

# 高強度合金における高サイクル疲労き裂の形成とひずみ不整合との関わり

High-Cycle Fatigue Crack Generation Due to Strain Incompatibility for High Strength Alloys

梅澤 修\*

UMEZAWA Osamu

**Synopsis:** The subsurface crack initiation is very common in high-cycle fatigue of high strength alloys. The very localized deformation processes have been found to be decisive for subsurface fatigue crack generation, where only a very small fraction of plastically deformed grains was detected. A specific incompatibility at the grain boundaries due to a heterogeneous micro-plasticity in weak grains is considered to play an important role on making the crystallographic crack. The accumulated tensile stress on a specific crystal plane may be responsible to initial microcracking on the plane and the crack opening. The microcrack or void in a grain also assists the microcrack initiation in neighboring grain due to a multiaxial stress state. Namely a combination of the shear stress and tensile stress normal to the slip plane at the boundary may give a trigger of microcracking. The crack initiation site size is controlled by  $\Delta K_{th}$  threshold concept. The microtexture assists the spontaneous microcrack growth forming facets aligned and giving longer microcrack length. Therefore, the combination of the refinement in microstructure and the introduction of movable dislocations on various kinds of slip systems result in a higher fatigue resistance to subsurface mode of failure.

**Keywords:** high-cycle fatigue; subsurface crack initiation; transgranular cracking; intergranular cracking; rolling contact fatigue; microtexture.

## 1. はじめに

1992年に「構造的素材の新機軸」という研究課題設定から、様々な討議を経て産み出されたのがエコマテリアル概念<sup>1)-3)</sup>である。産学官による研究開発と社会的認識の広がりにより、いまやすべての材料技術関係者が意識すべき日常的な必要条件になるに至った。一方、工業製品の生産、消費、リサイクルおよび廃棄のそれぞれの過程がグローバルな競争環境や物質循環にさらされる中、世界的な経済活動拠点の変化に合わせた動きも加速している。2015年9月の国連サミットで採択されたSDGs (Sustainable Development Goals) は、加盟各国が2030年までの15年間で達成するために掲げた目標であり、経済活動とともに、エネルギー、気候変動、海や陸の環境といった問題への対応が含まれる。脱炭素社会に向けた技術革新への取り組みにおいて、エコプロダクトを支える材料にも環境負荷低減が求められる。エコマテリアルは、(1)環境改善型、(2)高性能・高機能材料型、(3)有害物質フリー

型、(4)エコ製造プロセス型、(5)リサイクル考慮型、(6)資源枯渇回避型といった生産者側の視点に立った6種の材料分類に整理され、製品(材料)やその利用における環境効率を最大にすることを課している。ここでは、(2)との関連で、高強度・長寿命材料という視点から、高強度合金の高サイクル疲労強度を取り上げる。

現代社会において、鉄鋼材料は最も汎用される構造材料であり、様々な化学組成と金属組織からなる多様性を有する。疲労特性に関する研究報告は古くから多くあるが、力学的取り扱いと現象論あるいはメカニズム議論との間は、依然としてその距離を埋めきれてはいない。例えば、超高サイクル疲労における内部き裂破壊<sup>4)</sup>や転動疲労のように、最大損傷による近似が困難であり、材料組織に依存した破壊や変形あるいは様々な影響因子を考慮せざるを得ない事象である。また、これらに関する優れた研究成果を踏まえた高強度合金における高サイクル疲労破壊問題の統一的理解への反映なども課題である。

本稿では、高強度合金の高サイクル疲労強度を左右する

原稿受付日：2021年4月16日

\* 横浜国立大学 大学院工学研究院長

内部疲労き裂発生に注目し、き裂発生メカニズムの観点から表面硬化鋼の転動疲労を含めて整理を試みる。実験結果が示す証拠は断片的であり、モデル解析が検討に欠かせないことにも目を向けてみたい。

## 2. 高強度合金における疲労き裂形成

### 2.1 疲労き裂形成の素過程（単軸荷重条件）

高強度合金の疲労破壊において議論の前提となる疲労き裂形成の素過程について定義してみる。単軸荷重条件下では、疲労き裂の形成過程は疲労き裂発生過程（Stage I）とき裂伝播過程（Stage II）等に大別されるが、それを以下のように細分化して考える。必ずしもすべての段階を経由しないが、

- (1) 繰り返し変形による転位下部組織の形成
- (2) 局所変形組織
- (3) 微小き裂やボイドの発生
- (4) 微小き裂の成長と合体（Stage I）
- (5) 主き裂選択
- (6) 主き裂の安定成長（Stage II）
- (7) き裂停留・主応力モード変更
- (8) 主き裂の不安定成長（Stage III）

の素過程に分ける。

(1)で形成する変形飽和転位組織は、疲労硬化や疲労軟化と呼ばれる現象とも対応づけられる。つまり、外力に対する擬安定応答状態の導入となる。ただし、高サイクル疲労では、マクロな降伏応力以下の外力が作用するため、主すべり系の寄与が支配的である。その結果、すべり帯や転位列の形成に見られるような不均一変形組織が導入され、大きな塑性ひずみを伴う低サイクル疲労の変形組織とは大きく異なる場合が多い。その後、変形集中あるいは局所変形という不均一変形領域が最弱部を与え、疲労き裂発生への道に至る。高強度合金では、Stage I と呼ばれる疲労き裂発生過程において微小き裂の成長と合体を経る<sup>5)</sup>。また、表面き裂はせん断応力の影響を受け、材料内部に入り込んでいく過程となり、いずれの場合においても組織依存破壊を呈する。

そして、成長したき裂が十分な応力拡大係数範囲を示すに至り、主き裂として選択され、単軸応力下の場合には、モード I が支配する疲労き裂伝播過程へ（Stage II）と遷移する。へき開割れを含む過程、および引張応力に依存したモード I の変形様式が基調となる進展挙動を示す過程であり、Stage IIa：すべり面き裂とへき開状き裂の場合、Stage IIb：延性ストライエーション、Stage IIc：主として腐食疲労でみられる脆性ストライエーションのように区別される場合もある。

