

## 変態誘起塑性型マルエージ鋼において塑性ひずみ分布特性が疲労き裂進展特性へ与える影響

溝口, 友樹

<https://hdl.handle.net/2324/4475127>

---

出版情報 : Kyushu University, 2020, 博士 (工学), 課程博士  
バージョン :  
権利関係 :

変態誘起塑性型マルエージ鋼において  
塑性ひずみ分布特性が疲労き裂進展特性へ与える影響

九州大学大学院 工学府 水素エネルギーシステム専攻

令和3年2月

溝口 友樹

第 1 章 序論	1
1.1 本研究の背景	1
1.1.1 エネルギー問題と構造材料軽量化	1
1.1.2 鉄鋼材料の高強度化	2
1.2 疲労研究について	6
1.2.1 疲労研究の歴史	6
1.2.2 疲労寿命と疲労き裂進展	6
1.2.3 微小き裂と巨視き裂の特性	7
1.2.4 疲労き裂閉口現象	9
1.2.5 疲労設計法	10
1.3 準安定ラメラ組織を有する鋼の機械的性質	15
1.3.1 準安定ラメラ組織を有する鋼について	15
1.3.2 引張特性	15
1.3.3 疲労特性	16
1.4 本研究の概要・目的と構成	21
1.4.1 本研究の概要・目的	21
1.4.2 本論文の構成	23
第 1 章の参考文献	24
第 2 章 加工硬化特性が塑性誘起き裂閉口現象へ及ぼす影響の解析	30
2.1 第 2 章の背景	30
2.2 解析方法	31
2.2.1 結合力の修正	31
2.2.2 塑性誘起き裂閉口解析への加工硬化の導入手法	33
2.2.3 塑性誘起き裂閉口解析条件	35
2.3 結果と考察	40
2.3.1 降伏応力, $n$ 値が塑性誘起き裂閉口へ与える影響	40
2.3.2 加工硬化特性が $\Delta K_{th}$ に与える影響	42
2.5 結言	46
第 2 章の参考文献	47
第 3 章 TRIP マルエージ鋼の疲労き裂進展挙動： 塑性誘起き裂閉口現象以外で働く疲労き裂閉口因子の可能性	49
3.1 第 3 章の背景	49
3.2 実験方法	50
3.2.1 供試材および試験片	50

3.2.2 引張試験, 疲労き裂進展試験および有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}}$ の測定 .....	51
3.2.3 疲労き裂進展経路の観察 .....	52
3.2.4 疲労き裂周辺の加工誘起マルテンサイト量の算出 .....	52
3.3 実験結果 .....	55
3.3.1 引張試験およびき裂進展試験結果 .....	55
3.3.2 き裂形状の粗さ測定 .....	55
3.3.3 加工誘起マルテンサイト量 .....	56
3.4 考察 .....	61
3.4.1 TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動 ( $da/dN-\Delta K$ 関係) : 従来鋼・微小き裂との比較 .....	61
3.4.2 $\Delta K_{\text{eff}}$ 測定方法におけるマルテンサイト変態の影響 .....	62
3.4.3 TRIP-M 鋼における高 $\Delta K$ 領域でのき裂閉口現象に及ぼす熱処理時間の影響 .....	62
3.5 結言 .....	66
第 3 章の参考文献 .....	67
<b>第 4 章 TRIP マルエージ鋼の疲労き裂進展挙動 : 疲労き裂閉口現象以外の可能性 .....</b>	<b>70</b>
4.1 第 4 章の背景 .....	70
4.2 実験方法 .....	71
4.2.1 供試材および試験片 .....	71
4.2.2 疲労き裂進展試験および有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}}$ の測定 .....	72
4.2.3 疲労き裂進展経路の観察 .....	73
4.2.4 疲労き裂周辺のオーステナイト量の算出 .....	73
4.3 実験結果 .....	76
4.3.1 $\Delta K$ 漸減試験結果 .....	76
4.3.2 疲労き裂進展経路の観察結果 .....	76
4.3.3 塑性域中のオーステナイト量 .....	77
4.4 考察 .....	80
4.4.1 TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動 ( $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係) : 従来鋼種との比較 .....	80
4.4.2 TRIP-M 鋼における低 $\Delta K$ 領域での疲労き裂進展挙動 : 疲労き裂閉口 .....	80
4.4.2.1 き裂閉口比 $U$ と疲労き裂進展挙動 .....	80
4.4.2.2 TRIP-M 鋼における疲労き裂閉口挙動 .....	81
4.4.3 TRIP-M 鋼における低 $\Delta K$ 領域での疲労き裂進展挙動 : $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係の変化 .....	82
4.4.3.1 疲労き裂進展モードの変化 .....	82
4.4.3.1.1 破面観察 .....	83
4.4.3.1.2 疲労き裂進展経路観察 .....	83
4.4.3.2 塑性変形抵抗の変化 .....	85
4.5 結言 .....	93
第 4 章の参考文献 .....	95

