特 集 号

解 説

金属材料の微小疲労き裂問題

岡崎 正和*

On the problem of small fatigue cracks in metallic materials

Masakazu OKAZAKI*

1. はじめに

ここ10数年来の疲労破壊の研究の特徴の一つは、光学顕微鏡さらには電子顕微鏡レベルの小さなき裂の発生から進展に至る過程を、本質的かつ定量的な立場からその機構を解明することに向けられてきたところにある。これは、一次的には、疲労破壊に対する寿命の大部分は、小さなき裂の発生と伝播の過程によって支配されていると言っても過言ではなく、したがってその過程を定量的に把握することが寿命推定、余寿命推定の点から極めて重要であることによる。それに加えて、この過程の調査が、単に設計・保守管理技術のみならず、より強度特性に優れた新しい材料の開発とも結び付いた大きな潜在的波及効果をも持っていることも強調しなければならない^{1)~6)}。例えば、組織制御法による機能特性および強度特性に優れた材料開発の技術は、これらの情報なくしては達成しえないと言っても過言ではないであろう。

ところで、発生直後の小さなき裂、すなわち、き裂の長さが結晶粒径などの材料の組織単位程度あるいはそれ以下の長さのき裂は、微小き裂 (small crack あるいは short crack) と呼ばれている。この微小き裂の進展に対しては、組織単位に比べて十分大きなき裂 (巨視き裂あるいは長いき裂と呼ばれており、通常の材料では数ミリメートル以上のオーダーのき裂) の伝播法則が必ずしも適用できないことが多い^{1)~42)}。従来から蓄積されてきたき裂伝播に関する多くの知見が巨視き裂に関するものであることから、微小き裂問題の重要性の一端を理解頂けるであろう。

本稿では、このような微小疲労き裂の進展の問題に焦点をあて、その特性の現象論、それらをもたらす主要因子、影響を及ぼす微視組織的因子および最近の代表的軽金属系新材料における関連した話題について紹介する。なお、本稿では記述できなかった種々の現象や話題、および、それらに関する優れた研究成果が多いが、それら

については他の解説や出版物を参照して頂きたい^{1)~6)}。

2. 微小疲労き裂問題の現象論

2.1 微小疲労き裂に対する破壊力学の適用限界

微小疲労き裂の問題に言及する前に、巨視き裂の伝播に関する力学的取扱い手法について簡単に触れる。これについては従来から多くの著書があるため^{5),6)}、詳細はそれらを参照して頂きたい。

材料の疲労破壊過程は、き裂発生と伝播に大別される。このうち、結晶粒径などの材料の組織単位に比べて十分大きなき裂、すなわち、巨視き裂の伝播に対する取扱いは、特に応力拡大係数 (stress intensity factor) K をパラメータとした破壊力学的取扱いが確立している。例えば、き裂先端の塑性域の大きさがき裂長さに比べて十分小さい小規模降伏 (small scale yielding) 条件下では、き裂進展速度 da/dN は、次式のように K の変動幅 ΔK と応力比 R の一価関数 f として表される。

$$da/dN = f(\Delta K, R) \quad (1)$$

上の関数形として有名なものに Paris 則、

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (2)$$

があげられる。ここで、 C, m は R 比の依存性を含んだ材料定数である。なお、通常の疲労き裂の伝播に対してはき裂閉口という現象が関与していることが多い。この現象は、き裂面 (crack wake) あるいはき裂先端にき裂の開口を妨げる効果 (shielding とよんでいる) であり、それをもたらす因子としては、き裂が進むときの残留伸びによるもの、破面の凹凸による破面の接触によるもの、破面に形成される酸化物等によるものなど、種々の原因が指摘されている^{5),6)}。このようなき裂閉口が生じるとき、次式で定義される有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} が式(2)中の ΔK に代わる疲労き裂進展の駆動力となり、き裂進展速度は ΔK_{eff} の関数として表示される。

$$da/dN = g(\Delta K_{\text{eff}}), \Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}} \quad (3)$$

ここで、 K_{max} は最大応力拡大係数、 K_{op} はき裂閉口応力

* 長岡技術科学大学機械系 (長岡市)。Department of Mechanical Engineering, Nagaoka University of Technology (Nagaoka-shi, Niigata)。

受理日:平成7年6月27日

拡大係数である。き裂進展の駆動力が ΔK , ΔK_{eff} のいずれであるにせよ、式(1)～(3)で重要な点は、 ΔK , ΔK_{eff} が与えられると da/dN が一義的に決定される点にある(破壊力学的な相似則が成立していると呼ばれている)。この相似則の成立が破壊力学の適用の根拠となっている。