その後、急速破断（Stage III）に至る。複合応力モード下の試験では、主応力モードの変更が生じる。一般に、

切り欠き感受性の高い高強度合金では主き裂の停留を検出するのは困難であり、高靱性合金などでは停留き裂をモニタリングして余寿命評価に適用できる。

以上を踏まえ、Fig. 1には疲労き裂形成過程を、Fig. 2に内部き裂（高サイクル疲労）と表面き裂（低サイクル疲労）の概要を示す。高強度合金における高サイクル疲労き裂発生では、内部疲労き裂発生が低応力・長寿命側において顕在化する<sup>4)-7)</sup>。高強度鋼の場合には、フィッシュアイ破壊と呼ばれる非金属介在物からの内部き裂発生が典型的であるが<sup>8)</sup>、その本質は、ひずみ不整合部（試験片内部の欠陥表面）からの疲労き裂発生であり、多結晶材料の高サイクル疲労における本質的問題としてとらえられる<sup>5)</sup>。すべり変形の異方性（活動すべり系の拘束）がより顕著となるFCC（低積層欠陥エネルギー）やHCP合金における事例では、変形飽和転位組織、応力-ひずみ関係（疲労硬化・疲労軟化）、界面等における変位不整合と応力集中、微小き裂・き裂発生点観察、相応力・粒応力の解析などの実験的証拠について、金属組織との関係性が様々に議論されている。マクロ塑性ひずみ量が極微小であり、局所的な変形集中に起因して試験片内部から疲労破壊する現象では、疲労き裂発生点を構成するファセットが脆性的破面様相を呈することから、これまで脆性破壊モデルを援用した考えが提示されてきたが、局所的な塑性変形集中が応力集中源を形成して微視割れを引き起こし、微視組織を反映した疲労き裂の発生（ファセット形成）に至る考えを後述する。なお、Fig. 2では、ひずみ量が大きく、加工硬化した変形飽和組織内に生じるひずみ不整合についても考慮に入れ、純金属における粒界き裂<sup>9)</sup>や転動疲労き裂<sup>10)</sup>の形成を含めた疲労き裂発生機構の理解として整理している。

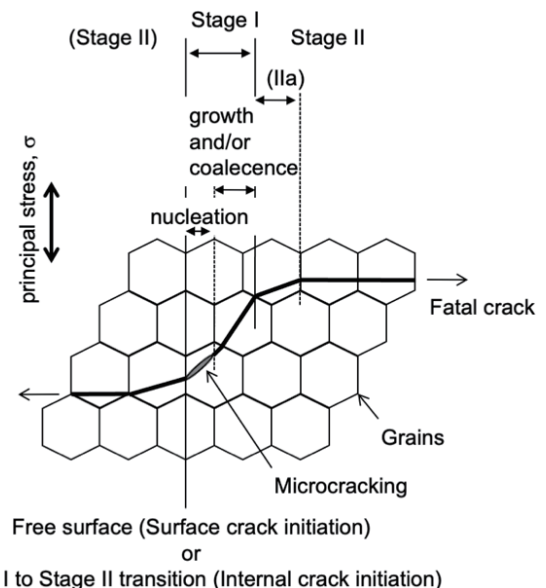


Fig. 1 Schematic illustration of the transition from Stage I to Stage II.

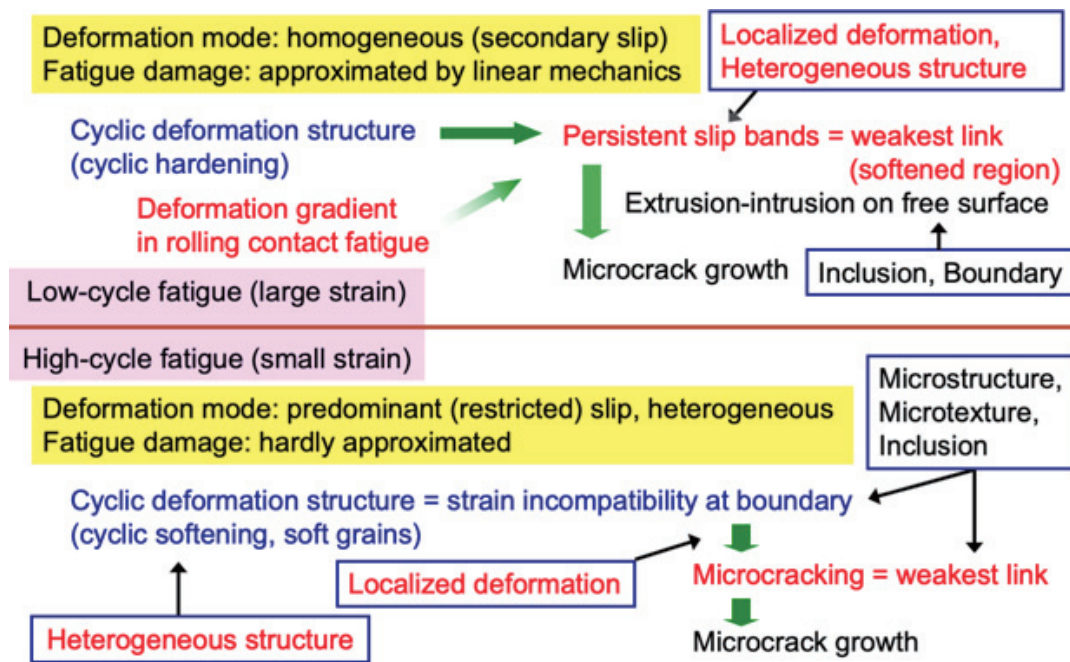


Fig. 2 Schematic illustration of fatigue crack initiation mechanisms at low temperature.

## 2.2 転動疲労

高強度鋼では、軸力疲労や回転曲げ疲労に加え、転動疲労特性が要求される場合がある。歯車では、歯元の曲げ疲労強度だけでなく耐疲労はく離損傷（ピッチング）が、軸受けでは転がり寿命の向上（フレーキング）が課題となる。両者は主に面圧の大小とすべり効果の有無に違いがあるが、これら接触疲労では、摩擦も重畳し、表面近傍に大きな圧縮力とせん断応力が作用する。その結果、非金属介在物からの内部き裂発生、微細組織変化、表面微小き裂など、軸疲労とは異なった疲労破壊過程を示す<sup>10)-12)</sup>。剥離形態は、Fig. 3に示すような内部起点型と表面起点型に大別される。Fig. 4にSCM420浸炭焼入れ材のローラピッチング試験におけるき裂形成の例（軌道面直下の周方向断面）を示す<sup>12)</sup>。表面からの深さ約100~160 μmの領域ではひずみ勾配が形成され、表面直下に比べひずみ量が増大している。深さ約160 μmの領域は摺動表面下の応力分布においてせん断応力最大となる深さと推定され、き裂分岐深さに相当する深さ約120 μmの領域はひずみ勾配領域に対応し、ローラ内部ではせん断応力  $\tau_{yz}$  の応力振幅が圧縮応力  $\sigma_z$  に次いで大きく、主なき裂進展作用応力の一つであることがわかる。(b)は(a)白線内部のEBSD（電子線後方散乱回折）解析結果であり、局所の結晶方位差の大きさ（KAM）を図示している。き裂分岐が生じている領域は表面近傍部に比べてKAM値が高く、ひずみの導入が示唆される。このひずみ勾配形成は、残留応力測定の結果とも対応関係を示す傾向にある。Fig. 5は、人工欠陥を導入したSUJ2焼入れ材における転がり疲労の例である。最大せん断応力範囲（約100 μm深さ）には、強塑性変形に伴う

$\langle 111 \rangle$  変形集合組織が形成し、水平き裂はひずみ勾配領域に存在する。このように、転動疲労においても高面圧化を念頭に置くと、ひずみ勾配が導入された結果、ひずみ不整合部をき裂が成長することについて、破壊形態と関連づけた体系的把握とそのメカニズムについて検討が必要であり、Fig. 2に示す疲労き裂形成を俯瞰する整理と結びつけることが可能となる。