---

第 5 章 結論.....	98
5.1 各章の結論.....	98
5.2 今後の展望.....	101
5.2.1 より精緻な疲労き裂進展挙動解析へ：結晶構造が疲労き裂進展挙動へ与える影響.....	102
5.2.1.1 マルテンサイト変態による体積膨張の影響.....	102
5.2.1.2 転位間相互作用の違いによる影響.....	103
5.2.2 より精緻な疲労き裂進展挙動解析へ：組織形態が疲労き裂進展挙動へ与える影響.....	103
5.2.2.1 き裂面上下不一致の影響.....	104
5.2.2.2 破面間摩擦の影響.....	104
5.2.2.3 損傷蓄積型疲労き裂進展の影響.....	104
第 5 章の参考文献.....	106
謝辞.....	107

# 第 1 章 序論

## 1.1 本研究の背景

### 1.1.1 エネルギー問題と構造材料軽量化

産業革命に伴い石炭・石油などの化石燃料を消費するようになった人類は、温室効果ガス排出による地球温暖化などの問題に直面している。2016年11月4日より効力を発生させたパリ協定により、全世界的に温室効果ガス削減の取り組みが求められているなかで、構造材料が果たすべき役割を考える必要がある。Fig. 1-1 は我が国の CO<sub>2</sub> 排出量内訳を示している。国内の CO<sub>2</sub> 排出量の内、約 17% が運輸部門からの排出であり、その内大半は約 15% を占める自動車からの排出である[1]。Fig. 1-2 に市販の車両重量と走行距離 1 km 当たりの CO<sub>2</sub> 排出量の関係を示す[1]。どのようなエンジンかによって多少の違いはあるものの、車両重量と CO<sub>2</sub> 排出量はほぼ比例関係であり、およそ車両重量が 1000 kg 増加することで CO<sub>2</sub> 排出量は約 100 g 増加する。また、一般的に乗用車が排出する CO<sub>2</sub> の内、80% 以上が走行によるものである[2]。以上より、構造材料軽量化による自動車の燃費向上は CO<sub>2</sub> 削減に大きな効果があり、エネルギー戦略の上で非常に重要な課題である。

構造材料の軽量化を解決する方針としては以下の 2 つの方針が考えられる。①より軽量の素材への置き換え。②従来素材を高強度化することによる薄肉化。以下に①、②について概説する。

①は、代表的な素材としてアルミニウム合金、マグネシウム合金、炭素繊維強化プラスチック（Carbon Fiber Reinforced Plastics : CFRP）などの従来材料である鋼と比較して比重の小さい材料を用いることによる軽量化である。Fig. 1-3 に各種材料の降伏強度（または弾性限界強度）と材料密度の関係を示す[3]。アルミニウム合金、マグネシウム合金、CFRP は同等の降伏強度を有する鋼と比較して材料密度が小さいことが分かる。アルミニウム合金は他の軽量化素材より比較的成本が従来素材である鋼材に近いと、現在も自動車の外板やフレームに使用されている[4]。しかし、燃焼室周りの高温となる領域で使用する際の高温強度不足や高い圧力がかかるような場合の疲労強度不足が課題となっている[5]。マグネシウム合金については実用他金属と比較して密度が鉄の 1/4、アルミニウムの 2/3 であり、ノートパソコンなどの外板などの小さな部材として実用化されている。しかし、易燃性、難塑

性加工性であることによって大幅なコストがかかるため、コストパフォーマンスを向上させるための課題が多く残る[6,7]。CFRPは前述の金属材料と同様に軽量であり期待されている材料であるが、金属材料ではないため、加工方法が大きく異なる。そのためすでに航空機では実用化されているが、自動車においては一部高級車やスポーツカーを除いた量産車両ではCFRPの適用は少ない。材料のコストや強度の信頼性についての課題が多く残っている[8,9]。

②は従来素材である鋼を高強度化することにより、ある部材に必要とされる強度を担保するための断面積を小さくする薄肉化を行うことによる軽量化である。①で挙げたような金属材料を用いた軽量化の場合、強度が必要で鋼材と置き換えることが出来ない部材との接合部において従来の溶接方法が用いられない場合や、一方の金属を腐食してしまう場合があるが、高強度化された鋼材を用いる場合はそのような心配も少ない。しかし、単純に高強度化した場合には延性を損なうことが多く、強度－延性バランスに優れた材料を開発するという課題がある[1]。

