して,すべりの活動のし易さであるすべり因子を算出し,連続的に微小疲労き裂が屈曲する様子を評価した。加えて,問題を簡便化するために最も簡単な等方弾性体を仮定して,評価を行った。

2.2 供試材および実験方法

2.2.1 供試材料

試験片に用いた材料は α -黄銅(CP2600-O)であり、同材を 600°C で 1 時間保持後、室温まで炉冷した。次に熱処理後の同材にワイヤー放電加工を施し、Fig. 2-1 に示す試験片形状に加工した。なお、微小疲労き裂の発生位置を限定するため、試験片に R 部を設け、さらに片側 R 部において Fig. 2-1 に示す様な R0.5 の切欠きを導入した。その後、さらに切欠き部に対して Fig. 2-1 に示すような FIB ノッチを導入した。なお表面仕上げは、耐水研磨紙(#800~#2000)およびアルミナ粉末(3.0~0.1CR)による研磨を施し、リン酸水溶液中で電解研磨(1.2V, 5s)を施すことで表面を鏡面状態に仕上げた。また、同材の化学的組成および機械的特性を Table 2-1, Table 2-2 にそれぞれ示す。

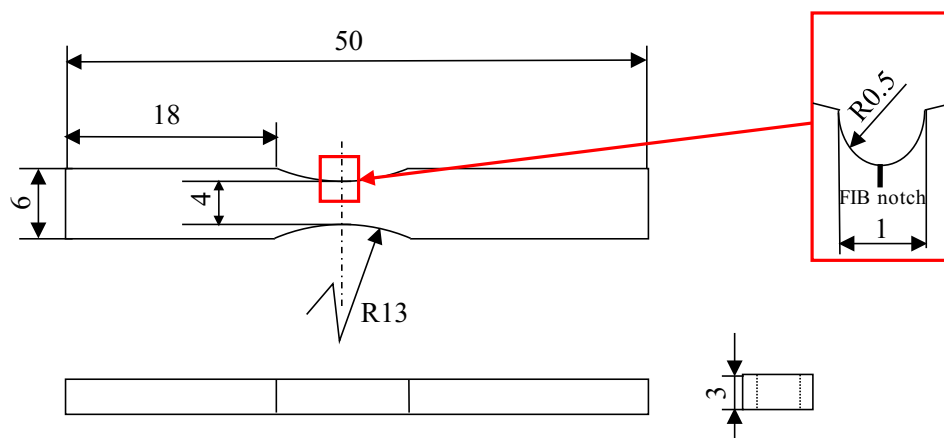


Fig. 2-1 Schematic illustration of specimen for plane bending fatigue tests on α -brass (Unit: mm).

Table 2-1 Chemical composition of material (mass%)

Material	Cu	Pb	Fe	Zn
α -brass	69.52	0.004	0.004	Bal.

Table 2-2 Mechanical properties of material

0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$	Tensile strength σ_B	Elongation δ
65 MPa	259 MPa	93.4 %

2.2.2 実験方法

本研究では、Fig. 2-1 に示す試験片に対して平面曲げ疲労試験を実施した。試験機の外観は Fig.2-2 に示す。なお、試験は片持ち梁を再現しており、図中右側が固定端、左側が加振器側である。また、加振器には Asahi 製作所製の Big wave を用いた(最大荷重 200 N, 応力制御式)。加えて、試験片固定に際して取り付け治具を作製した。その図面を Fig. 2-3~Fig. 2.5 に示す。Fig. 2-3 を治具 A と称しており、固定端の試験片下側の台座治具である。その上側のカバー治具を治具 B と称しており、これによって試験片を固定端側で拘束する。また、加振器側の治具を治具 C と称し、これによって試験片左側を加振器側で拘束する。以上より、Big wave が上下に振動することによって、試験片は片持ち梁の状態となるが試験片中央部に最大曲げ応力が作用するように、Fig. 2-1 のように R 部を導入した。また、試験は応力制御状態にて公称応力振幅 $\sigma_{n,a}=40\sim 60$ MPa, 周波数 $f=15\sim 20$ Hz の条件下にて実施した。なお、微小疲労き裂が発生し、 $2a=100$ μm 程度まで成長した後に試験を停止した。



Fig. 2-2 Photo image of plane bending fatigue tests machine.

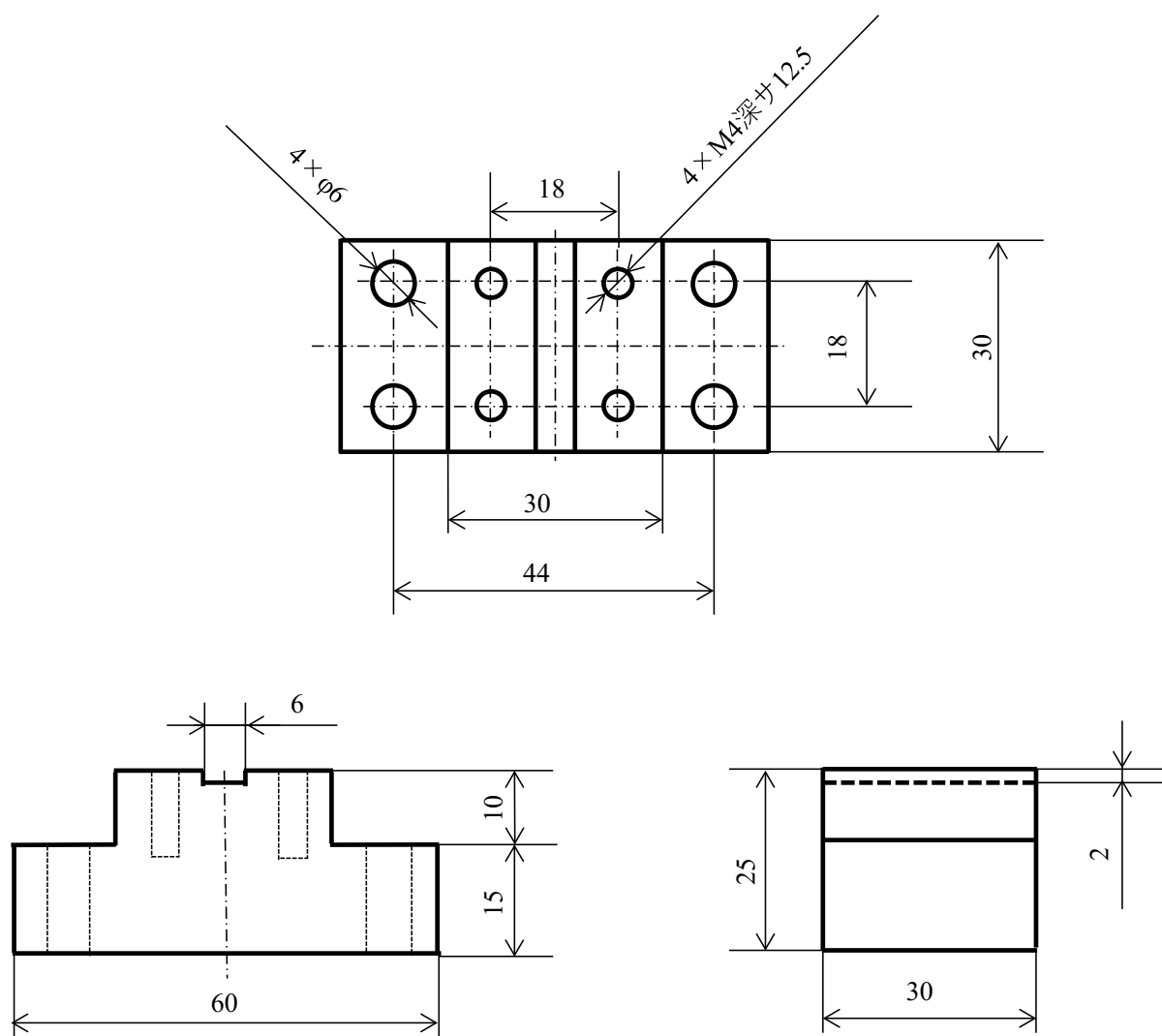


Fig. 2-3 Schematic illustration of jig A for restricted side and bottom part (Unit: mm).

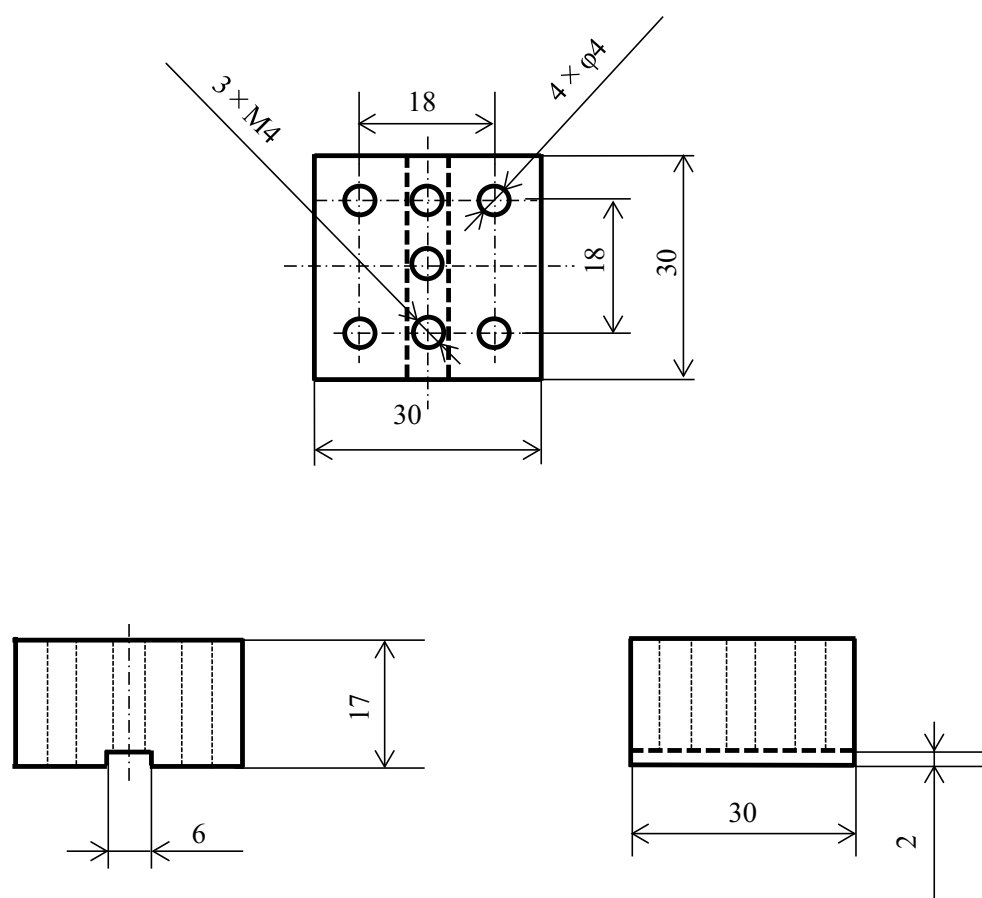


Fig. 2-4 Schematic illustration of jig B for restricted side and upper part (Unit: mm).

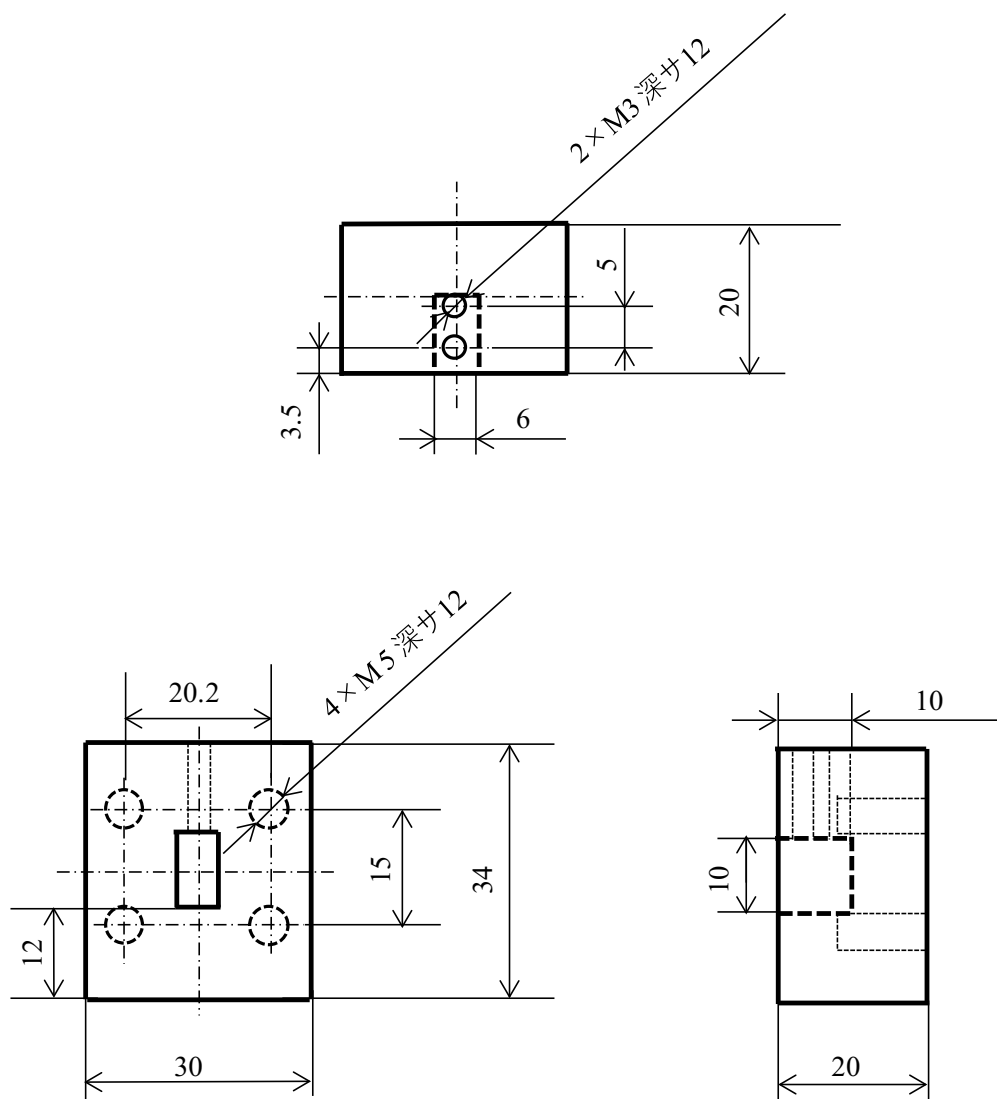


Fig. 2-5 Schematic illustration of jig C for vibrated side (Unit: mm).

また、微小疲労き裂の観察には、ビデオマイクロスコープ(OM)および走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた。加えて、本研究では結晶方位と微小疲労き裂進展の関係を調べるために、電子後方散乱解析(EBSD)装置を用いて結晶方位に関するデータを取得した。Fig. 2-6 に、本研究で用いた結晶方位解析システムの外観図を示す。本システムは SEM 内に EBSD カメラ (TSL 社製 OIM4.0) を取り付けたものである。結晶方位を測定する際は TSL 社製 OIM DATA COLLECTION 7 により測定条件の設定を行った。また、測定結果をもとに解析を行う際は TSL 社製 OIM ANALYSIS 7 を用いた。加えて、本研究では、ワイヤー放電加工により設けた試験片表面における切欠き底付近に発生する疲労き裂の発生箇所を限定的なものとするため、集束イオンビーム (FIB: セイコーインスツルメンツ株式会社製 SMI9200) 装置を用いることで、切欠き底先端部に極微小切欠きを導入した。Fig. 2-7 に、実際に用いた FIB 装置の概観を示す。なお、本装置を用いて導入した極微小切欠きの寸法は試験片 R 部中央付近の結晶粒に合わせて適宜変更し、おおよそ幅 1~2 μm 、深さ 30~50 μm 、長さ 30~250 μm とした、いずれも試験片荷重軸直角方向に沿うようにした。



Fig. 2-6 SEM-EBSD device.

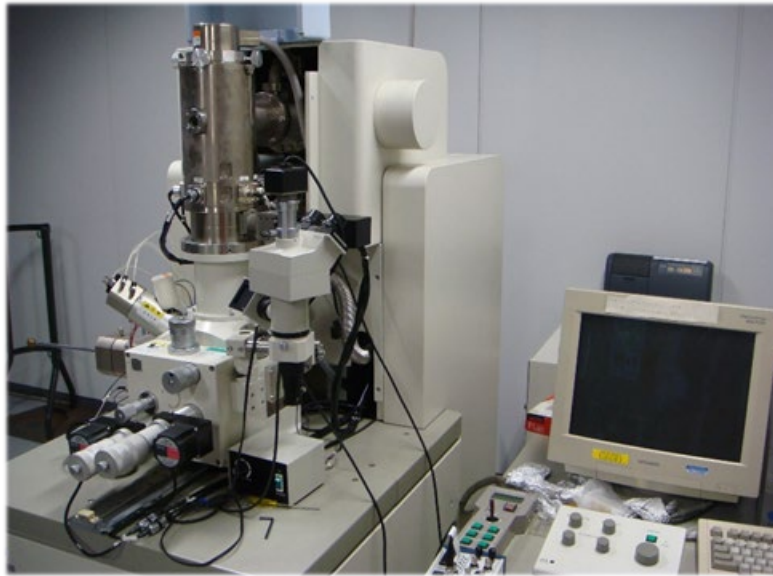


Fig. 2-7 FIB device.

2.3 微小疲労き裂屈曲挙動の評価方法

微小疲労き裂の屈曲挙動を定量的に評価するために、優先すべり系の活動のし易さを表す「すべり因子」(Slip factor)を定義した。評価するすべり面は優先すべり系に限って行うものとし、今回の研究対象は α 黄銅で12個の優先すべり系を有するので、これらに対して上述のすべり因子を算出し評価を実施した。ここで、FCC構造の金属材料の優先すべり面はFig. 2-8に示されるようなトンプソンの四面体[75]で表される場合が多い。Fig. 2-8に基づく優先すべり系はSlip Plane A-Dの四面ですべり方向が各々に3つ存在することがわかる。本研究では同図に示すように、それぞれのすべり面に対するすべり方向をA1,A2...D3で表した。

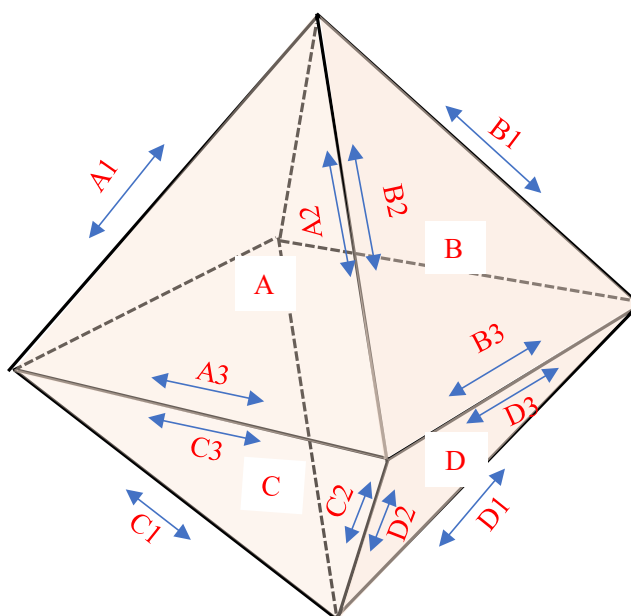


Fig. 2-8 Thompson tetrahedron demonstrates each slip systems (Slip plane A-D, and Slip direction A1-D3).

また、すべり因子(以降 ζ で表す)は力学的にFig. 2-8に示すA1,A2...D3に作用する分解せん断応力の無次元値を算出したものである。この大小によって優先すべり系の活動のし易さを決定する。具体的な計算手順は以降より示す。

力学的に結晶中の優先すべり系のすべり易さを表す指標にシュミット因子と呼ばれるものがある。これは、一軸の外部応力によって決まる数値であり、1章でも触れたが主に疲労き裂発生を評価する際に用いられている。これに対して、 ζ はき裂先端に生じる多軸応力状態を考慮した各

すべり系のすべり易さを表したものである。ここで留意しておきたいのは「シュミット因子はき裂発生箇所の評価」, 「すべり因子は微小疲労き裂進展挙動の評価」に用いるということである。ゆえに, 本研究では優先すべり系に沿って進展する微小疲労き裂の屈曲挙動評価なので, ζ を用いる。まず, 疲労き裂の先端の任意の応力値は距離 r および角度 θ を変数として Westergaard ら[76] によると以下の式にて表される。

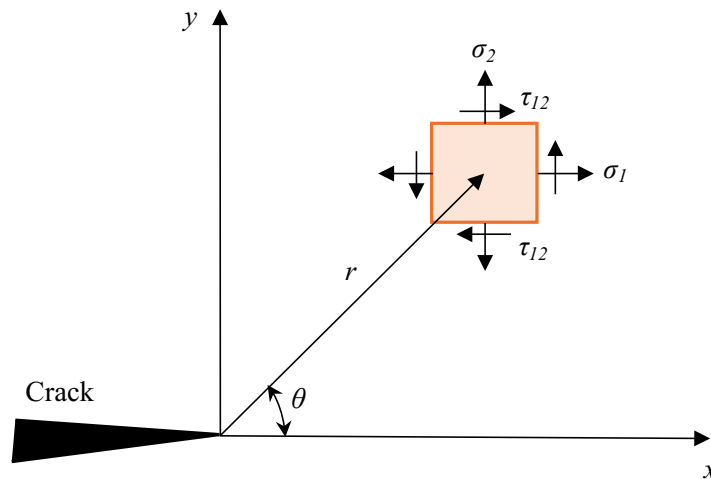


Fig. 2-9 Schematic illustration of tiny elements acted by multi-axial stress.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left\{ 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ \cos \frac{\theta}{2} \\ -\sin \frac{\theta}{2} \end{bmatrix} \quad (2-1)$$

$$\begin{aligned} K_I &= \sigma_1 \sqrt{\pi a} Q = F_1 \sigma \sqrt{\pi a} Q \\ K_{II} &= \sigma_2 \sqrt{\pi a} Q = F_2 \sigma \sqrt{\pi a} Q \\ K_{III} &= \sigma_3 \sqrt{\pi a} Q = F_3 \sigma \sqrt{\pi a} Q \end{aligned} \quad (2-2)$$

また, き裂の進展角, 各すべり面およびすべり方向の角度を α , β , γ とし, Fig. 2-10 にその模式図を示す。同図より, 上述した角度は以下のように定義する。

- α : 試料表面に現れるすべり線と荷重軸直角方向のなす角度
- β : 試料法線方向とすべり面の回転角

● γ : すべり方向とすべり線のなす角度

以上より、三種類の角度を定義し、すべり方向の分解せん断応力の無次元値を計算していく。その手順を以下に示す。なお、補正係数 F_i については適宜、応力拡大係数ハンドブック[77][78]を用いて算出した。

- ① 式(2-1)を無次元化する(式(2-3)に示す)。式(2-3)より無次元化応力成分 Σ を得る(式(2-4)に示す)。(※このとき、無次元化した応力成分をテンソル型に書き換えた。また、本研究では平面応力状態を仮定しているため、面外変形を表すモードIIIの影響は無視した。)
- ② EBSD より得た結晶方位のデータから、すべり面法線方向の単位ベクトルを算出しこれらを (n_1, n_2, n_3) とする。
- ③ コーシーの応力公式[79]を使い各すべり面に作用する応力成分の無次元値を算出する(式(2-5)に示す)。
- ④ 上述した α, β, γ を用いて、各すべり系に作用する分解せん断応力の無次元値を算出する。これらを τ_1, τ_2, τ_3 で表す(式(2-6)に示す)。
- ⑤ 最終的に上記を線形結合(式(2-7)に示す)することで、目的の分解せん断応力の無次元値 ζ_i ($i=1,2\dots12$)を各すべり系に対して求める。

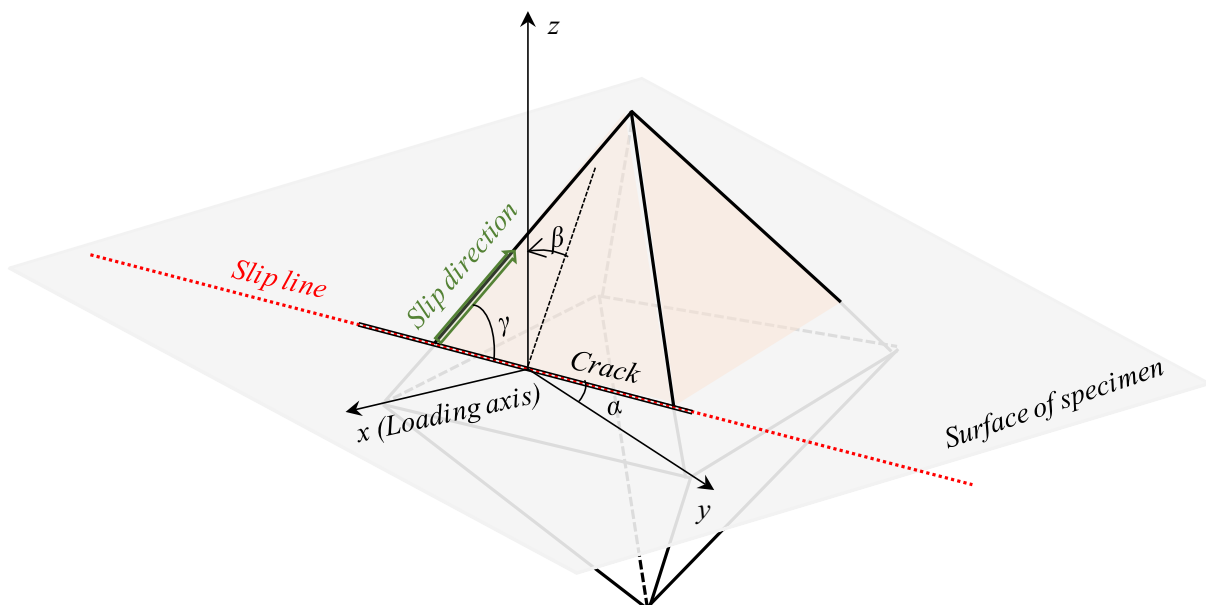


Fig. 2-10 Definition of slip angle (α, β, γ).

$$\Sigma = \begin{bmatrix} \sigma'_1 \\ \sigma'_2 \\ \tau'_{12} \\ \tau'_{23} \\ \tau'_{31} \end{bmatrix} = \frac{1}{\sigma Q} \sqrt{\frac{2r}{a}} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \end{bmatrix} = F_1 \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + F_2 \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left\{ 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + F_3 \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ \cos \frac{\theta}{2} \\ -\sin \frac{\theta}{2} \end{bmatrix} \quad (2-3)$$

$$\Sigma = \begin{bmatrix} \sigma'_1 \\ \sigma'_2 \\ \tau'_{12} \\ \tau'_{23} \\ \tau'_{31} \end{bmatrix} \Rightarrow \Sigma = \begin{bmatrix} \sigma'_1 & \tau'_{12} & \tau'_{13} \\ \tau'_{21} & \sigma'_2 & \tau'_{23} \\ \tau'_{31} & \tau'_{32} & \sigma'_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma'_1 & \tau'_{12} & \tau'_{13} \\ \tau'_{21} & \sigma'_2 & \tau'_{23} \\ \tau'_{31} & \tau'_{32} & 0 \end{bmatrix} \quad (2-4)$$

$$\bar{\sigma}_s = \Sigma \bar{n} \quad (2-5)$$

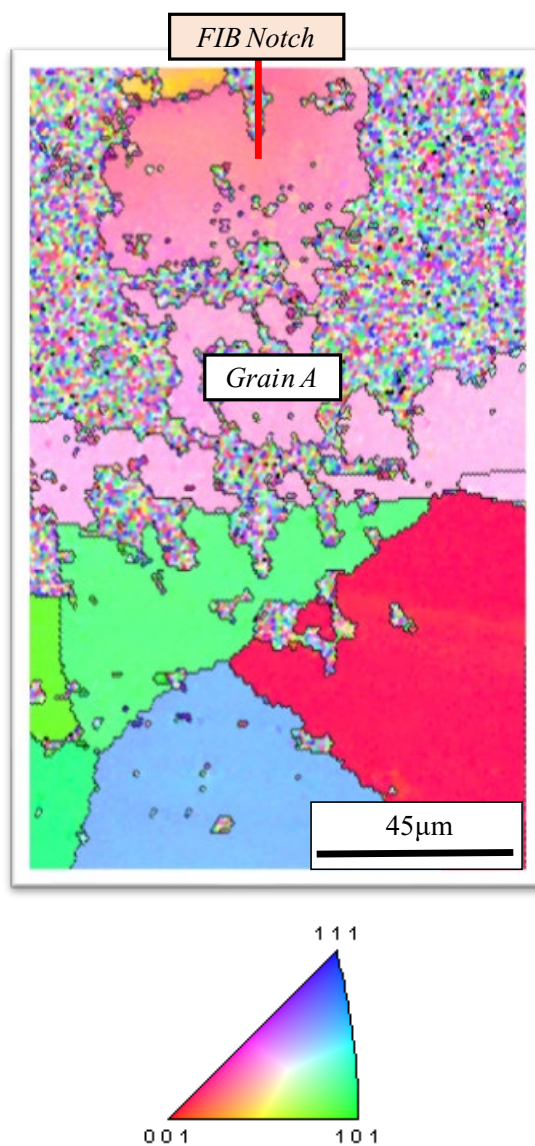
$$\begin{aligned} \tau_{s1} &= \sin \alpha \cos \gamma \sigma_{s1} \\ \tau_{s2} &= \cos \alpha \cos \gamma \sigma_{s2} \\ \tau_{s3} &= \cos \beta \sin \gamma \sigma_{s3} \end{aligned} \quad (2-6)$$

$$\zeta_s = |\tau_{s1} + \tau_{s2} + \tau_{s3}| \quad (2-7)$$

2.4 実験結果

2.4.1 Specimen 1 の微小疲労き裂屈曲挙動評価

Specimen 1 の EBSD 観察結果を Fig. 2-11 に示す。同図より EBSD 画像は荒いが、FIB ノッチ先端はおおよそ一つの結晶粒に存在していることが確認できる。この FIB ノッチ先端から発生したき裂の進展挙動を Fig. 2-12 に示す。同図より微小疲労き裂は Grain A 内を B, A, C のすべり系を順に使って進展していく様子がわかる。なお、A 方向には多量のすべり線が観察され、この方向のすべりが顕著に発生すると考えられる。続いて、上述した方法に基づきすべり因子を各すべり系に対して算出した。算出した結果を Table 2-1 に示す。同表より、C 方向のすべりを出発点とすると B, D, B の順にすべり系が作動する結果となった。この結果と上述した結果には整合性がないように考えられる。これより、Specimen 1 において本研究で用いたすべり因子では微小疲労き裂の屈曲挙動を評価できない結果となった。この原因としては、本研究で対象とした黄銅の積層欠陥エネルギーが非常に低いことに起因したすべり線の影響および等方弾性体を仮定したことによるものと考えられる。発生したき裂が長いき裂(Long crack)であり、ステージIIの領域で進展するのであれば、試験片を等方性材料と見なしてき裂進展挙動を評価可能であると考えられるが[80]、本研究で対象とするのは微小疲労き裂(Small crack)であるため、結晶方位の影響を顕著に受けると考えられる。そのため、き裂進展している結晶粒の弾性異方性を考慮したすべり因子の算出が必要である可能性が本結果によって示唆された。

Fig. 2-11 Analysis results of EBSD for *Specimen 1*.

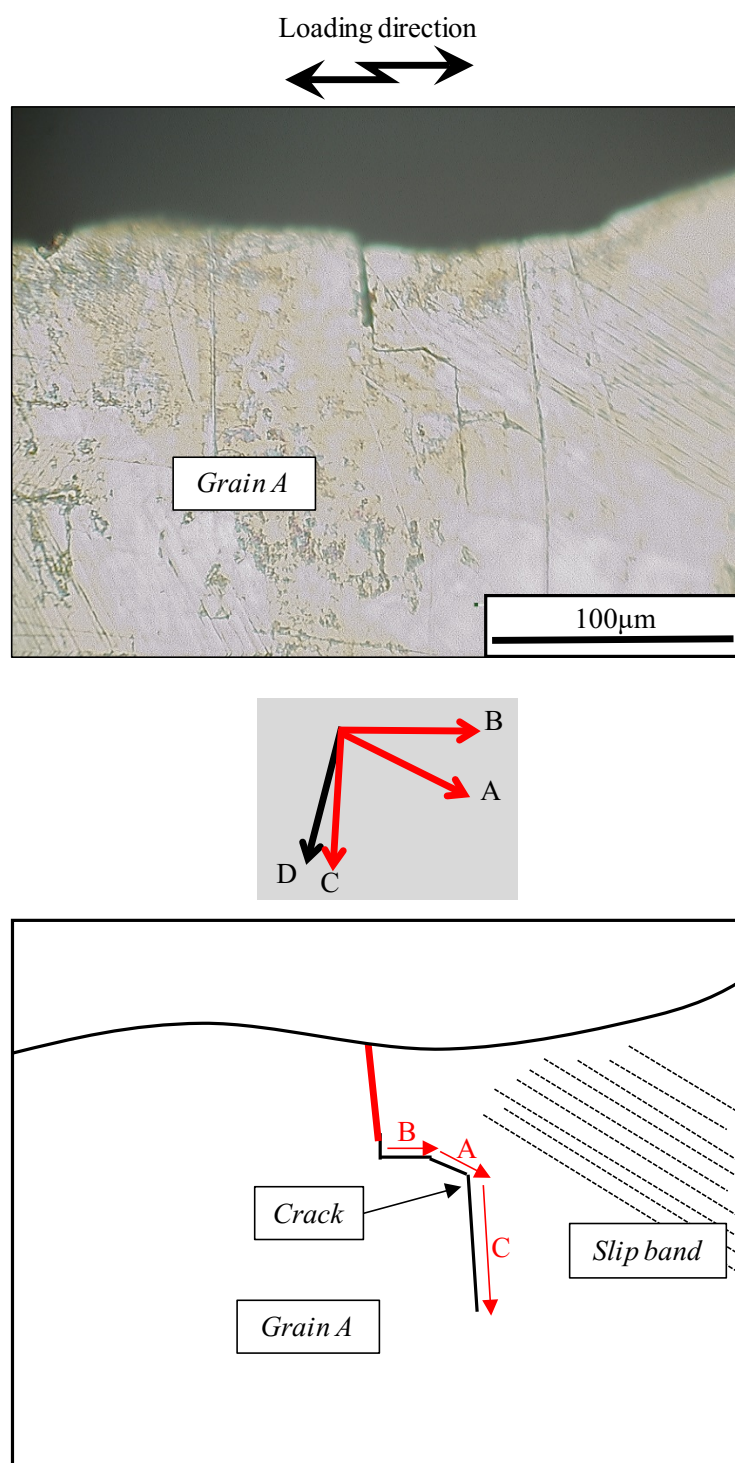


Fig. 2-12 OM image and schematic illustration of the fatigue crack on *Specimen 1* ($N=1.1 \times 10^5$ cycles).