フレーキングでは内部介在物起点であることが多く、臨界の介在物径と応力拡大係数範囲（モード II） $\Delta K_{II}'$  との関係

$$\Delta K_{II}' = 2\tau_0\sqrt{\pi a}$$

から、フレーキング寿命が推定される。ここで、 $\tau_0$ ：水平方向せん断応力振幅、 $2a$ ：介在物直径である。Fig. 6はき裂形成モデルであり、Stage IIが寿命を支配している。その一方、き裂発生は、自由表面（剥離または割れた介在物界面）における局所塑性変形によるものであり、モード I き裂であることが弾塑性FEM解析により導かれた<sup>13)</sup>。Fig. 7に示すように、ひずみ勾配領域にある旧オーステナイト粒界近傍の結晶回転や、微小き裂先端の局所塑性変形集中では、強変形に伴う連続再結晶微細粒組織が認められる。

以上のように、表面硬さ、浸炭深さ、残留オーステナイト量、接線力、潤滑油といった影響因子<sup>14)</sup>が重畳することに加え、損傷状況と金属組織およびき裂面との対応関係に注目する必要がある。き裂面の摺動挙動のみならず、き裂周りの変形勾配や内部応力にも着目したい。

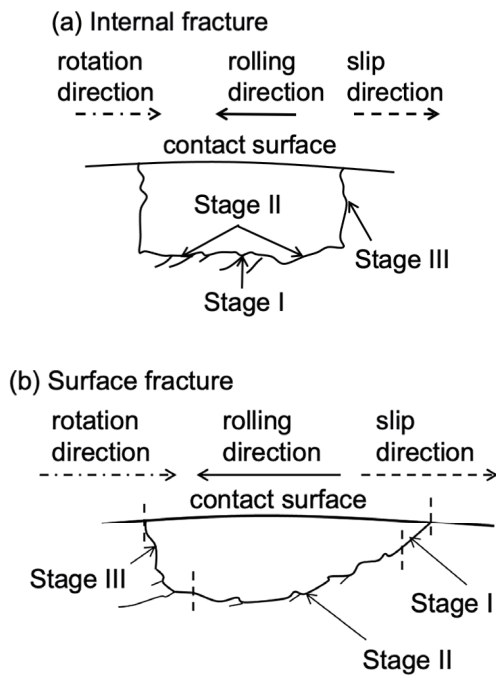


Fig. 3 Schematic illustration of pitting failure at the specimen interior (a) and specimen surface (b).

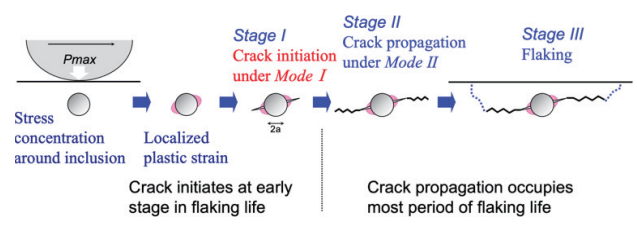


Fig. 6 A model of flaking process.<sup>13)</sup>

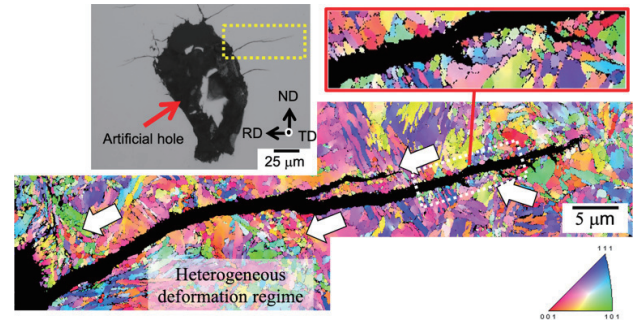


Fig. 7 Fine grains (arrows) around a crack generated from an artificial hole under rolling contact fatigue.<sup>13)</sup>

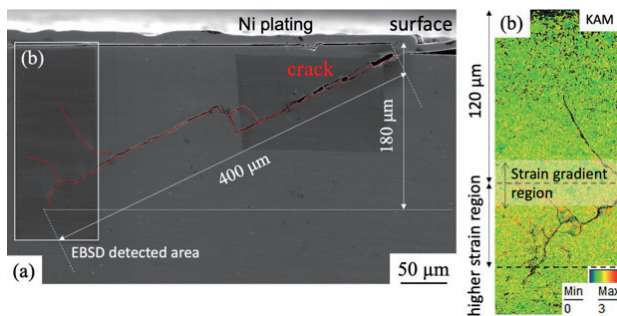


Fig. 4 Microcrack branching (a) and misorientation (KAM) map around crack tips (b) after rolling contact fatigue with the slip ratio of -40%.<sup>12)</sup>

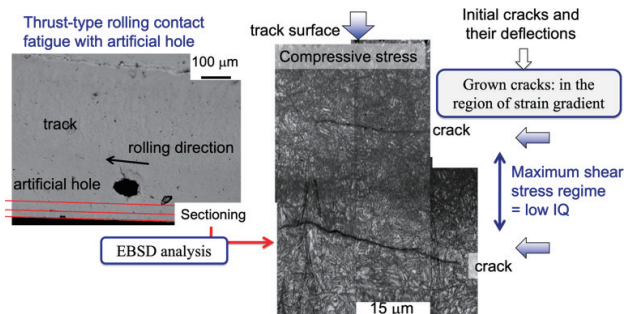


Fig. 5 Image quality (IQ) map in the cross section at outside of artificial hole.

### 3. 鋼の高強度化と疲労破壊

#### 3.1 高強度化と長寿命化

鋼の高強度化は、延性の低下、破壊靱性の低下、遅れ破壊（水素脆性）感受性の急増などをもたらす<sup>15)</sup>。疲労特性についても1500 MPa級を越える高強度鋼では、強度の上昇に見合う高サイクル疲労強度（疲労限）を得ることは困難となる。特に、内部疲労き裂発生を呈する長寿命側において顕著となる<sup>5)</sup>。高強度鋼では焼戻しマルテンサイト組織が最も代表的である。複数の強化因子が関与しているが、疲労変形に伴う転位下部組織の形成について考えると、結晶粒微細化と可動転位の分散が、より均一な転位下部組織の形成に寄与し、マルテンサイト組織が強靱性を与える一因であると考えられる。活動すべり系の拘束が厳しい応力条件下で、マクロな変形の均一性を高め、変形の局在化を抑制する効果の高いことは想像に難くない。しかし、切欠き感受性が高まり、応力集中部や表面傷に敏感となることが避けられない。したがって、設計寿命を定めて部材利用することとなり、余寿命評価の余地はなくなる。この状況を少なからず回避するには、複層組織などによりき裂進展のエネルギー消費を増大させてき裂停留をもたらす組織設計の導入が必要である。

#### 3.2 表面改質処理鋼の疲労破壊

鋼の表面改質処理は平滑材の高サイクル疲労強度（疲労限）を高める手法として有効である<sup>16)</sup>。試験片最表面を硬化、あるいは圧縮残留応力を導入することは、靱性に富む内部組織を担保して急速破壊の進行を留め、一方で、き