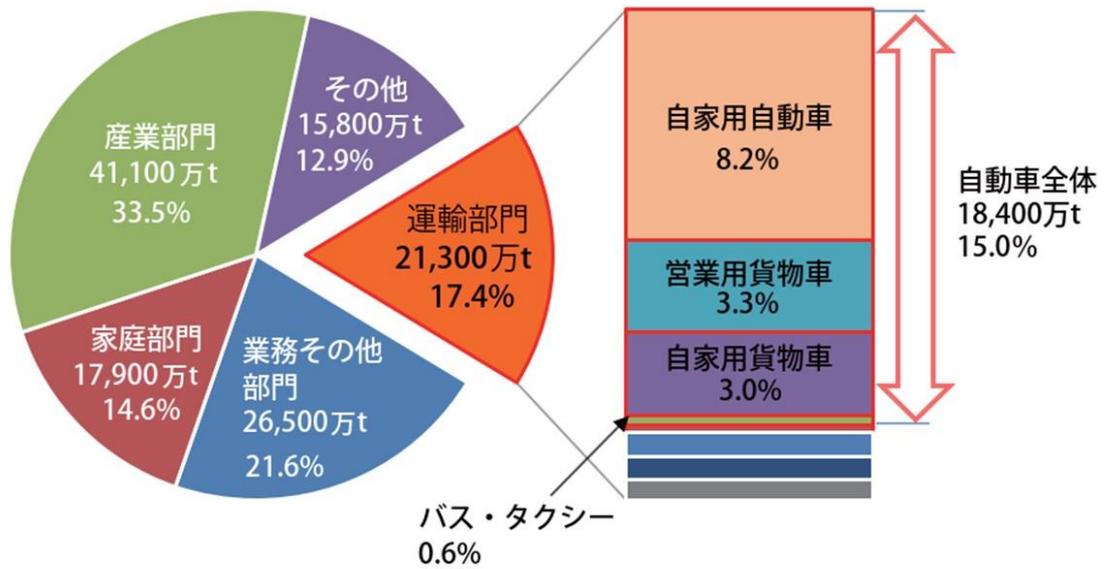
### 1.1.2 鉄鋼材料の高強度化

前述のように鋼では強度－延性バランスの優れた材料開発に課題がある。Fig. 1-4に示す鉄合金における強度－延性の関係から見て取れるように強度と延性は互いに二律背反の関係にあり、一般に強度に優れた鋼材は延性に乏しい[10]。平滑材の引張試験を考えると、塑性変形した領域は伸展した分だけ断面積が小さくなるため、その領域に応力が集中し、加工硬化が十分でないと初めに変形した領域に塑性変形が集中し、周囲の領域の塑性変形は小さいままネッキングを起し、破断に至る。そのため強度－延性バランスの改善には、初めに変形した領域に集中した塑性変形だけではなく、その周囲をどれだけ多く塑性変形させることが出来るかが重要となる。このような強度－延性バランスを改善させるために多くの場合は加工硬化能を上昇させる。加工硬化能とは、文字通り「加工（塑性変形）」が施された領域が「硬化」する能力であり、加工硬化能の優れた材料は、変形した領域が硬化することにより、初めに変形した領域が例え断面積が小さくなり応力が集中したとしても、周囲の未変形領域（硬化していない領域）が優先的に変形する。

優れた加工硬化能を発現させるための手法として、材料中に①複相組織の導入、②ラメラ組織の導入、③準安定オーステナイト相の導入などが採られる。①の複相組織を導入された複相（Dual Phase：DP）鋼は軟質相であるフェライト相や硬質相であるマルテンサイト相のように硬さの異なる2相から材料を構成する。軟質相の変形を硬質相が拘束することによって高い加工硬化能を実現している[11,12]。②のラメラ組織の導入は①の複相組織を薄い層状に配置することによってラメラ組織の配向方向が変形を拘束し、加工硬化能を向上させる。代表的なラメラ組織を有する鋼としてはパーライト鋼があり、フェライト（軟質）－セメントイト（硬質）からなるラメラ組織を有している[13,14]。③の準安定オーステナイト相の導入は準安定オーステナイト相が変形によってマルテンサイトに変態する加工誘起マル

テンサイト変態を利用したものである。軟質相であるオーステナイト相が硬質相であるマルテンサイトへ変態する変態誘起塑性（Transformation-induced Plasticity：TRIP）効果によって、その代表的な鋼材である TRIP 鋼は優れた加工硬化能を有している[15,16].