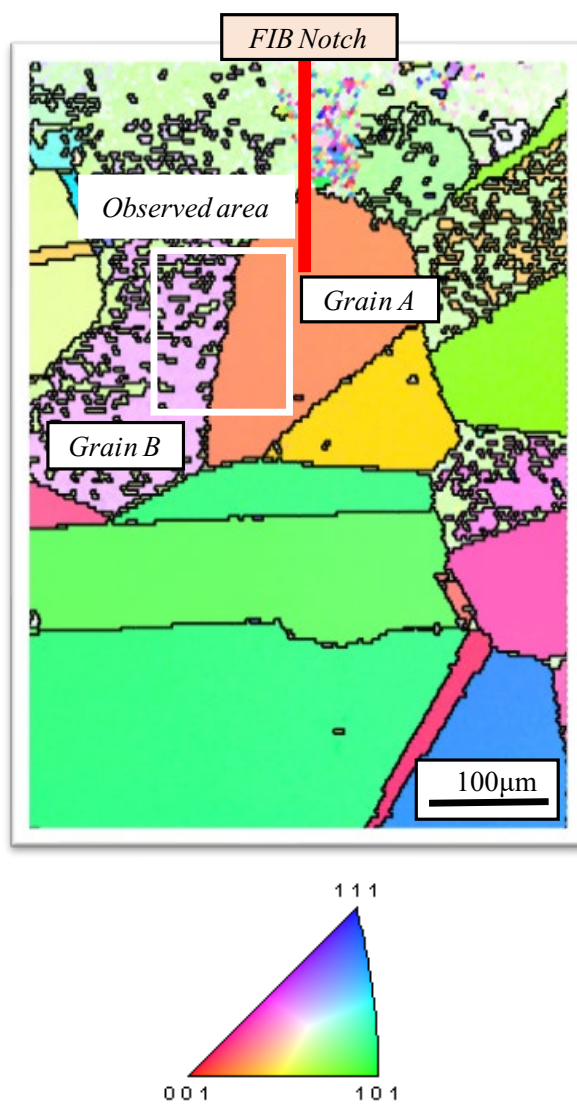
Table 2-1 Values of Slip factor from each slip system on *Specimen 1*

Slip B → Other Slip		Slip C → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_C	Slip System	ζ_D
A1	0.215	A1	0.474	A1	0.497
A2	0.020	A2	0.044	A2	0.046
A3	0.195	A3	0.430	A3	0.451
B1	(0.187)	B1	0.966	B1	0.992
B2	(0.030)	B2	0.154	B2	0.158
B3	(0.157)	B3	0.812	B3	0.834
C1	0.242	C1	(0.434)	C1	0.420
C2	0.115	C2	(0.206)	C2	0.199
C3	0.356	C3	(0.640)	C3	0.619
D1	0.344	D1	0.561	D1	(0.541)
D2	0.223	D2	0.363	D2	(0.350)
D3	0.567	D3	0.925	D3	(0.891)

Expected crack deflection pattern : Slip C → Slip B → Slip D → Slip B...

2.4.2 *Specimen 2* の微小疲労き裂屈曲挙動評価

Specimen 2 の EBSD 観察結果を Fig. 2-13 に示す。同試験片においては、FIB ノッチ先端から発生したき裂が結晶粒界を越えて進展した。その様子を Fig. 2-14 に示す。それぞれの結晶粒を *Grain A* および *Grain B* とすると、試験片表面に現れるすべり線は図中の矢印となり、これらのすべり系を優先的に選択しながら微小疲労き裂が進展していく。ここで、実験結果を見てみると、結晶粒界を越える前後で使用しているすべり系が違うため、異なる屈曲挙動を呈していることが明らかである。すべり線の方角を見ても結晶粒ごとにすべり線の角度が異なることがわかる。また、*Grain A* および *Grain B* にてすべり因子を算出し、その結果を Table 2-2 および Table 2-3 に示す。まず、*Grain A* においては、評価結果では A, D, C のすべりを繰返すのに対して、実験結果ではおおよそ A, D を繰返す傾向となっている。すなわち、評価結果と実験結果は乖離する結果となった。一方で、*Grain B* に関しては評価結果が B, D のすべりを繰返す傾向となり、実験結果と合致した。現段階で本質的な理由は不明であるが、すべり因子を用いることで、評価可能なき裂と評価不可能なき裂が存在することがわかった。

Fig. 2-13 Analysis results of EBSD for *Specimen 2*.

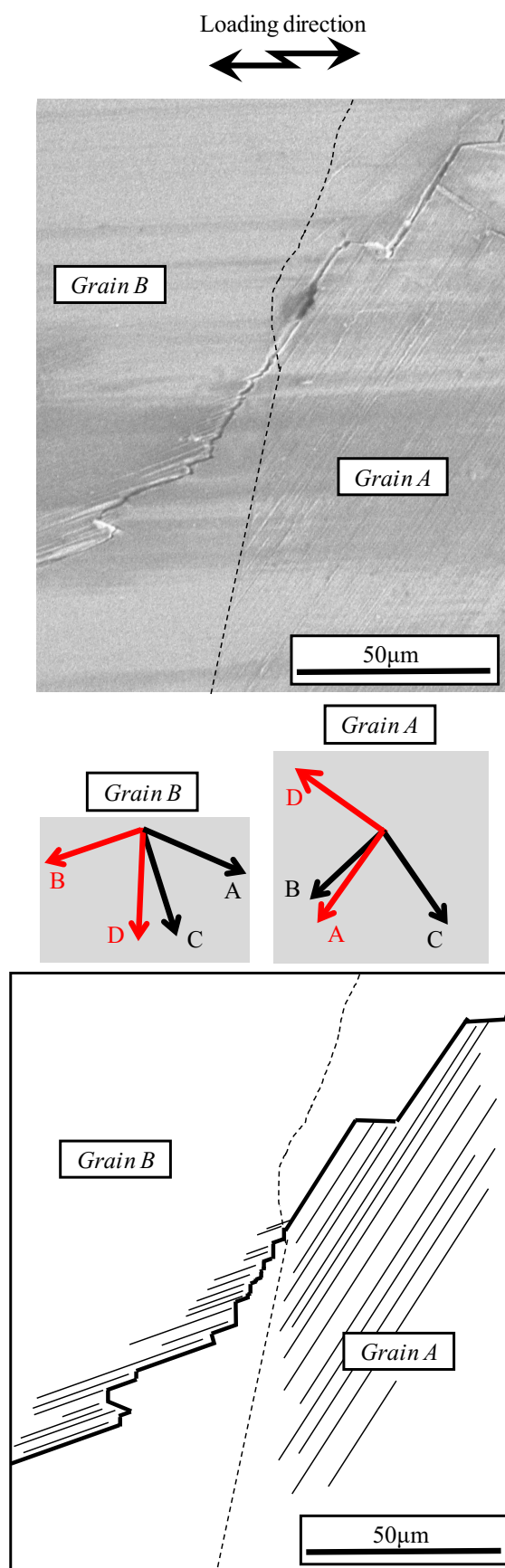


Fig. 2-14 Fatigue crack observation by SEM on Specimen 2 ($N=1.6 \times 10^5$ cycles).

Table 2-2 Values of Slip factor from each slip system on *Grain A* of *Specimen 2*

Slip A → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_A	Slip System	ζ_D
A1	(0.182)	A1	0.359
A2	(0.059)	A2	0.116
A3	(0.123)	A3	0.243
B1	(0.104)	B1	0.382
B2	(0.039)	B2	0.143
B3	(0.065)	B3	0.239
C1	0.171	C1	0.309
C2	0.049	C2	0.088
C3	0.220	C3	0.396
D1	0.199	D1	(0.219)
D2	0.074	D2	(0.081)
D3	0.272	D3	(0.300)

Expected crack deflection pattern : Slip A → Slip D → Slip C → Slip A...

Table 2-3 Values of Slip factor from each slip system on *Grain B* of *Specimen 2*

Slip B → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_D
A1	0.173	A1	0.519
A2	0.033	A2	0.097
A3	0.206	A3	0.616
B1	(0.239)	B1	0.715
B2	(0.012)	B2	0.035
B3	(0.251)	B3	0.751
C1	0.109	C1	0.308
C2	0.030	C2	0.085
C3	0.139	C3	0.392
D1	0.241	D1	(0.686)
D2	0.148	D2	(0.422)
D3	0.390	D3	(1.108)

Expected crack deflection pattern : Slip B → Slip D → Slip B...

2.4.3 Specimen 3 の微小疲労き裂屈曲挙動評価

Specimen 3 のき裂発生箇所の EBSD 画像およびき裂観察画像を Fig. 2-15 および Fig. 2-16 にそれぞれ示す。Fig. 2-15 より、微小疲労き裂は Grain A より発生した。なお、発生した微小疲労き裂は Fig. 2-16 に示すように C 方向と D 方向のすべりを交互に利用しながら屈曲していく様子が確認された。このき裂に関してすべり因子により評価した結果を Table 2-4 に示す。同表より、予測される微小疲労き裂屈曲挙動は D 方向を始点とすると、D, B, D, B となり、D 方向と B 方向のすべり系を利用して屈曲していく結果となった。これは、実験結果との整合性がとれておらず、等方弾性体を仮定したすべり因子による評価の有効性は大きくないことを示唆するものであった。

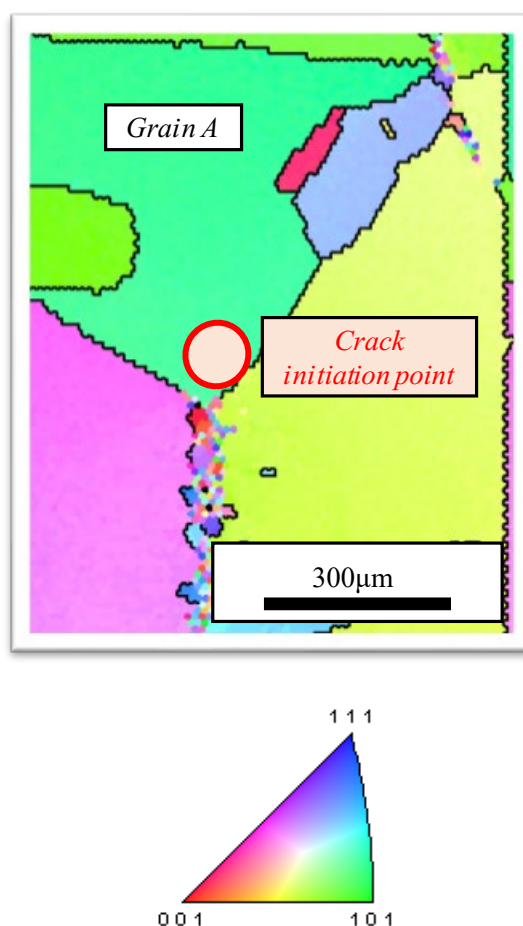


Fig. 2-15 Analysis results of EBSD for Specimen 3.

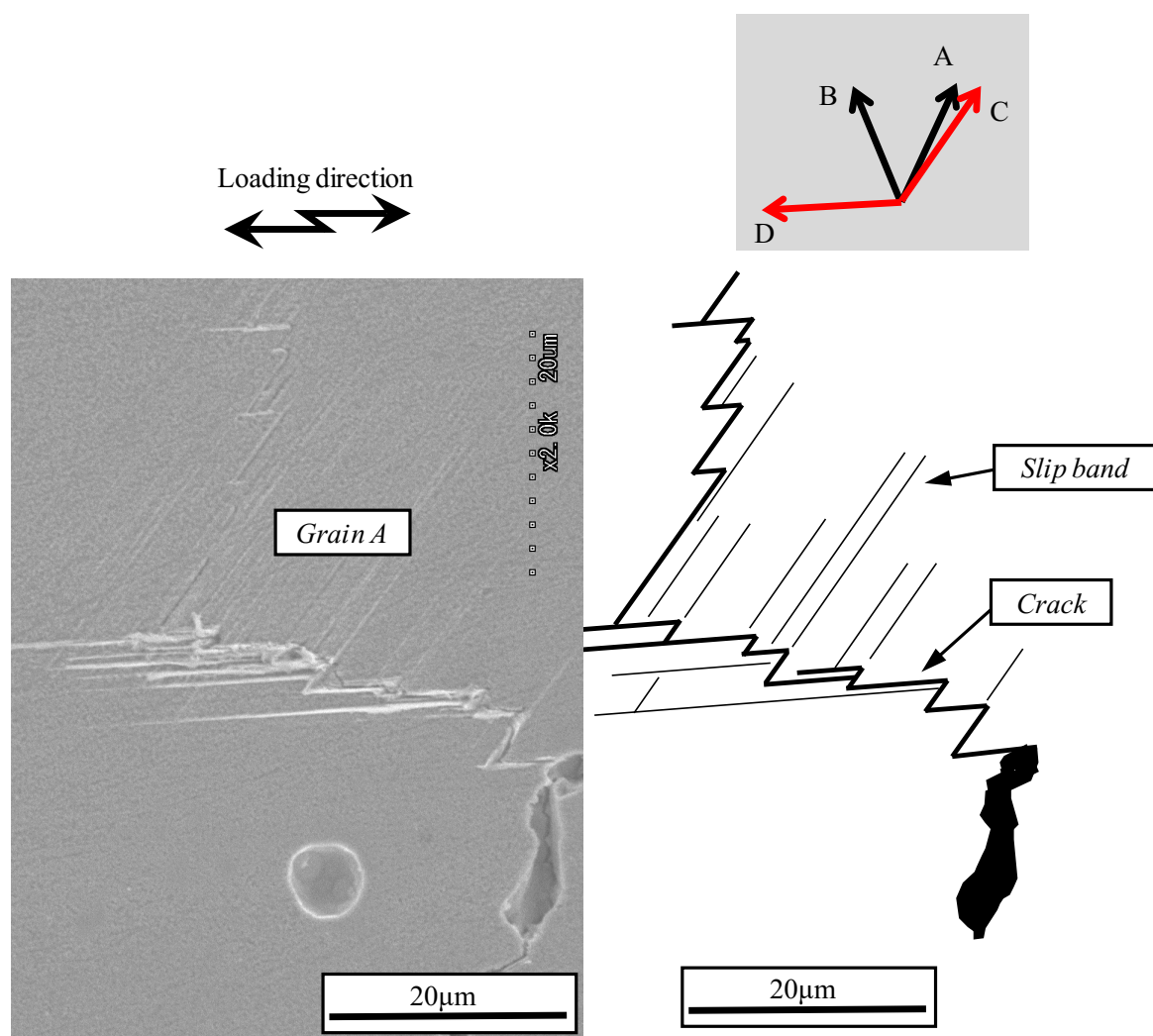


Fig. 2-16 Fatigue crack observation by SEM on *Specimen 3* ($N=2.0 \times 10^6$ cycles).

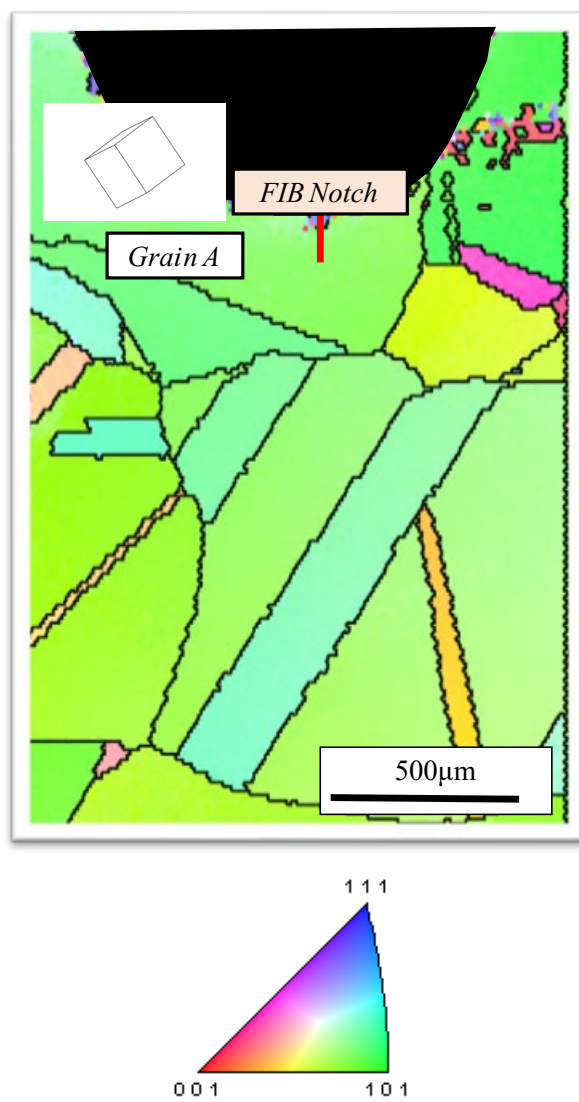
Table 2-4 Values of Slip factor from each slip system on *Grain A* of *Specimen 3*

Slip B → Other Slip		Slip C → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_C	Slip System	ζ_D
A1	0.224	A1	0.156	A1	0.021
A2	0.156	A2	0.109	A2	0.015
A3	0.381	A3	0.265	A3	0.036
B1	(0.826)	B1	0.589	B1	0.080
B2	(0.133)	B2	0.095	B2	0.013
B3	(0.693)	B3	0.495	B3	0.067
C1	0.441	C1	(0.246)	C1	0.035
C2	0.195	C2	(0.109)	C2	0.016
C3	0.246	C3	(0.137)	C3	0.020
D1	0.534	D1	0.911	D1	(0.108)
D2	0.057	D2	0.097	D2	(0.011)
D3	0.477	D3	0.814	D3	(0.097)

Expected crack deflection pattern : Slip D → Slip B → Slip D → Slip B...

2.4.4 Specimen 4 の微小疲労き裂屈曲挙動評価

Specimen 4 の切欠き底の EBSD 観察結果および FIB ノッチ先端から発生した微小疲労き裂を Fig. 2-17 および Fig. 2-18 にそれぞれ示す。微小疲労き裂はノッチ先端より発生し、Grain A 内をおよそ 20 μm 進展した。なお、B 方向、D 方向のすべり系を優先的に利用しながら屈曲していく様子が確認された。また、B 方向には多量のすべり線も観察された。続いて、すべり因子によって同材の微小疲労き裂進展挙動を評価した結果を Table 2-5 に示す。同表より、B 方向、D 方向のすべり系を優先的に利用していると評価できるので、評価結果と実験結果は概ね整合性がとれている結果となった。なお、ノッチ先端の極微視的なき裂進展の様子は FIB ノッチ先端の局所的な塑性変形の影響を強く受けるため、力学的な因子では評価できないと判断したためすべり因子評価の対象外とした。加えて、最終的に C 方向のすべりが観察されるが、これは試験片研磨の際に発現した微小な腐食ピットを起点にして屈曲したため、この屈曲挙動も評価の対象外とした。ゆえに、この 2 つに領域を除けば、概ね実験結果と評価結果は合致しているといえる。これより、等方弾性体を仮定したすべり因子によって、比較的良好にき裂屈曲挙動を評価することも、一部の試験片においては可能であることがわかった。

Fig. 2-17 Analysis results of EBSD for *Specimen 4*.

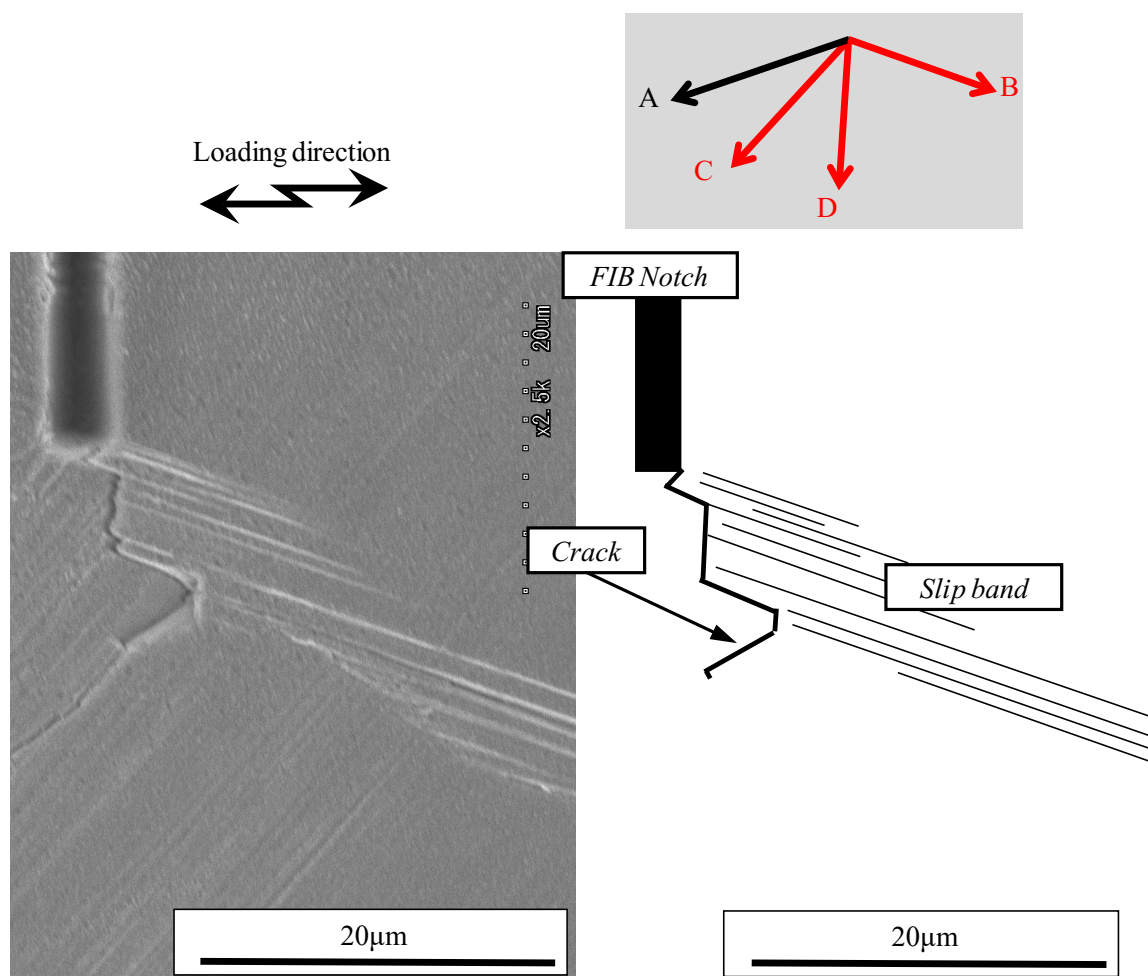


Fig. 2-18 Fatigue crack observation by SEM for *Specimen 4* ($N=2.0 \times 10^5$ cycles).

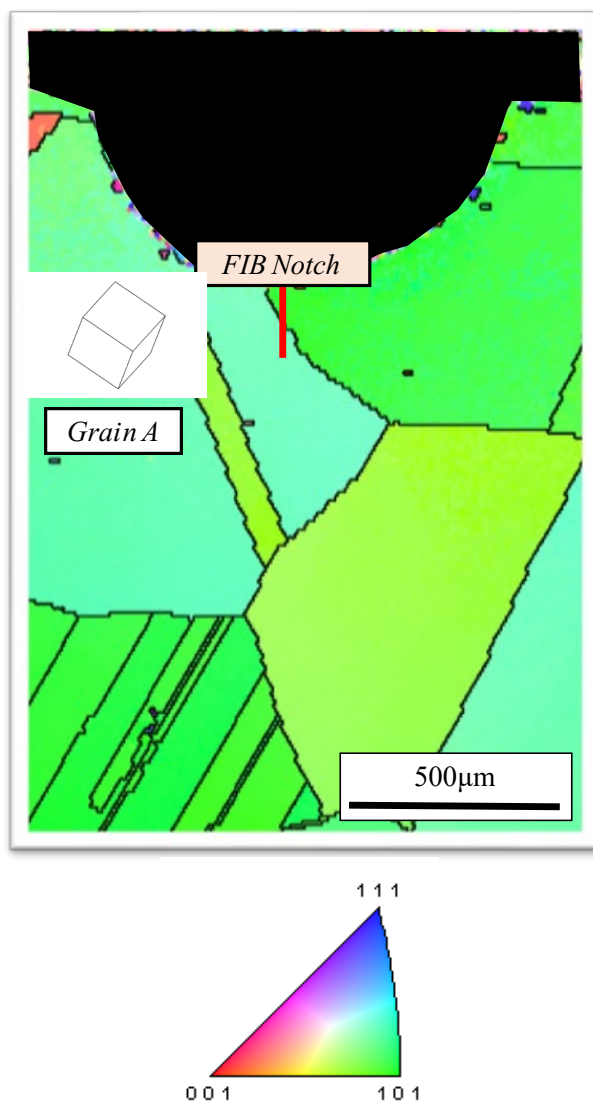
Table 2-5 Values of Slip factor from each slip system on *Specimen 4*

Slip B → Other Slip		Slip C → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_C	Slip System	ζ_D
A1	0.099	A1	0.295	A1	0.377
A2	0.038	A2	0.112	A2	0.143
A3	0.137	A3	0.406	A3	0.519
B1	(0.187)	B1	0.583	B1	0.744
B2	(0.007)	B2	0.023	B2	0.029
B3	(0.179)	B3	0.560	B3	0.715
C1	0.152	C1	(0.052)	C1	0.063
C2	0.034	C2	(0.012)	C2	0.014
C3	0.118	C3	(0.041)	C3	0.049
D1	0.298	D1	0.686	D1	(0.867)
D2	0.059	D2	0.137	D2	(0.173)
D3	0.357	D3	0.823	D3	(1.040)

Expected crack deflection pattern : Slip C → Slip D → Slip B → Slip D...

2.4.5 *Specimen 5* の微小疲労き裂屈曲挙動評価

Specimen 5 のノッチ近傍の EBSD 観察結果および発生した微小疲労き裂を Fig. 2-19 および Fig. 2-20 に示す。今回の試験片においては *Grain A* 内にてき裂発生を評価するため、FIB ノッチを *Grain A* まで導入して評価を実施した。発生した疲労き裂より、B および D のすべり系を使いながら屈曲していく様子が確認された。なお、Fig. 2-20 より明らかであるが、D 方向に多量のすべり線が観察された。ゆえに D 方向のすべりが活動的であると考えられる。ここで、すべり因子を算出した結果を Table 2-6 に示す。同表より、微小疲労き裂の屈曲は D, B, A, で表され、実験結果との整合性がとれない結果となった。すべり線の影響が顕著に効いていると考えられるが、現状では、等方弾性体を仮定したすべり因子の評価には限界があることがわかった。

Fig. 2-19 Analysis results of EBSD for *Specimen 5*.

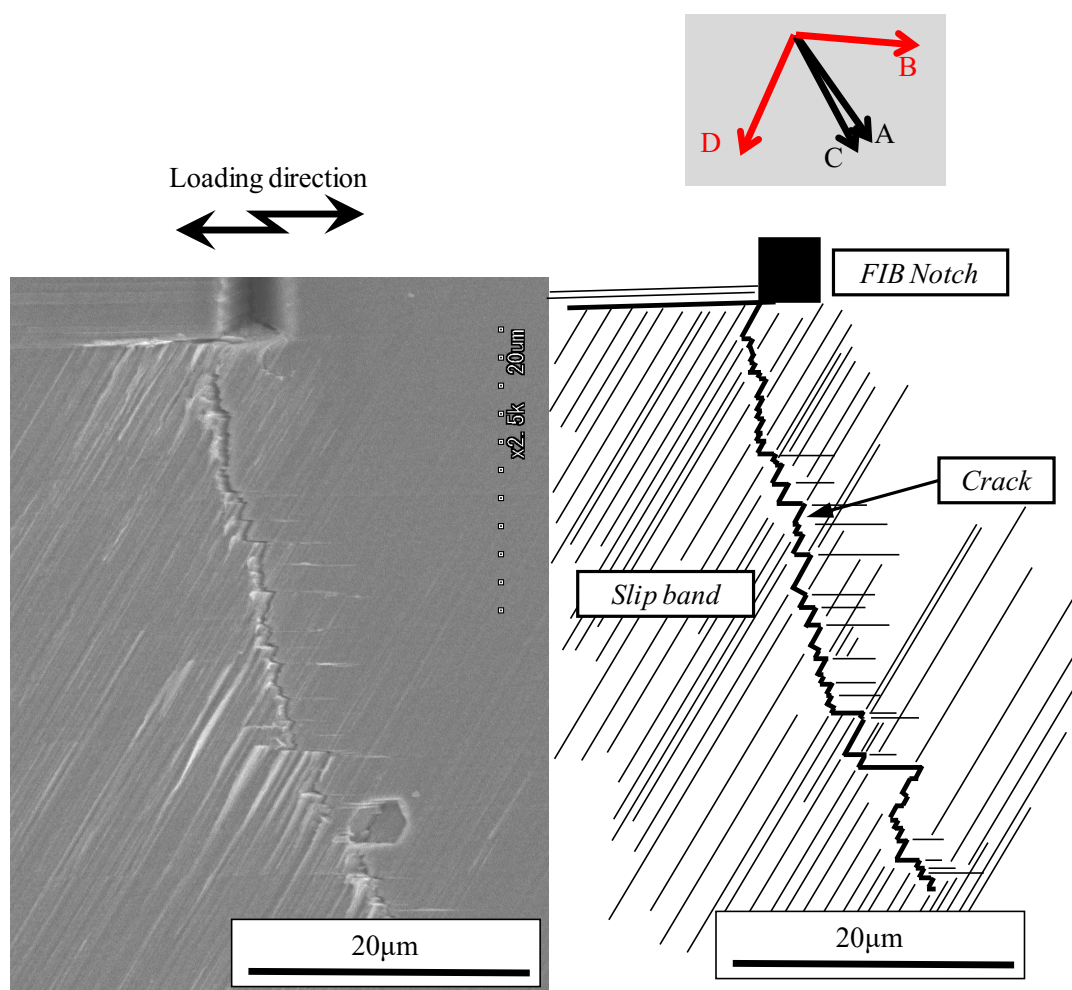


Fig. 2-20 Fatigue crack observation by SEM for *Specimen 5* ($N=2.0 \times 10^6$ cycles).

Table 2-6 Values of Slip factor from each slip system on *Specimen 5*

Slip A → Other Slip		Slip B → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_A	Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_D
A1	(0.098)	A1	0.009	A1	0.114
A2	(0.113)	A2	0.001	A2	0.089
A3	(0.263)	A3	0.003	A3	0.208
B1	0.335	B1	(0.007)	B1	0.909
B2	0.027	B2	(0.001)	B2	0.073
B3	0.308	B3	(0.007)	B3	0.836
C1	0.401	C1	0.003	C1	0.391
C2	0.176	C2	0.001	C2	0.172
C3	0.224	C3	0.002	C3	0.219
D1	0.641	D1	0.004	D1	(0.675)
D2	0.016	D2	0.000	D2	(0.017)
D3	0.625	D3	0.004	D3	(0.658)

Expected crack deflection pattern : Slip D → Slip B → Slip A → Slip D...