裂発生が優先的に生じる試験片表面の変形を抑制することから、き裂発生抵抗を高める合理的方法である。また、バネやシャフトなどのように部材表面に最大応力が作用する場合など、表面改質処理の効果は非常に大きくなる。回転曲げや平面曲げ疲労試験では応力勾配が生じるが、それでも、平滑材の高サイクル疲労では試験片表面直下の内部疲労（フィッシュアイ）破壊が支配的となる。したがって、上述した疲労素過程に基づく検証が必要である。一方、き裂発生を試験片表面に限定するべく切欠き材を用いる場合には、表面層と基底との力学特性の違いを反映するので、試験片内部の降伏が先に生じる場合も想定され、応力集中に伴う試験片内の応力分布についてチェックすることが欠かせない。

## 4. ひずみ不整合と内部応力の形成

### 4.1 相応力と粒応力<sup>17)</sup>

多結晶合金では、負荷応力の増加に伴い、各結晶粒内の容易すべり変形が結晶粒界の拘束により抑制され、多重すべり変形へと移行する。しかし、高サイクル疲労のように、負荷する最大応力が0.2%耐力よりも小さく、弾性変形のみで結晶粒（Hard）とすべり変形が開始した結晶粒（Soft）とが混在する段階で繰り返し負荷が与えられると、優先すべりによるひずみ蓄積が増大する。すべり変形がSchmid因子のみならず弾性異方性や隣接結晶粒間の塑性ひずみ差（ひずみ不整合）に起因する応力分配が生じるが、特に後者による粒応力の役割が大きい。さらに、第二相が存在する場合、母相と第二相間の塑性ひずみ差によって生じる各構成相の平均内部応力、すなわち、相応力が重畳する。これら内部応力は、粒界あるいは界面近傍での局所応力集中として検出される。また、繰り返し変形下では、Hard粒およびSoft粒のひずみ振幅を最小化すべく疲労硬化および軟化が進行して飽和変形組織の形成に至ることから、それぞれには引張あるいは圧縮応力が作用する。この局所応力集中を解放するためには、(1)弾性変形を呈するHard粒内もしくは粒界に割れを形成する、(2)すべり変形を呈するSoft粒に二次塑性変形を導入する、(3)Hard粒に塑性変形を導入することが考えられる。

### 4.2 転位列組織

延性金属の高サイクル疲労（マクロな塑性ひずみ振幅が小さい）においては、疲労硬化が飽和に近づくと、試験片表面のすべりが局所的に集中して疲労特有のすべり帯、すなわち、固執すべり帯（PSB）を形成する。一般に、き裂発生は試験片表面のPSB（凹部の応力集中箇所）で生じるが、純金属では結晶粒界にき裂が形成される場合もある。結晶粒界にはすべり帯（塑性変形の集中）に対応した不連続な段差が結晶粒界上を連結し、くさび形結晶粒界き

裂の核を与える<sup>18)</sup>。

一方、積層欠陥エネルギーの低い高強度合金の場合、高サイクル疲労下では交差すべりが非常に困難なため、転位運動は主すべり面上に制限され、bandsやwallを形成できない。したがって、Fig. 8に示すようにplanarな転位配列が典型的となり、その加工熱処理過程において局所的に集合組織が分布するmicrotextureが形成され易い<sup>19)</sup>。転位列は、オーステナイト鋼（FCC）では $\{111\}\langle 110 \rangle$ <sup>20)</sup>、 $\alpha$ -Ti（HCP）では $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ <sup>21)</sup>である。なお、転位列組織に代表される繰返し軟化組織（飽和転位下部組織）を支配するすべり変形モードと局所変形を支配する変形モードは必ずしも同一ではない。

マクロな降伏応力以下での繰返し変形下では、塑性変形容易なSoft粒（領域）と塑性変形困難なHard粒（領域）間での外力（変位）に対する応力の分配が異なることから、疲労変形組織が導入される軟質領域で塑性緩和が進行し、主に弾性応答した硬質領域との界面に「ひずみ不整合＝内部応力場」が形成する。

結晶方位や可動転位分散状態により結晶粒単位の塑性ひずみ量は異なり、結晶粒界におけるミスフィット塑性ひずみは弾性的に適合されるので、結晶粒単位の内部応力（粒応力）が生じる。特に、極小ひずみ量を繰返し付与する高サイクル疲労では、優先変形モードへの限定と疲労軟化を伴う変形構造の準安定化によって、き裂形成に粒応力の果たす役割が大きい。near- $\alpha$ チタン合金において、マクロな降伏応力以下での繰返し変形により形成した飽和転位下部組織を有する結晶粒と主に弾性応答した隣接結晶粒との界面に「ひずみ不整合＝内部応力場」の形成を認め<sup>21),22)</sup>、

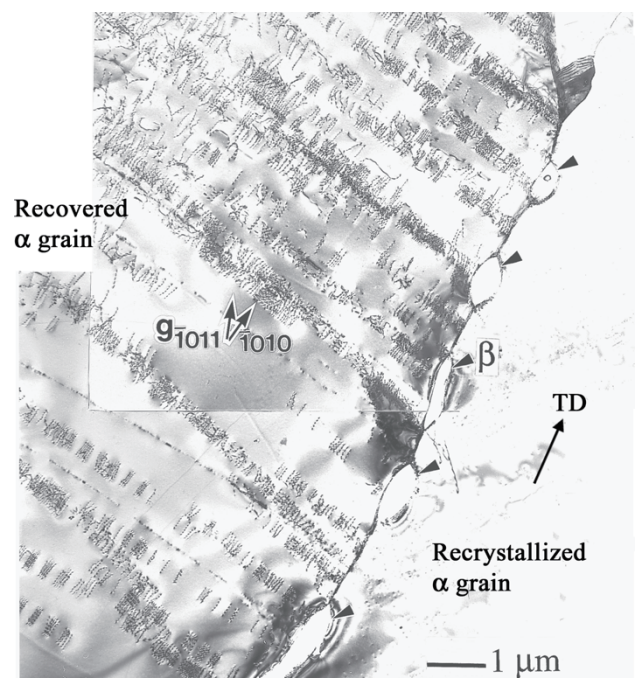


Fig. 8 Dislocation arrays on primary slip plane developed by cyclic deformation in a recovered  $\alpha$  grain of Ti-Fe-O alloy at 77 K.<sup>21)</sup>

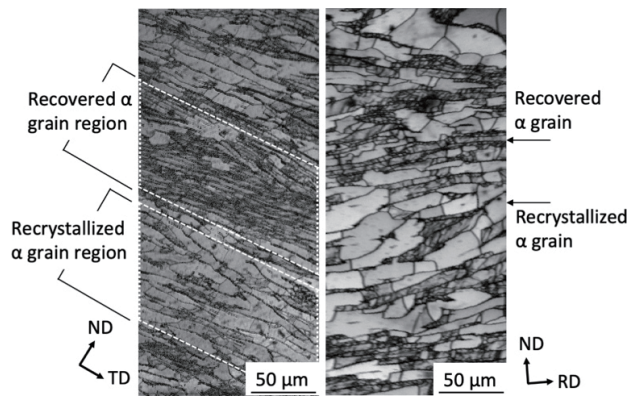


Fig. 9 Microtexture with recovered  $\alpha$  grains and recrystallized  $\alpha$  grains in a Ti-Fe-O alloy plate.<sup>22)</sup>