このように加工硬化能の向上に向けた材料開発 1 つを挙げても様々な材料が開発されていることが分かる。しかし、多くの開発された鋼材が単に高強度・高延性であれば構造物に使えるというものではなく、特にその構造物が破壊してしまうのかしないのかを決定するには「疲労に対する強度」というものを考えなくてはならない。疲労に対する強度とは繰返し負荷されるような荷重に対する強度であり、構造物の破損原因の約 8 割は疲労現象によるものであるということが知られている[17]。次節ではこの疲労現象について概説する。



※電気事業者の発電に伴う排出量、熱供給事業者の熱発生に伴う排出量はそれぞれの消費量に応じて最終需要部門に配分  
 ※端数処理の関係上、合計の数値が一致しない場合がある。  
 ※温室効果ガスインベントリオフィス「日本の温室効果ガス排出量データ (1990～2015年度) 確報値」より

Fig. 1-1 Breakdown of CO<sub>2</sub> emissions in transportation sector in Japan. [1]

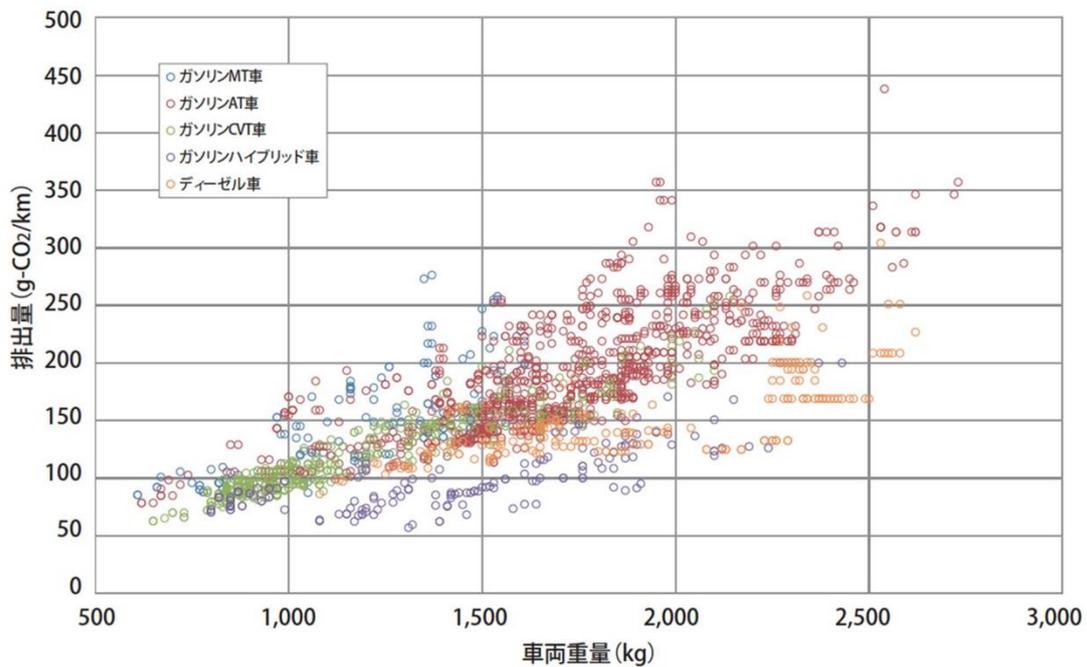


Fig. 1-2 Relationship between CO<sub>2</sub> emissions and vehicle weight. [1]