2.5 結言

本章では、Specimen 1~Specimen 5の5本の試験体に対して、平面曲げ疲労試験を実施し微小疲労き裂を発生させた。また、EBSD観察により得られた結晶方位情報を基に各すべり系のすべり因子を算出し、実験結果のき裂屈曲挙動との比較を行った。得られた結果を以下に纏める。

1. 微小疲労き裂は優先すべり系に沿って進展している様子が観察された。ゆえに、複数のすべり系が同時に作用しながらき裂進展する多重すべり現象は確認できなかったため、本実験条件下にて純粹にステージIのき裂を再現できたといえる。
2. 等方弾性体を仮定したすべり因子によっては、評価可能と評価不可能なき裂が存在することがわかった、これは一概に何が起因しているのかは不明であるが、結晶方位およびき裂進展角度が多く影響していると考えられる。き裂進展は局所的な物理現象であるので、等方弾性体を仮定することによって評価結果が実験結果と乖離する傾向を生んだものと考えられる。
3. 本研究では、弾性等方性を仮定したことによる評価結果のずれと、多量のすべり線が観察されたことに起因するき裂進展方向の矯正が問題点として考えられる。ゆえに、上記2点の影響について着目した研究を実施するべきである。
4. 今回の評価結果について以下の表に纏めたが、6本のき裂中2本しか等方弾性体のすべり因子の評価結果と合致しないことがわかった。これは微小疲労き裂屈曲挙動の評価において等方弾性論的な考え方から脱却しなければならないことを示唆するものである。

Table 2-7 Agree or not-agree between experimental data and evaluation

Specimen No	Agree or not
1	Not
2(Grain A)	Not
2(Grain B)	Agree
3	Not
4	Agree
5	Not

第3章 T -Stress を考慮したき裂先端の特異応力場による評価

3.1 緒言

前章にて、微小疲労き裂進展挙動を各すべり系に作用する分解せん断応力の比であるすべり因子によって評価した。その結果、すべり因子による評価と実験結果が乖離する現象が多数見られ、同評価法の有用性が極めて低いことがわかった。そこで、本章では Westergaard らによって提案されるき裂先端の特異応力場を表す式を用いて[81]微小疲労き裂屈曲挙動の評価を行った。また、前章にて示した通り、本研究で用いた試験片および実験条件下においては多量のすべり線が発生した。すなわち、材料表面全体にて広域に入込突出しが生成され、これが等方弾性体を仮定した場合のすべり因子評価の有用性を低下させる原因であると考えられる。一般的に、き裂先端の応力場は前章で示した式(2-1)によって任意の角度 θ およびき裂先端からの距離 r により表されるが、これはき裂先端の局所的な応力場のみを考慮した結果であるため、本研究のように広域にすべり線を発現する部材に対しては有用性が低いものと考えられる。また、Ramesh. K は光弾性法によって T -Stress の存在を明らかとした。代表的な結果を Fig. 3-1 に示す。同図(a)は T -Stress を考慮しない場合、一方、同図(b)は T -Stress を考慮した場合である。なお、同図は光弾性法によって最大せん断応力の等高線を引いたものであり、こうした図を等色線(Isochromatics)と呼ぶ。これらの図より、同図(a)と比較して同図(b)では明らかに応力軸と垂直方向にせん断応力が作用していることがわかる[82]。ゆえに、疲労き裂先端の領域においては T -Stress の影響を加味することが必要であることが明らかとなった。そこで、本節ではき裂先端の特異応力場の第二項である T -Stress を考慮した応力場の算出を実施した。 T -Stress については、従来よりその影響について評価している論文が多数あり、同因子をき裂屈曲挙動の評価に組み込むことは有用であると考えられる。また、上述したように T -stress とは、荷重方向と垂直な方向に作用する力として定義され、その算出方法は種々存在するが、ここでは Yang らが提案する最も簡便的な応力差分法(Stress difference method)を採用した[83]。なお、算出方法の詳細は 3.2 節にて説明する。

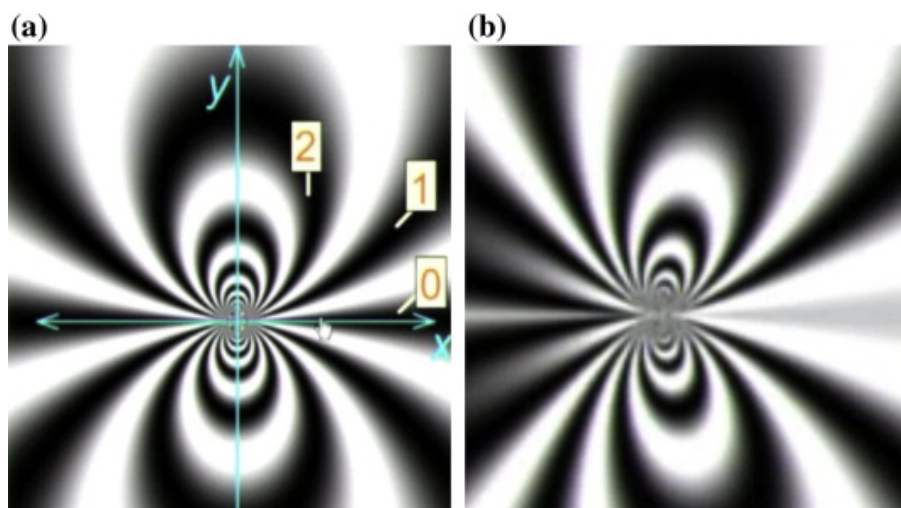


Fig. 3-1 Photoelastic fringes without T-stress (a) and the photoelastic fringes with the T-stress and forward tilted fringes (b). 0, 1 and 2 in (a) indicate the photoelastic fringe order[82].

3.2 評価方法

試験片，実験方法は2章と同じで，*Specimen 1~Specimen 5*について，き裂先端の特異応力場にて評価した．評価方法は以下に示す．

2章にて説明した Westangaard らによるき裂先端応力解析の結果得られた式を以下に再掲する．また，Fig. 3-2 も再掲した．

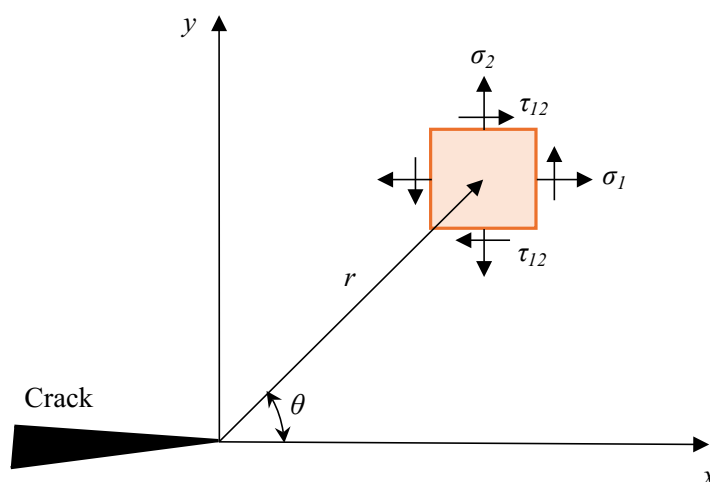


Fig. 3-2 Schematic illustration of tiny elements acted by multi-axial stress.

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left\{ 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right\} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left\{ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right\} \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ \cos \frac{\theta}{2} \\ -\sin \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$$

上式をテンソル型に書き換えて，すべり面の法線方向ベクトルからコーシーの応力公式に基づき，各すべり系に作用する分解せん断応力を求める．なお，式(3-1)にて示される式を一般的なき裂先端の応力場の式とすると，厳密な解は式(3-2)に示す通りとなる．これを式(3-3)に示すように，き裂先端近傍のみを考え r の極限を 0 とすると式(3-1)に示される項と第二項目が算出される．この第二項を一般的に *T-Stress* と呼んでおり，その具体的な式は式(3-4)に示す．式(3-4)より明らかであるが，前述したように *T-Stress* は荷重軸と垂直な方向に働く力であることがわかる．また，式(3-4)はモード I のみの特異応力場について記載したが，本研究ではモード II も加味して計算を行

った。これより、各すべり面に作用する分解せん断応力を算出し、き裂先端の特異応力場の指標として、き裂屈曲方向を評価した[84].

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{m/2} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (3-2)$$

k : 定数
 f_{ij}, g_{ij} : θ の無次元関数
 A_m : 応力の度合い

$$\begin{aligned} \lim_{r \rightarrow 0} \sigma_{ij} &= \lim_{r \rightarrow 0} \left\{ \left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{m/2} g_{ij}^{(m)}(\theta) \right\} \\ &= \lim_{r \rightarrow 0} \underbrace{\left(\frac{k}{\sqrt{r}}\right) f_{ij}(\theta)}_{\text{第1項: 一般的な解}} + \underbrace{A_0 g_{ij}^{(0)}(\theta)}_{\text{第2項: } T\text{-stress}} \end{aligned} \quad (3-3)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{ij} &= \underbrace{\left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}\right) f_{ij}(\theta)}_{\text{第1項: 一般的な解}} + \underbrace{\begin{bmatrix} T & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \nu T \end{bmatrix}}_{\text{第2項: } T\text{-stress}} \end{aligned} \quad (3-4)$$

3.3 実験結果および考察

3.3.1 Specimen 1 の特異応力場

Specimen 1 について特異応力場を算出した結果について本項では述べる。算出した方向は r_1 および r_2 とし、それぞれ B 方向屈曲前と屈曲後の地点とした。その図を Fig. 3-3 に示す。Fig. 3-3 より、 r_1 の地点においては B 方向の特異応力場が高ければ実験結果と合致することとなるが、一方で、 r_2 の地点においては A 方向の特異応力場が高ければ実験結果との整合性がとれる。まず、 r_1 の方向について、*T-Stress* を考慮しない場合とした場合についての結果を Fig. 3-4 に示す。同図より、同図(a)は *T-Stress* を考慮しない場合だが、B, D の特異応力場の指標が高く、どちらも同等の応力場を有していることから、一概に B 方向が作動する根拠は認められない。これに対して、同図(b)は *T-Stress* を考慮した特異応力場となっているが、この図では *T-Stress* の影響が加味され、各すべり系に作用する分解せん断応力が比較的高く算出されており、B, A, D, C のすべり系の順番で特異応力場が高くなっている。すなわち、B 方向に屈曲することが明らかである。この結果は実験結果と合致している。また、 r_2 方向についての結果を Fig. 3-5 に示す。同図(a)より *T-Stress* を考慮しない場合は A 方向の特異応力場が一番低く、この方向にき裂が進展するとは考えにくい結果となった。これに対して、同図(b)では *T-Stress* を考慮した特異応力場となっており、B 方向、次いで A 方向の順序で応力場が高くなっている。すなわち、B 方向のき裂進展が粒界への転位の堆積などの何らかの影響にて停留した後、A 方向にき裂進展することが推測される。この結果と実験結果は良好に対応しており、特異応力場による評価の有用性を示唆する結果となった。また、同図(a)においては、駆動応力が数 MPa であるのに対して同図(b)では駆動応力が数十 MPa であることがわかる。これより、*T-Stress* を考慮することで、応力場が増大し本材料の降伏点前後の応力値を有しているため、駆動力として現実的な値となることがわかった。加えて、 r_2 方向ではき裂進展角度が約 90° (荷重軸方向)方向のものを模擬しているため、開口モード I はほとんど寄与せずせん断モード II がわずかに寄与するのみであるため、同図(a)では極端に低い駆動力を有したものであると考えられる。一方、同図(b)では *T-Stress* の影響が加味されているため、その分、駆動力が増大したと考えられる。尚且つ、同図(b)では応力場がほぼ水平になっていることがわかり、

これは T -Stress の影響が支配的であることを意味する．すなわち，荷重軸方向のき裂進展駆動力は T -Stress の影響を顕著に受ける．

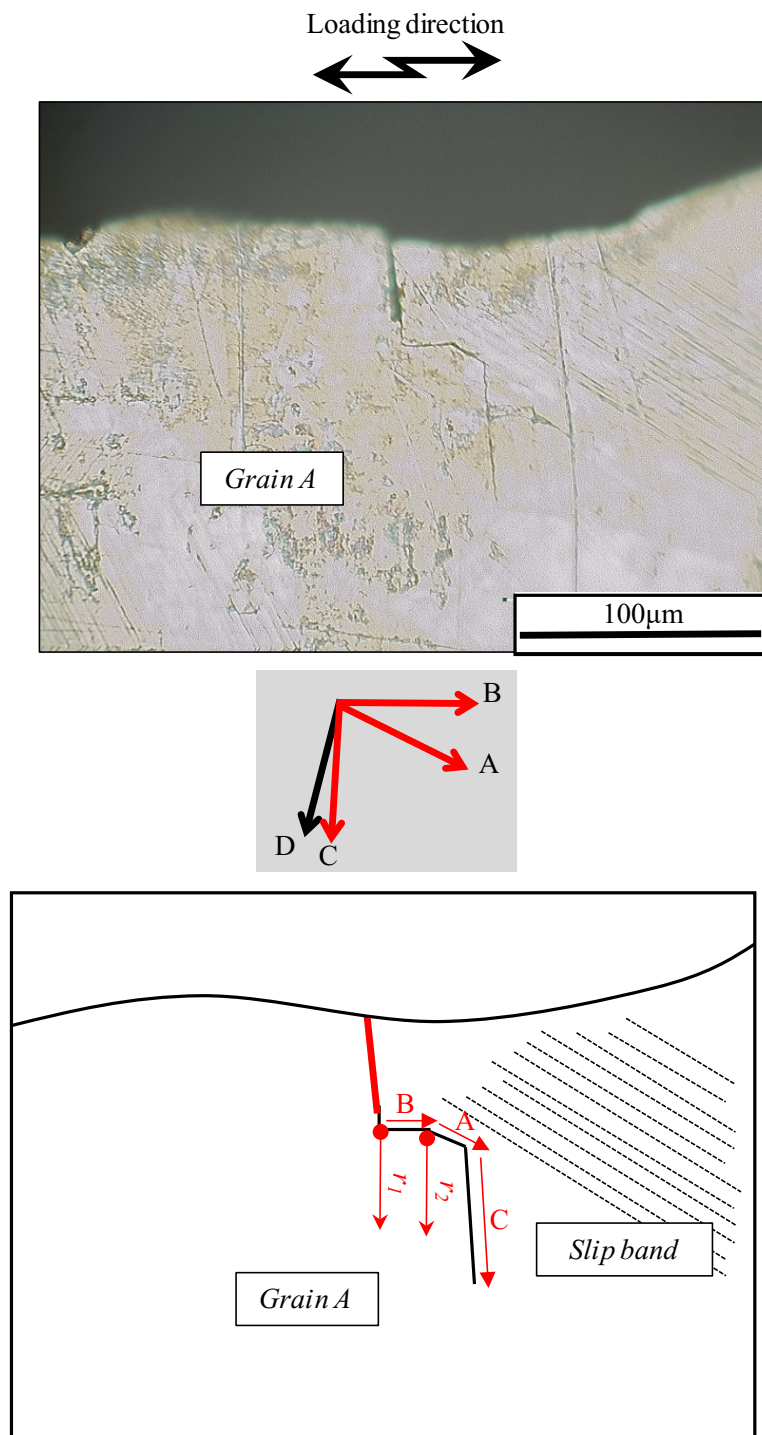
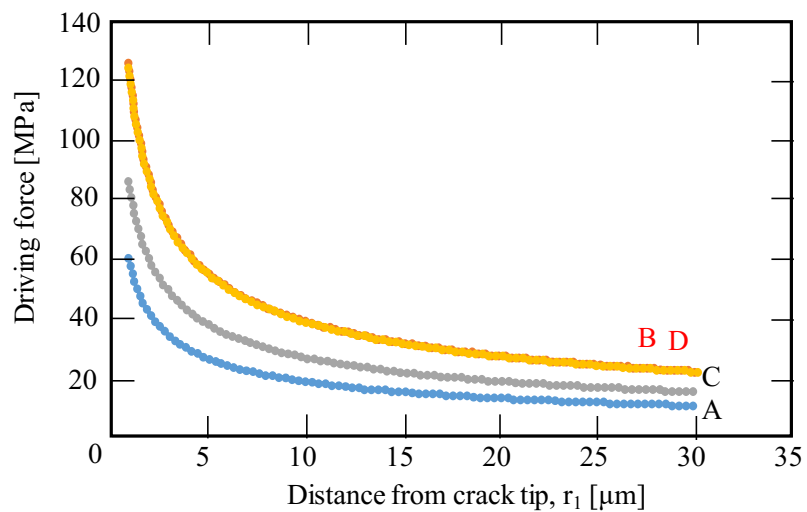
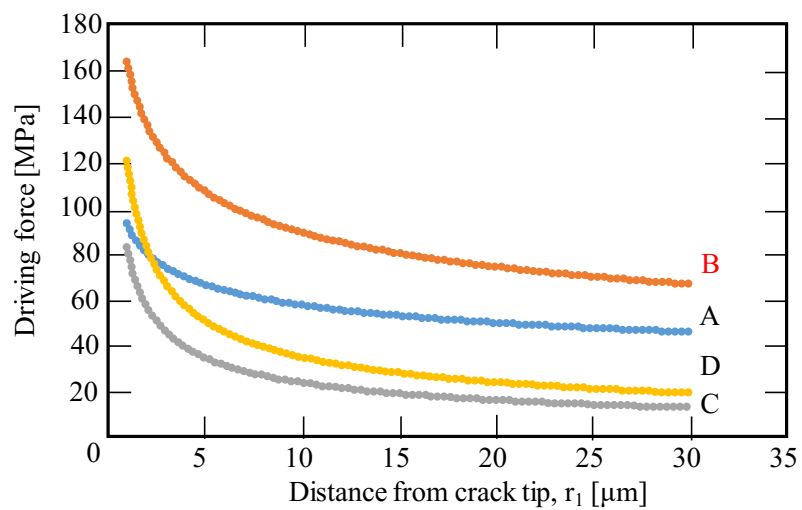


Fig. 3-3 OM image and schematic illustration of the fatigue crack on *Specimen 1* ($N=1.1 \times 10^5$ cycles).

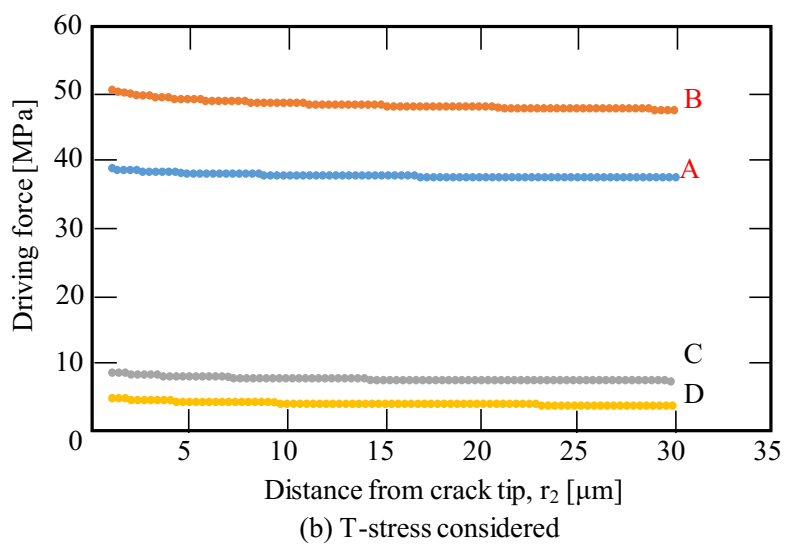
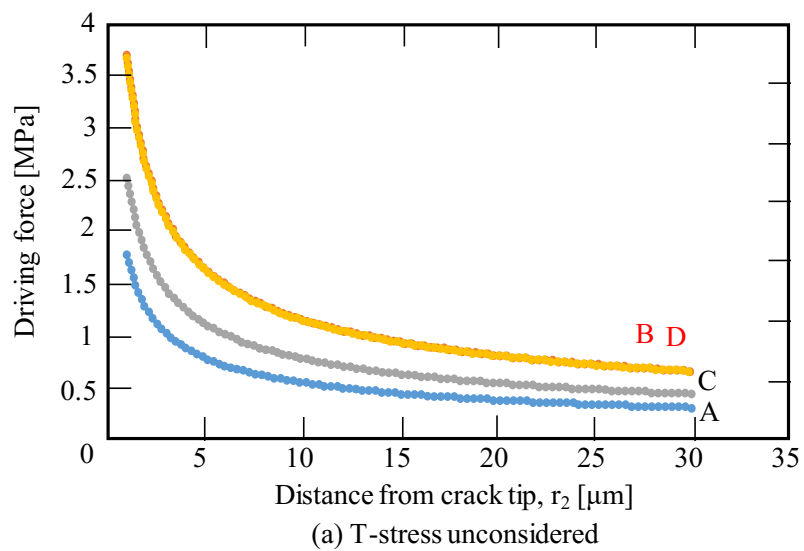


(a) T-stress unconsidered



(b) T-stress considered

Fig. 3-4 Stress states around the crack tip as a function of r_1 on *Specimen 1*.

Fig. 3-5 Stress states around the crack tip as a function of r_2 on *Specimen 1*.

3.3.2 Specimen 2 の特異応力場

前項と同様、Specimen 2 についてき裂先端の特異応力場を算出した。計算対象とした結晶粒は Grain A で、特異応力場を算出した地点は Fig. 3-6 に示す通りである。また、特異応力場を算出した r 方向までの微小疲労き裂は仮想き裂(Assumed Crack)として、ノッチ底から発生したき裂を線形にて近似した。これより、図中 r 方向の特異応力場を求めた。求めた結果を Fig. 3-7 に示す。なお、前項の結果を受けて T -Stress の影響を加味した方が実験結果との整合性が良好にとれるため、Specimen 2 では T -Stress を考慮した特異応力場のみを算出した。Fig. 3-7 の評価結果より、 r 方向の特異応力場は D 方向のすべりが最大であることがわかり、次いで B 方向のすべり系であることが明らかである。よって、D 方向のすべりが顕著に発現すると考えられるが、Fig. 3-6 の実験結果を見てみると評価結果と一致しないため、当すべり系には該当しないすべり系を使ってき裂進展していることが明白となった。しかしながら、優先すべり系は Fig. 3-6 の A, B, C, D 方向であるが、どのすべり系も今回求めたき裂先端からの屈曲を再現できないことがわかる。すなわち、単一のすべり系だけでなく複数のすべり系を使ってき裂が進展したと考えられるが、微小疲労き裂は単一のすべり系のみを使って進展していくためジグザグ経路となり、複雑な挙動を示すことが知られている[85]。そのため、Specimen 2 ではある程度き裂成長を起こしているため、複数のすべり系が作動する多重すべりを発現していると考えられ、D 方向と B 方向のすべり系が多重で作動するとすれば、概ね実験結果である荷重軸方向にき裂が進展することが推測される。また、Fig. 3-7 の評価結果を再見すると D 方向および B 方向の特異応力場が顕著に高くなっていることがわかり、これらのすべり系が多重で活動したと考えれば実験結果との整合性がとれる。すなわち、Specimen 2 においては多重すべりを起こしており、優先すべり系に従わないことが明らかとなった。これは、前節にて優先すべり系のみ活動に着目したすべり因子による評価が実験結果と合致しなかった大きな要因であると言える。

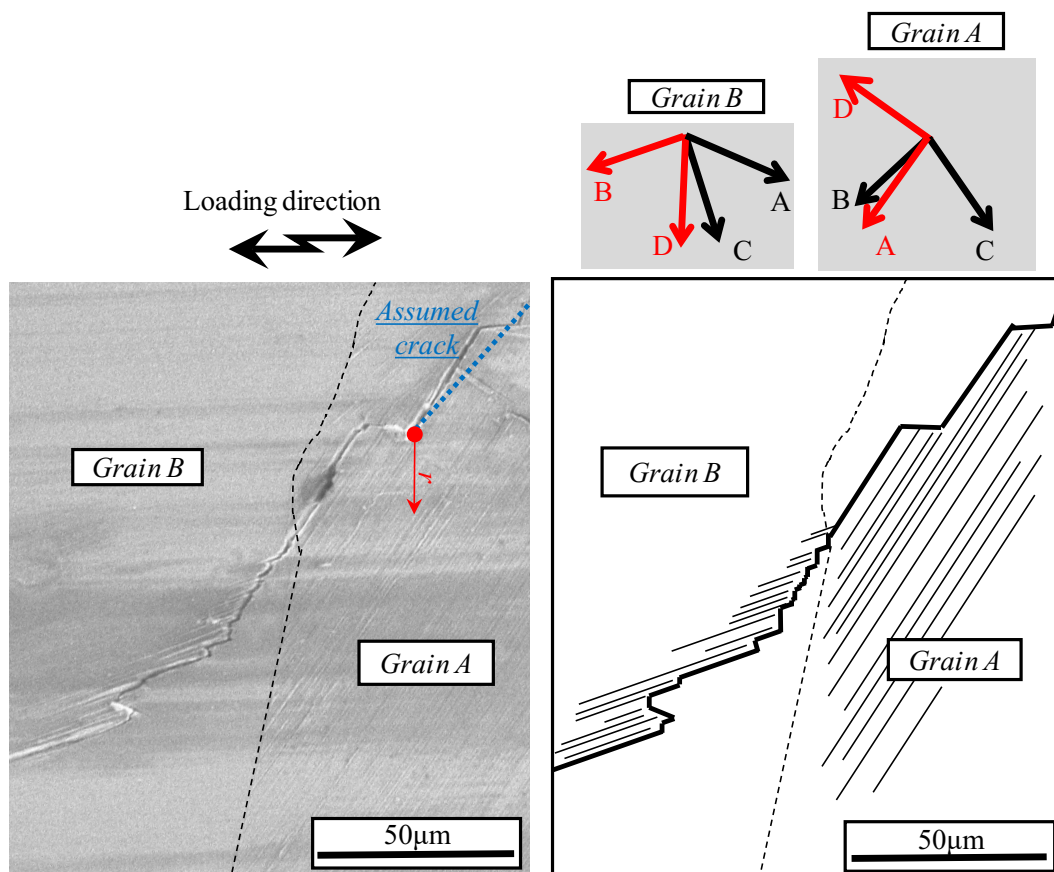


Fig. 3-6 Fatigue crack observation by SEM on *Specimen 2* ($N=1.6 \times 10^5$ cycles).

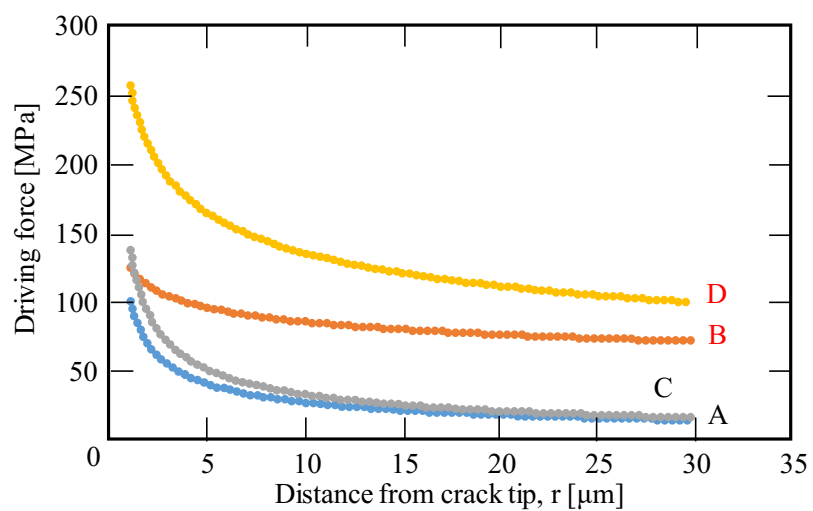


Fig. 3-7 Stress states around the crack tip as a function of r on *Grain A* of *Specimen 2*.

3.3.3 Specimen 3 の特異応力場

本項では Specimen 3 の特異応力場の計算結果を示す。なお、本試験片における微小疲労き裂は Fig. 3-8 に示す Grain A より発生したため、ノッチ近傍からの仮想き裂は導入せず、純粹に D 方向の微小疲労き裂が存在するとしてその先端の特異応力場を求めた。導出した方向は Fig. 3-8 中に示す r 方向である。また、算出した結果を Fig. 3-9 に示す。同図より、特異応力場は距離 r によらず一定なので、大部分で T -Stress の影響を受けていると考えられる。これは前述した通り、微小疲労き裂がほぼ荷重軸方向に向いているため、開口モード I およびせん断モード II が寄与しないためである。すなわち、この場合、き裂先端の駆動力は T -Stress に依存すると言える。しかしながら、同図の評価結果を見ると、D 方向に次いで B 方向の応力場が高くなっており、この結果と実験結果を比較すると、実験結果においては C 方向にき裂が屈曲しているため上述の D および B 方向のいずれにも該当しない。ゆえに、評価結果と実験結果は合致しない結果となった。この要因としては、Table 3-1 に示すように、C 方向のシュミット因子が非常に高い値を有しているため、この方向へのき裂屈曲が度々生じたためであると考えられる。すなわち、微小疲労き裂が荷重軸方向に向いているときは、き裂屈曲方向はシュミット因子の値に左右されることが示唆される。同様のことは Specimen 2 でも言える。Specimen 2 中の Grain A では荷重軸方向のき裂に対してその後の屈曲方向は A および B 方向であったが、A および B 方向のシュミット因子が非常に高い値であった (Table 3-2 参照) ため同方向にき裂が強制的に進展経路を変更したと考えられる。ゆえに、荷重軸方向に微小疲労き裂が進展した場合は、すべり因子および特異応力場の指標に基づかず、シュミット則に準ずることが明らかとなった。なお、Table 3-2 においては著者らが考案した $SF\sin\Omega$ (すべりの面外方向を Ω として SF の面外成分を算出した) を基に計算結果を纏めた [86]。

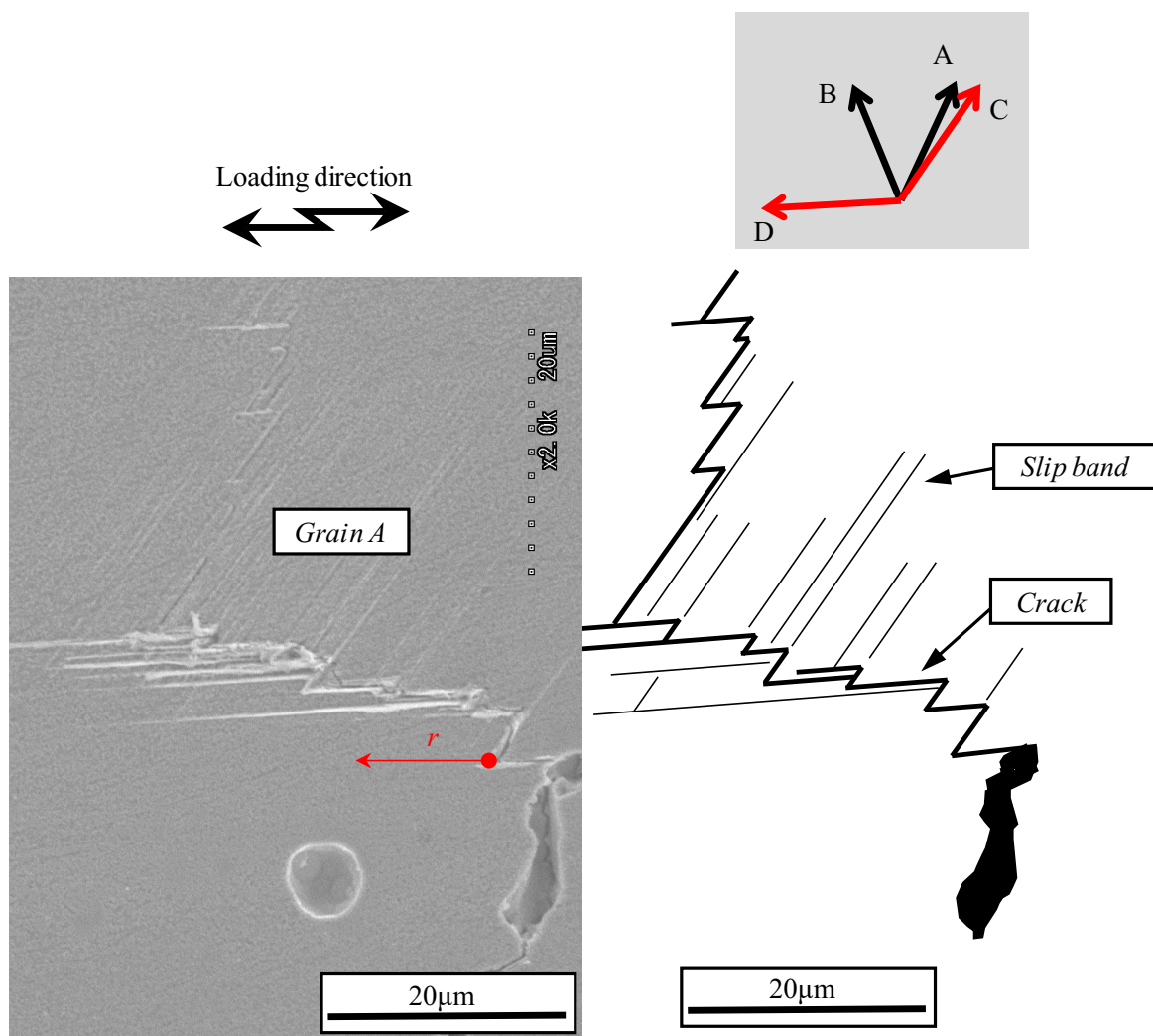


Fig. 3-8 Fatigue crack observation by SEM on *Specimen 3* ($N=2.0 \times 10^6$ cycles).

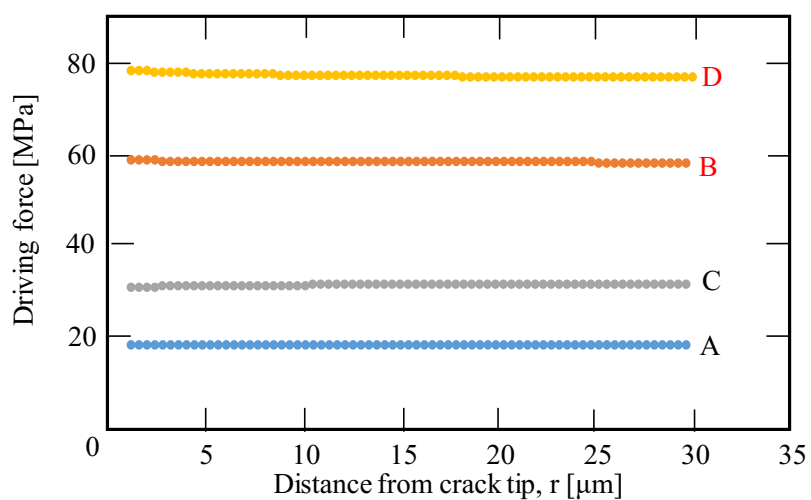


Fig. 3-9 Stress states around the crack tip as a function of r on *Grain A* of *Specimen 3*.