特にFig. 9に示すようなmicrotexture (Hard領域とSoft領域)の領域間において顕在化する。オーステナイト鋼においても同様であり、粒応力を反映した「ひずみ不整合」が形成する<sup>23)</sup>。

## 5. 内部き裂発生

### 5.1 表面き裂発生から内部き裂発生への遷移

一般に、表面き裂発生と内部き裂発生とは、その疲労損傷および疲労き裂発生過程が異なり、互いに独立である。そのため、Fig. 10に示すようにそれぞれのS-N曲線が重畳し、同一応力で短寿命を与える機構による破壊を呈する<sup>5),6)</sup>。疲労き裂が試験片内部から顕著に生じる内部き裂発生は低温・長寿命側で優先することから、S-N線図においては応力低下とともに表面き裂発生から内部き裂発生への遷移を示す<sup>4)-6)</sup>。

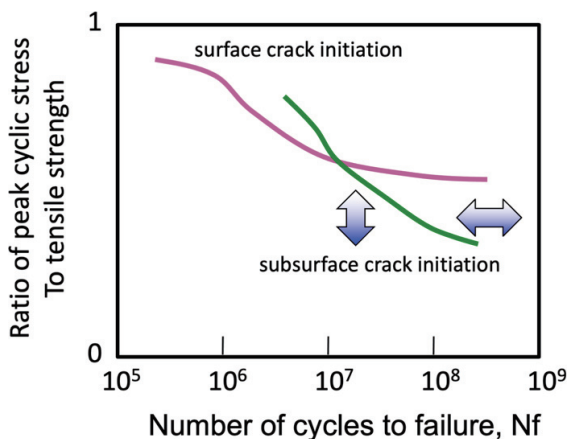


Fig. 10 Schematic diagram showing the S-N curves depended on the fatigue fracture mechanisms.<sup>5)</sup>

### 5.2 微視組織割れとその要因

内部疲労き裂発生点は、金属組織を敏感に反映する。フィッシュアイ破壊の他、オーステナイト鋼では粒界割れ (Fig. 11)<sup>20)</sup>、 $\alpha$ -Tiでは(0001)粒内割れ (Fig. 12)<sup>21),24),25)</sup>が

典型的である。このような特定の金属組織に対応したファセット (粒界割れや粒内擬へき開割れ) から構成される微小き裂が、どのような過程を経て形成するのか、筆者らによる実験と計算アプローチ<sup>26)-28)</sup>から整理してみたい。前述の相応力と粒応力、および転位列組織にて言及したように、隣接粒間における飽和転位下部組織の違い (塑性変形容易なSoft領域と塑性変形困難なHard領域) によるひずみ不整合の形成が前提となる。しかし、界面への堆積転位による応力集中の開放を隣接粒全体に脆性的なくさび形き裂の形成が与える (塑性変形能と矛盾する) 旧来からの転位モデルではなく、ひずみ不整合界面に局所的3軸応力場が形成して微視割れを与えることを提案している。依然として間接的な解析からの推定に留まるものの、塑性変形の集中 (すべり帯形成) にともなう微小欠陥 (例えば微小ポイド) を微視割れの要因とした隣接結晶粒のすべり面分離を示唆する段階にある。

オーステナイト鋼の粒界割れ、 $\alpha$ -Tiの(0001)粒内割れのいずれの場合もそれぞれのファセット面には開口応力が働いている。Fig. 11に示すように、粒界ファセットはHard粒(a)と3種の独立の $\{111\}\langle 110\rangle$ すべりが駆動したSoft粒(b)とに対応する<sup>20)</sup>。Fig. 11(c)に示すピットは、3種の $\{111\}\langle 110\rangle$ すべりに対応する。Fig. 13に示す結晶塑性解析から、Taylor因子最大は特異点であり、粒界面が $\{111\}$ 近傍であると面内応力は緩和されるが、粒界面を開く内部応力が発生する<sup>26)</sup>。

Near  $\alpha$ -Tiでは、Soft領域とHard領域間に生じるひずみ不整合に起因して $\alpha$ 相 (HCP) 界面に分散する $\beta$ 相 (BCC) にポイド状空隙が形成し (Fig. 14)、その応力集中箇所から硬質 $\alpha$ 相内に(0001)割れを生じた<sup>22)</sup>。Fig. 12に示すように、 $\beta$ 相との界面にポイド状空隙に対応する割れ (A) が生じ、(0001)上をき裂成長 (B) してファセットが形成した。すべり系の制限が厳しく、 $\{10\bar{1}0\}$  ( $11\bar{2}0$ )転位列が優先することから、Fig. 15に示すように[0001]方向の塑性変形寄与成分が駆動せず、(0001)開口応力が生じている<sup>27)</sup>。一方、(0001)上でのせん断応力場成分は緩和容易であり、ポイド状空隙が切り欠きと同様なき裂先端での3軸応力場とすべり集中を与えるのであれば、(0001)すべり面分離を誘起すると推定できる<sup>28)</sup>。ただし、(0001)開口応力への影響は少なく、せん断方位は限定される。同様に、主すべり面の $\{10\bar{1}0\}$ にせん断応力場成分が働けば、すべり面分離が考えられる<sup>28)</sup>。Fig. 16に示すように、せん断内部応力場を緩和するために駆動するすべり系は、柱面すべりと底面すべりであり、微小き裂が開口される要因は、引張内部応力場とすべり面上に蓄積された転位と考えられる。微小き裂の進展が、バーガースベクトル分のずれに対応すると仮定するならば $\{10\bar{1}0\}$ 微小き裂の進展速度は大である。

以上より、応力集中が生じるHard粒の界面に、すべり

面のせん断応力と引張開口応力が一緒に働くことがき裂発生を誘引すると考えられる。

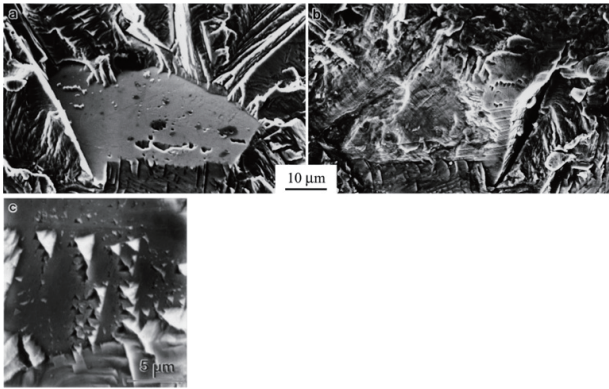


Fig. 11 Intergranular cracking in 32Mn-7Cr-0.1N austenitic steel at 4 K. Photographs (a) and (b) are matching surfaces and photograph (c) shows triangular pits on an intergranular facet.<sup>20)</sup>