ところで、き裂の長さが結晶粒径などの材料の組織単位程度あるいはそれ以下となったき裂に対しても上述の法則が適用できるであろうか? 例えば、上述の取扱いを疲労き裂伝播の下限界値に適用してみる。式(1)において da/dN が無限小となる応力拡大係数範囲は下限界値 ΔK_{th} と呼ばれているが、通常の金属材料の場合、 ΔK_{th} はき裂長さによらず一定として与えられている。このことは、き裂伝播に必要とされる下限界応力幅 $\Delta\sigma_{\text{th}}$ はき裂長さが0に近づけば無限大になることを意味する。しかし、我々の経験が物語るように、許容できる応力振幅は平滑材の疲労限 $\sigma_{w,0}$ 以上にはなり得ない。すなわち、ある程度き裂が小さくなると、破壊力学の適用に無理が生じる(破壊力学的な相似則が成立しないと呼ばれている)^{1),2)}。図1はこれを模擬的に示したものであり、図中の a_0 以下の長さの疲労き裂に対しては式(1)の適用に無理があることは容易に理解頂けるであろう。通常、この a_0 と同等あるいはそれ以下の長さのき裂が微小疲労き裂問題の対象となる^{1)~6)}。

2.2 微小疲労き裂伝播の特徴

疲労き裂の発生形態としていくつかの形態が知られているが、代表的な機構として、すべり面分離機構が知られている^{3),5),6)}。これは、結晶学的に最も塑性変形を起こしやすい結晶粒において生じるすべり運動の不可逆性により、結晶粒内に入込みや突出と呼ばれる力学的な

応力集中源が形成され、そこを起点としてき裂がすべり面上を伝播する機構である。これと異なった機構により発生・伝播するき裂も多く観察されているが、この段階の微小き裂の進展過程で共通して指摘すべき特徴的なことは、多かれ少なかれ個々の結晶粒の方位、結晶構造、結晶粒界、隣接結晶粒との相対的方位関係など、微視組織の影響を強く受ける点にある^{1)~46)}。

この過程の微小き裂の進展において特筆すべき第1の特徴は、仮に ΔK などの力学的因子が与えられたとしても微小き裂の伝播速度が一義的に決定されず、巨視き裂に関する情報が必ずしも適用できなくなることにある。すなわち、図2は種々のアルミニウム合金の平滑試験片中に発生した微小き裂の伝播速度を応力拡大係数範囲 ΔK を媒介として調査した結果であり⁷⁾、比較のため2090Al-Li合金について得られた巨視き裂の伝播曲線が代表として示してある(通常、巨視き裂伝播速度の材料による相違はそれほど大きくはなく、弾性係数の相違

図1 微小き裂に対して線形破壊力学の適用限界を示す模擬図²⁾

図2 アルミニウム合金における巨視き裂と微小き裂の進展速度の比較⁷⁾ (2090合金の巨視き裂の伝播曲線は文献7をもとに著者が付け加えた)

程度であるから、その他の材料の伝播速度も2090合金とほぼ同等、仮に異なっても1オーダー以内の相違であることに留意願いたい。図より、同一の応力拡大係数範囲 ΔK に対して、微小き裂は巨視き裂よりも速く伝播し、しかも巨視き裂の下限界応力拡大係数範囲以下の条件においても伝播していることは明白であろう。これと同様の傾向が多く工業材料で確認されている^{1)~42)}。このことは、巨視き裂の法則をもとにした許容欠陥寸法の判定や余寿命の算出が危険側の評価を与えることを意味しており、工業的にきわめて重要な問題となっている。

第2の特徴として、発生直後のき裂の進展速度はきわめて大きな変動を示すことがあげられよう。この大きな変動には、例えば、微小き裂が隣接する結晶粒界に達した場合、き裂進展速度が一時的に低下、場合によっては停留する、などの現象と関係が深い^{1)~46)}。このような結晶粒界近傍のき裂伝播挙動には、隣接結晶粒間の相対的方位関係や金属組織など、微視組織の影響が大きいことも知られている^{8)~17), 45), 46)}。統計的な観点から微小き裂の研究がなされているのも隣接結晶粒間の方位差に統計的な性質が強く認められることによる^{18), 19)}。結晶粒界近傍の微小き裂の定量的進展特性については未解明な点が多いが、いくつかの特殊な材料においては興味ある挙動が報告されている。例えば、図3は結晶制御したAl-Li合金を用いて結晶学的なすべり面を伝播する発生直後の微小き裂の進展速度を調査した結果であるが、微小き裂の伝播速度は結晶粒界との相互作用を強く受けていることが示されている(図中の横軸は結晶粒径 d で正規化したき裂長さ a/d であり、 $a/d=1$ の位置は結晶粒界の位置を表しており、この位置における横軸上の矢印はき裂進展速度が無限小であったことを示す)¹⁶⁾。すなわ