Table 3-1 Values of SF for each slip system on *Grain A* of *Specimen 3*

Slip System	α [deg]	β [deg]	γ [deg]	Schmid Factor
A1	-26	-63	54	0.059
A2			-66	0.370
A3			-6	0.209
B1	24	-3	21	0.362
B2			81	0.096
B3			-39	0.266
C1	-34	46	4	0.344
C2			64	0.452
C3			-56	0.109
D1	-86	-7	24	0.065
D2			84	0.006
D3			-36	0.058

Table 3-2 Values of $SF\sin\Omega$ for each slip system on *Grain A* of *Specimen 2*

Slip System	α [deg]	β [deg]	γ [deg]	$SF\sin\Omega$
A1	-36	48	12	0.051
A2			72	0.260
A3			-48	0.016
B1	-48	-22	8	0.060
B2			68	0.023
B3			-52	0.298
C1	35	-42	42	0.242
C2			-78	0.184
C3			-18	0.053
D1	54	27	45	0.128
D2			-75	0.212
D3			-15	0.103

3.3.4 Specimen 4 の特異応力場

Specimen 4 に関しても同様にき裂先端の特異応力場を算出した。算出した地点は Fig. 3-10 に示す r 方向の始点からである。なお、本試験片では FIB ノッチより微小疲労き裂が発生したため、FIB ノッチより形成される塑性域寸法の影響を避けるため、同域をおおよそ脱した点に関して評価を実施した。また、FIB ノッチ先端からの仮想き裂(*Assumed Crack*)は Fig. 3-10 のように定義した。これより、得られた各すべり系に作用する特異応力場を Fig. 3-11 に示す。同図より、B, A, D のすべり系の応力場がほぼ同意程度であり、定性的な判断を下すには困難を極めた。よって、き裂先端近傍の 1~5 μm までの駆動力(*Driving force*)を積分することで、駆動エネルギー(*Driving energy*)を求めた。得られた結果を Table 3-3 に示す。これより、B 方向、D 方向の順に応力場が高くなることがわかった。ゆえに、B 方向のき裂進展が何らかの影響によって抑制された後、D 方向が作動するといった実験結果と合致した。本試験片のように、特異応力場の大小を定性的に判断できない場合は駆動エネルギーの算出によって定量的に評価することが有効であることがわかった。しかしながら、積分範囲をどこからどこまでに設定するのかは大きなポイントとなる。本研究では 1~5 μm までとしたが、さらに広域に関して積分すると結果が異なってくる恐れがある。本研究にて積分範囲を明確にすることはできなかったが、この課題も適切に駆動エネルギーによって定量的評価するために重要な分野であると言える。翻って、本項では、駆動力の r 積分値である駆動エネルギーを導入した。これより、特異応力場の定性的判断が難しい場合の定量的評価手法について提案し、概ね実験結果と合致することを示唆した。

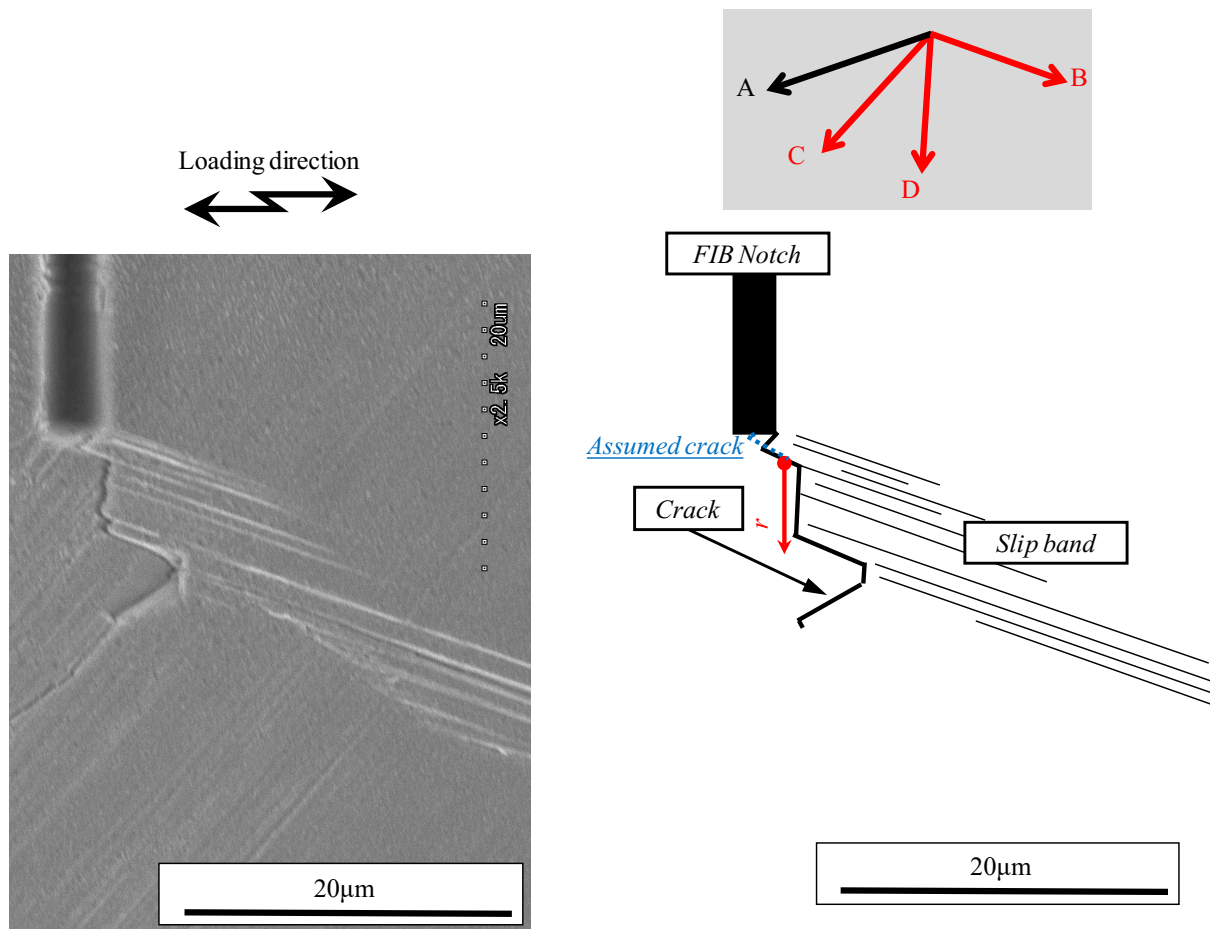


Fig. 3-10 Fatigue crack observation by SEM for *Specimen 4* ($N=2.0 \times 10^5$ cycles).

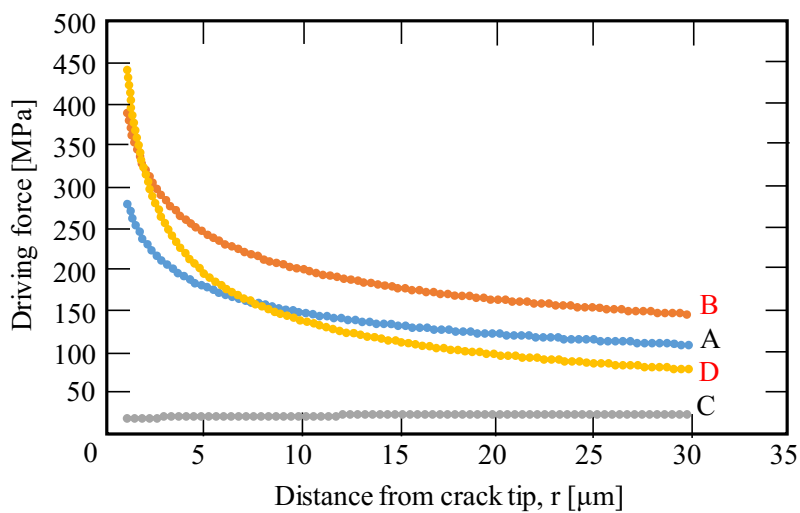


Fig. 3-11 Stress states around the crack tip as a function of r on *Grain A* of *Specimen 4*.

Table 3-3 Values of integrated value for each slip system on *Specimen 4*

Slip system	Integrated value [MPa· μm] (1~5 μm)
A	851
B	1165
C	82
D	1085

3.3.5 *Specimen 5* の特異応力場

Specimen 5 についても前項同様に特異応力場を算出した。算出した方向および地点は Fig. 3-12 に示す通りである。FIB ノッチ先端からわずかに進展した疲労き裂に関して特異応力場を算出し、 r 方向はき裂進展方向の $\theta=15^\circ$ とした。算出した結果を Fig. 3-13 に示す。同図より、明らかに B 方向と D 方向の特異応力場が高いことがわかる。ゆえに、微小疲労き裂は D 方向と B 方向のすべり系を利用しながら、屈曲していくことが想定される。なお、この結果は実験結果と良好に対応しており、き裂先端の特異応力場の指標を用いて概ねのき裂屈曲挙動を評価可能であることが示唆された。また、本試験片においては、B 方向および D 方向に多量のすべり線が確認され、これは、Fig. 3-13 に示すように B, D 方向の特異応力場が非常に高いことに起因するものであると言える。尚且つ、今回は B および D すべり系の特異応力場が *Specimen 1*~*Specimen 4* に対して比較的高い値を有するので、優先すべり系を短期的に切替えて Fig. 3-12 のようなジグザグ経路を形成したと考えられる。しかしながら、屈曲するタイミングについては、本研究にて議論の対象としていなかったが、これについて検討するには転位密度等のパラメータを用いてき裂先端の微視組織の定量的な観察が必要である。

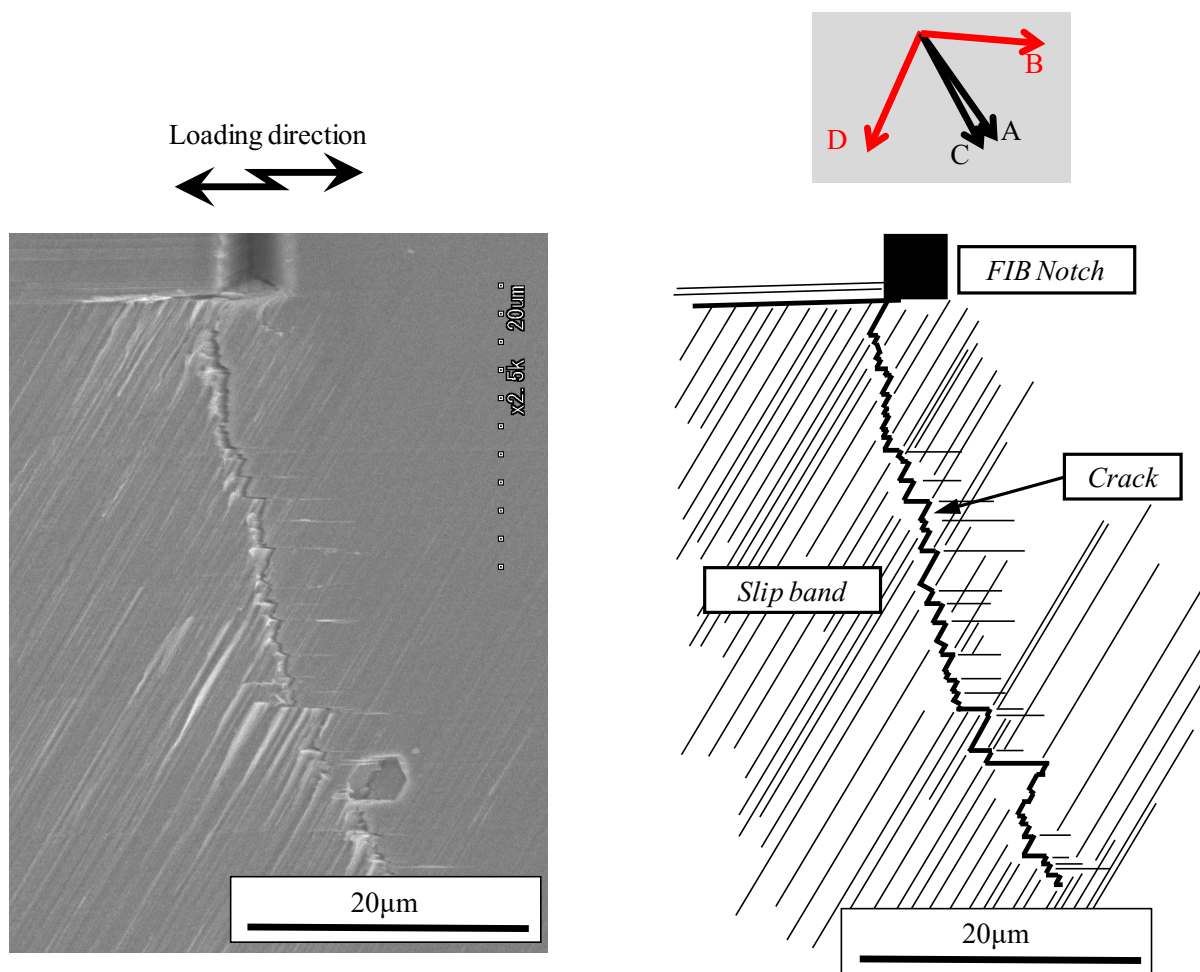


Fig. 3-12 Fatigue crack observation by SEM for *Specimen 5* ($N=2.0 \times 10^6$ cycles).

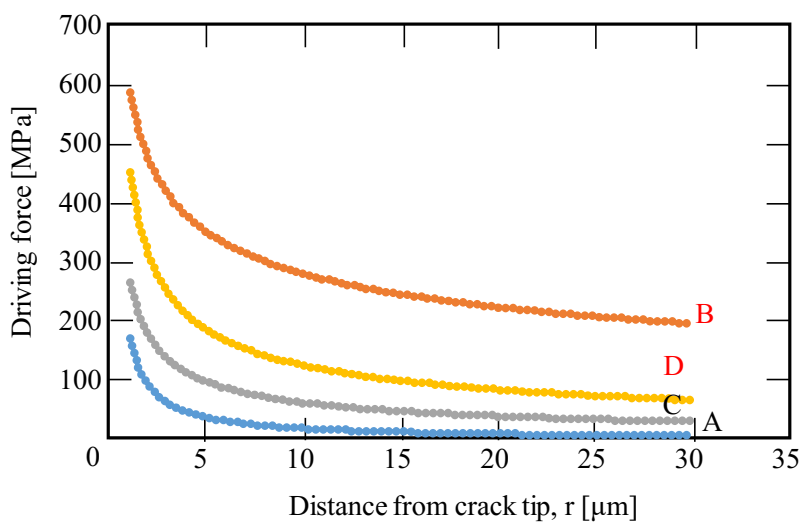


Fig. 3-13 Stress states around the crack tip as a function of r .

3.4 結言

本章では2章と同様の試験片を用いて荷重軸方向に作用するとされる T -Stress を導入し、き裂先端の特異応力場によりき裂屈曲挙動を定量的に評価した。また、き裂先端応力場には Westangaard らが提案する特異応力場の式を用いて T -Stress と呼ばれる第二項目を考慮した。なお、 T -Stress 算出にあたっては、応力差分法を用いて検討した。得られた結論を以下に示す。

1. *Specimen 1* に代表されるように、 T -Stress を考慮することで、微小疲労き裂屈曲挙動を定量的に評価可能であることが示唆された。これは、微小疲労き裂先端においては、開口モード I およびせん断モード II 以外にも、物理的に荷重軸方向に作用する応力 (T -Stress) を考慮しなければならないことを意味するものである。
2. 本研究で対象とした *Specimen 1*~*Specimen 5* のき裂に関して、特異応力場の評価によって屈曲挙動を正確に評価できた試験片は Table 3-4 に示す通り 3 本である。等方性材料を仮定したすべり因子と比較すれば僅かに精度は向上したが、まだ網羅的な評価ができていたとは言い難い結果となった。

Table 3-4 Agree or not-agree between experimental data and evaluation

Specimen No	Agree or not
1	Agree
2	▲
3	▲
4	Agree
5	Agree

第4章 微小疲労き裂屈曲挙動のすべり因子による定量的評価 ~異方弾性体を仮定して~

4.1 緒言

2章においては、等方弾性体を仮定したすべり因子を導出することで、微小疲労き裂屈曲挙動の評価を実施した。しかしながら、実験結果と評価結果が乖離するものが多数見られ、等方弾性体を仮定した場合では評価が困難であることがわかった。これは、材料をマクロに見た際には等方弾性体として仮定できるが、ミクロに見た場合は局所的な異方性を有するためであると考えられる。すなわち、微小疲労き裂が進展対象とする単一結晶粒の結晶方位の影響を強く受けると考えられる。また、3章では荷重軸方向に生じる応力 T -Stress を考慮して、き裂先端の特異応力場を算出した。しかしながら、この評価手法も実験結果と一致するものとそうでないものがおよそ半々であることがわかった。ゆえに、 T -Stress の影響も多少あると考えられるが、統一的な評価には及ばなかった。そこで、本章では弾性異方性に着目し、結晶組織の異方性を考慮したすべり因子を算出し、この指標を用いて微小疲労き裂屈曲挙動を評価した。なお、き裂先端の特異応力場の式は等方性材料とは異なり Paris らが提案する式を用いた[86]。また、異方性については直交異方性とし、応力状態は平面応力状態を仮定した。すなわち、平面上における応力軸に応じてヤング率 E が結晶組織によって変化することを利用して、特異応力場を算出した。また、特異応力場に組み込む定数を複素応力関数の特性方程式より算出した[87]。また、異方性材料のヤング率の数値解析は古くから行われており、Y. C. Liu らは金属の圧延板を用いて、結晶方位の影響を組み込み応力軸を変えることでヤング率が変化することを示した[88]。加えて、異方性材料の金属の応力軸を変更した際のヤング率、すなわち $E_{\theta}(\theta=0\sim 90^{\circ})$ を算出する式は定式化されており、EBSD の結晶方位データから導出可能である[89]。本章では、異方性を考慮した場合の二次元上でのヤング率の変化に着目し、それに応じてき裂先端の特異応力場を考慮したすべり因子を算出した。その結果と実験結果を比較することで、異方性を考慮することの優位性に関して検討を行った。

4.2 評価方法

試験片および実験方法については2章および3章と同様である。ここでは、異方性材料のすべり因子算出手順について説明する。まず、異方性には様々な種類があり、直交異方性、横等方性、極異方性などが挙げられるが、その中でも本研究では直交異方性(Orthotropic materials)を仮定して検討を実施した。直交異方性とは、弾性的性質が対称な3つの弾性主軸を有し、任意方向の材料定数が異なる材料を意味し、弾性係数テンソルは後述するが9つの独立成分で表される[90]。なお、本研究で対象とする α -黄銅は多結晶体であれば等方性材料として見なせるが、単結晶体の場合は前述した通り異方性を示すため、材料特性が同一な弾性主軸が3方向あるとして計算を進めた。また、デカルト座標系と弾性主軸が一致する場合の弾性定数マトリクスは式(4-1)のように定義される[90]。なお、Fig. 4-1に示す通り優先すべり面の弾性主軸は直交することがわかる。ゆえに、上述のようにデカルト座標系と任意の弾性主軸が一致すると仮定しても問題はないと考えられる。加えて、弾性コンプライアンスマトリクスに関しては式(4-2)に示す。

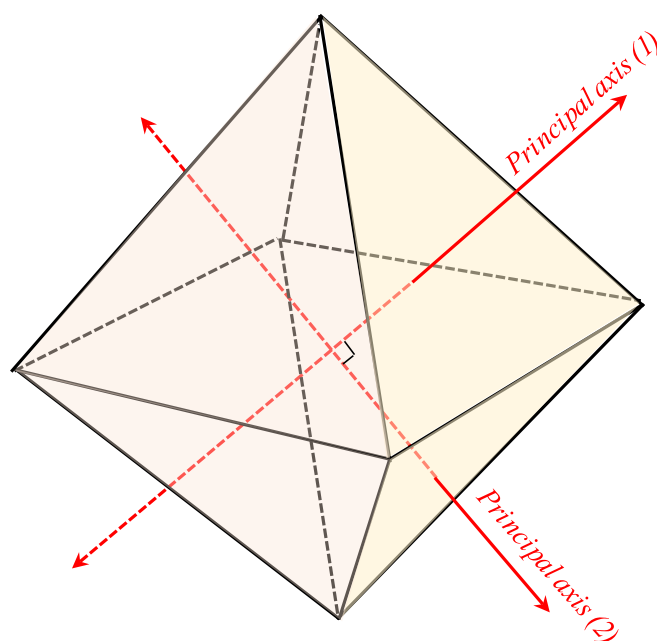


Fig. 4-1 Thompson tetrahedron demonstrates typical principal axis on FCC material of orthotropic.

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{pmatrix} \quad (4-1)$$

$$a_{ij} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & 0 & 0 & 0 \\ a_{12} & a_{22} & a_{23} & 0 & 0 & 0 \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & a_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & a_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & a_{66} \end{pmatrix} \quad (4-2)$$

また、弾性コンプライアンスマトリクスをヤング率 E 、横弾性係数 G 、ポアソン比 ν を用いて書くと以下の式(4-3)のようになる。また、式中の x, y, z は x, y が試験片平面で z が試験片面外方向である。なお、本研究では平面応力状態としているため、問題を二次元平面にて考えることとした。そのため、添字にて 3 と記載されてある変数は除外して考えた。

$$a_{ij} = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} & 0 & 0 & 0 \\ a_{12} & a_{22} & a_{23} & 0 & 0 & 0 \\ a_{13} & a_{23} & a_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & a_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & a_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & a_{66} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1/E_1 & -\nu_{12}/E_1 & -\nu_{13}/E_1 & 0 & 0 & 0 \\ & 1/E_2 & -\nu_{23}/E_2 & 0 & 0 & 0 \\ & & 1/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 1/G_{23} & 0 & 0 \\ & & & & 1/G_{31} & 0 \\ & & & & & 1/G_{12} \end{pmatrix} \quad (4-3)$$

E_1 :x方向ヤング率	G_{12} :xy面横弾性係数	$\nu_{12} \cdot a_{12}/a_{11}$
E_2 :y方向ヤング率	G_{23} :yz面横弾性係数	$\nu_{23} \cdot a_{23}/a_{22}$
E_3 :z方向ヤング率	G_{13} :xz面横弾性係数	$\nu_{13} \cdot a_{13}/a_{33}$

また、上式より異方性を考慮した評価を行うには、各方向に対するヤング率 E_i の逆数の算出が必要となる。そこで、本研究では EBSD 法によって得られた結晶粒のオイラー角から Kitagawa らのヤング率算出手順に従って、各方向のヤング率 E_i の逆数を計算した[91]。算出手順はまず、

Fig. 4-2 に示されるような結晶を有する単結晶を考慮して、それぞれの方向のヤング率 $E_x \sim E_y$ を算出する。このとき、角度 ω を 15° ずつ変化させながらヤング率の計算を実施した。

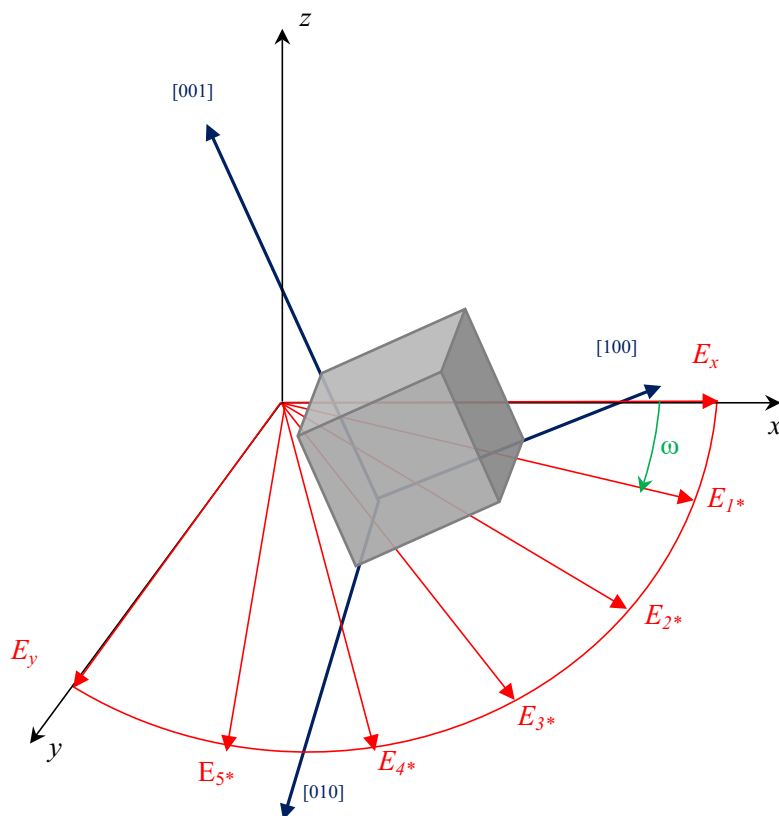


Fig. 4-2 Schematic illustration of directions for Young's modulus (Single crystal).

また、Kitagawa らによるヤング率の計算式を以下の式(4-4)に示す。これより、ヤング率の逆数が求まり、 C_{ij} は上述した弾性定数であり値は日本学術振興会弾性波素子技術委員会[92]の文献から読み取った。具体的な銅材の C_{ij} 値を Table 4-1 に示す。なお、任意の荷重軸方向を $[u, v, w]$ とし、ミラー指数で表すと α, β, γ は以下の式(4-5)~(4-7)で表される。ここで、 $[u, v, w]$ は結晶粒のオイラー角 (ψ, θ, φ) にて表され、回転角 ω を考慮すると式(4-8)で表現される。これより、各方向のヤング率の逆数の算定が可能となり、弾性コンプライアンスマトリクスの一部を計算できる。

$$\frac{1}{E_{\alpha\beta\gamma}} = \frac{C_{11} + C_{12}}{(C_{11} - C_{12})(C_{11} + C_{12})} + \left(\frac{1}{C_{44}} - \frac{2}{C_{11} - C_{12}} \right) (\alpha^2 \beta^2 + \beta^2 \gamma^2 + \gamma^2 \alpha^2) \quad (4-4)$$

$$\alpha = \frac{u}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \quad (4-5)$$

$$\beta = \frac{v}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \quad (4-6)$$

$$\gamma = \frac{w}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \quad (4-7)$$

$$\begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos(\psi + \omega) \cos \theta \cos \varphi - \sin(\psi + \omega) \sin \varphi \\ -\cos(\psi + \omega) \cos \theta \sin \varphi - \sin(\psi + \omega) \cos \varphi \\ \cos(\psi + \omega) \sin \theta \end{pmatrix} \quad (4-8)$$

Table 4-1 Values of elastic constant on Copper[92]

C_{11}	C_{12}	C_{31}	C_{41}	C_{33}	C_{44}	C_{66}
168.4	60.7	60.7	75.4	168.4	75.4	75.4

続いて、二次元平面での弾性コンプライアンスマトリクスを計算するためには、 ν_{12} および G_{12} の値が必要となる。 ν_{12} に関しては実験的および計算的に求めることは困難であるため、R.F.S Hearmon らの文献を参考とした[93]。また、 G_{12} に関しては以下の式によって E_I の変化に応じて算出した。

$$G_{12} = \frac{2(1 + \nu_{12})}{E_1} \quad (4-9)$$

なお、ポアソン比 ν_{12} の値は 0.42 である[93]。以上より、二次元平面における直交異方性を考慮した弾性コンプライアンスマトリクスを全て算出可能である。弾性コンプライアンスマトリクスの算出が完了したら、以下の手順に従って、異方性を考慮したすべり因子を計算していく。

まず、直交異方性材料のき裂先端特異応力場の式については、Paris らが解析した結果[86]を用いた。その結果を式(4-10)に示す。同式より式中の μ は式(4-11)にて表される複素応力関数の特性方程式の解であり、虚数部を有する。そのため、き裂先端特異応力場の式(4-10)においては実部(Real number)のみを考慮した計算を行った。翻って、前述したヤング率、横弾性係数、ポアソン比を用いれば特性解は算出可能である。この式を2章同様に無次元化し、各すべり系の分解せん断応力の比であるすべり因子を算出し、異方性を考慮した微小疲労き裂屈曲挙動の数値評価を実施した。

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{Re} \begin{bmatrix} \frac{\mu_1 \mu_2}{\mu_1 - \mu_2} \left(\frac{\mu_2}{\sqrt{\cos \theta + \mu_2 \sin \theta}} - \frac{\mu_1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_1 \sin \theta}} \right) \\ \frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(\frac{\mu_1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_2 \sin \theta}} - \frac{\mu_2}{\sqrt{\cos \theta + \mu_1 \sin \theta}} \right) \\ \frac{\mu_1 \mu_2}{\mu_1 - \mu_2} \left(\frac{1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_1 \sin \theta}} - \frac{1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_2 \sin \theta}} \right) \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{Re} \begin{bmatrix} \frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(\frac{\mu_2^2}{\sqrt{\cos \theta + \mu_2 \sin \theta}} - \frac{\mu_1^2}{\sqrt{\cos \theta + \mu_1 \sin \theta}} \right) \\ \frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(\frac{1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_2 \sin \theta}} - \frac{1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_1 \sin \theta}} \right) \\ \frac{1}{\mu_1 - \mu_2} \left(\frac{\mu_1}{\sqrt{\cos \theta + \mu_1 \sin \theta}} - \frac{\mu_2}{\sqrt{\cos \theta + \mu_2 \sin \theta}} \right) \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} + \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{Re} \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ 1 \\ \frac{-\mu_3}{\sqrt{\cos \theta + \mu_3 \sin \theta}} \end{bmatrix} \quad (4-10)$$

$$a_{11}\mu^4 - a_{16}\mu^3 + (2a_{12} + a_{66})\mu^2 - 2a_{26}\mu + a_{22} = 0 \quad (4-11)$$

4.3 実験結果および考察

4.3.1 Specimen 1 における評価

Specimen 1 における微小疲労き裂観察結果を Fig. 4-3 に再掲する。同図より、微小疲労き裂は FIB ノッチ先端から発生し、B, A, C のすべり系を利用して進展していくことが確認された。ここで、前述した通り 2 章においては、等方弾性体を仮定した場合のすべり因子にて微小疲労き裂屈曲挙動を定量的に評価できない結果となった。そこで、本章では異方弾性体、その中でも直交異方性を考慮したすべり因子を算出し、実験結果との比較を行った。まず、異方性材のすべり因子を算出する前に、荷重軸を x 軸として角度 ω に対するヤング率 E_i の変化を数値的に評価した。評価した結果を Fig. 4-4 に示す。同図より、異方性材(Anisotropy)と等方性材(Isotropy)において顕著にヤング率が異なることがわかった。また、同図より明らかなようにヤング率が角度 ω に応じて大きく異なるため、Specimen 1 の試験片においては著しい異方性が確認された。Fig. 4-4 より得られたヤング率の変化を基にして、異方性を考慮したすべり因子を算出し、その結果を Table 4-2 に示す。同表より、C に発生したき裂は D 方向を経由して、B 方向、A 方向と進展することがわかった。すなわち、評価結果と実験結果は良好に対応しており、異方性を考慮したすべり因子の有効性が確認された。これより、等方性を仮定した場合にすべり因子の結果と実験結果が大きくずれた要因としては材料の異方性効果が考えられる。繰返しになるが、金属材料をマクロに見た場合は等方性材料と仮定して応力計算等を行うことは一般的であり、こうした考えを導入しても実験値と大きく外れることはない。しかしながら、材料をミクロに見た場合、例えば本研究の様に一結晶粒内のき裂進展を評価する際には、本項の結果のように結晶組織が力学特性に及ぼす影響、すなわち異方性を考慮しなければならないことを示唆した。

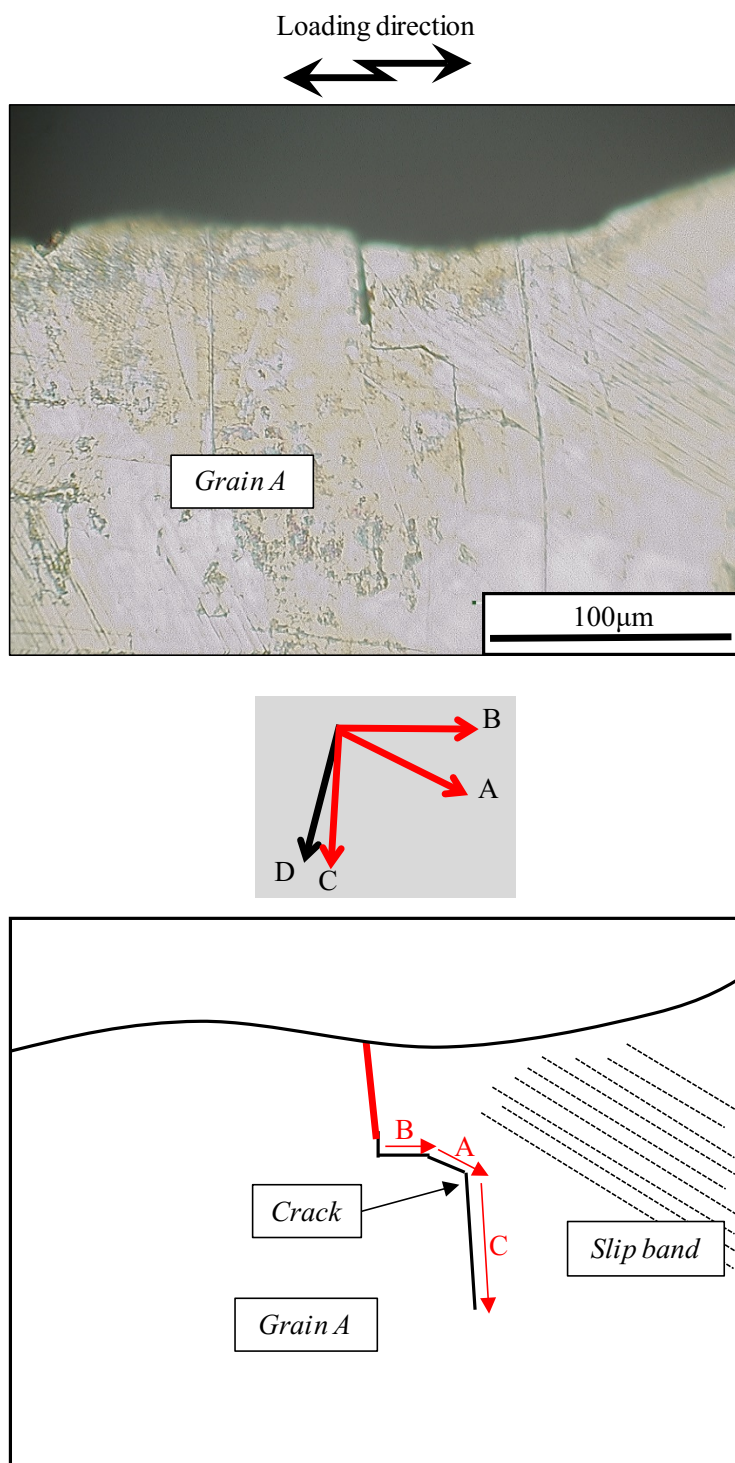


Fig. 4-3 OM image and schematic illustration of the fatigue crack on *Specimen 1* ($N=1.1 \times 10^5$ cycles).