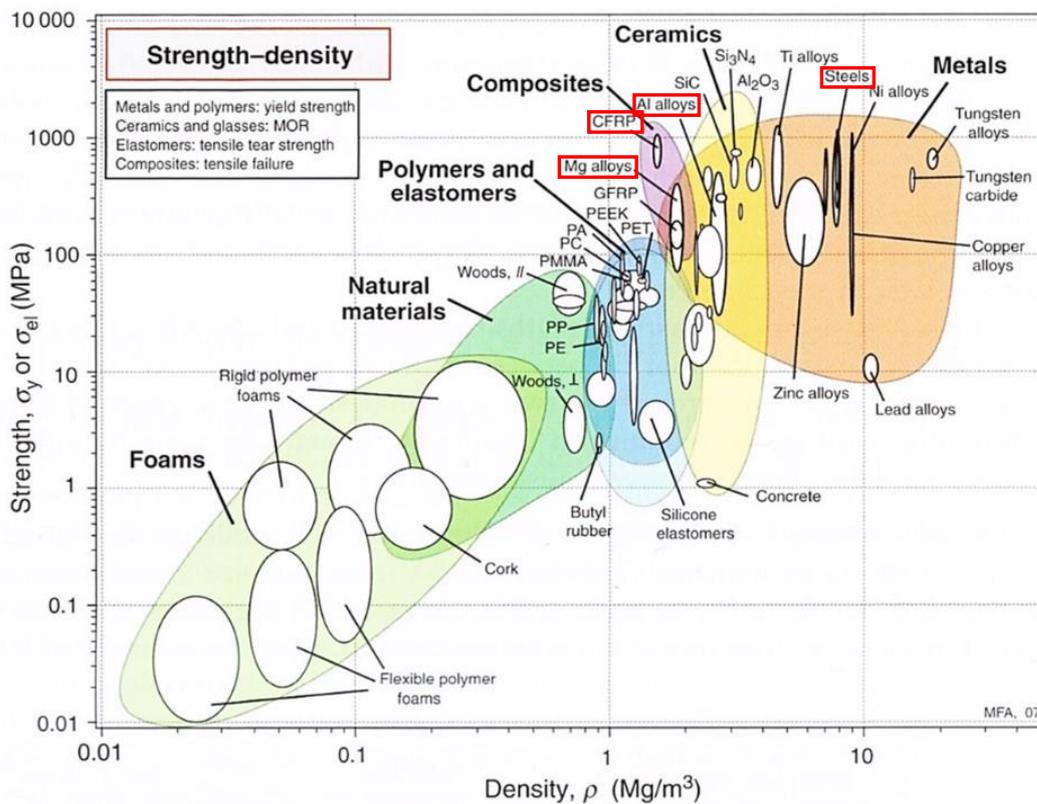


Fig. 1-3 Relationship between strength and density in various materials. [3]

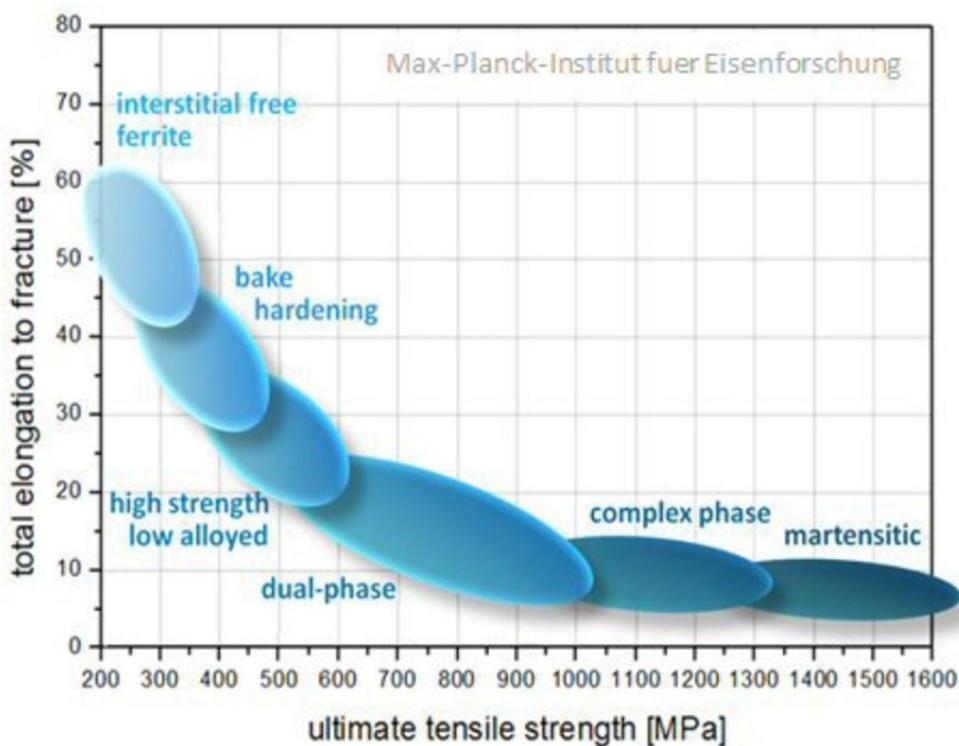


Fig. 1-4 Relationship between strength and elongation in different types of steels. [10]

## 1.2 疲労研究について

### 1.2.1 疲労研究の歴史

疲労破壊の重要性が認識され始めたのは 1850 年代から 1860 年代にかけてであったと想像されている。産業革命後の世界であった当時の技術・研究の中心は英独仏などの鉄道工学に関する技術者や研究者らであり、その指導者の一人であったといわれる A. Wöhler (1819～1914) が疲労研究の基礎的体系創設に貢献した[18]。A. Wöhler とほぼ同世代である J. C. Maxwell (1831～1879) が確立した電磁気学は、2020 年のコロナ禍で直接会えない我々を画面越しに会話させることを可能とし、また 1 秒間に 40 京回以上の計算を行うことを可能としている[19]一方、疲労研究では同様の約 170 年に及ぶ歴史があるにもかかわらず 1.1.2 で記載したように構造物の破損原因の約 8 割は疲労現象によるものであることが問題となっている。この問題は構造物の大型化（橋梁や高層ビル）や軽量化（自動車や航空機）に伴う構造変化や使用する材料の変化によるものと考えられ、新たな構造・材料が開発されるであろう今後も常に疲労問題について検討し続けなければならない。