ち、き裂先端が結晶粒界から十分離れているときには、結晶粒界にほとんど影響されずに、き裂長さにほぼ比例してき裂進展速度が増加するが、結晶粒界に近づくにつれて減少し、場合によっては停留する。このような結晶粒界と微小き裂の相互作用を記述する力学的モデルも提案されている。例えば、田中らは結晶粒界によるき裂先端すべり変形の阻止効果に注目し、その阻止効果の程度に応じて生じるすべり帯をいくつかモデル化し、それにより微小き裂の伝播挙動を考察している¹⁵⁾。図3中に示した曲線は、これらのモデルのうちき裂先端すべり変形が隣接結晶粒により完全に阻止される場合のモデルに対して得られるき裂先端すべり変位量幅 $\Delta CTSD$ とき裂長さの関係を計算したものであるが¹⁶⁾、この変化挙動とき裂進展速度の間にはよい相関関係が認められ、微小き裂進展過程におけるき裂先端すべり変形の重要性が間接的に示されている。以上のような地道ながらも着実な成果が得られているものの、粒界近傍における微小き裂の挙動は、金属の結晶構造、活動可能なすべり系、隣接結晶粒との相対的方位差などに大きく依存して変化^{45), 46)}、定量的予測については今後の研究に待つところが大きい。

第3として、微視組織の影響を強く受ける微小き裂の進展に対して、巨視き裂を対象として得られた金属組織の影響や環境の影響等に関する情報が必ずしも適用できないことも特筆すべき特徴であろう^{11), 20)~22)}。例えば、図4は代表的軽金属の一つであるTi-6Al-4V合金の巨視き裂と微小き裂の進展速度に及ぼす微視組織の影響を調べた結果である¹¹⁾。ここで、CL, FL, BM, EQは金属組織の略称であり、それぞれ、組織単位の大きなlamellar状組織、組織単位の小さなlamellar状組織、組織単位の小さな等軸二相組織、組織単位の小さな等軸組

図3 微小き裂と結晶粒界との相互作用¹⁶⁾

図4 Ti-6Al-4V合金の微小疲労き裂進展における微視組織の重要性⁴⁴⁾
(a)巨視き裂の伝播 (b)微小き裂の伝播

織を有する合金を表している。図4において、同一の応力拡大係数範囲 ΔK に対して微小き裂が巨視き裂進展速度よりも大きな伝播速度を示しているのは、すでに記述した特徴と同様である (図4(b)参照)。一方、微視組織の影響に注目すると、巨視き裂の伝播に対しては組織単位の大きなCL組織が最も大きなき裂伝播抵抗を有しているのに対し (図4(a))、微小き裂に対しては最も小さな抵抗値しか示していない (図4(b))。概して言えば、この材料に限らず、巨視き裂の伝播に対しては結晶粒径の大きな材料が小さな材料に比べて大きな抵抗を有するのが一般的であるが、微小き裂に対してはこの逆の傾向を示すことが多い (後出4.1節参照)。すなわち、巨視き裂で得られた知見がそのまま微小き裂に対して適用できないことが多い。従来から蓄積されてきたき裂伝播に関する知見のほとんどが巨視き裂に関するものであることから、微小き裂問題の重要性が理解頂けるであろう。

以上のような微小き裂の伝播の特徴は、き裂が長くなるとともに顕著でなくなる。通常、微小き裂の特異的伝播特性を考慮すべきき裂の長さは、絶対的な寸法ではなく結晶粒径との相対的な寸法によって支配されている^{3), 4)}。経験的には、概略、結晶粒径の数倍から10倍程度の長さなき裂が成長すれば、巨視き裂の伝播曲線へと収束し、連続体力学をベースにした巨視き裂の伝播法則が適用可能となる^{8), 25)}。

3. 微小き裂問題をもたらす因子

既述のような微小き裂と巨視き裂の間における相似則崩壊現象をもたらす要因として、以下の因子がこれまでに知られている^{1)~46)}。

- ① き裂閉口に相違がある
- ② 破壊モードが異なる
- ③ 外環境の影響にき裂長さ依存性がある
- ④ 微小き裂は大規模降伏状態下にある
- ⑤ き裂の伝播経路が異なる
- ⑥ き裂同士の合体が微小き裂の主たる進展形態となっている場合があるのに対し、巨視き裂は一つのき裂が伝播する。

通常、多結晶材料においては、微小き裂問題にこれらの因子が単独で関与していることはごくまれであり、むしろ複合因子が互いに影響し合いながら関与しているのが普通である。したがって、通常これらの各因子を分離して抽出し評価することは極めて困難であるが、いくつかの研究においてはこれに成功している。以下、これらを中心に紹介する。なお、上述⑥の因子は形態論的因子で力学的取扱いが困難であることから、これについては省略した。