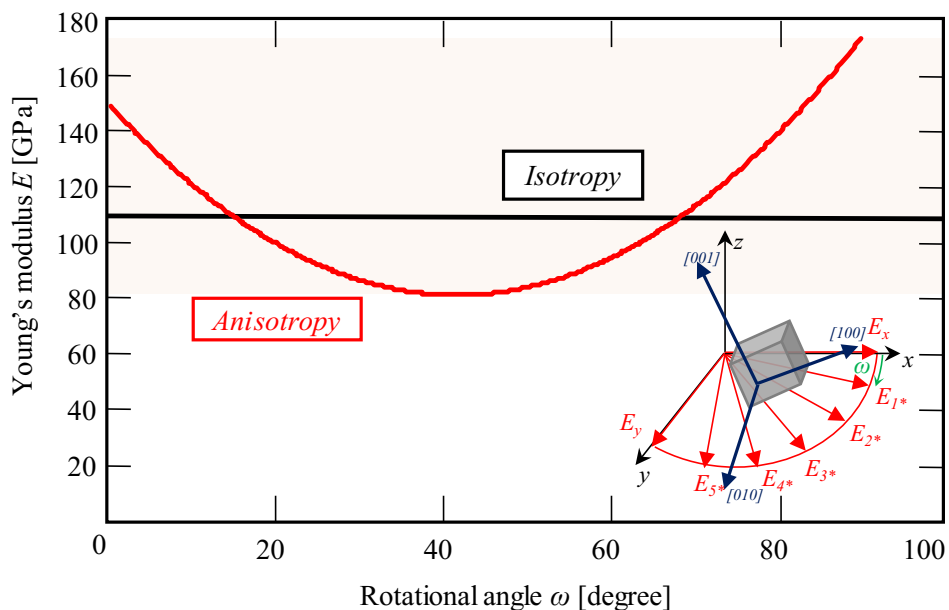


Fig. 4-4 Change of Young's modulus as a function of ω on Grain A of Specimen 1.

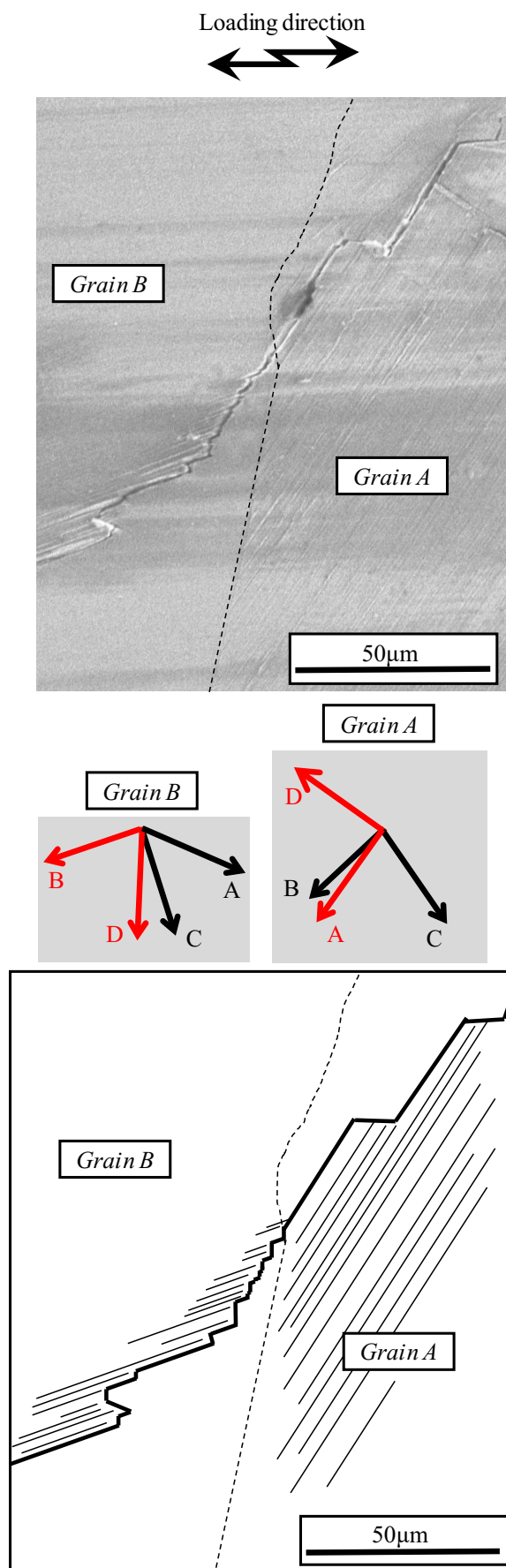
Table 4-2 Values of Slip factor from each slip system on Specimen 1 (Considering anisotropy)

Slip A → Other Slip		Slip B → Other Slip		Slip C → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_A	Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_C	Slip System	ζ_D
A1	(0.167)	A1	0.282	A1	0.438	A1	0.424
A2	(0.015)	A2	0.002	A2	0.041	A2	0.039
A3	(0.152)	A3	0.018	A3	0.398	A3	0.384
B1	0.349	B1	(0.042)	B1	0.913	B1	0.883
B2	0.056	B2	(0.007)	B2	0.146	B2	0.141
B3	0.293	B3	(0.035)	B3	0.768	B3	0.742
C1	0.167	C1	0.020	C1	(0.437)	C1	0.423
C2	0.079	C2	0.009	C2	(0.208)	C2	0.201
C3	0.246	C3	0.029	C3	(0.645)	C3	0.623
D1	0.217	D1	0.026	D1	0.569	D1	(0.550)
D2	0.140	D2	0.017	D2	0.368	D2	(0.356)
D3	0.357	D3	0.043	D3	0.936	D3	(0.905)

Expected crack deflection pattern : Slip C → Slip D → Slip B → Slip A...

4.3.2 Specimen 2 における評価

Specimen 2 においても前項同様に異方性を考慮したすべり因子による評価を実施した。なお、評価対象とした結晶粒は Grain A である。また、Specimen 2 のき裂観察結果については Fig. 4-5 に再掲する。同図より、微小疲労き裂は A の単一すべりおよび D, B の多重すべりによって進展していくことが確認された。また、回転角 ω に対するヤング率 E_i の変化を Fig. 4-6 に示す。同図より、異方性材のヤング率は前項と同様に等方性材のヤング率から大きく外れる挙動を示すことが確認され、局所的に材料を見た場合は異方性効果が顕著に表れることがわかった。続いて、すべり因子の評価結果を Table 4-3 に示す。同表より、A, D, C の順序で微小疲労き裂進展を呈することが予測されるが、この結果は実験結果と全く合致しない。その要因としては、Specimen 2 においては、観察した疲労き裂が 100 μm を超えてしまっているため、応力状態にもよるが多重すべりを誘発する条件下にあった。そのため、単一の優先すべり系のみを利用してき裂進展を呈する挙動とは異なる進展経路を示したことにより、異方性を考慮したすべり因子を利用しても評価ができない結果になったものと考えられる。また、2 章の評価結果と重複するが、A 方向へのき裂進展が顕著に確認されるのは同方向への $SF\sin\Omega$ 値が比較的高いことにより多量のすべり線を生んだためである。加えて、A 方向から荷重軸方向への屈曲が観察される要因は複数のすべり系が活動し多重すべりを起こしたためである。すなわち、本試験片 (Specimen 2) のき裂屈曲挙動はすべり因子によって定量的に評価不可能であると結論付けられる。しかしながら、多重すべりを起こす条件下においては、3 章で示した T -Stress を考慮した特異応力場の評価が有効的であることがわかる。Fig. 4-7 に結果を再掲するが、D, B 方向の特異応力場が非常に高いことがわかる。これより、D, B 方向の多重すべりが発生すると推察できる。これに対して、A 方向のき裂進展が支配的なのはき裂発生に起因するシュミット因子の値が高いためである。すなわち、この場合の疲労き裂進展は T -Stress を考慮した特異応力場およびシュミット因子が複合的に作用して生じたものであると考えられる。



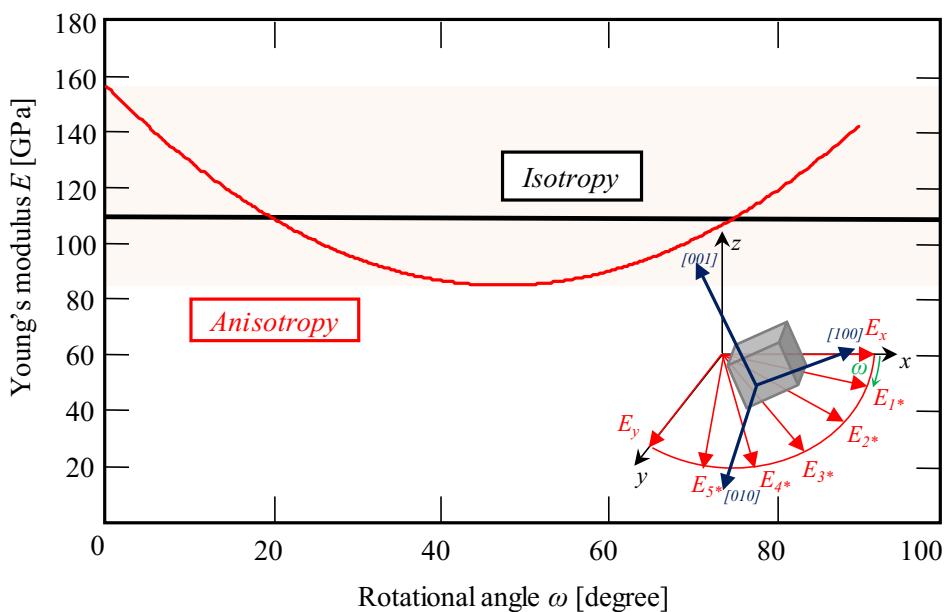


Fig. 4-6 Change of Young's modulus as a function of ω on *Grain A* of *Specimen 2*.

Table 4-3 Values of Slip factor from each slip system on *Grain A* of *Specimen 2* (Considering anisotropy)

Slip A → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_A	Slip System	ζ_D
A1	(0.175)	A1	0.118
A2	(0.057)	A2	0.038
A3	(0.119)	A3	0.080
B1	(0.075)	B1	0.050
B2	(0.028)	B2	0.019
B3	(0.047)	B3	0.031
C1	0.164	C1	0.110
C2	0.046	C2	0.031
C3	0.210	C3	0.141
D1	0.165	D1	(0.110)
D2	0.061	D2	(0.041)
D3	0.226	D3	(0.151)

Expected crack deflection pattern : Slip A → Slip D → Slip C → Slip A...

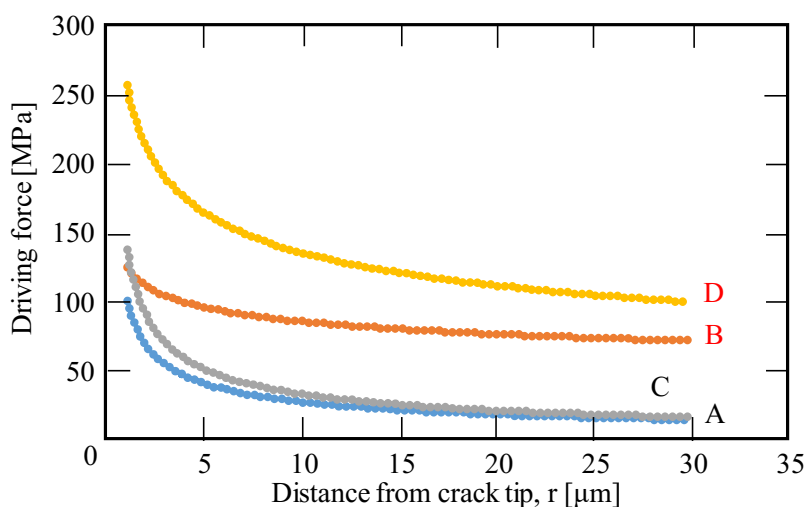


Fig. 4-7 Stress states around the crack tip as a function of r on *Grain A* of *Specimen 2*.

4.3.3 *Specimen 3* における評価

Specimen 3 における異方性を考慮したすべり因子の結果を本項では示す。なお、本試験片 (*Specimen 3*) にて得られた微小疲労き裂屈曲挙動を Fig. 4-8 に再掲する。同図より、き裂は腐食ピットより発生し、荷重軸方向に D, C のすべり系を利用しながら屈曲していく様子が観察された。なお、等方性材を仮定したすべり因子においては D, B の屈曲を繰返すように評価され、実験結果と一致しない評価となった。ここで、まず回転角 ω に対するヤング率 E_i の変化を Fig. 4-9 に示す。同図より、前項同様にヤング率は角度 ω に対して著しい異方性を有した。また、同図より得られたヤング率を基にすべり因子を算出した結果を Table 4-4 に示す。同表より、D 方向に進展したき裂は B 方向に屈曲し、D, B, D, B といったき裂進展を呈する評価となり、等方性材と変化のない結果となり、尚且つ、実験結果と一致しなかった。これは 2 章でも説明したが、荷重軸方向に進展するき裂を評価する場合はき裂進展駆動力が低いため、すべり線の影響に支配されることが示唆される。また、C 方向のシュミット因子は 0.452 と比較的高く、実験結果からも多量のすべり線が確認できる。ゆえに、C 方向のき裂進展を呈しながら D 方向に進展していくことが考えられる。すなわち、荷重軸方向に進展する微小疲労き裂は等方性および異方性の両者で算出したすべり因子を用いても定量的に評価できないことがわかった。これは、同方向へはモード I およびモ

ードIIのき裂進展駆動力が著しく低いため、シュミット因子の大小の影響を受けるためである。

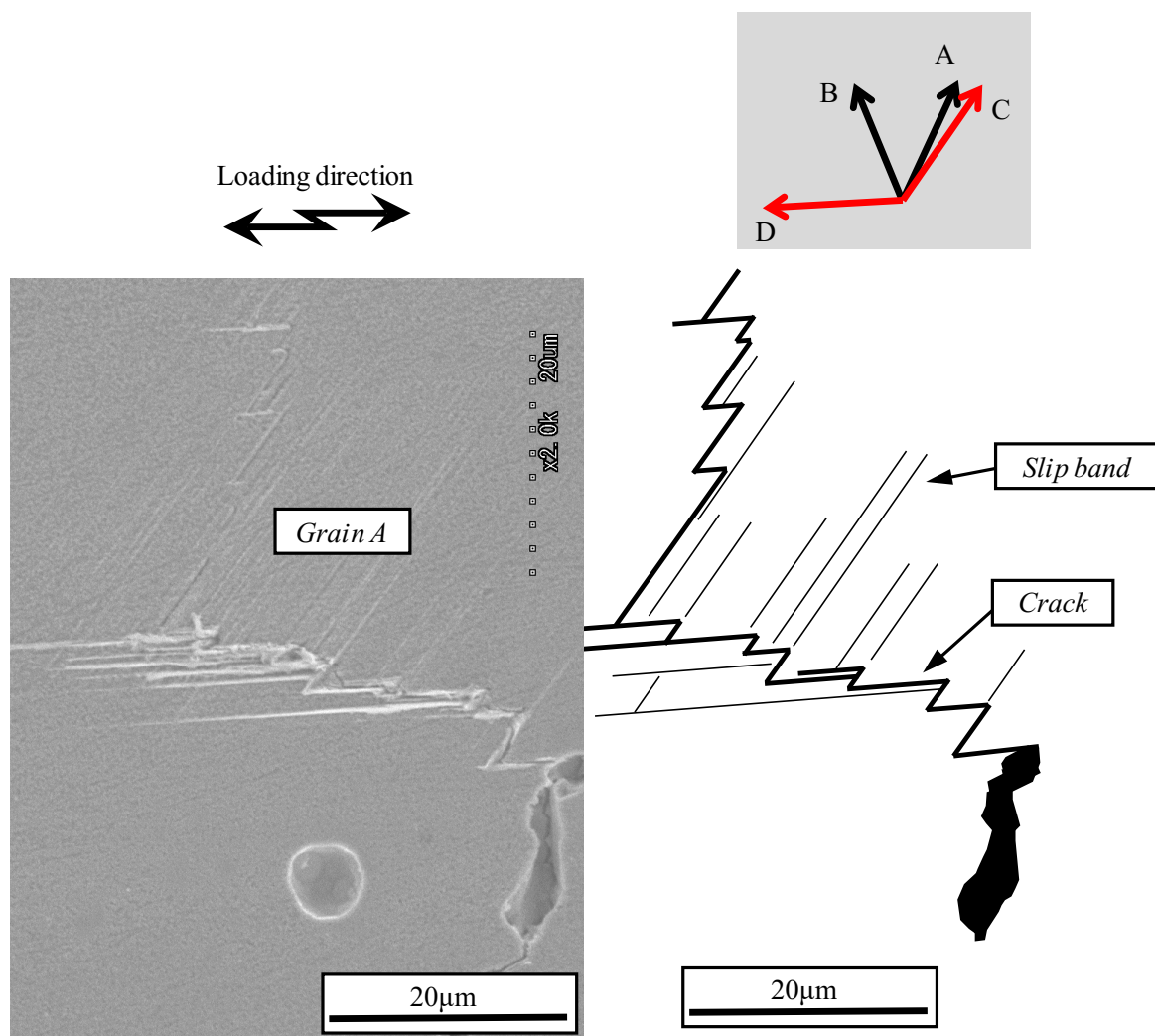


Fig. 4-8 Fatigue crack observation by SEM on *Specimen 3* ($N=2.0 \times 10^6$ cycles).

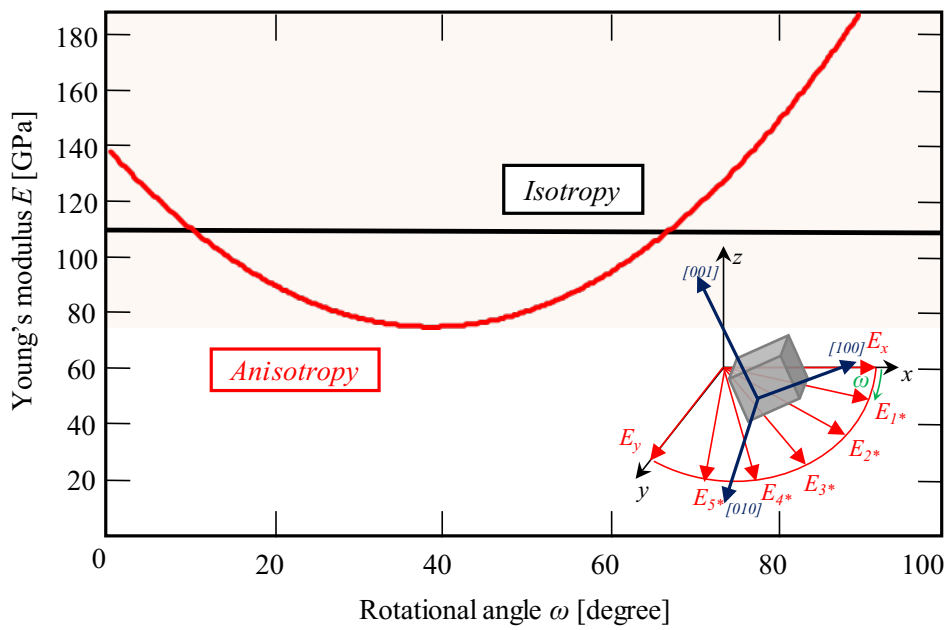


Fig. 4-9 Change of Young's modulus as a function of ω on Grain A of Specimen 3.

Table 4-4 Values of Slip factor from each slip system on Grain A of Specimen 3 (Considering anisotropy)

Slip B \rightarrow Other Slip		Slip D \rightarrow Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_D
A1	0.117	A1	0.003
A2	0.083	A2	0.002
A3	0.200	A3	0.005
B1	(0.466)	B1	0.012
B2	(0.076)	B2	0.002
B3	(0.389)	B3	0.010
C1	0.205	C1	0.005
C2	0.091	C2	0.002
C3	0.113	C3	0.003
D1	0.594	D1	(0.016)
D2	0.068	D2	(0.002)
D3	0.526	D3	(0.014)

Expected crack deflection pattern : Slip D \rightarrow Slip B \rightarrow Slip D \rightarrow Slip B...

4.3.4 Specimen 4 における評価

本項では Specimen 4 における微小疲労き裂屈曲挙動に関して異方性を考慮したすべり因子によって定量的に評価した結果を示す。まず、Specimen 4 より得られた微小疲労き裂進展挙動を Fig. 4-10 に再掲する。同図より、微小疲労き裂は C 方向に発生したき裂が B, D, B と屈曲することがわかる。また、回転角 ω に対するヤング率 E_i の変化を Fig. 4-11 に示す。同図より、前項同様に著しい異方性が確認できる。このヤング率の変化を基にして算出した異方性のすべり因子を Table 4-5 に示す。同表より、D 方向に進展したき裂は B 方向に進展し、再び D 方向に進展するため実験結果との整合性が良好にとれている。加えて、本試験片(Specimen 4)は等方性を仮定した場合のすべり因子においても実験結果と合致することが 2 章にて確認されており、等方性および異方性のどちらでも同様の評価結果となった。これより、本試験片(Specimen 4)においては、優先すべり系に対して、異方性効果を顕著に発現しない結果となった。すなわち、Specimen 4 のように試験片法線方向に(101)面が配向している結晶粒は FCC 材において比較的、異方性効果を受けないことが示唆される。ただし、前項でも記述したように、荷重軸方向にき裂進展する場合およびき裂が長いき裂となった場合には、すべり因子による評価が適用できないので、この場合は等方性および異方性のどちらのすべり因子でも実験結果と一致しない。

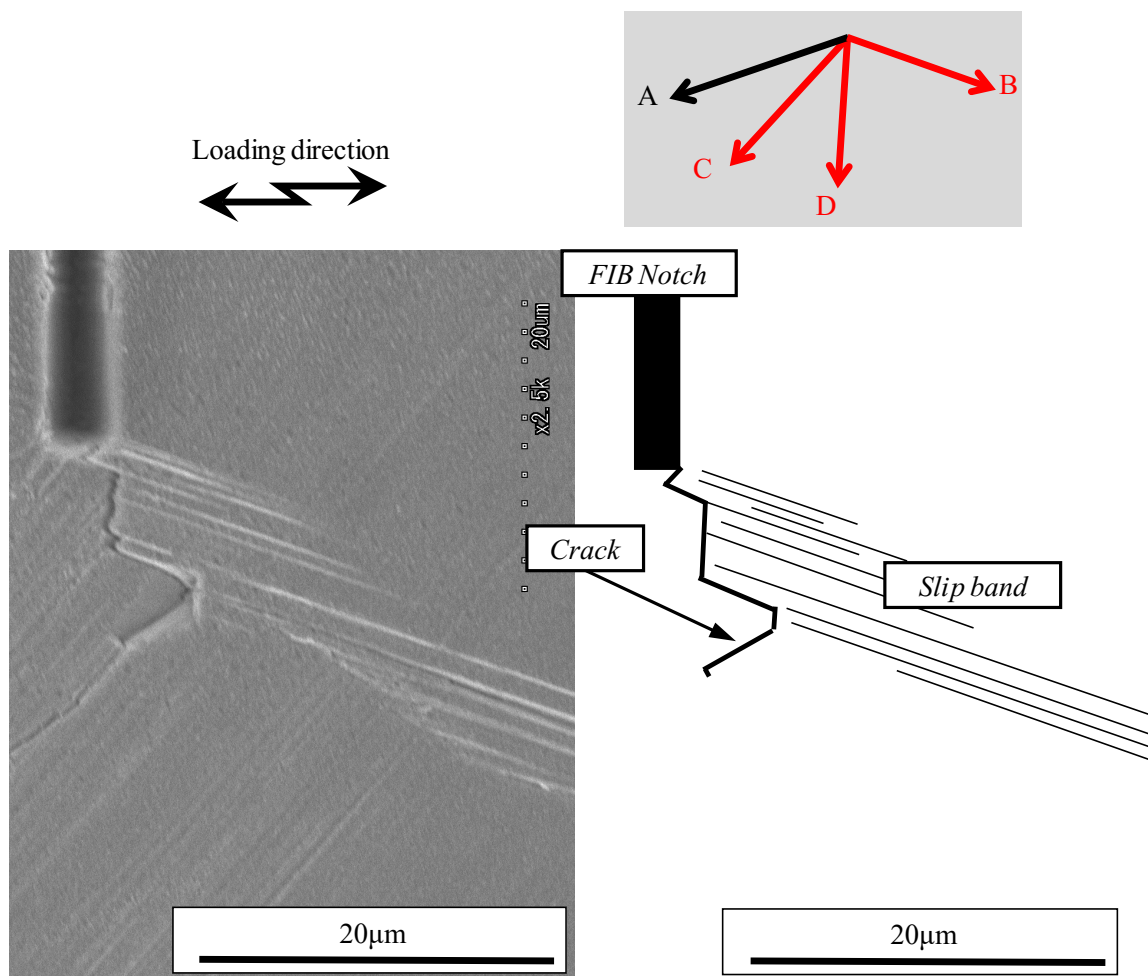


Fig. 4-10 Fatigue crack observation by SEM for *Specimen 4* ($N=2.0 \times 10^5$ cycles).

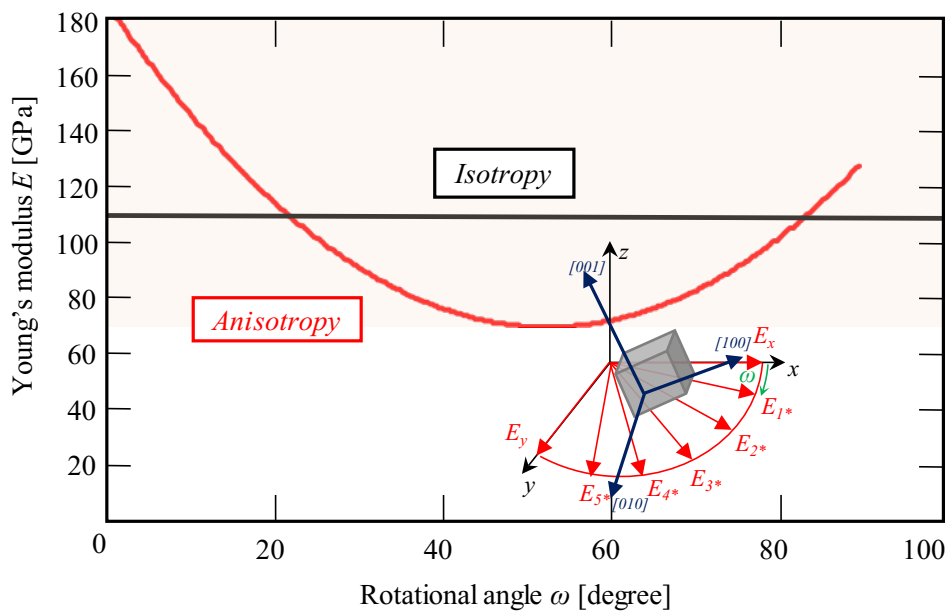


Fig. 4-11 Change of Young's modulus as a function of ω on *Grain A* of *Specimen 4*.

Table 4-5 Values of Slip factor from each slip system on *Specimen 4* (Considering anisotropy)

Slip B → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_D
A1	0.291	A1	0.452
A2	0.105	A2	0.164
A3	0.396	A3	0.616
B1	(0.549)	B1	0.853
B2	(0.026)	B2	0.040
B3	(0.523)	B3	0.813
C1	0.018	C1	0.027
C2	0.004	C2	0.006
C3	0.014	C3	0.022
D1	0.560	D1	(0.870)
D2	0.111	D2	(0.173)
D3	0.671	D3	(1.042)

Expected crack deflection pattern : Slip B → Slip D → Slip B...

4.3.5 *Specimen 5* における評価

Specimen 5 における微小疲労き裂に関して異方性を考慮したすべり因子にて評価した結果を本項では示す。まず、*Specimen 5* より得られた微小疲労き裂の屈曲挙動を Fig. 4-12 に再掲する。同図より、微小疲労き裂は B, D 方向の優先すべり系を利用しながら進展していく様子が観察された。なお、この場合の等方性のすべり因子は実験結果と一致しないものとなった。また、回転角 ω に応じて変化するヤング率 E_i を Fig. 4-13 に示す。同図から、前項同様に回転角 ω に対して著しく異方性が表れている。続いて、同図のヤング率変化を考慮して異方性のすべり因子を算出し、その結果を Table 4-6 に示す。同表より、D 方向に進展した疲労き裂は B 方向に進展し、その後 D, B, D と交互に屈曲すること評価された。これは上述した実験結果と良好に対応しており、異方性を考慮することで、微小疲労き裂屈曲挙動を定量的に評価できる結果となった。また、本試験片 (*Specimen 5*) においては試験片法線方向に *Specimen 4* と同様に (101) 面が配向しているが、その TD 方向、RD 方向の配向が *Specimen 4* のものと異なるため、等方性のすべり因子にて評価できなかったものと考えられる。すなわち、等方性のすべり因子が実験結果と合致するケースは結

晶方位の影響を受け限定的であるため、異方性を考慮したすべり因子によって評価することが有効であることが明らかとなった。

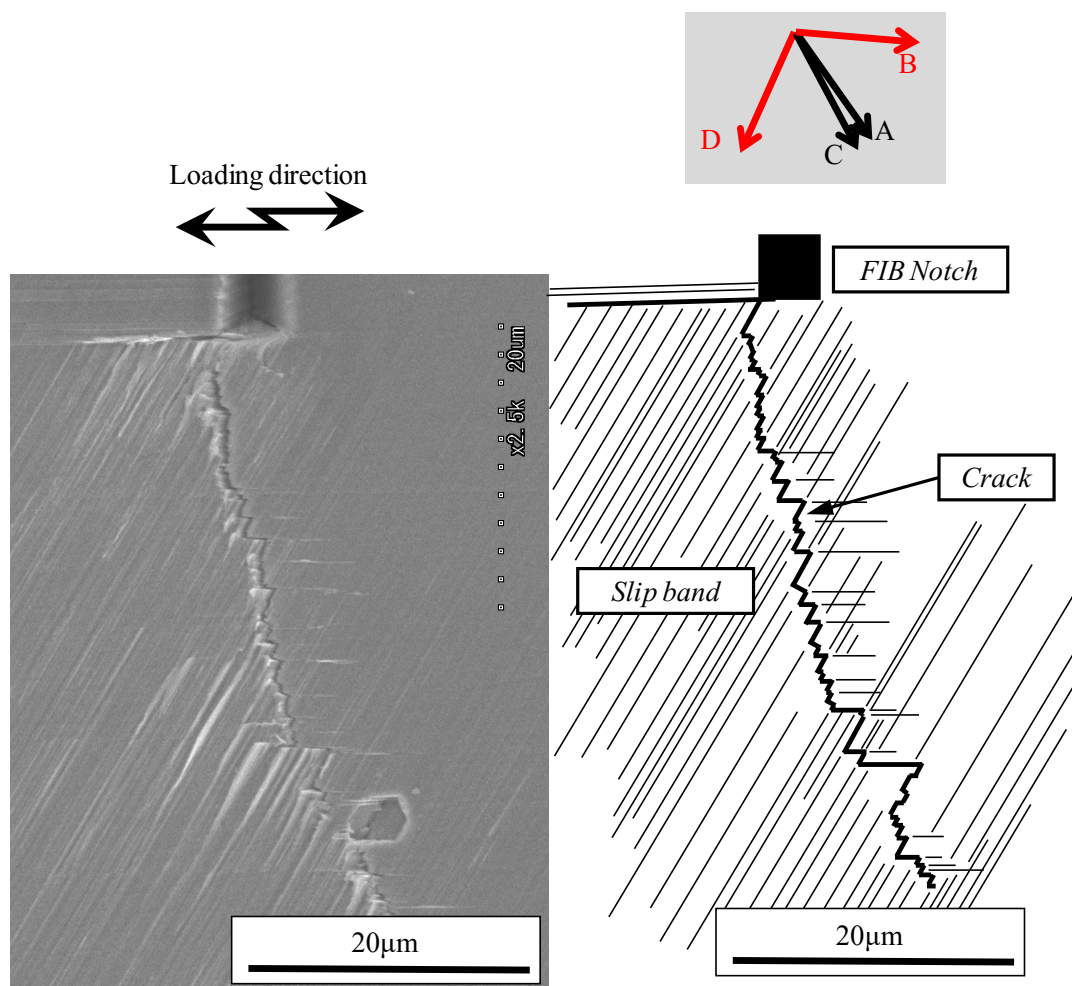


Fig.4-12 Fatigue crack observation by SEM for *Specimen 5* ($N=2.0 \times 10^6$ cycles).