### 1.2.2 疲労寿命と疲労き裂進展

構造部材の疲労に関する特性を決定するためには疲労試験を行うことが現状必要である。A. Wöhler は鉄道車軸に使われる合金を研究する過程で、規則的に繰返し応力を試験片に負荷し、破断するまでの応力繰返し数を調べる試験を行い、S-N 曲線を発見した。Fig. 1-5 に回転曲げ疲労試験で得られた S-N 曲線の例を示す[20]。繰返し負荷される応力が小さくなるにつれ、破断までには多くの繰返し数が必要となるため、S-N 曲線は右肩下がりの傾向を示す。Fig. 1-5 中の実線は S45C 焼きなまし材のような軟鋼で見られ、折れ点と呼ばれる点で曲がり、それ以降は水平となる。この折れ点以下の応力では基本的には破断に至らない（ $10^7$  サイクル以上のサイクルで破断を起こすギガサイクル疲労域では折れ点以下で破断する場合もある）ため、折れ点となる応力を疲労限度と呼ぶ。また、特定の破断繰返し数に対する S-N 曲線上の応力を時間強度と呼ぶ。Fig. 1-5 中の破線はアルミニウム合金などの非鉄金属に見られる、S-N 曲線上に折れ点を持たないような応力と破断までのサイクル数の関係を示している。構造物の強度設計における材料選択の場面において、多くの場合、降伏強度や引張強度よりも上記の疲労限度が最も低い値を示すため、繰返し荷重が負荷されるような自動車部品[21]や鉄道車軸[22]の強度設計には S-N 曲線で表される応力と破断繰返し数の関係は欠かせない。

繰返し負荷される荷重によって起こる疲労破壊は①微視的き裂の発生、②き裂の成長の過程を経て、き裂長さが破壊の臨界長さに達した際に起こる。よって単に疲労寿命といってもその寿命の中には、き裂の無い状態からき裂が発生するまでの寿命である「き裂発生寿命」と、そのき裂が進展し破壊に至る寿命である「き裂進展寿命」が存在している。上記の自動車部品や鉄道車軸は基本的にき裂の進展について考慮せずに設計している。これは疲労限

度のあるような材料を用いており、負荷荷重一定の場合には疲労限度付近の応力では破断までの繰返し数のほとんどが①のき裂発生限界までの繰返し数であること[23]と関連していると考えられる。

まず、①のき裂発生寿命について、疲労き裂発生過程の一例を概説する。材料がマクロ的に見て弾性変形しかしない降伏応力以下の応力が繰返し負荷されていた場合であっても材料中の微視組織はその応力範囲に応じた塑性変形が起こり、そのような塑性変形が微視き裂発生につながる。繰返し負荷される応力によって、材料中に存在する転位が複雑に絡み合い、転位組織を形成し、材料表面に入り込み及び突き出しといった凹凸を形成し、その凹凸が応力集中源となることでさらに局所的な塑性変形が加速され、疲労き裂が発生する[24]。空気中に対する真空中の寿命の伸びは純鉄系において疲労き裂発生寿命で 2.6 倍に延びることから[25]、空気中では入り込み・突き出しを形成する際に表面が酸化されることによって初期の疲労き裂となることが考えられる。

次に②のき裂進展寿命について、疲労き裂進展機構を概説する。疲労き裂の成長はき裂先端、き裂先端近傍の不可逆な転位運動による。航空機ではアルミニウム合金のような疲労限度の無い材料が用いられてきたため、疲労き裂は常に進展し続けることを考慮して設計しなくてはならない[26]。Fig. 1-6 に疲労き裂進展機構の模式図を示す。Fig. 1-6 のようにき裂先端において対称な 2 つのすべり面上において、荷重が負荷される過程で疲労き裂先端から転位が射出されることで、き裂先端から新しい表面を生成しながらき裂は鈍化する。荷重の除荷が始まるとき裂先端から射出された転位からのバックストレス[27]や、負荷の過程で形成した塑性域が塑性域外の領域より圧縮を受けることにより、荷重負荷時における疲労き裂先端からの転位射出方向とは逆の方向に転位運動がおこる。しかし、負荷の場合にはき裂先端という特異な場が存在しているため、き裂先端を含むすべり面上においてのみ転位が活動するが、除荷の場合にはそのような特異な場がないため、き裂先端以外のすべり面上においても活動する。このように荷重の負荷時と除荷時で異なる不可逆な転位運動によるき裂の開閉口によって疲労き裂は進展する。

### 1.2.3 微小き裂と巨視き裂の特性

前項にて説明した疲労き裂進展機構では、き裂先端において対称な 2 つのすべり面上において転位運動がおこった場合という理想的な状況で説明した。しかし、実際の材料は多結晶であり、必ずしも Fig. 1-6 で示したような、転位運動が最大せん断応力方向に対してのみ起こるということはない。つまり、疲労き裂進展に必要なき裂の開閉口が不可逆な転位運動によって起こる場合、き裂周辺の結晶組織の影響を少なからず受けることとなる。Fig. 1-7 に材料表面において発生した疲労き裂が進展した後の様子を模式的に示す[28]。疲労き裂ははじめ、結晶粒径 1~2 個分の長さをすべり帯に沿って進展し、その後、荷重負荷方向に対して垂直に進展する。この時、Suresh や Ritchie は前者をステージ I の疲労き裂進展、後者をステージ II の疲労き裂進展と呼ぶ[29]。