3.1 微小き裂と巨視き裂のき裂開閉口の相違

前節で示したように、多結晶材の発生直後の微小き裂の進展速度は結晶粒界などの影響を強く受ける。このよ

うな結晶方位境界の近傍では、き裂の屈曲、伝播経路の変化、破壊モードの変化およびこれら変化とき裂閉口との相互作用が生じることが多い^{(3)~(5),(26),(42),(45),(46)}。これらの因子の関与を回避する観点からは、結晶粒界との相互作用の少ない材料（例えば単結晶材）から得られた情報が重要な知見を提供する。図5は、ガスタービン等に不可欠な材料であるNi基超合金方向凝固材における微小き裂の進展速度を、これら微小き裂の開閉口挙動を測定することにより有効応力拡大係数に対して相関付け、巨視き裂の進展速度と比較した結果である²⁷⁾。これによれば、き裂開閉口の影響を考慮した場合、微小き裂の進展速度は、ばらつきの範囲内で巨視き裂のそれと一致している。図5に示した条件においては巨視き裂と微小き裂の伝播経路は同様であり、破壊機構も同様と見なせ（換言すれば、既述の②、⑤の因子の関与は無視できる）、また、上述の③の因子の寄与も小さい条件下の結果であることから²⁷⁾、巨視き裂と微小き裂のき裂開閉口挙動の相違が、両き裂の伝播速度の相似則崩壊の主要因となっている典型例と言えよう。

以上のように微小き裂進展にはき裂開閉口挙動が大きな影響を及ぼすが、開閉口挙動それ自身が材料の結晶構造や微視組織に対して大きく左右される。例えば、多結晶材の場合、結晶粒界と相互作用しながら金属組織に依存して変化することが粗大結晶粒材料を用いた実験により示されている²⁶⁾。しかし、き裂閉口をもたらす因子が多岐多様にわたっており、特性もそれに大きく依存して変化することから、優れた多くの研究^{28),(43)}がなされている一方で、解析的にき裂閉口レベルを予想するには至っていない。

図5 き裂開閉口が相似則崩壊をもたらしている例²⁷⁾

3.2 微小き裂と巨視き裂の破壊モードの相違

図6は、Ni基超合金の多結晶材であるCM247LC-CCの微小疲労き裂の伝播を調べた結果である²⁹⁾。この材料においては、すべり面分離機構によりモードII支配型（厳密にはモードIとの混合モード）で発生・伝播する微小き裂と、欠陥や介在物等からモードI型で伝播するき裂の2種類が観察されていることから、き裂進展速度は前者のき裂に対しては ΔK_{II} に対して、後者のき裂に対してはき裂閉口を考慮したモードI型有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{I,eff}$ に対して相関付けられている。これによれば、モードII支配型で伝播する微小き裂は、モードI型のそれに比べて大きな伝播速度を示し、しかも巨視き裂の進展曲線と比較した加速の程度も大きい。これらの結果は、微小き裂と巨視き裂の破壊機構の相違が、両き裂の伝播速度の相似則崩壊の要因となっていることを示す例と言えよう。

なお、微小き裂ではないが、巨視き裂の進展においても、モードII支配型の疲労き裂はモードI型に比べ大きな伝播速度を示すことがアルミニウム合金において実験的に確かめられている³⁰⁾。

3.3 微小き裂と巨視き裂の化学的環境効果の相違

図7は、高張力鋼HY130における深さ0.1 mmから1.0 mmの微小疲労き裂の空気中および3.5% NaCl中での $da/dN-\Delta K$ 関係を調査したGangloffらの結果であり、巨視き裂の結果も併記されている³⁰⁾。空気中においては、微小き裂と巨視き裂の間には大きな伝播速度の相違

図6 破壊モードの相違が相似則崩壊をもたらしている例²⁹⁾

図7 外環境の影響の程度が相違が相似則崩壊をもたらしている例 (その1)³⁰⁾

は見られない。一方、3.5%NaCl中では同じ環境中の巨視き裂より約5倍加速している。これは、非腐食性雰囲気では長いき裂と同じ $da/dN \sim \Delta K$ 関係を示す微小き裂であっても、腐食性環境中では長いき裂より著しい加速を示す典型例である。この場合の相似則崩壊をもたらした原因として、短いき裂と長いき裂ではき裂先端の化学状態が異なることや、酸化物誘起き裂閉口現象のき裂長さ依存性が指摘されている^{30),31)}。

図7の場合、き裂閉開口が測定されていないため、微小き裂と巨視き裂の相似則の崩壊にどの因子が支配的であるかは明らかではないが、化学的環境効果は単独でも無視できない効果を持っているようである。例えば、図8は、図7とは試験環境は異なるものの、酸化雰囲気中においてNi基超合金の種々の温度条件下における巨視および微小疲労き裂の進展を調査した結果である³³⁾。この場合、き裂閉口現象と弾性係数の関与を排除するためパラメータ $\Delta K_{eff}/E$ に対してき裂進展速度が相関付けられている。図8より微小き裂の本質的な意味でのき裂伝播抵抗は温度の上昇に伴い低下している。一方、巨視疲労き裂の場合、上述のような物理値を媒介とすることによってほぼ一つの進展曲線として表示でき、したがって、巨視き裂の進展速度の温度依存性は、主としてき裂閉口と弾性係数の温度依存性によりもたらされていることが示されている³³⁾。き裂先端の化学的分析を行った結果によれば、この種の材料の強化を担っている析出相 γ' が