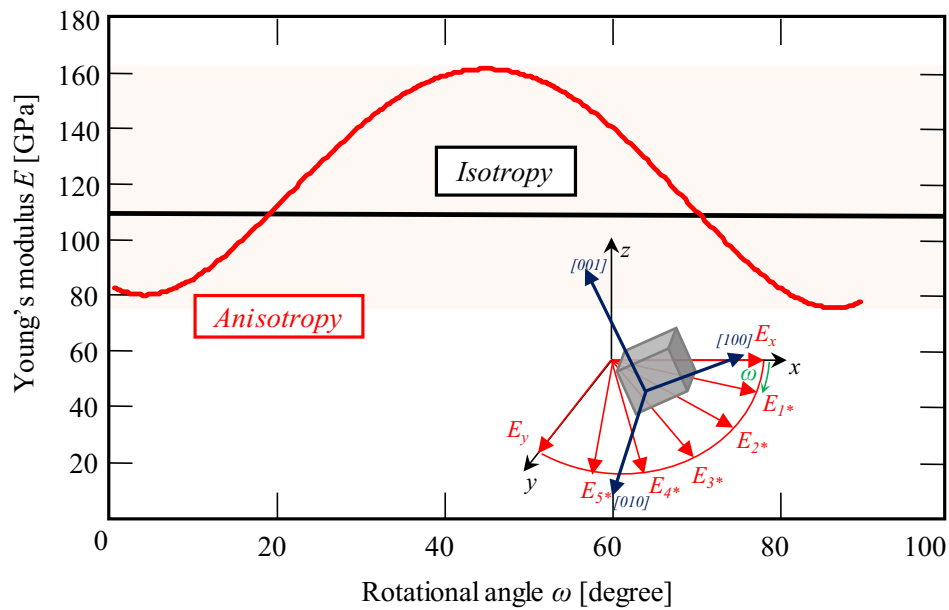


Fig. 4-13 Change of Young's modulus as a function of ω on *Grain A* of *Specimen 5*.

Table 4-6 Values of Slip factor from each slip system on *Specimen 5*
(Considering anisotropy)

Slip B → Other Slip		Slip D → Other Slip	
Slip System	ζ_B	Slip System	ζ_D
A1	0.007	A1	0.098
A2	0.006	A2	0.073
A3	0.013	A3	0.171
B1	(0.071)	B1	0.948
B2	(0.006)	B2	0.076
B3	(0.066)	B3	0.871
C1	0.026	C1	0.344
C2	0.011	C2	0.151
C3	0.014	C3	0.193
D1	0.046	D1	(0.607)
D2	0.001	D2	(0.015)
D3	0.045	D3	(0.592)

Expected crack deflection pattern : Slip D → Slip B → Slip D...

4.4 結言

本章では2章とは異なり，異方性を考慮した各すべり系のすべり因子を回転角 ω に応じたヤング率 E_i の変化を基にして算出した．算出した結果と実験結果を比較することで，異方性を考慮したすべり因子の有効性に関して評価を実施した．本章で得られた結言を以下に示す．

1. 異方性を考慮したすべり因子を用いることで，等方性にて評価できなかった微小疲労き裂を評価可能となった．また，等方性を考慮したすべり因子にて評価可能であった微小疲労き裂に関しても異方性を考慮することで同様に評価可能であった．
2. 微小疲労き裂が主に荷重軸方向に進展する場合およびき裂が長いき裂(Long Crack)となった場合は異方性を考慮したすべり因子においても評価は不可能であった．すなわち，こうしたケースでは異方性を考慮したすべり因子の適用限界であることを示唆するものであった．
3. Table 4-7 に示す通り，異方性を考慮したすべり因子を用いることで，2.で示した例外を除けば概ね評価可能であった．なお，上述した例外のケースはシュミット則および T-Stress を考慮した特異応力場にて評価する必要があるであった．

Table 4-8 Agree or not-agree between experimental data and evaluation

Specimen No	Agree or not
1	Agree
2	Not
3	Not
4	Agree
5	Agree

第5章 結言

第2章においては等方性を仮定したすべり因子によって、微小疲労き裂を評価した。その結果、評価結果と良好に合致するものと大きく乖離するものが結果として表れた。そこで、第3章においては荷重軸方向に作用する T-Stress を考慮してき裂先端の特異応力場を算出した。算出結果は等方性のすべり因子の結果よりも精度は向上したが、き裂屈点に対して時々刻々の特異応力場を算出する必要があり現実的とは言い難い評価方法となった。また、試験片荷重軸方向にき裂が進展する際はモード I およびモード II のき裂進展駆動力が小さいため、すべり因子による評価には従わず、寧ろシュミット則に準ずる結果となった。最後に第4章にて異方性を考慮したすべり因子を算出した。その結果、等方性のすべり因子にて評価可能であったもの不可能であったものに関わらず、統一的に評価できた。ただし、前述したように荷重軸方向にき裂進展する場合および、長いき裂となり多重すべりを誘発する場合などは例外であった。また、Table 5-1 に全評価にて得られた結果を纏めたものを示す。同表より、等方性材のすべり因子による評価の整合性が最も悪く、特異応力場および異方性を考慮したすべり因子による評価が同等の整合性となった。これより、前述したものと重複するが連続的にき裂屈曲挙動を評価できる異方性のすべり因子の方が特異応力場による評価よりも簡易的であり、現実的に適用可能な手法であると言える。

Table 5-1 Agree or not-agree between experimental data and evaluation

	Slip factor (Isotropy)	T-Stress	Slip factor (Anisotropy)
Specimen No	Agree or not	Agree or not	Agree or not
1	Not	Agree	Agree
2	Not	▲	Not
3	Not	▲	Not
4	Agree	Agree	Agree
5	Not	Agree	Agree

第 6 章 微小疲労き裂発生機構の定量的評価手法の確立

6.1 緒言

前章までは微小疲労き裂進展挙動について定量的な評価を実施し、異方性を考慮したすべり因子によって、その屈曲挙動を定量的に評価できた。本章では、耐食性、耐摩耗性、高い比強度、生体適合性を有する Ti-6Al-4V 合金を対象として、疲労き裂発生機構を定量的に評価した。同材料は、航空機部品、人工股関節やインプラント部品に数多く用いられており、疲労き裂発生機構を解明することは工業的に極めて重要である。また、前章までは面心立方格子 FCC 構造を対象とした微小疲労き裂進展挙動の解明を目的として、その研究成果をまとめてきたが、本節で対象とする Ti-6Al-4V 合金は六方最密充填構造 HCP を有する α 相と α 相+体心立方構造 BCC を有する β 相の Lamellar 組織の 2 相で形成されており、同材料の疲労き裂発生機構の解明はあらゆる結晶組織に応用可能であるため同組織における評価は極めて重要であると考えた。そこで、本研究では Ti-6Al-4V 合金の微小疲労き裂発生機構を明らかにし、あらゆる金属材料にて適用可能な力学的評価手法の構築を行った。1 章の緒言にて示したが、疲労き裂発生は力学的手法としてシュミット因子にて評価されることが通例であり、比較的、実験結果との適合性も高いがシュミット因子が高い結晶粒は材料中に多く存在し、どの結晶粒から疲労き裂が発生するかを明確にすることは困難である。尚且つ、シュミット因子によって微小疲労き裂発生を網羅的に評価できるとは言い難く、新たな評価手法の確立が必要である。また、Ti-6Al-4V 合金の α 相に至っては HCP 構造であるため底面および非底面のすべり系を有し、その発生機構は複雑である。なお、1 章においても示したが微小疲労き裂発生は材料表面の入込突出しといったすべり変形に伴い生じることに触れた。これより、本研究では入込突出しの駆動力となるシュミット因子の面外成分を算出することによってき裂発生の定量的な評価を試みた。したがって、本章では Ti-6Al-4V 合金の微小疲労き裂発生挙動に関して面外成分を考慮したシュミット因子によって定量的に評価し、その有効性について検討したので報告する。

6.2 供試材および実験方法

本研究では、VAR 溶解インゴットを鍛造・圧延し、その後 998K で 2 時間焼鈍した後に空冷した Ti-6Al-4V 合金を用いた。同材の化学組成および機械的特性をそれぞれ Table 6-1, Table 6-2 に示す。試験片は丸棒型の Ti-6Al-4V 合金から、丸棒の長手方向が試験片の長手方向と一致するように切り出している。また、本研究の対象とする Ti-6Al-4V 合金の表面組織の観察結果を Fig. 6-1 に示す。同図より、 α 相および $\alpha+\beta$ 相の 2 相組織となっていることがわかる。試験片形状は、Fig. 6-2 に示す形状に放電加工および機械加工した。なお、疲労き裂の発生箇所を試験片上面の中央部に限定させるため、試験片中央部に R 部を設け、さらに断面形状を台形にしている。実験方法は 2 章と同様で、公称応力振幅を 550 MPa とし、応力比 $R=-0.8$ とすることで表面より微小疲労き裂を発生させた。

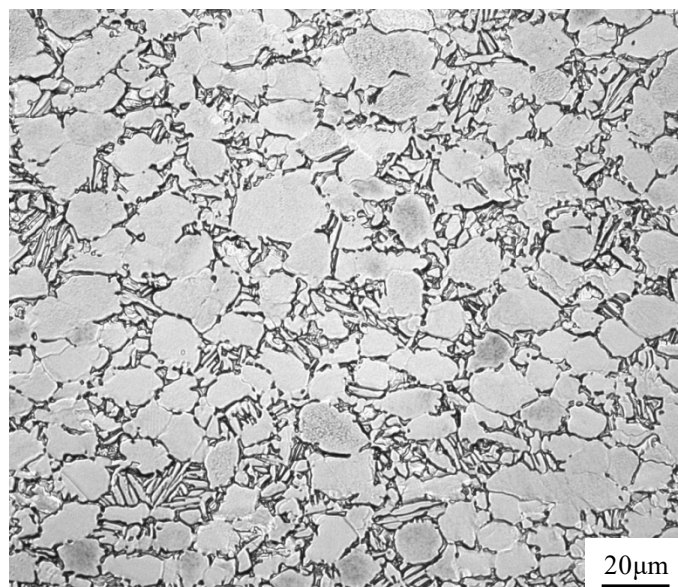


Fig. 6-1 Microstructure of Ti-6Al-4V alloy used in our study.

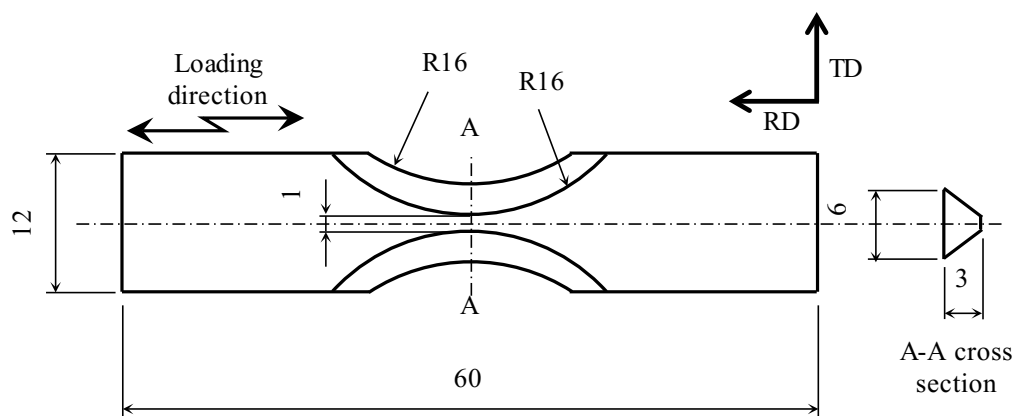


Fig. 6-2 Specimen geometry of Ti-6Al-4V alloy.

Table 6-1 Chemical Composition of Ti-6Al-4V(mass%)

Ti	Al	V	Fe	O	N	C	H
Bal.	6.39	4.18	0.18	0.184	0.005	0.002	0.0019

Table 6-2 Mechanical properties of Ti-6Al-4V

0.2%proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
870	970	16.9

6.3 微小疲労き裂発生の評価手法

結晶中に存在するすべり系は3次元であるため、EBSD解析により得られる結晶方位情報を基に、材料内に存在する各すべり系を3次的に表現する必要がある。そこで、本研究ではFig. 6-3に示すように、試料表面に固定された試料座標系(X軸, Y軸, Z軸)を定めて、すべり角 α , β , Ω を用いることで、各すべり系を3次的に表現することを可能とした。すべり角 α は、試料表面である図中X-Y平面に生じるすべり線と荷重軸直角方向(X軸)のなす角、すべり角 β は、試料表面の法線方向に対するすべり面の回転角、すべり角 Ω は、すべり方向と試料表面のなす角とそれぞれ定義した。なおすべり角は図中の矢印方向を正としている。なお、すべり角 α , β , Ω は、EBSD解析により得られるオイラー角を用いて算出した。

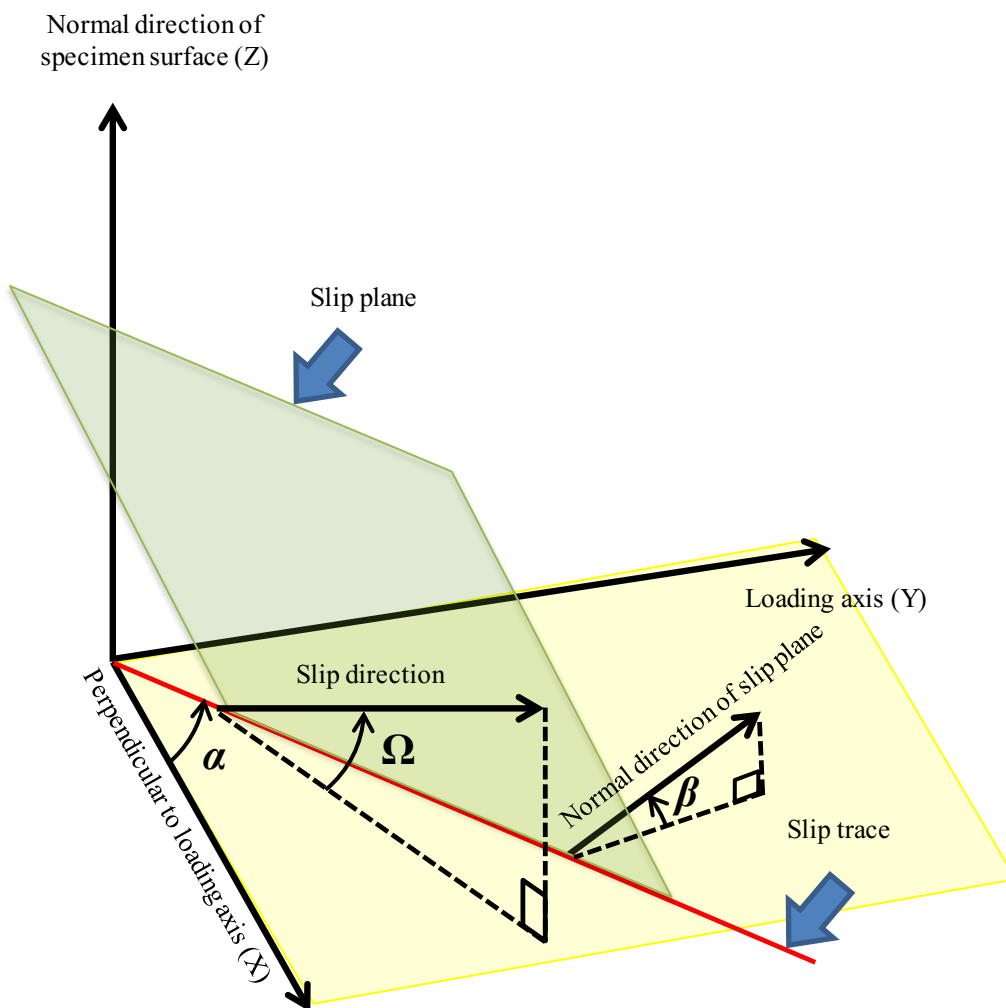


Fig. 6-3 Definition of angle Ω which is out of component of Schmid factor.

すべり面上にあるすべり方向に作用するせん断応力をそのすべり系の分解せん断応力と呼ばれ、Fig. 6-4 のような断面積 A の単結晶丸棒に引張荷重 P を加えるとき、分解せん断応力 τ は、

$$\tau = (P/A) \cdot \cos\Phi \cos\lambda \quad (6-1)$$

と表される。ここで Φ は荷重軸とすべり面法線方向のなす角、 λ は荷重軸とすべり方向のなす角と定義されている。上式の $\cos\Phi \cos\lambda$ の値をシュミット因子 (Schmid Factor : SF) と呼び、すべり系が複数存在する結晶の場合、 SF が最大のすべり系が主すべり系となり、分解せん断応力が高くなることで活動する。なお、 SF は EBSD 解析により得られる結晶方位の 3 次元の座標情報 (方位行列) を用いて算出した。緒言で述べたように、 $SF \sin\Omega$ は SF およびすべり面の面外成分の双方を考慮したパラメータとして先行研究で提案された新たな疲労き裂発生評価因子であり、 SF とすべり角 Ω の正弦を掛け合わせて算出している。

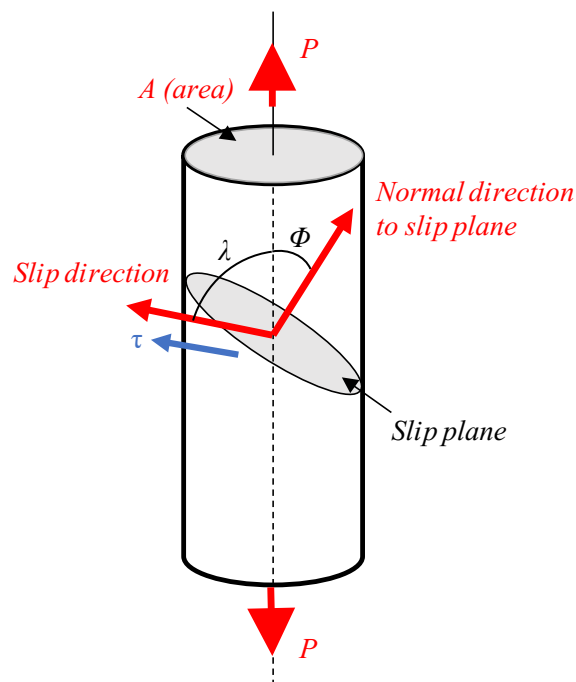


Fig. 6-4 Calculation of Schmid factor.

6.4 実験結果および考察

6.4.1 EBSD 観察結果

一般的に疲労き裂は高い SF を有する結晶粒より優先的にすべりが作動し発生するとされている。しかしながら、試験片には多数の初析 α 相が存在しており、疲労き裂発生起点となった初析 α 相の(0001)面の SF が、他の初析 α 相のそれと比べ最も大きい値であるかどうかは不明である。そこで本研究では、疲労試験前に疲労き裂が発生すると考えられる試験片中央部(1mm×1mm)の領域に対して EBSD 法による結晶方位解析を行った。解析結果を Fig. 6-5 に示す。

ここで、低炭素鋼においては、同一応力を繰り返す時、結晶粒径が大きな結晶粒より疲労き裂が発生することが分かっている[94]。そのため、Ti-6Al-4V 合金もこの特性に準ずると仮定し、取得した全領域の EBSD 解析結果から、比較的粒径が大きく、且つ(0001)面の SF が大きい初析 α 相をき裂発生起点となる可能性が高い初析 α 相として特定した。Fig. 6-6 に結晶粒径、および底面(0001)面の SF を考慮した EBSD 解析結果を示す。同図では結晶粒径が大きい初析 α 相ほど明度が高く、さらに図中カラーコードに示す通り(0001)面の SF の大小により色分けされている。同図より、EBSD 解析を行った全領域中では、図中○印で示す Grain 1 が、比較的粒径が大きく、且つ(0001)面の SF が大きい初析 α 相であることがわかる。そこで、Grain 1 のすべり角、および SF を算出した。結果を Table 6-3 に示す。なお、Grain 1 周辺の拡大図を Fig. 6-7 に示す。

Table 6-3 より Grain 1 の(0001)面の SF はいずれも極めて高い値であることが分かる。すなわち、最大の(0001)面の SF を有する初析 α 相から疲労き裂が発生すると仮定した場合、Grain 1 が発生起点となる可能性が高い。しかし、疲労試験を行った結果、Crack A および Crack B の発生が Fig. 6-6 中○印で示す部分から認められ、き裂発生起点は Grain 1 とは異なる初析 α 相であった。

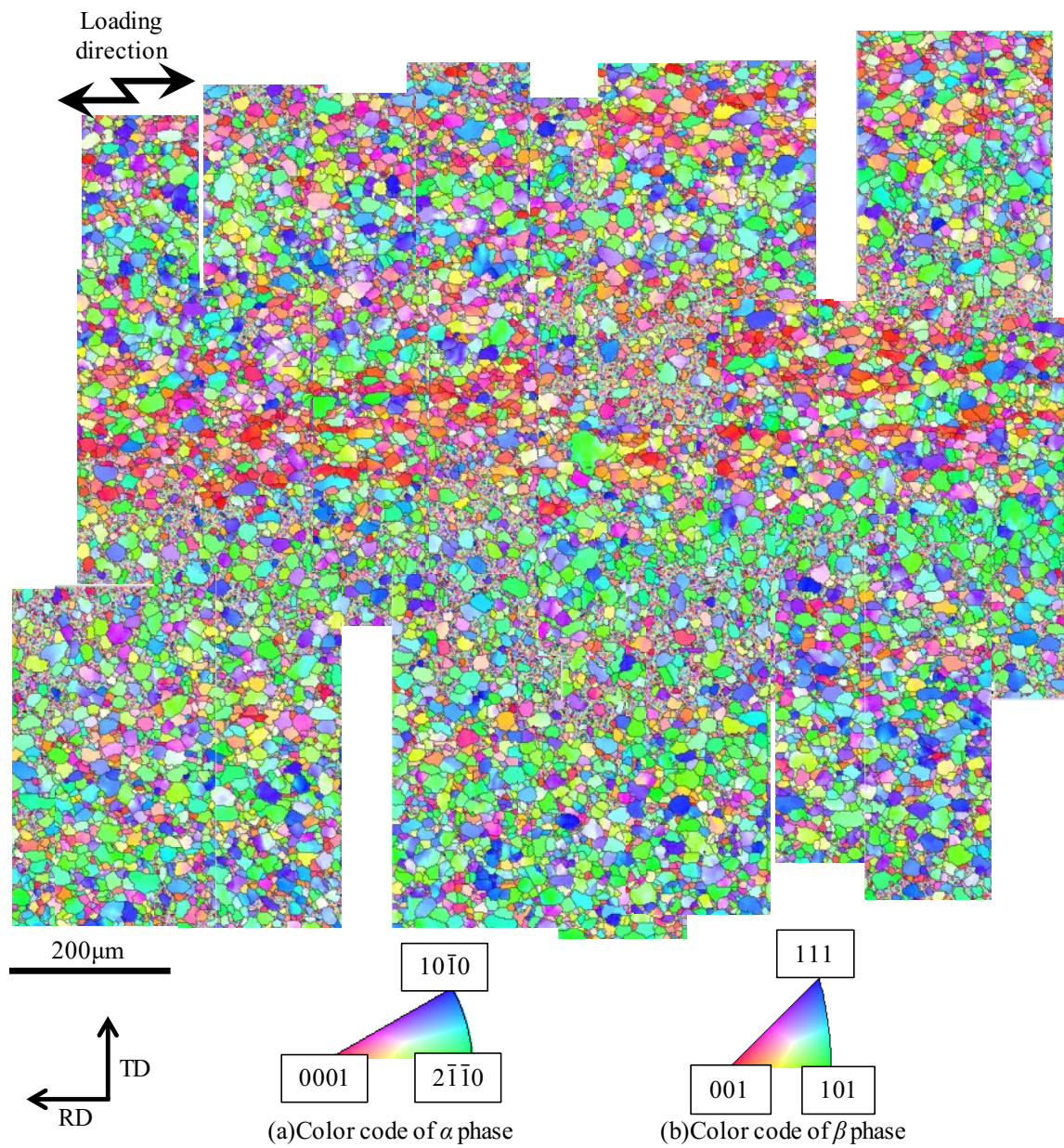


Fig. 6-5 EBSD analysis results of specimen surface on ND direction.

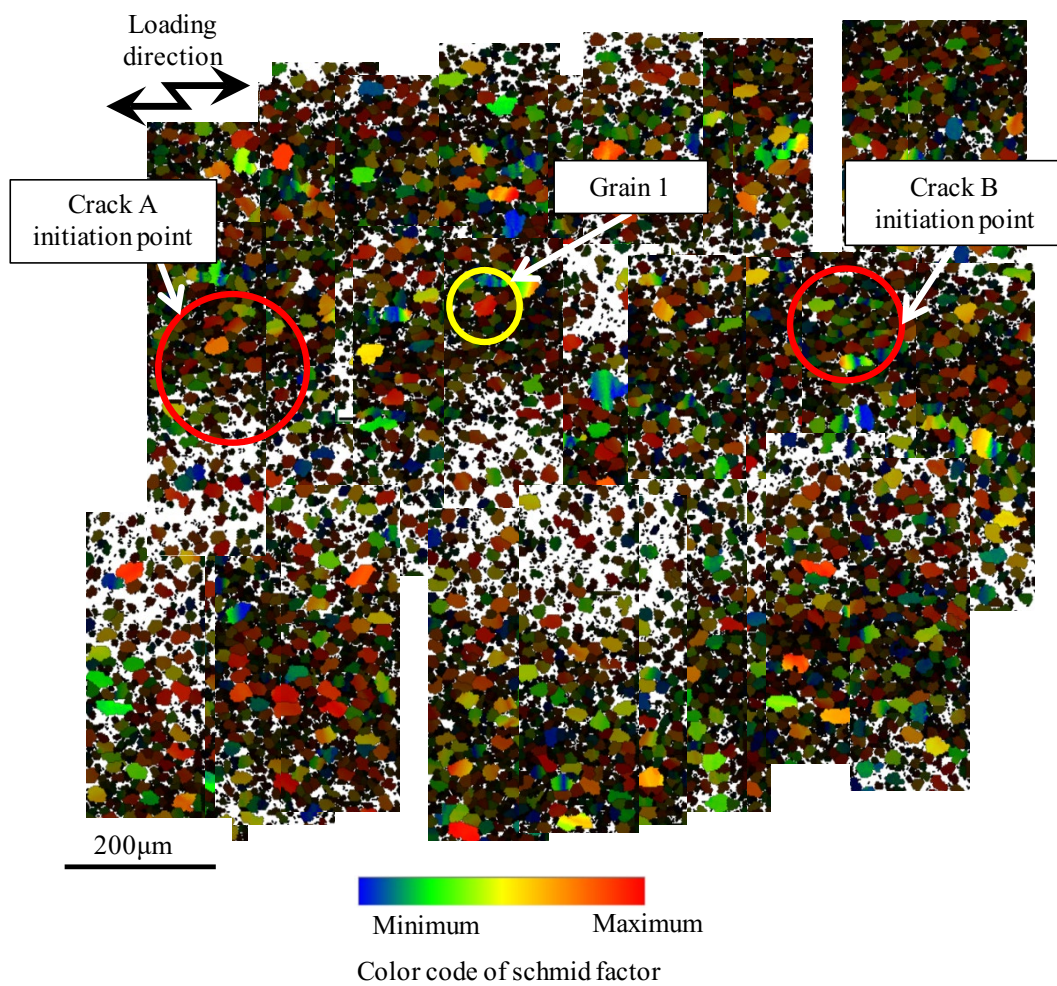


Fig. 6-6 Schmid factor map of specimen surface.

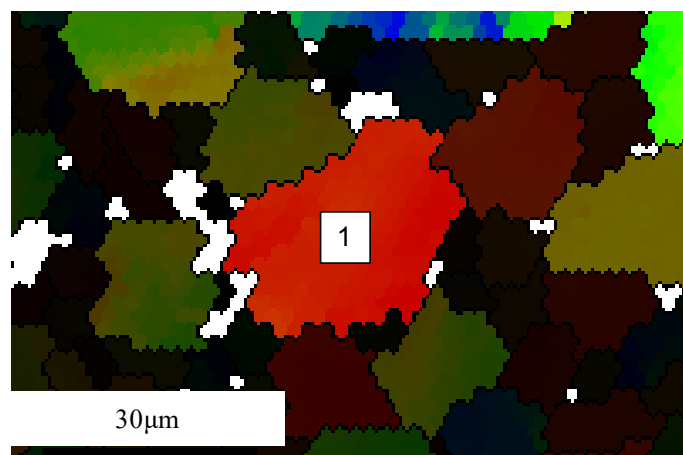


Fig. 6-7 Local observation for Schmid factor map on Grain 1.

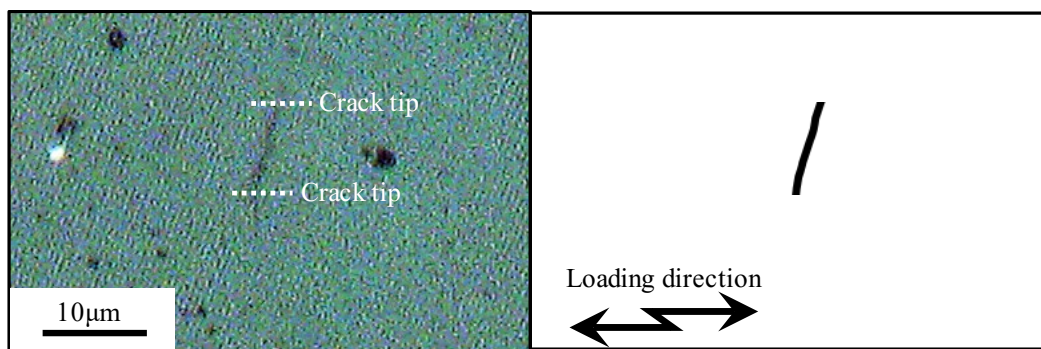
Table 6-3 Schmid and SFsin Ω values on Grain 1

Slip system		α [deg]	β [deg]	Ω [deg]	Schmid factor	SFsin Ω
Basal	A1	47	-11	53	0.214	0.171
	A2			63	0.282	0.252
	A3			5	0.497	0.047
Prismatic	B	-36	35	53	0.225	0.18
	C	-48	-24	63	0.147	0.132
	D	74	78	5	0.025	0.002

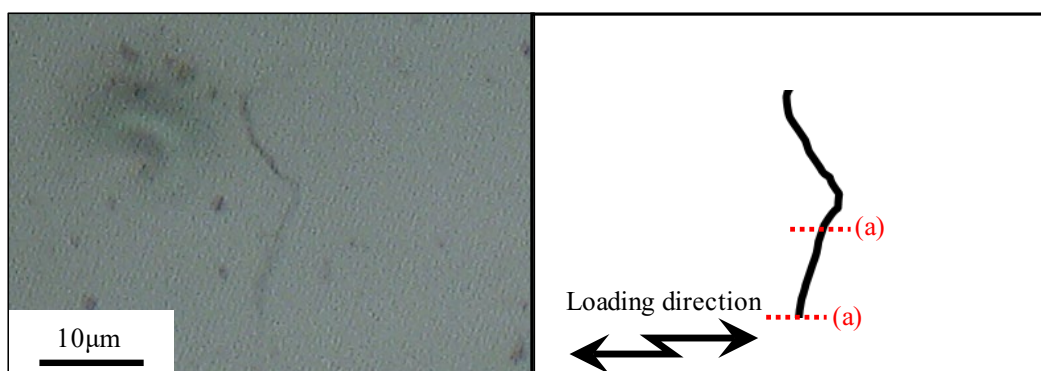
6.4.2 Crack A の観察結果

Crack A の光学顕微鏡での観察結果を Fig. 6-8 に示す。Fig. 6-8(c)は試験繰返し数 $N = 8.0 \times 10^4$ cycles の際、直接観察によって発見された疲労き裂である。また、Fig. 6-8(a)(b)はレプリカ法により取得した Fig. 6-8(c)近傍の表面情報を遡ることにより発見された最小の疲労き裂($N = 5.0 \times 10^4$ cycles)である。これらの観察結果より疲労き裂発生起点は図中で示す部分であると考えた。

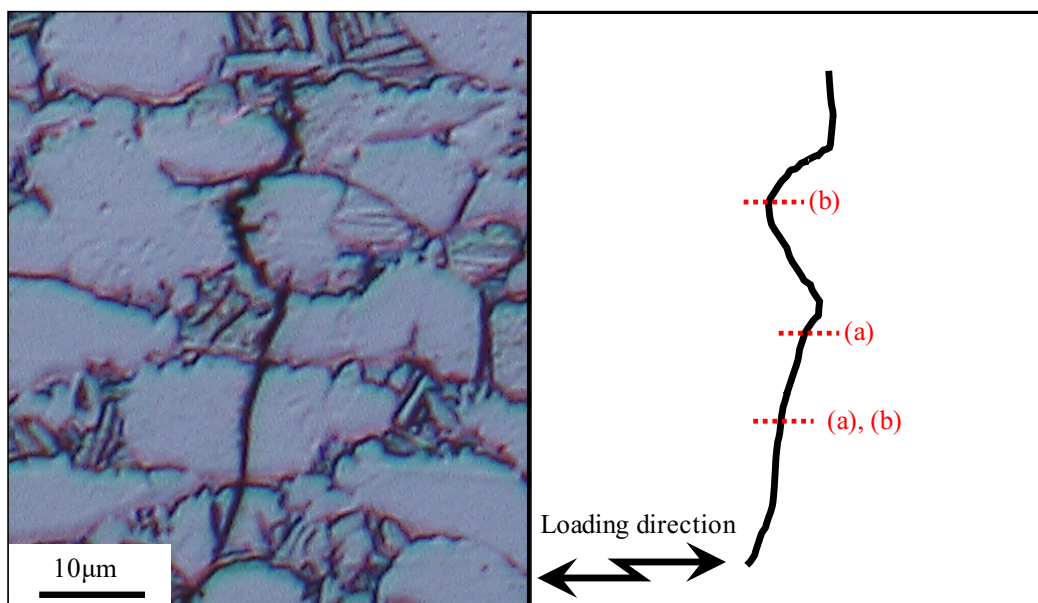
また、Crack A における AFM 観察結果および三次元化画像を Fig. 6-9 および Fig. 6-10 に示す。Fig. 6-9 が AFM 観察結果であり、同図よりき裂の長さは 50~60 μm 程度であることがわかる。Fig. 6-10 より、き裂を挟んだ両側で数百 nm ほどの高低差が確認された。これより、疲労き裂は試験片表面に対して面外成分の大きなすべり変形により発生したものと考えられる。



(a) 5.0×10^4 cycles (Replica)



(b) 6.0×10^4 cycles (Replica)



(b) 8.0×10^4 cycles (Direct observation)

Fig. 6-8 Fatigue crack observation for Crack A.