結晶組織に強く影響を受けるような結晶学的な疲労き裂進展について説明する。繰返し負荷される応力によって形成された材料表面の突き出し・入り込みや材料中の結晶粒界、介在物を起点として発生した疲労き裂は結晶粒径 1~2 個分のき裂長さにおいて結晶粒径、集合組織、析出物、金属組織の形態といった結晶組織の影響を強く受けて進展する[30]。結晶粒径の影響としては、結晶粒界が疲労き裂進展を抑制するため、結晶粒径の大きさによって疲労き裂進展速度に違いが出るということが知られている[31]。Fig. 1-8 に微小き裂進展に及ぼす結晶粒径の影響を表した模式図を示す[30]。結晶粒径が小さいほど、その結晶粒内での転位運動が拘束されるため、結晶粒径が小さな材料は大きな材料と比較して平均的な疲労き裂進展速度は小さくなる。集合組織の力学的な影響としては、き裂進展方向を偏向させることによる応力拡大係数の低減効果やその際のき裂閉口レベルの上昇が知られている。集合組織は金属組織を塑性加工した際に形成され、例えば六方稠密 (Hexagonal close-packed: HCP) 構造を有するチタン合金を圧延した際の集合組織は、微小疲労き裂進展に影響を及ぼすことが知られている[32,33]。また、1.2.2 で述べたようなき裂先端の繰返し塑性変形による疲労き裂進展ではなく、損傷蓄積型の疲労き裂進展を助長する可能性も示唆されている[34]。析出物の影響としては、その大きさや体積率によって疲労き裂進展速度が変化することが知られている。析出物は疲労き裂進展に不可欠な転位と析出物の相互作用が大きく、転位運動の障害となる[35]。金属組織形態の影響としては、例を挙げるとパーライト鋼のようにフェライト-セメンタイトの二相組織がラメラ組織を形成している場合、最弱組織を優先して進展する疲労き裂進展に影響を与える[36]。また、ラメラ各層の配列間隔や同一配向方向を有する組織単位の寸法といった金属組織形態の寸法も疲労き裂進展に影響を与えることが知られている[37,38]。また、最弱組織を優先して進展せず、ラメラ組織を横断するように進展した場合にも、き裂進展経路にラメラ間隔に応じた凹凸を生じさせ、破面間の摩擦を助長することが示唆されている[39]。

結晶組織に強く影響を受けるような結晶学的な進展から、非結晶学的で連続体的な進展に遷移した際の疲労き裂進展について説明する。Fig. 1-9 に結晶学的・非結晶学的な疲労き裂進展における繰返し塑性域と結晶の大きさについての模式図を示す[40]。ステージ II では Fig. 1-9 (b) のように、すべりを起こす結晶粒の数が多いため、ステージ I の結晶方位に依存したすべりではなく、最大せん断応力方向にすべりが起こる。よって、き裂先端では規則的に開閉口を繰返し、Fig. 1-6 で示したような疲労き裂進展をする。このような疲労き裂進展の特徴として知られるストライエーションについて説明する。ストライエーションとは疲労破面に見られる凹凸であり、その間隔が疲労き裂進展速度を推定する指標となることが知られている[41,42]。疲労き裂進展速度と対応するストライエーションの形成機構の一例を Fig. 1-10 に示す[29]。Fig. 1-10 はストライエーションの形成を、非結晶学的に疲労き裂先端の「鈍化」と「再鋭化」によるものとした模式図である。荷重負荷過程においてき裂先端は鈍化し、新しい表面を形成する。除荷過程から圧縮過程において、新しく形成されたき裂前縁は折たたまれ、き裂前縁は再鋭化し、新たな凹凸を1つ形成する。この新しく形成さ

れた表面が折りたたまれることにより形成する凹凸がストライエーションであり、1サイクルの進展量に対応する。このような機構で形成されるストライエーションは十分なすべり系を有する材料において1サイクルごとに十分大きなひずみが与えられた場合の限られた条件で形成される[43].