図8 外環境の影響の程度が相違が相似則崩壊をもたらしている例 (その2)³³⁾

酸化の影響により温度の上昇とともに消失し、微小き裂と巨視き裂が同一の力学的条件にあった場合においても、この消失領域に相違が見られることが観察されている³³⁾。以上の結果は、微小き裂と巨視き裂において、化学的環境効果の影響の程度が異なることもまた、微小き裂と巨視き裂の伝播速度の相似則崩壊に関与していることを示している。

3.4 微小き裂における線形破壊力学からの逸脱

この要因は、き裂先端塑性域が K_{Ic} -特異場を越えて小規模降伏条件が満たされないことによるものである。微小き裂の場合には、き裂の絶対的寸法が小さいため、線形破壊力学からの逸脱が起こりやすい。き裂先端塑性域がき裂長さに対してどの程度であれば小規模降伏条件が満たされるかは定かでないが、おおむねそれらの比率が1/10以下であれば満足され则认为られている³⁾。負荷応力的には、通常観察可能な長さの微小き裂を対象とすれば、降伏応力に対して60%以上の応力振幅のとき線形破壊力学の適用が困難になるとされている⁹⁾。なお、この因子が原因として作用する現象は、微小き裂のみならず、弾塑性効果の大きな巨視き裂の場合にも見られ、力学的には弾塑性破壊力学パラメータであるJ積分範囲の適用が有効とされている^{34),35)}。

3.5 微小き裂と巨視き裂の伝播経路の相違

多結晶材の微小き裂は、人工的応力集中源がない場合、本質的に最も強度的に劣った箇所から発生しやすい。これに対して、通常の巨視き裂の進展は機械加工した切欠き等から人工的に発生したき裂の挙動から調査さ

れることが多い。この場合、これらのき裂の経路が必ずしも等しくなく、これが両き裂の伝播速度の相似則の崩壊に関与していることがある。このようなき裂伝播経路の相違は、結晶粒径の大きな材料で比較的頻繁に見られる。例えば、ミリメートルオーダーの結晶粒径を持つ鋳造 Ni 基超合金において、巨視き裂の場合には強化析出相 γ' などの微視組織の影響をほとんど受けずに伝播するのに対し、微小き裂は γ' の寸法が大きく、かつ、不純物などが偏析しやすいデンドライト境界近傍を選択的に伝播することが観察されている²⁷⁾。Al-Cu 合金において、結晶粒界近傍に無析出帯が形成され粒界破壊を引き起こす場合にも、同様な結果をもたらすことが示されている^{7), 23)}。き裂進展に及ぼす伝播経路の相違を力学的観点から検討することは容易ではないが、微小き裂が発生伝播する領域の降伏応力や弾性定数などの物性値が材料全体の平均的な値（巨視き裂の進展は、このような平均的な値により大きく支配されている）と異なり、それがき裂進展を支配している物理量の変化をもたらす、微小き裂の加速へと導いているという観点からのアプローチも試みられている³⁶⁾。

以上のような微小き裂の問題を引き起こす要因から、微小き裂は次のように分けられている³⁾。(1)き裂の長さが結晶粒径程度などの材料の微視組織寸法の程度（通常は $100\ \mu\text{m}$ 程度）で、き裂先端の塑性変形が結晶方位や粒界などの影響を直接受け、等方連続体の仮定が成立しない微小き裂（微視組織的微小き裂（microstructurally small crack）と呼ばれる）。(2)き裂先端塑性域に比べてき裂長さが短く、小規模降伏の条件が成立しない。(3)き裂面が短いため、十分なき裂閉口が形成されていない意味での微小き裂（力学的微小き裂（mechanically small crack）と呼ばれる）。(4)腐食環境中での場合のように、き裂先端での電気化学的状態が長いき裂ほど十分に形成されていない化学的な意味での微小き裂（化学的微小き裂（chemically small crack）と呼ばれる）。(5)単純に工学的に短いき裂（物理的微小き裂（physically small crack）と呼ばれる）。

4. 微小疲労き裂の進展に及ぼす微視組織的因子

近年、組織制御による材料の強度および機能向上化の研究が不可欠となっている。一方、2章で概説したように、微小疲労き裂の特性は微視組織にきわめて敏感であり、3章で示した微小き裂問題を引き起こす要因も微視組織と密接な関係がある。本章では、組織制御による強度向上化に向けた研究を意識し、微小き裂の進展に及ぼす微視組織的因子について記述する。なお、以下に述べる微視組織的因子が微小き裂に作用している機構や、こ