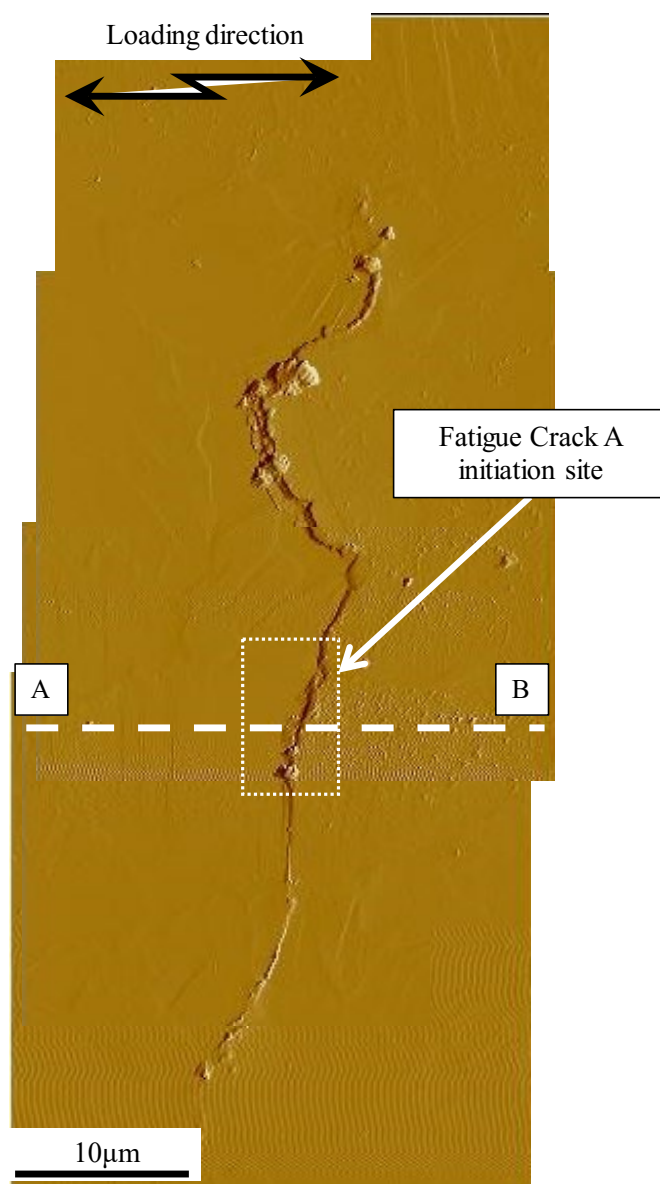


Fig. 6-9 AFM analysis results for Crack A.

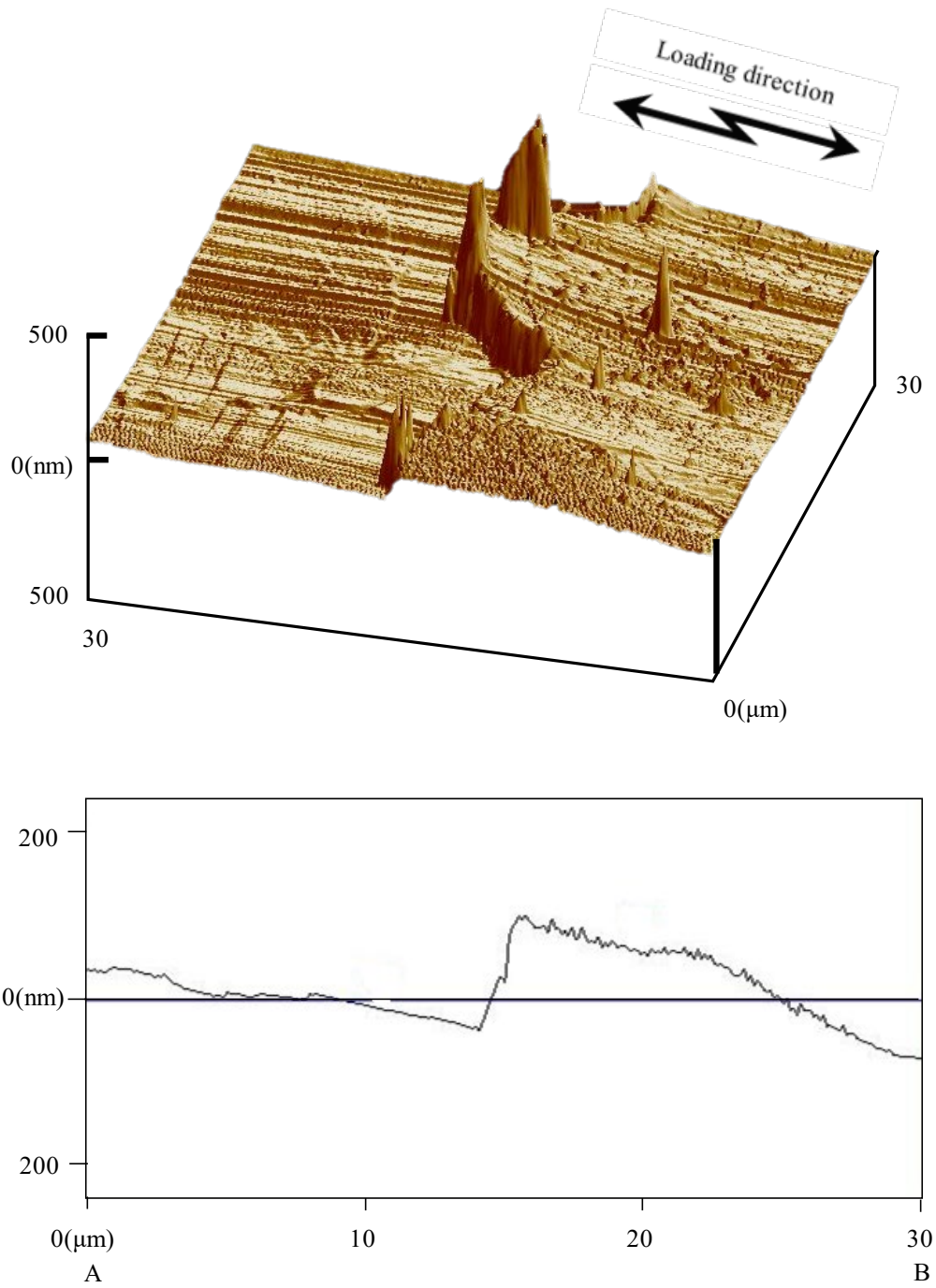


Fig. 6-10 AFM analysis results for of cross section of Crack A.

6.4.3 Crack A のき裂発生評価

疲労試験後に再度、解析倍率を上げて Crack A の発生起点付近について EBSD 解析を行った。それにより得られた SF マップおよび結晶粒界を付け加えた SEM 画像を Fig. 6-11 に示す。同図中の□印で示される部分がレプリカ法により特定したき裂発生起点であり、白線はき裂を示している。同図より、Crack A は Grain 2 を起点として発生していることがわかる。そこで、Grain 2 のすべり角および SF を算出した結果を Table 6-4 に示す。

Table 6-4 より、Grain 2 のすべり角 $\alpha = -21^\circ$ と白線で示す実際のすべり角がほぼ同値であるため Crack A は Grain 2 の底面すべりにより発生したと考えられる。また、Grain 2 の(0001)面の $SF (=0.492)$ は比較的大きな値であるが、前述した Grain 1 の(0001)面の SF より小さな値であることが分かる。このことは、試験片中に多数存在する初析 α 相の内、必ずしも(0001)面における SF が最大となる初析 α 相から疲労き裂が発生するとは限らないことを示唆するものである。ここで、 SF が最大である方向のすべり角 Ω について注目した。Grain 1 の SF が最大である方向の(0001)面のすべり角 Ω は約 5° であり、すべり量の面外成分が比較的小さいため、疲労き裂発生に至る繰返し数が多く必要になると考えられる。対して Crack A が発生した結晶粒の SF が最大である方向の(0001)面のすべり角 Ω は約 39° であり、前述の結晶粒と比べてすべり量の面外成分が大きいため、面外成分による入り込みが形成されやすくなる。その結果、Grain 2 内に Crack A の発生起点となる入り込みが Grain 1 より早い段階で形成され、それが深くなったことが考えられる。

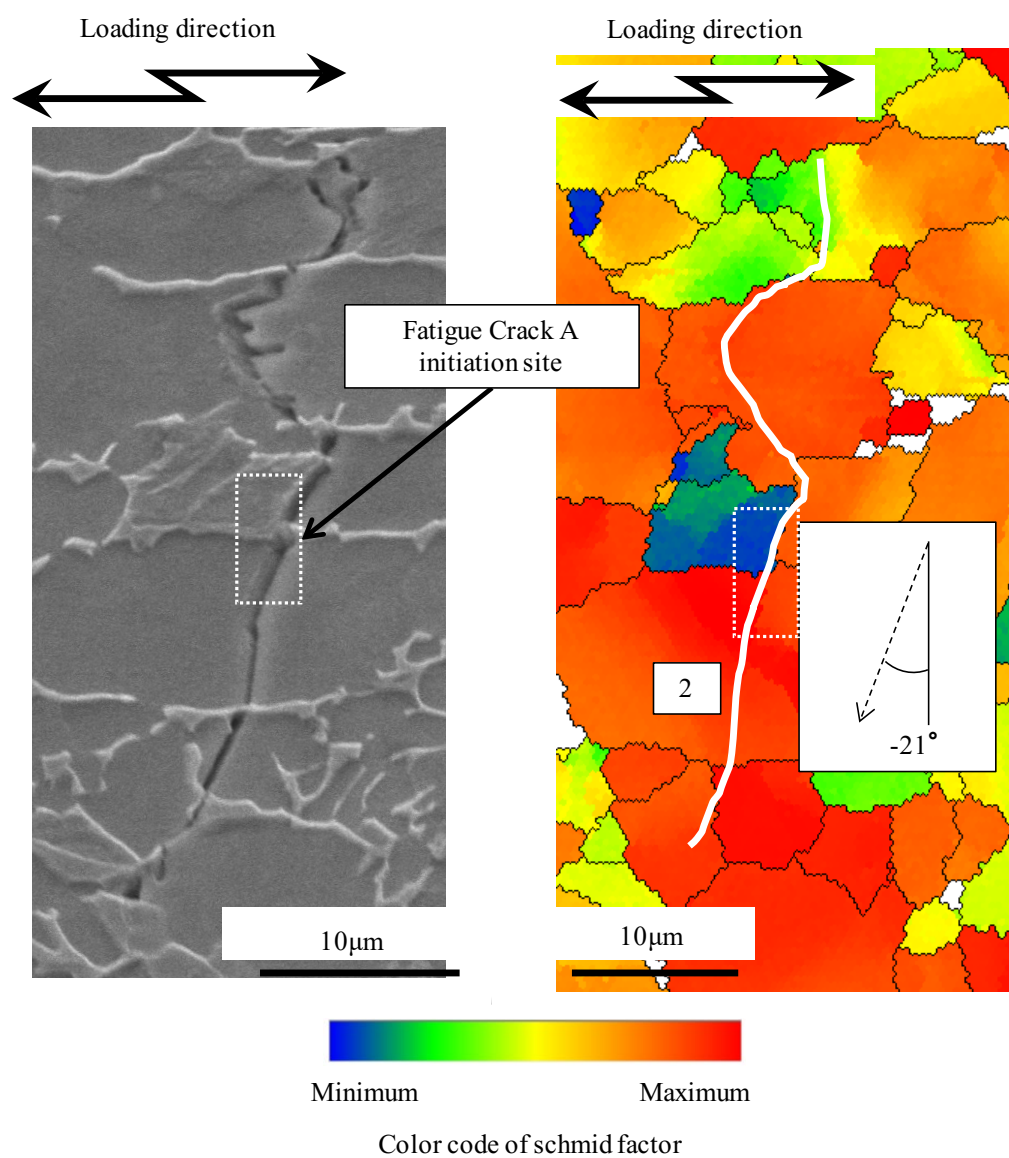


Fig. 6-11 Microstructure observation around Crack A.

Table 6-4 Schmid and SFsin Ω values on Grain 2

Slip system	α [deg]	β [deg]	Ω [deg]	Schmid factor	SFsin Ω	
Basal	A1	-21	-46	4	0.276	0.021
	A2			39	0.492	0.312
	A3			34	0.217	0.121
Prismatic	B	-29	43	4	0.201	0.015
	C	87	-16	39	0.022	0.014
	D	41	24	34	0.132	0.074

6.4.4 Crack B の観察結果

Crack B の光学顕微鏡での観察結果を Fig. 6-12 に示す。なお, Fig. 6-12(c)は試験繰返し数 $N = 8.0 \times 10^4$ cycles で発見されたき裂である。Fig. 6-12(a)(b)はレプリカ法により取得した Fig. 6-12(c)近傍の表面情報を遡ることにより発見された最小の疲労き裂($N = 1.5 \times 10^4$ cycles)である。これらの結果から、き裂発生起点は Fig. 6-12(a)で示す部分と考えた。

また、Crack B の詳細な検討を行うため、同じき裂を AFM にて観察した。まず、AFM 観察結果を Fig. 6-13 に示す。なお同図にて、左図が AFM 観察結果であり、右図がき裂の模式図をそれぞれ示している。同図よりき裂の長さは 15~20 μm 程度であることがわかる。次にき裂を三次元的に観察した画像を Fig. 6-14 に示す。同図にて、き裂を挟んだ両側で数百 nm ほどの高低差が確認されたことから、疲労き裂は試験片表面に対して面外成分の大きなすべり変形により発生したものと考えられる。

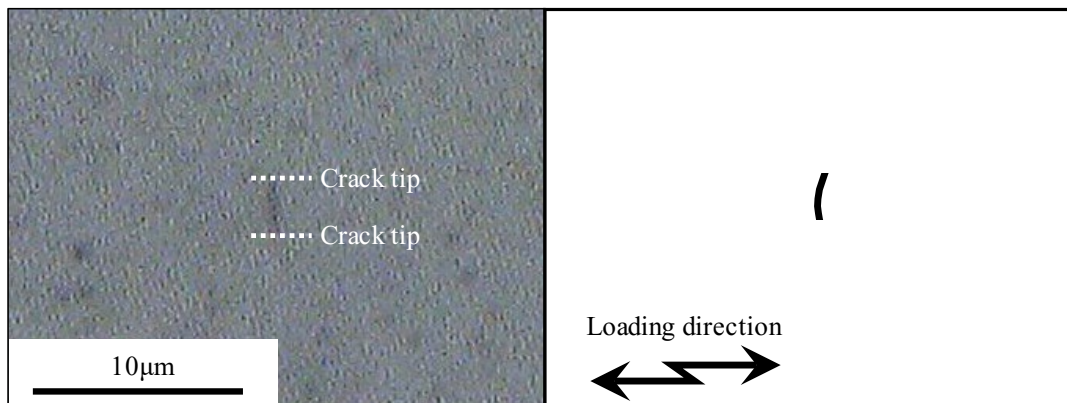
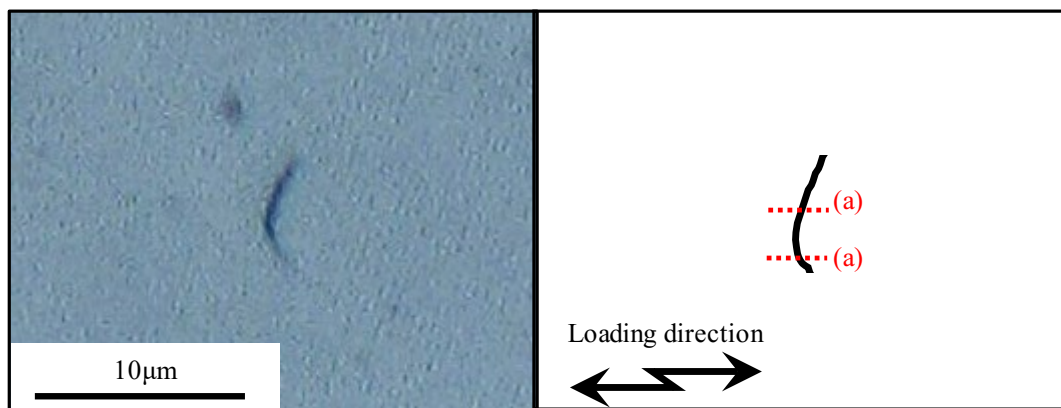
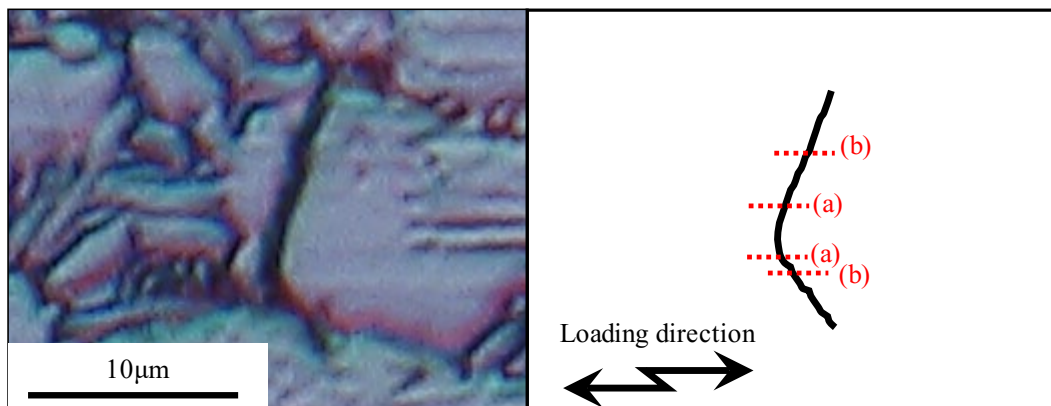
(a) 1.5×10^4 cycles (Replica)(b) 2.5×10^4 cycles (Replica)(b) 8.0×10^4 cycles (Direct observation)

Fig. 6-12 Fatigue crack observation for Crack B.

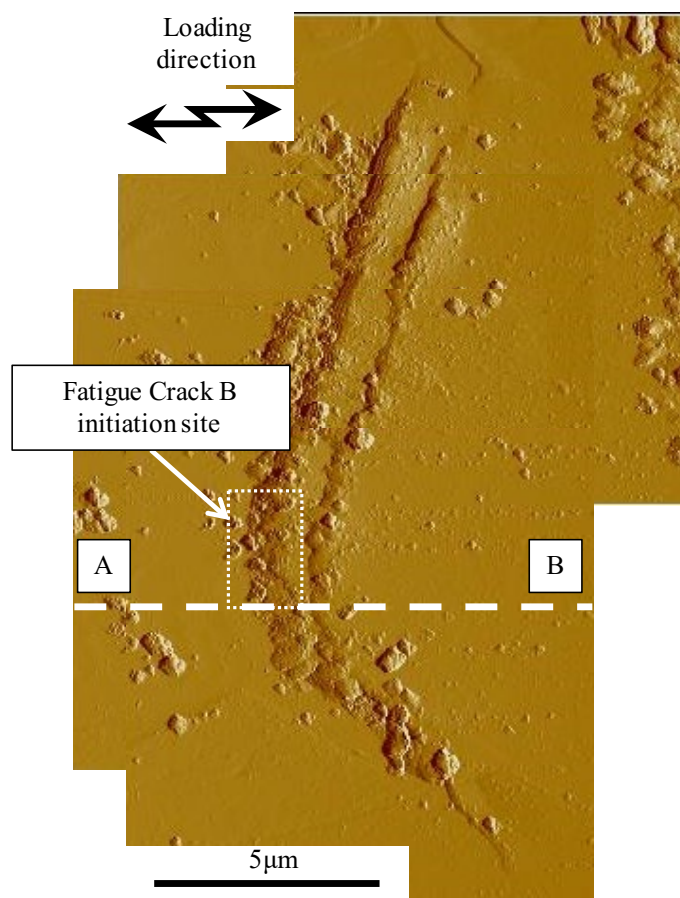


Fig. 6-13 AFM analysis results for Crack B.

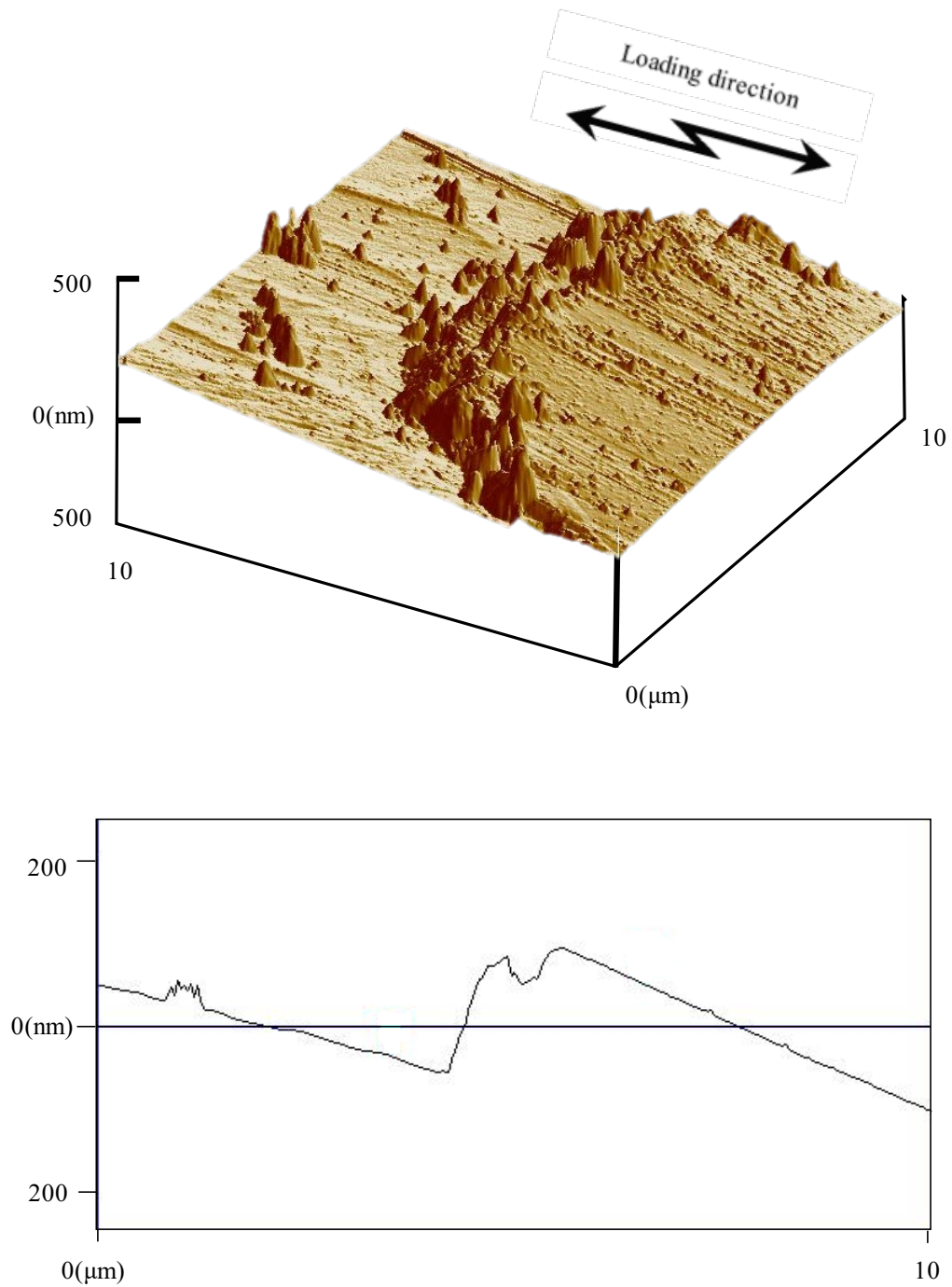


Fig. 6-14 AFM analysis results for of cross section of Crack B.

6.4.5 Crack B のき裂発生評価

疲労試験後に再度、解析倍率を上げて Crack B の発生起点付近について EBSD 解析を行った。それにより得られた SF マップおよび結晶粒界を付け加えた SEM 画像を Fig. 6-15 に示す。同図中の□印で示される部分がレプリカ法により特定したき裂発生起点であり、白線はき裂を示している。同図より、Crack B は Grain 3 を起点として発生していることがわかる。そこで、Grain 3 のすべり角および SF を算出した結果を Table 6-5 に示す。

Table 6-5 より、Grain 3 のすべり角 $\alpha = -13^\circ$ と白線で示す実際のすべり角がほぼ同値であるため Crack B は Grain 3 の底面すべりにより発生したと考えられる。また、Grain 3 の(0001)面の $SF(=0.441)$ は比較的大きな値であるが、前述した Grain 1 の(0001)面の SF より小さな値であることが分かる。このことは、試験片中に多数存在する初析 α 相の内、必ずしも(0001)面における SF が最大となる初析 α 相から疲労き裂が発生するとは限らないことを示唆するものである。ここで、 SF が最大である方向のすべり角 Ω について注目した。Grain 1 の SF が最大である方向の(0001)面のすべり角 Ω は約 5° であり、すべり量の面外成分が比較的小さいため、疲労き裂発生に至る繰返し数が多く必要になると考えられる。対して Crack B が発生した結晶粒の SF が最大である方向の(0001)面のすべり角 Ω は約 33° であり、前述の結晶粒と比べてすべり量の面外成分が大きいため、面外成分による入り込みが形成されやすくなる。その結果、Grain 3 内に Crack B の発生起点となる入り込みが Grain 1 より早い段階で形成され、それが深くなったことが考えられる。

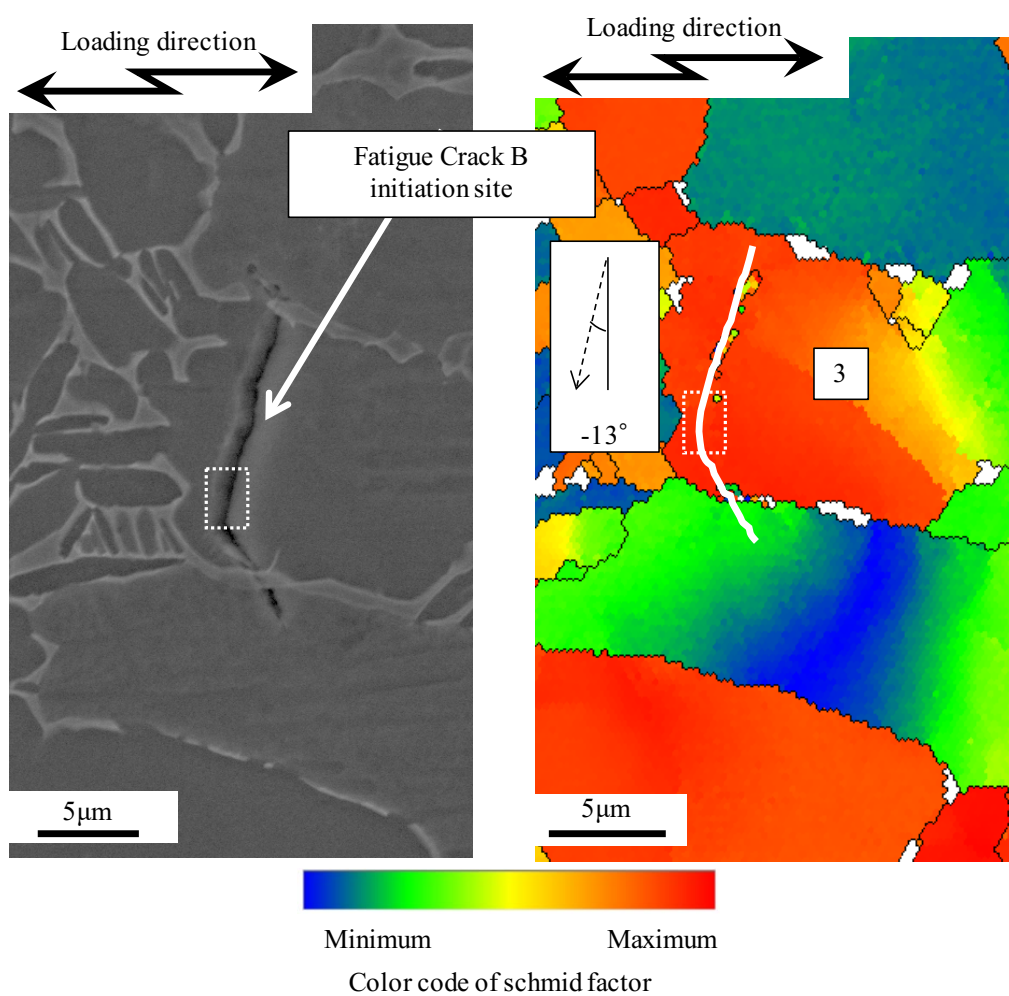


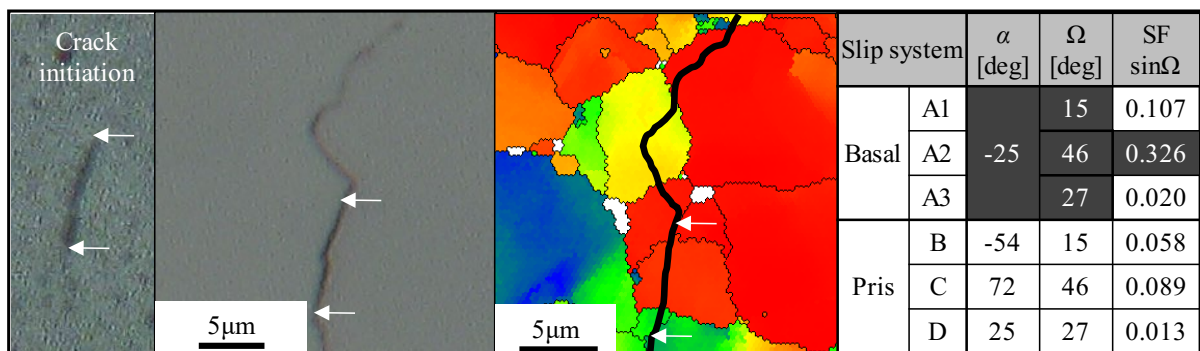
Fig. 6-15 Microstructure observation around Crack B.

Table 6-5 Schmid and SFsin Ω values on Grain 3

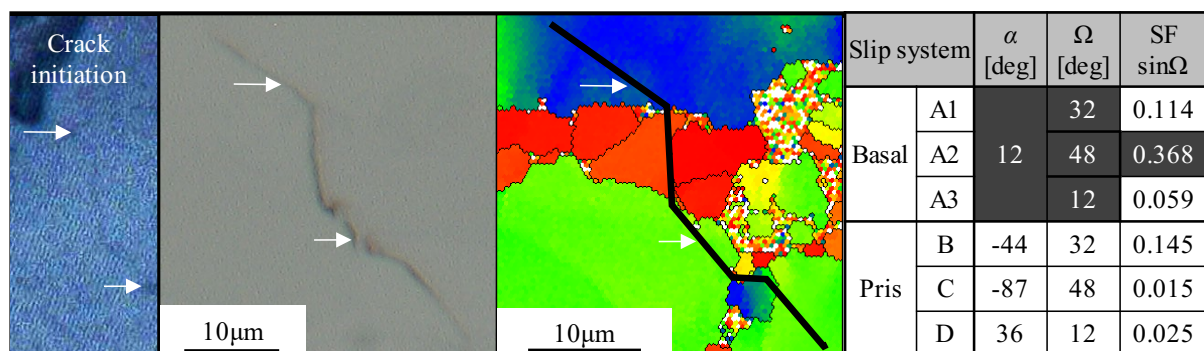
Slip system		α [deg]	β [deg]	Ω [deg]	Schmid factor	SFsin Ω
Basal	A1	-13	-57	14	0.296	0.069
	A2			33	0.441	0.239
	A3			18	0.144	0.045
Prismatic	B	-43	29	14	0.277	0.065
	C	80	-3	33	0.080	0.043
	D	26	27	18	0.126	0.039

6.4.6 Crack C~K のき裂発生評価

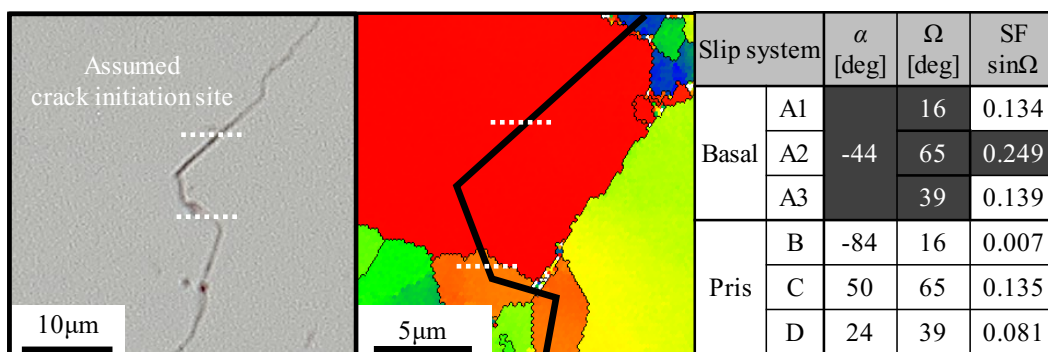
前項と同様に他の試験片にて観察された Crack C~K の微小疲労き裂発生の評価を $SF\sin\Omega$ にて行った. その結果を Fig. 6-16 にまとめた. 同図より明らかなように全てのき裂が α 相の底面(0001)面を起点として発生し, 尚且つ面外成分を考慮したシュミット因子 $SF\sin\Omega$ にて評価可能であることがわかった. すなわち, 本研究で対象とする Ti-6Al-4V 合金は HCP 構造を有する α 相の底面すべりが活動することによって入込突出しが形成され, 疲労き裂が発生することが明らかとなった. また, 本研究にて得られた結果はあらゆる組織の金属材料において適用可能な力学的な評価方法を確立したことを示唆するものである.