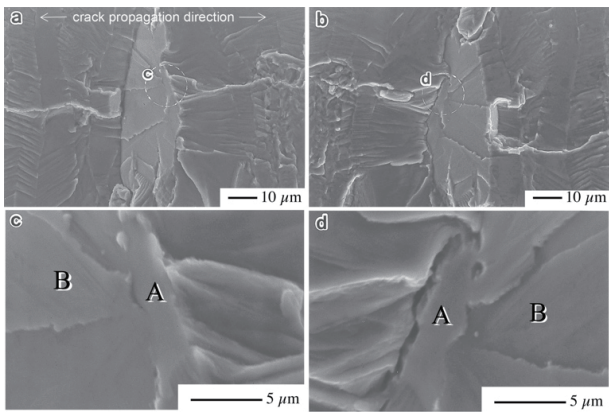


Fig. 12 Microcracking and its growth in a facet of Ti-Fe-O alloy at 77 K. Photographs (a) and (b), and their magnified images (c) and (d) are matching surface, respectively.<sup>21)</sup>

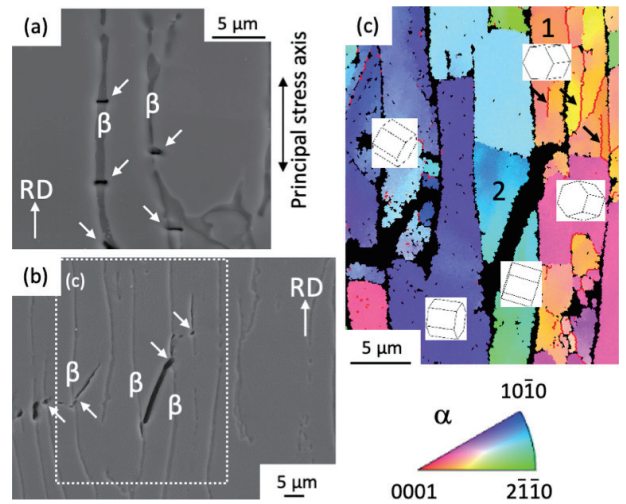


Fig. 14 Voids in  $\beta$  grains and microcracks in  $\alpha$  grains of Ti-Fe-O alloy cyclically deformed at 77 K.<sup>22)</sup>

### 5.3 内部疲労き裂の成長と主き裂選択・伝播

ひずみ不整合を生じた界面に隣接した微視割れから同一結晶粒内での微小き裂成長、隣接する結晶粒への微小き裂成長あるいは合体を経て主き裂選択（き裂伝播）に至る過程のモデル化を得た。軸力（モード I）下での主き裂選択、すなわち、疲労き裂伝播を開始する応力拡大係数範囲を与える内部き裂の臨界寸法 $2a_c$ は、

$$\Delta K_{I_{max}} = A \cdot \Delta \sigma_{max} \sqrt{\pi 2a_c}$$

で近似されることから、「 $\Delta K_{th}$ =一定」の概念による整理がなされている<sup>5),8),24),29)</sup>。疲労寿命を主に支配するのは疲労き裂発生過程であることから<sup>30)</sup>、内部疲労き裂発生による高サイクル疲労強度を改善するには、微視割れはもとより、微小き裂成長と微小き裂の合体を妨げる微視組織制御が求められる。

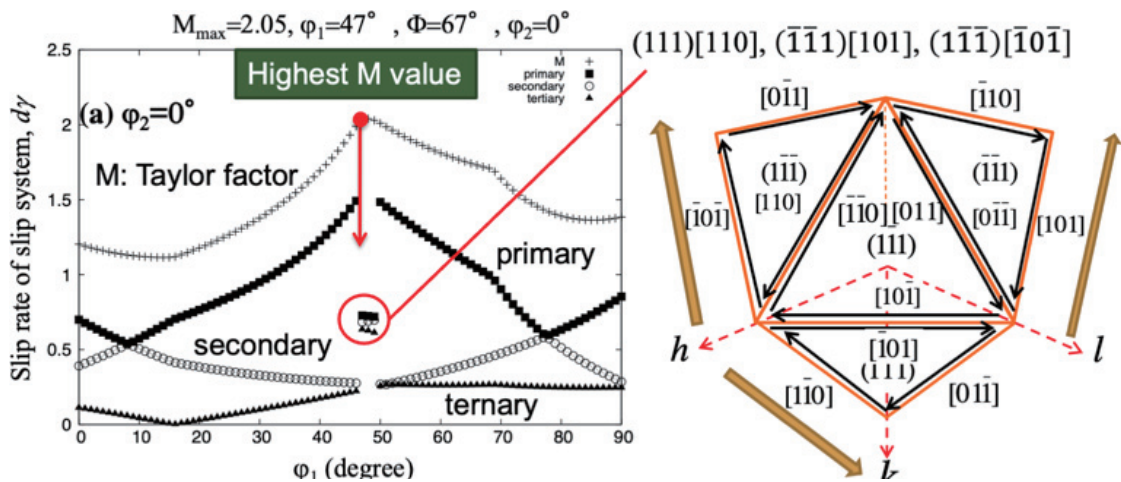


Fig. 13 Internal stress induced at a grain boundary in high-N austenitic steel.<sup>26)</sup>

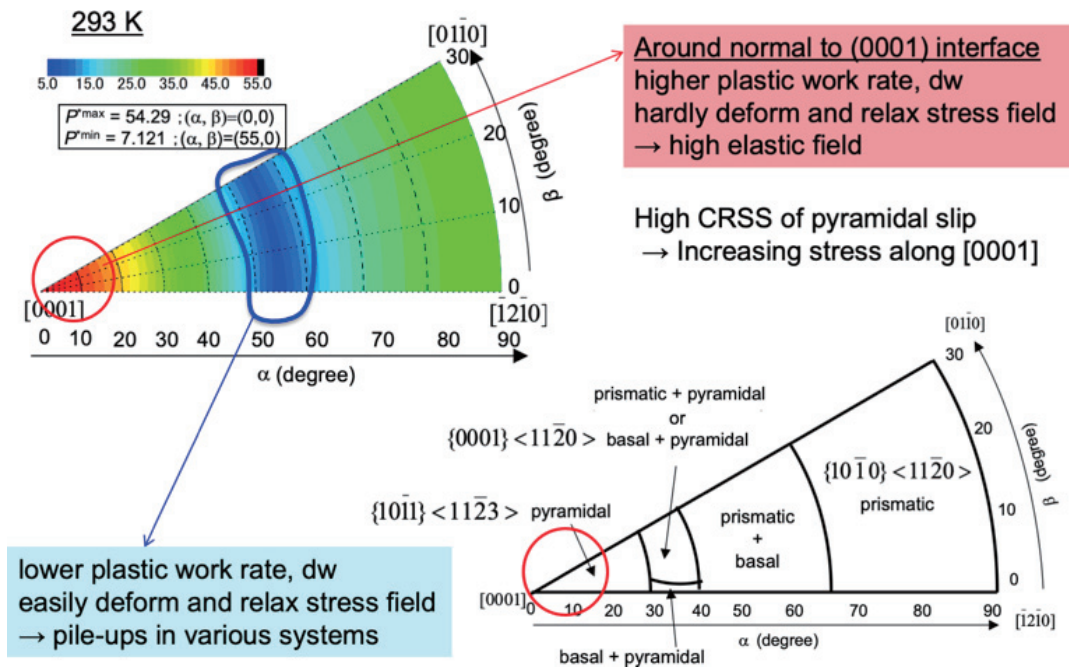


Fig. 15 Hardly relax the stress along [0001] in  $\alpha$ -Ti by crystal plasticity modelling.<sup>27)</sup>