れらの因子と前節で示した力学的因子との関連性など、現在確立した定説がなく今後の課題となっている点が多いことを強調しておきたい。

4.1 結晶粒径

2.1節で示したように、微小き裂は結晶粒界と相互作用しながら進展することから、微視組織的因子の中でも結晶粒径は大きな影響を及ぼす。これら結晶粒径の影響は定性的に図9のようであると考えられている¹²⁾。すなわち、図3に示したように、結晶粒界近傍ではき裂伝播速度の一時的低下あるいは停留が起きることが多いことから、結晶粒径の小さな材料においては大きな材料に比べて平均的な伝播速度は小さくなる（図中では、GS1, GS2, GS3, GS4の順で結晶粒径が大きくなっている）。実際、このような結晶粒径依存性を支持する実験結果が多い^{3), 11)~13)}。しかし、一方では、これと逆の依存性も7075アルミニウム合金などにおいて報告されている¹⁴⁾。前者の依存性はチタン合金やNi基合金のような結晶学的すべり帯に沿って微小き裂が発生伝播する材料において、一方、後者の依存性はアルミニウム合金のようにき裂発生核となる介在物からき裂が発生しモードI型により伝播する材料において多く見られることから、破壊モード、破壊機構およびこれらの因子と関連したき裂閉口現象が以上の結晶粒径依存性と密接に関係しているように思われる。

なお、微小き裂の伝播に対して図9のような結晶粒径依存性を示す場合においても、この依存性がそのまま巨視き裂の伝播に対して適用できるとは限らないことは留意すべきであろう。これは、結晶粒径の大きな材料は、巨視き裂伝播に対しては大きな抵抗を示し、き裂伝播の下限界値も大きいことが多くの実験により確認されているからである^{3), 5), 6)}。これを図1と同様な形式により模

図9 微小疲労き裂進展に及ぼす結晶粒径の影響を示す模擬図¹²⁾

擬的に示せば図10のようになろう。このような微小き裂と巨視き裂の伝播に対する相反する結晶粒径依存性は材料の最適結晶粒径の決定の際にジレンマをもたすが、対象としている材料中に含まれる可能性の高いき裂あるいは欠陥の寸法を考慮して問題解決にあたるべきことが図10から理解頂けるであろう。

4.2 集合組織

金属材料を塑性加工したとき、結晶学的な方位の回転に起因して、特定な方位を持った組織、すなわち集合組織が多かれ少なかれ発達する。例えば稠密六方構造を持つチタン合金を圧延すると、基底面(0001)が板面に平行で $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 方向が圧延方向に沿っている集合組織が発達する。このような場合、応力の引張方向を圧延方向としたとき、すべり面である基底面のすべりの方向が引張軸方向と平行であるので、著しい集合組織強化を示す。このような集合組織は疲労強度および微小疲労き裂進展に対しても影響を及ぼす。微小疲労き裂の進展に及ぼす集合組織の影響を調査した研究は数少ないが、例えば、Ti-6Al-4V 合金⁽¹⁾や7475アルミニウム合金⁽²⁴⁾の圧延材を対象として、微小き裂進展速度と試験片採取方向の関連性を調査した結果によれば、集合組織の影響が大きいことが報告されている。集合組織の影響は、力学的観点からは、隣接結晶粒へ伝播する際のき裂の偏向による応力拡大係数の低減効果、その際のき裂閉口レベルの増加、集合組織による弾性係数の変化などの寄与が大きいようである。

4.3 析出物

金属材料には wavy なすべり形態を示す材料と planar な形態を示す材料がある。これらの形態には積層欠陥エネルギーが大きく関与していることは周知の通りであるが^(5),6)、特に析出強化型アルミニウム合金においては析出物の大きさや体積率なども関与し、これに伴って微小き裂の伝播速度も変化することが知られている。図11は7010合金についてこの影響を調べた研究例である⁽²³⁾。これによれば、亜時効材に比べて過時効材は微小き裂伝播

速度が増加している。これには時効に伴う転位と析出物との相互作用（析出物の cutting あるいは転位の looping など）によるすべり形態の変化が大きいとされているが、実際にはすべり形態の変化に伴いき裂閉口レベルや破壊機構も変化することが多く、必ずしも原因は明らかではない。なお、時効に伴い無析出帯 (pfz) を形成したり、析出物の種類や形態が変化する最近のいくつかのアルミニウム合金においては、問題がさらに複雑になっていることが多く、現在も多くの研究が進められている⁷⁾。