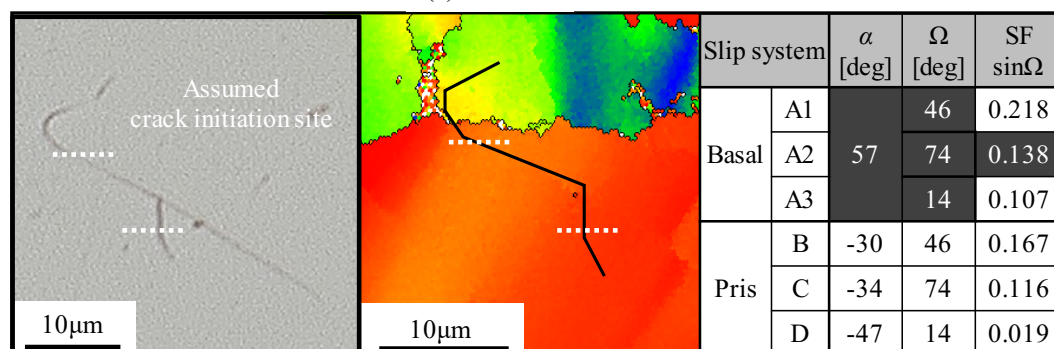
(a) Crack C



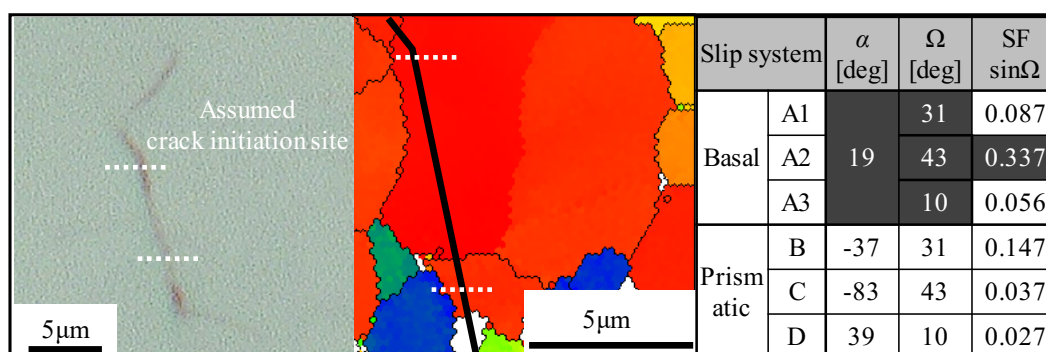
(b) Crack D



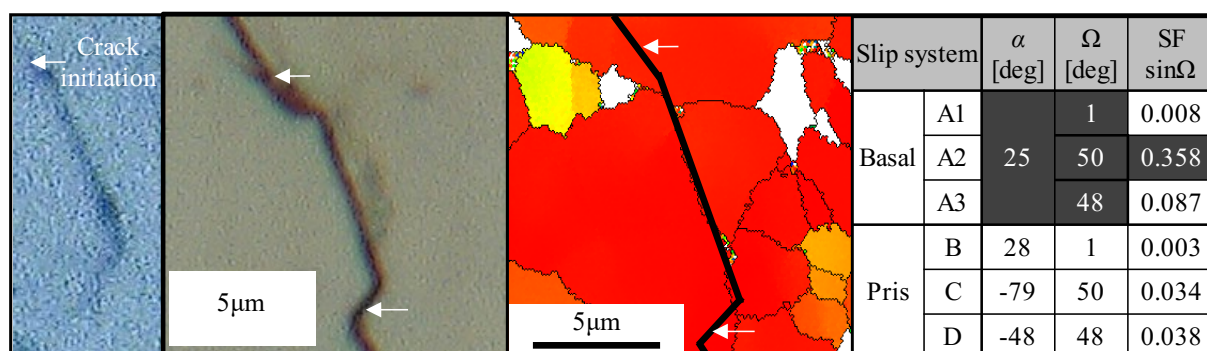
(c) Crack E



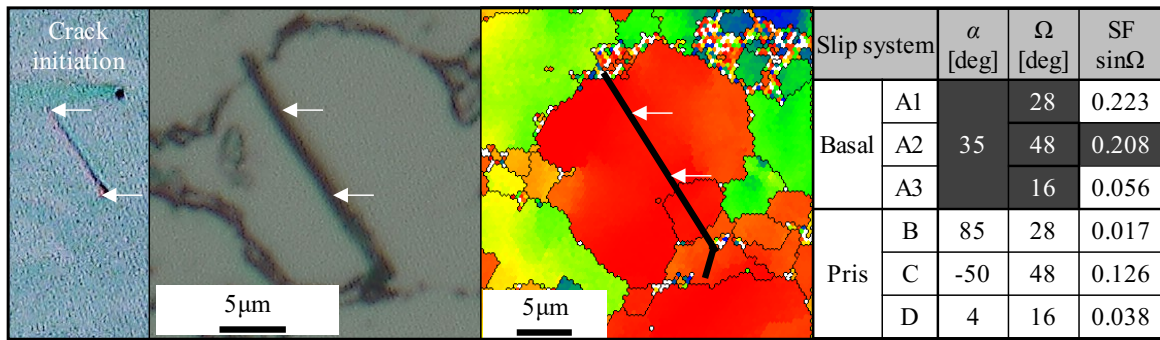
(d) Crack F



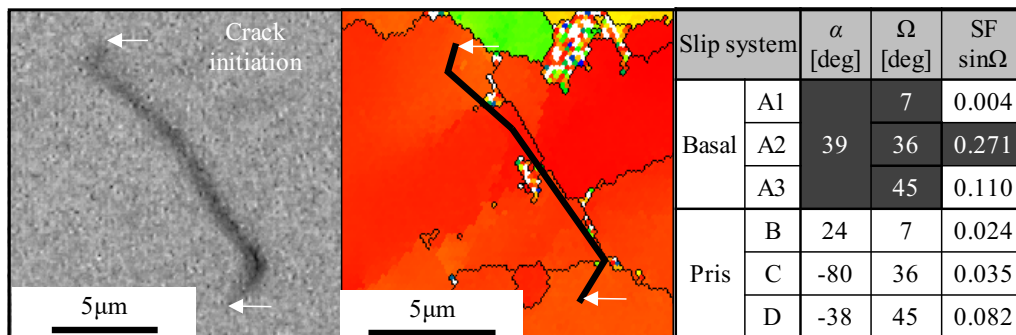
(e) Crack G



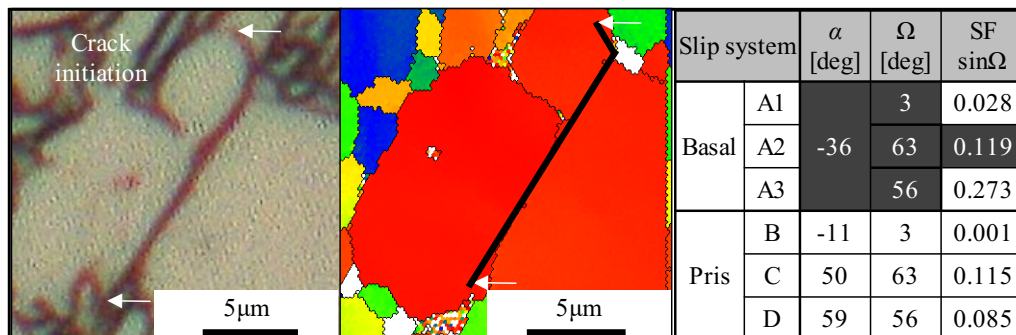
(f) Crack H



(g) Crack I



(h) Crack J



(i) Crack K

Fig. 6-16 Fatigue crack nucleation of Crack C~K.

6.5 結言

本研究では、Ti-6Al-4V 合金を用いて疲労試験を行い、レプリカ法、EBSD 法による結晶方位の測定および試験片表面の AFM 観察により、疲労き裂発生機構に対して微細組織が及ぼす影響について検討を行った。これより、微小疲労き裂発生機構の定量的評価手法の確立を目的としてシュミット因子の面外成分に着目し評価を実施した。以下に本研究で得られた結論を示す。

1. 疲労き裂は比較的大きな Schmid factor (SF)を有する結晶より発生するとされているが、本研究では上述の現象は起きなかった。これは、シュミット因子に入込突出しの面外成分を考慮しなければならないことを意味した。
2. 本研究ではすべり量の面外成分を示すすべり角 Ω および SF の双方を考慮した $SF\sin\Omega$ を提案した。このパラメータに基づくと、疲労き裂は $SF\sin\Omega$ の高い初析 α 相内より発生する傾向があることが示唆された。
3. 本研究で用いた Ti-6Al-4V 合金は全ての試験片にて α 相の底面すべりによって疲労き裂が発生した。これは、底面のすべりにより生じるすべり線とき裂発生角度が一致したことにより、検証可能であった。

今後の課題

本研究にて得られた微小疲労き裂進展評価の結果は単一結晶粒の応力状態を仮定した場合の数値計算的評価手法であり、必ずしも多結晶体に適用できるとは限らない。ゆえに、多結晶体を考慮した力学的手法にて評価することで、本研究で対象とした α -黄銅のみならず多くの金属材料の評価が可能となる。そのためには、結晶塑性学的な有限要素解析技術を導入する方法が有効であると考えられる。近年では緒言でも触れたが、結晶塑性論と有限要素解析技術を組み合わせた結晶塑性有限要素解析技術の進歩が顕著であるがゆえに、この技術を導入することで多結晶体を考慮した微小疲労き裂屈曲挙動の評価が可能となると考えられる。また、同解析を用いて、荷重軸方向に主に進展するき裂の進展方向も併せて解析することが必要である。最後に、すべり因子はき裂屈曲の履歴を完全に考慮しているとは言い難く、き裂屈曲の履歴を考慮する意味でも解析的検討が必要である。

また、本研究にて得られた微小疲労き裂発生の評価もまた、周りの結晶粒との力学的および組織的な相互作用を全く考えておらず、単結晶体を仮定しての結果である。ゆえに、今後は上述した結晶塑性を導入した有限要素解析を用いて、多結晶体の各結晶粒に作用するシュミット因子の値を精度よく求める必要がある。加えて、Ti-6Al-4V合金の場合はHCPとBCC構造の異なる結晶構造を有するため、両組織の力学的相互作用が大きいと考えられる。ゆえに、多結晶体の解析に加え、混合組織が疲労き裂発生に及ぼす影響も検討する必要がある。

参考文献

- [1] 城野政弘, 新材料の疲労, 材料, Vol.43, No.488, pp.587-593 (1994)
- [2] 城野政弘, 宋智浩, 疲労き裂, 大阪大学出版社, pp.i (2005)
- [3] J. McEvily, 金属破損解析ハンドブック, 丸善出版 (2017)
- [4] 服部敏雄, 材料力学と強度設計の基礎, 日刊工業新聞社 (2018)
- [5] 初心者のための疲労設計法, 公益社団法人 日本材料学会, 第 6 版 (2016)
- [6] 初心者のための疲労設計法, 公益社団法人 日本材料学会, 第 6 版 pp.6 (2016)
- [7] L. F. Coffin, Jr., Ann. Rev. Mater. Sci., Vol.2, pp.318 (1972)
- [8] 陳代行, 金属疲労強度学, 内田老鶴圃, pp.1 (2015)
- [9] 北川英夫, 疲労き裂進展の破壊力学的解析 (I), 材料, Vol.26, No.284, pp.482-493 (1977)
- [10] R. C. Boettner, A. J. McEvily, Acta. Met., Vol.13, pp.937-945 (1965)
- [11] Forsyth, P. J. E., The physical basis of metal fatigue, Blackie and Son limited, London (1969)
- [12] 菅田淳, 植松美彦, 黒永英一, 城野昌政弘, AFM その場観察と結晶方位解析による α 黄銅における微小疲労き裂進展屈曲機構の解明, 材料, Vol.54, No.12, pp.1268-1274 (2005)
- [13] 駒井謙治郎, 破壊力学入門, 材料, Vol.33, No.367, pp.501-507 (1984)
- [14] 皮籠石 紀雄, 西谷 弘信, 豊廣 利信, 王 習術, 田中 秀穂, 大き裂における微小き裂伝ば則の有効性, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.62, No.595, pp.661-665 (1996)
- [15] E. Malitekii et al, Strain accumulation during microstructurally small fatigue crack propagation in bcc Fe-Cr ferritic stainless steel, Acta. Mat., Vol.144, pp.51-59 (2018)
- [16] J. M. Hughes et al, Cyclic behavior and modeling of small fatigue cracks of a polycarbonate polymer, Int. J. Fatigue, Vol.99, pp.78-86 (2017)
- [17] Anthony G. Spangenberg et al, Microstructural mechanism and advanced characterization of long and small fatigue crack growth in cast A356-T61 aluminum alloys, Int. J. Fatigue, Vol.97, pp.202-213 (2017)
- [18] Guo-Jian Deng et al, Small fatigue crack initiation and growth mechanisms of nickel-based

-
- superalloy GH4149 at 650 °C in air, *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 153, pp.35-49 (2016)
- [19] Guo-Jian Deng et al, Grain size effect on the small fatigue crack initiation and growth mechanisms of nickel-based superalloy GH4149, *Eng. Fract. Mech.*, Vol.134, pp.433-450 (2015)
- [20] O. M. Herasymchuk, Microstructurally-dependent model for predicting the kinetics of physically small and long fatigue crack growth, *Int. J. Fatigue*, Vol.81, pp.148-161 (2015)
- [21] 城野 政弘, 宋 智浩, 岡部 雅彦, 上杉 暢彦, 大垣 雅由, 江口 直紀, *材料*, Vol.33, pp.560 (1984)
- [22] J. Polák et al, Mechanisms of extrusion and intrusion formation in fatigued crystalline materials, *Mater. Sci. Eng. A.*, Vol.596, pp.15-24 (2014)
- [23] K. Le Biavant et al, Local texture and fatigue crack initiation in Ti-6Al-4V titanium alloy, *Fatigue. Fract. Eng. Mater. Struct.*, Vol.25, pp.527-545 (2002)
- [24] Helge Knobbe et al, Initiation and Propagation of Short Fatigue Cracks in Forged Ti6Al4V, *Procedia Eng.*, Vol.2, pp.931-940 (2010)
- [25] 田中啓介, 中井善一, 前川治, 低炭素鋼平滑材における疲労き裂発生と初期成長に関する微視的研究, *材料*, Vol.31, No.343, pp.376-382 (1981)
- [26] 田中道七, 小杉雅彦, 工業用純鉄の疲労初期き裂発生箇所とその結晶方位依存性について, *材料*, Vol.32, No.360 (1982)
- [27] S. Sasaoka, J. Arakawa et al, The effects of crystallographic orientation on fatigue crack initiation behavior in Ti-6Al-4V, *Int. J. Fatigue*, Vol.117, pp.371-383 (2018)
- [28] 坂公恭, 結晶転位論, 丸善出版, pp.103,120 (2015)
- [29] Avery. D. H et al, *Fract. Solid.*, pp.339 (1963)
- [30] 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治, 18-8 オーステナイト鋼の疲労き裂発生過程の微視的観察, *材料*, Vol.20, No.211, pp.481-488 (1970)
- [31] Forsyth, P. J. E, *J. Inst. Metals*, Vol.82, pp.449 (1953)
- [32] J. Polák et al, Mechanisms of extrusion and intrusion formation in fatigued crystalline materials,

-
- Mater. Sci. Eng. A., Vol.596, pp.15-24 (2014)
- [33] Erhard Hornbogen et al, Microstructure and fatigue crack growth in a γ -Fe-Ni-Al alloy, Acta. Met., Vol.24, pp.581-592 (1976)
- [34] K. Tanaka, Y. Nakai et al, ASTM STP, Vol.811, pp.207 (1983)
- [35] 戸梶恵郎, 小川武史, 原田行雄, 安藤善司, 微小き裂の成長に対する線形破壊力学の適用限界とその組織依存性, 材料, Vol.34, No.385, pp.1160-1166 (1984)
- [36] D. Taylor et al, Fatigue Eng. Mater. Struct., Vol.4, pp.147 (1981)
- [37] C. W. Brown et al, Fatigue Eng. Mater. Struct., Vol.6, pp67 (1983)
- [38] K. Tanaka et al, ASTM STP, Vol.811, pp.207 (1983)
- [39] J. Lankford, Eng. Fract. Mech., Vol.9, pp.617 (1977)
- [40] 城野政弘, 宋智浩, 岡部雅彦, 日本機械学会講演論文集, No.834-3, pp.33 (1983)
- [41] 戸梶恵郎, 小川武史, 原田行雄, 安藤善司, 微小き裂の成長に対する線形破壊力学の適用限界とその組織依存性, 材料, Vol.34, No.385, pp.1164 (1984)
- [42] J. Lankford, The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum, Fatigue Eng. Mater. Struct., Vol.5, No.3, pp.233-248 (1982)
- [43] 木村英彦, 秋庭義明, 田中啓介, 近藤淳, 石川忠, 超細粒鋼(SUF 鋼)における疲労微小き裂の発生と初期伝ばの AFM 観察, 材料, Vol.51, No.7, pp.801-807 (2002)
- [44] 岡崎正和, 日詰徹, Ti-6Al-4V 合金の微小疲労き裂進展における微視組織の影響とき裂開閉口, 材料, Vol.43, No.493, pp.1238-1244 (1994)
- [45] 岡崎正和, 菅沼孝之, 武藤睦治, 皆川邦典, 軽金属, Vol.42, pp627 (1992)
- [46] K. S. Chan, J. Lankford, A crack tip strain for the growth of small fatigue cracks, Scripta Metallurgica, Vol.17, pp.529-532 (1983)
- [47] M. D. Peach et al, Phys. Rev., Vol.80, pp.436 (1950)
- [48] A. Shyam et al, A small fatigue crack growth relationship and its application to cast aluminum, Acta. Mater., Vol.53, pp.1499-1509 (2005)

-
- [49] Vasudevan AK et al, Mater. Sci. Eng., Vol.188, pp.1 (1994)
- [50] Riche RO et al, Int. J. Fatigue, Vol.21, pp.653 (1999)
- [51] A. Sugeta et al, Atomic force microscopy of fatigue crack growth behavior in the low K region, Int. J. Fatigue, Vol.26, pp.1159-1168, (2004)
- [52] 元屋敷靖子, 菅田淳, 植松美彦, 城野政弘, 離散転位動力学法による疲労き裂先端近傍の転位運動および応力場の検討, 材料, Vol.52, No.10, pp.1217-1224 (2003)
- [53] 菅田 淳, 元屋敷 靖子, 植松 美彦, 森山 拓哉, 城野 政弘, 疲労き裂屈曲挙動の離散転位法解析, 材料, Vol.54, No.5, p. 540-545 (2005)
- [54] H. J. Christ, Propagation behavior of microstructural short fatigue cracks in the high cycle fatigue regime, Com. Mater. Sci., Vol.46, pp.561-565 (2009)
- [55] Proudhon H et al, 3D simulation of short fatigue crack propagation by finite element crystal plasticity and remeshing, Int. J. Fatigue, Vol.82, pp.238-246 (2016)
- [56] McDowell DL et al, A mesoscale approach for growth of 3D microstructurally small fatigue cracks in polycrystals, Int. J. Fatigue, Vol.23, pp.791-818 (2013)
- [57] McDowell DL et al, Mesoscale modeling of microstructurally small fatigue cracks in metallic polycrystals, Mater. Sci. Eng. A., Vol.598, pp.34-55 (2014)
- [58] Gustavo M. Castelluccio, Microstructure sensitive small fatigue crack growth assessment, Int. J. Fatigue, Vol.82, pp.521-529 (2016)
- [59] M. Sakaguchi et al, Crystal plasticity assessment of crystallographic stage I crack propagation on a Ni-based single crystal superalloy, Int. J. Fatigue, Vol.123, pp.10-21 (2019)
- [60] K. T. Venkateswara, On the behavior of small fatigue cracks in commercial aluminum-lithium alloys, Eng. Fract. Mech., Vol.31, No.4, pp.623-635 (1988)
- [61] S. Suresh, Propagation of short fatigue cracks, Int. Mater. Rev., Vol.29, No.6, pp.445-473 (1984)
- [62] T. Mura, A theory of fracture with a polygonal shape crack, Small Fatigue Crack, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.3-15 (1999)

-
- [63] K. Shiozawa et al, Subsurface fatigue crack initiation and growth of plasma assisted duplex surface treated tool steel, *Small Fatigue crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.39-56 (1999)
- [64] David L. Davidson, Fatigue crack constraint and closure as a function of crack length, *Small Fatigue Crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.109-130 (1999)
- [65] M. J. Caston et al, A study of small fatigue crack growth in cast aluminum and prediction of fatigue properties, *Small Fatigue Crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.155-178 (1999)
- [66] R. K. Nalla et al, Mixed mode, high cycle fatigue crack growth thresholds in Ti-6Al-4V: Role of small cracks, *Int. J. Fatigue*, Vol.24, pp.1047-1062 (2002)
- [67] Abdel Mageed AM et al, Mixed mode crack growth under static and cyclic loading in Al alloy sheets, *Eng. Fract. Mech.*, Vol.40, pp.371-385 (1991)
- [68] Tong J et al, The significance of mean stress on the fatigue crack growth threshold for mixed mode I+II loading, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, Vol.17, pp.829-831 (1994)
- [69] M. R. Bache, Microstructural influences on fatigue crack growth in the near alpha titanium alloy Ti metal 834, *Small Fatigue Crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.179-197 (1999)
- [70] R. J. Wilson, Crystallographic orientation and short fatigue crack propagation in a titanium alloy, *Small Fatigue Crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.199-206 (1999)
- [71] M. Gupta et al, A review of T-stress and its effects in fracture mechanics, *Eng. Fract. Mech.*, Vol.134, pp.218-241 (2015)
- [72] Xu-Dong Li et al, The role of grain induced local anisotropy on stress intensity factor for microstructurally small cracks, *Small Fatigue Crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.85-92 (1999)
- [73] RO Riche et al, The importance of small fatigue cracks in advanced materials, *Small Fatigue Crack*, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.233-245 (1999)
- [74] M. Jono, Initiation and growth mechanism of small fatigue cracks in SiC/Al composites, *Small*

-
- Fatigue Crack, RO Riche and Y. Murakami editors, pp.289-300 (1999)
- [75] 東田 賢二, 高村 仁一, 成田 舒孝, 松平 恒昭, 後藤 勝彦, Suzuki Francisca M., 銅単結晶の変形段階 II における 2 次すべりの発生, 日本金属学会誌, Vol.52, No.2, pp.171-179 (1988)
- [76] H. M. Westergaard, Bearing Pressures and Cracks, TRANS. ASME, vol. 61, pp. A-49-A-53 (1939)
- [77] Y. Murakami et al, Stress intensity factors handbook, Committee fracture mechanics, The Society of Materials Science, Japan, Vol.1
- [78] Y. Murakami et al, Stress intensity factors handbook, Committee fracture mechanics, The Society of Materials Science, Japan, Vol.2
- [79] 京谷孝史, よくわかる連続体力学ノート, 非線形 CAE 協会, pp.36 (2008)
- [80] A. Yuen et al, Correlations between fracture surface appearance and fracture mechanics parameters for stage II fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V, Metallurgical Trans., Vol.5, No.8, pp.1833–1842 (1974)
- [81] 岡村弘之, 線形破壊力学, 培風館 (1976)
- [82] Ramesh. K, Evaluation of stress field parameters in fracture mechanics by photoelasticity-Revised, Eng. Fract. Mech., Vol.56, No.1, pp.25-45 (1997)
- [83] Yang. YY, Effect of regular term on the stress field in a joint of dissimilar materials under remote mechanical load, Arch. Appl. Mech., Vol.69, No.5, pp.364-378 (1999)
- [84] Theo Fett et al, Weight functions for stress intensity factors and T-stress for oblique cracks in a half space, Int. J. Fract., Vol.132, pp.9-16 (2005)
- [85] S.Pearson, Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks, Eng. Fract. Mech., Vol.7, No.2, pp.235-240 (1975)
- [86] P. C. Paris et al, On cracks in rectilinearly anisotropic bodies, Int. J. Fract. Mech., Vol.1, No.3, pp.189–203 (1965)
- [87] 中曾根祐司, 異方性材料の弾性論, コロナ社 (2014)
- [88] Y. C. Liu, Calculation of elastic anisotropy in rolled sheet, Trans. Metall. Society. AIME., Vol.236,

pp.482-488 (1966)

[89] Lankford, Trans. ASM, Vol.142, pp.1197 (1950)

[90] 中村裕司, 横山雅, 中桐明和, 前田春興, β 相形状記憶合金の応力状態におよぼす弾性異方性と結晶粒径の影響, 日本金属学会誌, Vol.54, No.2, pp.237-243 (1990)

[91] 北川猛, 冷延軟鋼板における集合組織とヤング率の異方性, 材料, Vol.29, No.322, pp.29-35 (1979)

[92] 日本学術振興会弾性波素子技術委員会 150 委員会: 弾性波デバイス技術, オーム社, pp.83,93 (2004)

[93] R. F. S. Hearmon, The Elastic Constants of Anisotropic Materials, Reviews of Modern Physics, Vol.18, pp.409 (1946)

[94] 立花俊一, 川地俊一, 山田邦博, 国尾武, 強度レベルの異なる炭素鋼における耐久限度の結晶粒径依存性について, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.54, No.507, pp.1956-1961 (1988)

査読付き論文

1. J. Arakawa et al., "Effect of Ultrasonic Shot Peening on the Fatigue Strength of Stainless Cast Steel ASTM CA6NM for Hydraulic Turbine Runner", *Advanced Materials Research*, Vols. 891-892: pp. 649-655, 2014
2. J. Arakawa, M. Kakuta, Y. Hayashi, R. Tanegashima, H. Akebono, M. Kato & A. Sugeta (2014) Fatigue strength of USP treated ASTM CA6NM for hydraulic turbine runner, *Surface Engineering*, 30: 662-669
3. S. Sasaoka, J. Arakawa, H. Akebono, A. Sugeta, Y. Shirai, E. Nakayama, Y. Kimura, "The effects of crystallographic orientation on fatigue crack initiation behavior in Ti-6Al-4V", *International Journal of Fatigue*, Vol.117, 2018: 371-383
4. J. Arakawa, T. Hanaki, Y. Hayashi, H. Akebono, A. Sugeta, "Evaluating the fatigue limit of metals having surface compressive residual stress and exhibiting shakedown", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2019, In-Press
5. 荒川仁太, 林義一郎, 曙紘之, 菅田淳, "疲労き裂を有するステンレス鋳鋼 SCS6 に対する USP 処理の有効性に関する研究", *材料*, 2019, In-Press
6. J. Arakawa, Y. Hayashi, H. Akebono, A. Sugeta, " Effectiveness of ultrasonic shot peening on stainless cast steel SCS6 containing a fatigue crack", *Materials Transaction*, 2019, In-Press
7. J. Arakawa, T. Hanaki, Y. Hayashi, H. Akebono, A. Sugeta, "Effect of surface compressive residual stress introduced by surface treatment on fatigue properties of metallic material", *MATEC Web of Conferences* 165, 18006 (2018)

国際会議

1. 11th International Fatigue Congress (FATIGUE2014), March, Melbourne, J. Arakawa et al., "Effect of Ultrasonic Shot Peening on the Fatigue Strength of Stainless Cast Steel ASTM CA6NM for Hydraulic Turbine Runner"
2. 12th International Fatigue Congress 2018 (FATIGUE2018), May, Poatie, J. Arakawa, T. Hanaki, Y. Hayashi, H. Akebono, A. Sugeta, "Effect of surface compressive residual stress introduced by surface treatment on fatigue properties of metallic material"
3. 2nd International Conference on Structural Integrity and Durability (ICSID 2018), October, Dubrobnik, J. Arakawa, H. Sato, H. Akebono, A. Sugeta, Y. Shirai, E. Nakayama, Y. Kimura, "Evaluation of fatigue crack initiation site on Ti-6Al-4V based on schmid factor "
4. The first International Conference on Advanced Surface Enhancement (INCASE 2019), September, Singapore, J. Arakawa, Y. Hayashi, H. Akebono, A. Sugeta, "Effect of shakedown on the fatigue limit of ultrasonic shot peened steel"
5. International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2019 (ATEM'19),

October, Niigata, J. Arakawa, H. Akebono, A. Sugeta, "Quantitative evaluation of small fatigue crack deflection behavior in metals based on T-stress"

謝辞

本論文を執筆するにあたり、多大なるご指導、ご鞭撻を賜りました広島大学工学研究科材料強度学研究室、菅田淳教授・曙紘之准教授に心より感謝申し上げます。著者は2012年に本大学材料強度学研究室に配属され修士課程までの3年間、研究に尽力しました。その後、民間企業への就職を経て2017年より本大学材料強度学研究室の博士課程にて再び研究活動をして参りました。その過程で、本研究室の菅田淳教授・曙紘之准教授には進路のことでの相談など親身に対応して下さい、また、再び本大学に戻ってくる際にも多くのサポートを頂き非常に心強い思いでした。著者が本研究室にて再び研究活動に励もうと思った契機も菅田淳教授・曙紘之准教授の背中を見ての思いで、研究に対する姿勢・その人柄に心より尊敬の念を有していたからに他なりません。また、国際ジャーナルへの論文投稿では様々ご指摘を頂き、私自身も大変勉強になり、今後の研究活動に活かせる大きな知識を身につけさせて頂いたと自負しております。両先生方には改めて、感謝いたします。

また、本研究を遂行するにあたり学会発表にて多くのご指摘を頂きました日本製鉄(株)山本様にこの場をお借りして心より感謝を申し上げます。山本様には本論文にて評価手法としておりました T-Stress および材料の異方性効果について研究のヒントを下さり有意義な研究ができました。また、学会発表では厳し質問もございましたが全てが私の勉強材料とするところで、日頃より非常に感銘を受けております。大変ありがとうございました。

また、慶應義塾大学・小茂鳥潤教授、静岡大学・菊池将一准教授には、国際会議にご同行頂き、とても安心して国際会議での発表を行うことができました。この場をお借りして心より謝意を表します。

また、本研究で用いる試験片加工に関して迅速かつ丁寧に対応して下さいましたミヨシ放電加工・高田様に心より感謝致します。実験に関して、EBSD 装置を頻繁に使う機会があり、同装置を心よく提供して下さいました本大学、山本元道教授をはじめ材料接合工学研究室内の皆様に心より感謝いたします。

著者が本研究室に配属されてから、切磋琢磨し研究に尽力できたのも同期の安達平紀氏(現トヨ

夕自動車), 猪原正義氏(現川崎重工業), 大原一郎氏(現 JFE スチール), 金子紳輔氏(現宇部興産), 平野智士氏(現コマツ製作所)の存在があったからに他なりません。同期の方々には心より謝意を表します。また, 著者が博士課程に所属してからは, 当時の博士課程・何磊氏(現名古屋大学研究員), 小川祐樹氏(現材料・物質研究開発機構研究員)には公私ともにお世話になりました。著者が博士課程をやり抜くことができたのも両者のお陰だと心より感じております。心より感謝申し上げます。加えて, 著者の博士論文を完成させることができたのは, M2 佐藤祐希氏, M1 小林壮氏, B4 半田陵佑氏の協力があったからこそと実感しております。上記の三名には心より感謝いたします。

最後に著者が博士課程にて研究活動に尽力できたのも, 一重に両親・兄・妹の存在があったからだと感じております。経済的な面のみならず, 実家での一家団欒はこの上ない安らぎを与えてくれ, 研究活動の活力となりました。家族にはこの上ない感謝を感じております。そして, 最愛なる妻・娘には著者の置かれている立場をしっかりと理解してくれ, 親身に寄り添ってくれました。また, 妻・娘は大きな心の支えであり, 著者が研究活動に何不自由なく邁進できたのも, 二人のお陰であると感じています。この場をお借りして改めて感謝を申し上げます。

2019年12月 研究室にて