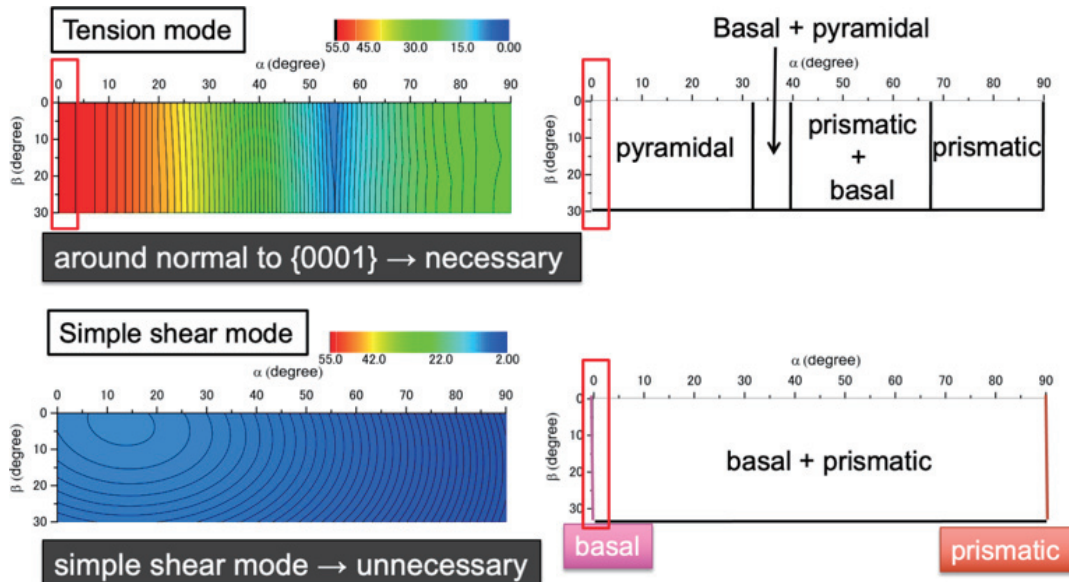


Fig. 16 Slip system operation in  $\alpha$ -Ti under tension and simple shear modes.<sup>28)</sup>

## 6. 内部疲労き裂発生回避に向けた微視組織制御

内部疲労き裂発生点の形成には、強化元素の偏析、最弱リンクの選択・変化、粒界（界面）性格といった微視組織の要素と、局所変形、変形モード制限、転位列といった変形組織の要素が係わる。同一材料において変形モード制限や転位列形成そのものを変化させることは困難であり、結晶粒微細化による転位堆積長さの低減、すなわち、応力集中の最大値低減、また、マクロな塑性変形の均一化（Fig. 17）による「ひずみ不整合」最大値の低下を図り、内部疲労き裂発生抵抗を高めることが考えられる。部分再結晶熱処理を適用した場合<sup>23),31)</sup>、結晶粒微細化と可動転位の

分散を得て、Fig. 18に示すように高サイクル疲労強度の向上を得た。可動転位の分散は、一部Hard粒への塑性変形導入を容易にするとともに、変形組織についても複数のすべり系駆動をもたらし（Fig. 19）、変形の不均一性とひずみ不整合を緩和する。しかし、部分再結晶熱処理で得られる組織には前損傷が存在し、低サイクル域での疲労強度低下とともに、加工組織、回復組織、再結晶組織が混在するため、結晶方位のランダム分布、結晶粒径と可動転位分散の均一性を得ることが難しく、内部疲労き裂発生そのものの回避には至らない。また、熱間加工による等軸微細組織制御においても、より均一な微細組織を得ることができ<sup>5),24)</sup>、高サイクル疲労強度の向上が得られるが、内部疲



Concept: Homogenized plastic deformation macroscopically

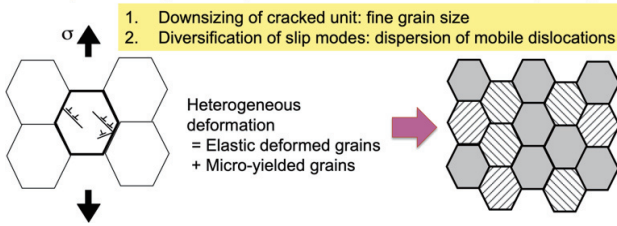


Fig. 17 Towards resetting microstructure to improve high-cycle fatigue strength.

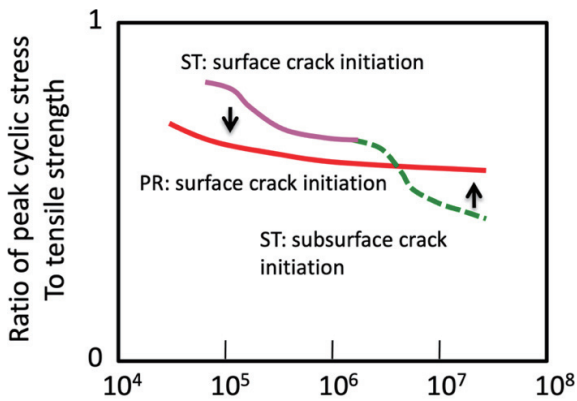


Fig. 18 Schematic S-N curves showing modification by partial recrystallization.<sup>23),31)</sup>

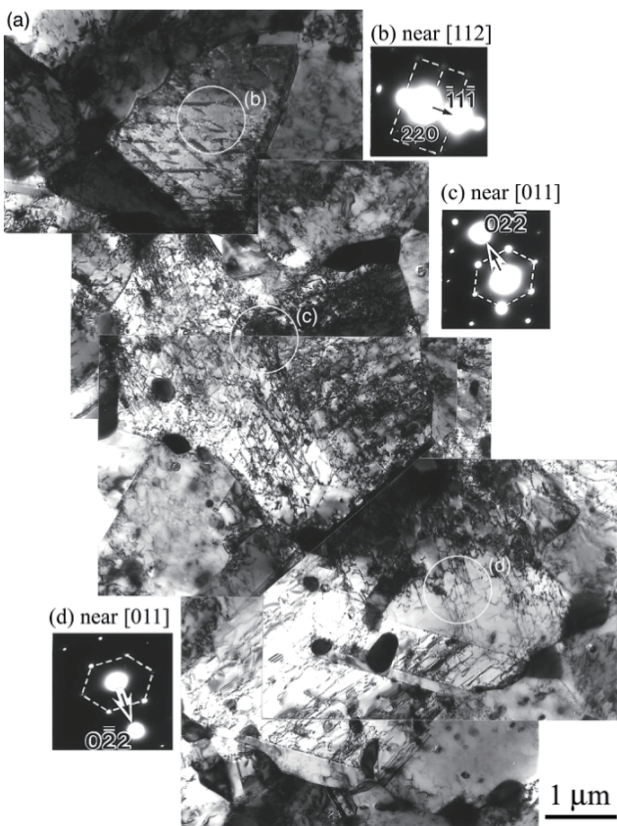


Fig. 19 Multiple glides and modes in recrystallized grains of an austenitic stainless steel.<sup>23)</sup>