4.4 金属組織の形態

例えば、鉄鋼材料のようにフェライト/パーライトの混合組織を呈し、しかも熱処理過程で共析組織が金属学的変態を含む場合、混合組織の割合、共析組織の配列形態など、金属組織により微小き裂の進展速度は大きく変化する。このような材料として鉄鋼材料を始めとして軽金属材料の代表であるチタン合金があげられよう^(8),20),22),26)。例えば、前出の図4に示したTi-6Al-4V合金においては、各材料間で α 相の体積率、初析 α 相の大きさ、 $(\alpha+\beta)$ の lamellar 状の共析組織の形態等が異なるが、それとともに微小き裂の進展速度も大きく変化していることは明らかであろう。このような金属組織依存性は、微小き裂がどこで発生し、どの領域を伝播するかによって大きく左右されるようであるが、概して言えば、き裂発生に關する金属相の組織単位が大きいほど微小き裂の進展速度は大きくなる^(20),22),26)。また、lamellar 状の層状組織中をき裂が伝播する場合には、各層の配列間隔やコロニー等の組織単位の寸法も重要な役割を果たしていることが知られている^(8),20),26)。このような金属組織の影響は、き裂閉口現象の影響を排除し

図10 き裂進展に及ぼす結晶粒径依存性と許容応力

図11 アルミニウム合金の微小疲労き裂進展に及ぼす時効の影響⁽²³⁾

た場合にも依然として見られることから²⁶⁾、本質的な影響を持つとされている。しかし、き裂開閉口測定に基づく検討例はごく限られており、今後、破壊機構、応力拡大係数とき裂偏向との関連性、き裂開閉口、き裂先端に発生する極微小き裂との干渉など幅広い観点からの総合的検討が望まれている。

5. 最近の軽金属新材料における微小疲労き裂問題の例

これまで紹介した微小疲労き裂の問題は、Monolithicな材料に限らず、近年開発の盛んな複合材料などの新材料においてもしばしば観察され、重要な問題となっている。例えば、図12は短繊維SiC ウィスカで強化したアルミニウム基複合材の高温における微小疲労き裂の進展速度を調査し、巨視き裂のそれと比較した結果である³⁸⁾。Monolithicな材料と同様、この複合材料においても微小き裂は巨視き裂に比べて大きな伝播速度を示し、また、巨視き裂の下限界値よりも低 ΔK 条件においても伝播していることは明らかであろう。これら複合材のき裂発生形態を調査した結果によれば、強化相の集合体、あるいは強化相と母地との界面が微視組織的欠陥として作用して発生することが多く、それとともに微小き裂進展速度が変化することが観察されている^{37),38)}。また、材料の複合化は、巨視き裂に対しては伝播抵抗の向上に有効に機能しているのに対し、平滑材中の微小き裂に対しては上述のき裂発生形態に起因して必ずしも向上化に役立たないことがあることも報告されている³⁸⁾。このような特徴を踏まえ、複合材の微視組織を制御し、疲労強度向上を目指した先駆的な研究も行われている^{39),40)}。

複合材に限らず金属間化合物においても同様な研究が行われている。例えば、チタン基の金属間化合物は、比強度、比剛性に優れていることから最も注目を浴びている材料の一つであろう。しかし、この材料の強度特性は、製造プロセス、化学成分、それらに伴う微視組織の変化などにより大きく左右され、それに伴い疲労き裂の伝播も敏感に反応することが実験的に確かめられている⁴¹⁾。

以上の複合材や金属間化合物の微小疲労き裂問題をもたらす因子として、前節までに述べた monolithic な材料で確かめられている因子に加えて、wake における強化繊維や結晶粒による架橋 (bridging)、き裂先端に高密度で生成される極微小き裂やき裂の枝分かれ等による応力遮蔽効果 (crack tip shielding) が指摘されている⁵⁾。このような場合、これらの因子による応力遮蔽の度合を定量的に評価することが重要となるが、その計測および評価手法さえ確立していないのが現状であろう。また、組織制御手法によりこれらの遮蔽効果を積極的に生かし

図12 SiC ウィスカで強化したアルミニウム基複合材における微小疲労き裂進展³⁸⁾

た強度向上化の研究も、今後さらに必要とされている。

6. おわりに

本稿で述べてきたように、疲労破壊、ひいては微小疲労き裂問題の解明は、工業材料全般にわたって避けて通ることはできない問題である。この問題の解明は、設計・保守管理技術のみならず、組織制御による強度向上化の研究に代表されるように、新材料開発や新製造手法とも密接に結び付いていることを再度強調したい。この状況は、新しい機能を備えた複合材料やセラミックス、さらには金属間化合物など、いわゆる先進材料と呼ばれる材料においてもまったく同様である。しかし、関係する因子が多岐多様にわたるため、定量評価手法の確立など今後解決しなければならない問題が山積みしているのが現状である。また、原子レベルにまで遡った現象の詳細な解明も必要とされている。多くの方々の種々の観点からの研究や意見を賜れば幸いである。

なお、著者の浅学により、この解説では述べられなかった優れた多くの研究報告や場合によってはすでに明らかにされている点があると思われるが、それは御容赦願いたい。

本稿を執筆するにあたり、長岡技術科学大学、小島陽教授には種々の有益な御助言を賜った。記して、謝意を表す。

参考文献

- 1) S. Pearson: Eng. Frac. Mech., **7** (1974), 235-41.
- 2) H. Kitagawa and S. Takahashi: Proc. 2nd. Int. Conf.

- Mech. Beh. Mat., (1976), 627.
- 3) 田中啓介：材料，**33** (1984), 961.
 - 4) A. J. McEvily: JSME Int. J., **32** (1989), 181.
 - 5) 例えば, S. Suresh: "Fatigue of Materials", Cambridge University Press., (1991).
 - 6) 例えば, 西谷弘信編：疲労強度学，オーム社，(1985).
 - 7) K. T. Venkateswara Rao and R. O. Ritchie: Int. Mat. Reviews, **37** (1992), 153.
 - 8) 戸梶恵郎，小川武史，原田行雄，安藤善司：材料，**34** (1985), 1161.
 - 9) 西谷弘信，後藤真宏，皮籠石紀雄：日本機械学会論文集，**50** (1984), 23.
 - 10) S. J. Hudak: Trans. ASME, J. Eng. Mat. Tech., **103** (1981), 26.
 - 11) J. K. Gregory and G. Lutjering: Proc. Fatigue 84 (1984), 847.
 - 12) J. Lankford: Fatigue of Engg. Mat. Struct., vol. 5, (1982), 233-248.
 - 13) C. W. Brown, J. E. King and M. A. Hicks: Metal Sci., **18** (1984), 374.
 - 14) A. K. Zurek and W. L. Morris: Metall. Trans., **14A** (1983), 1697.
 - 15) 田中啓介，秋庭義明：材料，**34** (1985), 1301.
 - 16) 岡崎正和，山平茂樹：材料，**39** (1990), 549.
 - 17) M. Okazaki: Metall. Trans., **22A** (1991), 479.
 - 18) 北川英夫，中曽根祐司：材料，**33** (1984), 15.
 - 19) 秋庭義明，田中啓介：日本材料学会第19回疲労シンポジウム前刷，(1988), 81.
 - 20) J. E. King and R. K. Bolingbroke: "Small Fatigue Cracks", ed. by R. O. Ritchie and J. Lankford, 129, (1986), AIME.
 - 21) 岡崎正和，田畑哲夫，能美伸一郎：材料，**41** (1992), 1261.
 - 22) 岡崎正和，菅沼孝之，皆川邦典：軽金属，**42** (1992), 627.
 - 23) C. W. Brown and J. E. King: "Small Fatigue Cracks", R. O. Ritchie and J. Lankford ed., (1986), 73.
 - 24) C. W. Brown and D. Taylor: "Fatigue Crack Threshold Concepts", D. L. Davidson eds., AIME, Philadelphia, (1984), 433.
 - 25) 岡崎正和，遠藤友大，矢田敏夫：材料，**36** (1987), 1232.
 - 26) 岡崎正和，日詰 徹：材料，**43** (1994), 1238.
 - 27) 岡崎正和，大島 繁，能美伸一郎：材料，**43** (1994), 860.
 - 28) B. Budiansky and J. W. Hutchinson: Trans. ASME, J. Appl. Mech., **45** (1978), 267.
 - 29) 岡崎正和，尾嶋 誠，能美伸一郎：日本機械学会第72期総会講演会前刷，(1995), 310.
 - 30) 大塚昭夫，森 要，大島宗文：材料，**29** (1980), 1042.
 - 31) R. P. Gangloff and R. P. Wei: "Small Fatigue Cracks", R. O. Ritchie ed., (1986), 239.
 - 32) R. P. Gangloff: Metall. Trans., **16A** (1985), 958.
 - 33) 岡崎正和，山田英実，能美伸一郎：材料，**44** (1995), 348.
 - 34) N. E. Dowking: ASTM STP 637, (1977), 97.
 - 35) 星出敏彦，藤村 哲，山田敏郎：日本機械学会論文集，**50** (1984), 320.
 - 36) 岡崎正和，尾嶋 誠，能美伸一郎：日本材料学会第32回高温強度シンポジウム前刷，(1994), 109.
 - 37) S. Kumai and J. E. King: Fatigue & Frac. Engg. Mat. and Struct., **13** (1990), 511.
 - 38) 岡崎正和，萩野 崇，水谷淳之介：材料，**44** (1995), 59.
 - 39) 戸田裕之，小林俊郎：日本金属学会誌，**58** (1994), 337.
 - 40) 戸田裕之，小林俊郎，和田義治，井上直也：日本金属学会誌，**59** (1994), 198.
 - 41) P. B. Aswath and S. Suresh: Metall. Trans., **22A** (1991), 817.
 - 42) S. Suresh: Metall. Trans., **14A** (1983), 2375.
 - 43) 秋庭義明，原田昭治，山上貴幸：材料，**42** (1993), 663.
 - 44) L. Wagner and G. Lutjering: Metallkunde, **78** (1987), 369.
 - 45) W. L. Morris: Metall. Trans., **11A** (1980), 1118.
 - 46) L. Chingahen and T. Gretheau: Acta Met., **37** (1989), 2645.