疲労き裂発生そのものの回避には至っていない。この場合には、microtextureが最弱リンクに影響し、ファセット（微小き裂）の合体によるStage I き裂形成を生じる。いずれの場合も、組織全体にわたって均一な結晶方位ランダム化が指向されるが、一部の最弱リンクを与える領域が疲労破壊と強度を支配することを考えると現実的ではなく、熱間加工での可動転位分散を利活用することが損傷組織制御にはより適切であると考えられる。

## 7. おわりに

チタン合金とオーステナイト鋼の高サイクル疲労において低温・長寿命側で疲労き裂が試験片内部から顕著に生じる現象（内部疲労き裂発生）を主な事例として、飽和転位下部組織が形成して結晶界面に生じる「ひずみ不整合」（粒応力および相応力）とそれに起因した特定の界面に生じる局所変形集中が、どのような過程を経て微小き裂（粒界割れや粒内擬へき開割れファセット）を形成するのか、筆者らによる検討を整理した。すなわち、内部介在物や空隙のみならず、ポイド状空隙（微小欠陥）の形成を検出したことなどを踏まえ、結晶粒ごとの不均一変形による「ひずみ不整合」が3軸場と局所的塑性変形集中を引き起こし、微視割れとその成長および合体による微視組織を反映した疲労き裂の発生（形成）に至る新たなモデルを提示した。また、破壊力学的取扱から主き裂選択の条件を評価できることを示し、疲労き裂発生機構に関わる統一的理解の方向性を提示した。そして、結晶粒の微細化・ランダム方位化と可動転位源の分散による高サイクル疲労強度改善への有効性を例に挙げ、結晶粒微細化や組織の不均一性の意味を再考した。介在物などの不均一組織や水素脆化などの環境因子は、内部き裂破壊現象を加速したり現出させたりするが、き裂形成の本質的議論には、不均一変形（転位構造）と金属組織との相互作用の検討が不可避であり、変形モードおよび結晶組織の不均一性を前提としたき裂発生モデルの考慮が欠かせない。この「不均一性」の果たす役割が変形や破壊を律速する過程に直接つながることへの認識は、中性子回折実験や3次元画像再構成などの実験手法の高度化によって国内外において急速に高まっている。今後は、ひずみ不整合状態を緩和させる材料組織の設計指針を導き、新たな高疲労強度化材料設計を示すことが必要である。

## 参考文献

- 1) O. Umezawa, Y. Shinohara and K. Halada: Growth of ecomaterials and eco-efficiency in major metallic structural materials, in: Handbook of Ecomaterials, Leticia Myriam Torres Martínez, Oxana Vasilievna

- Kharissova, Boris Ildusovich Kharisov Eds., Vol. 4, Part XIII Metals and Metal Oxides, Springer International Publishing, (2019), 2261-2280.
- 2) O. Umezawa, Y. Shinohara and K. Halada: Materials Transactions, 55 (2014) 5, 745-749.
  - 3) 梅澤修: 日本LCA学会誌, 10 (2014) 2, 91-97.
  - 4) T. Sakai: J. Solid Mechanics and Materials Engineering, 3 (2009) 3, 425-439.
  - 5) O. Umezawa and K. Nagai: ISIJ International, 37 (1997) 12, 1170-1179.
  - 6) 阿部孝行, 金澤健二: 材料, 40 (1991) 458, 1447-1452.
  - 7) 越智保雄, 酒井達雄: 材料, 52 (2003) 4, 433-439.
  - 8) 村上敬宜: 鉄と鋼, 75 (1989) 8, 1267-1277.
  - 9) 池谷隼人, 梅澤修, 福富洋志, 軽金属, 69 (2019) 6, 302-308.
  - 10) 藤松威史, 平岡和彦, 山本厚之: 鉄と鋼, 94 (2008) 1, 13-20.
  - 11) 藤松威史, 眞鍋亮太: 山陽特殊製鋼技報, 26 (2019) 1, 41-50.
  - 12) J. Sanekata, N. Koga and O. Umezawa: Key Eng. Mater., 741 (2017), 94-98.
  - 13) O. Umezawa, T. Nishikawa, T. Tsuchida and K. Hiraoka, Processing and Fabrication of Advanced Materials XVIII, eds. M. Niinomi, M. Morinaga, M. Nakai, N. Bhatnagar, T. S. Srivatsan, Vol. 2, 555-564, (2009).
  - 14) S. Takayasu, O. Umezawa, K. Yari, K. Hashimoto and T. Fuchigami: Wear, (2021), 203807.
  - 15) 河部義邦: 軽金属, 36 (1986) 10, 673-681.
  - 16) 加賀谷忠治, 森田辰郎: 材料, 52 (2003) 5, 546-551.
  - 17) 友田陽: まてりあ, 56 (2017) 4, 296-301.
  - 18) 池谷隼人, 梅澤修, 福富洋志, 軽金属, 68 (2018) 5, 243-249.
  - 19) J. Qiu, Y. Ma, J. Lei, Y. Liu, A. Huang, D. Rugg and R. Yang: Metall. Mater. Trans. A, 45A (2014) 13, 6075-6087.
  - 20) O. Umezawa and K. Nagai: Metall. Mater. Trans. A, 29A (1998) March, 809-822.
  - 21) H. Yokoyama, O. Umezawa, K. Nagai, T. Suzuki and K. Kokubo: Metall. Mater. Trans. A, 31A (2000) Nov., 2793-2805.
  - 22) W. Li, O. Umezawa and N. Koga: ISIJ International, 58 (2018) 2, 359-363.
  - 23) O. Umezawa: ISIJ International, 49 (2009) 10, 1624-1629.
  - 24) O. Umezawa, T. Yuasa and W. Li: ISIJ International, 58 (2018) 7, 1332-1340.
  - 25) W. Li and O. Umezawa: Key Engineering Materials, Vol. 741 (2017), 76-81.
  - 26) M. Morita and O. Umezawa: ISIJ International, 52 (2012) 6, 1153-1161.
  - 27) M. Morita and O. Umezawa: Materials Transactions, 52 (2011) 8, 1595-1602.
  - 28) M. Morita and O. Umezawa: Proceedings of the 12th World Conference on Titanium (Ti2011), Science Press Beijing, Vol. 2, 1100-1103, (2012).
  - 29) O. Umezawa and K. Ishikawa: Materials Science and Engineering A, A176 (1994), 397-403.
  - 30) M. Hamada and O. Umezawa: ISIJ International, 49 (2009) 1, 124-131.
  - 31) O. Umezawa: Metall. Mater. Trans. A, 35A (2004) 2, 543-553.