結晶学的な疲労き裂進展・非結晶学的な疲労き裂進展それぞれの特徴について述べた。その際に、金属組織に依存したステージⅠ、その後、荷重負荷方向に対して垂直に進展するのをステージⅡとしたが、Fig. 1-9のように結晶学的か非結晶学的かを決定するのは疲労き裂周囲に形成される塑性域のサイズである。つまり、着目している疲労き裂の応力拡大係数によって、そのき裂の進展は結晶学的か非結晶学的かが決定する。一見すると巨視き裂だが、繰返し負荷が小さく、応力拡大係数が小さい場合には結晶学的な進展をする場合や、物理的な大きさが微小なき裂であっても大きな応力拡大係数であった場合には非結晶学的な進展をする場合が考えられる。従来研究されていた微小き裂は①き裂長さが結晶粒径の数個分の大きさであり、き裂先端の塑性変形が結晶組織の影響を直接受け、連続体としての取り扱う事ができない「微視組織的微小き裂」と②き裂面が小さく、1.2.4で述べるようなき裂閉口の効果が力学的に表れない「力学的微小き裂」に分類される。疲労き裂の進展特性を考えるには、着目しているき裂の状態がどのようなものであるのかを正しく判断する必要がある。

#### 1.2.4 疲労き裂閉口現象

1.2.2で述べたように疲労き裂は、き裂開閉口に伴うき裂先端やき裂先端近傍での不可逆な塑性変形によって進展する。このき裂開閉口を小さくすることによって疲労き裂進展を抑制する現象として、き裂閉口現象が知られている[44].

Fig. 1-11に疲労き裂開閉口についての模式図を示す[45]. Fig. 1-11 (a)は疲労き裂を示し、Fig. 1-11 (b)は繰返しの影響のないき裂を示している。繰返しの影響のないき裂と比較して、疲労き裂はき裂進展に伴って形成してきた塑性域内を進展するため、き裂先端後方に残留している塑性域の引張成分によってき裂閉口点が上昇する。そのため、疲労き裂先端後方に圧縮の残留応力が生じ、次のサイクルでのき裂開口変位が小さくなる。このような機構によって疲労き裂進展を抑制するき裂閉口現象を、塑性誘起き裂閉口 (Plasticity-induced crack closure : PICC) と呼ぶ[46-49].

また、き裂進展経路が屈曲し、かつ疲労き裂上下面にずれが生じている場合にはPICCに加えて粗さ誘起き裂閉口 (Roughness-induced crack closure : RICC) が発現する[50-52]. Fig. 1-12にRICCの模式図を示す[39]. Fig. 1-12 (a)はき裂面上下にずれがない場合、Fig. 1-12 (b)はき裂面上下にずれがある場合を示している。Fig. 1-12 (b)のようにき裂進展経路が屈曲し、疲労き裂上下面にずれが生じている場合には、疲労き裂進展に伴って形成された疲労き裂先端後方の残留圧縮応力 (PICCの原因となる残留圧縮応力)に加えて、き裂上下面の接触領域に残留圧縮応力が生じる。RICCは、DP鋼のように硬質・軟質相がある場合に軟質相を優先して疲労き裂進展する材料や、パーライト鋼のようにラメラ組織によって疲労き裂進

展経路が拘束される材料において観察される現象である。

TRIP 鋼では、面心立方格子 (Face-centered cubic lattice : FCC) 構造から体心立方格子 (Body-centered cubic lattice : BCC) 構造へのマルテンサイト変態が起こるような場合に変態誘起き裂閉口 (Transformation-induced crack closure : TICC) が発現する[53,54]。き裂開口の過程で疲労き裂前方に形成される塑性域中に準安定オーステナイト相が存在し、その準安定オーステナイト相が FCC→BCC の加工誘起マルテンサイト[55]変態した場合、結晶構造の充填率が変態前後で異なることにより、変態した領域は膨張し、次サイクルのき裂開口を抑制する。また、疲労き裂が、膨張し圧縮応力を受けている領域を進展した際には、き裂面が形成されることによって圧縮から解放されて膨張した領域が、き裂上下面の早期接触を誘発し、除荷時において疲労き裂先端後方に圧縮の残留応力を生じさせる。

これらのき裂閉口現象を考慮した疲労き裂進展解析は Dugdale モデルに基づき[55]、Budiansky らによって提案され[56]、Newman によって修正された[57]。Budiansky らは静しき裂に対して荷重荷重時と、除荷時の塑性域寸法やき裂開口変位を厳密に求めることが出来る Dugdale モデルを用いて、塑性域とき裂破面の全面に等しい大きさの残留ストレッチが付着しているとした仮定の下でき裂閉口応力を求めていたが、十分に長いき裂に対するモデルであったため、工学的に応用することが困難であった。そこで、Newman は、塑性域および残留ストレッチを離散化させて棒要素として配置し、疲労き裂進展に伴うき裂閉口応力を、変動荷重下においても応用できるよう改善した。しかし、これらの解析には材料の加工硬化挙動について考慮されておらず、十分な評価をすることには困難がある。

### 1.2.5 疲労設計法

これまで疲労研究について、その歴史から疲労現象における一部の特徴について説明してきた。本項では実際に構造物を設計する際の疲労現象の取り扱い方について簡単に説明する。Fig. 1-13 に疲労設計の流れを示す[58]。まず初めに部材の材料・形状・負荷荷重のパターン・使用される環境に関するデータを用意する。これらが用意された場合 (YES) には、使用される材料の静的強度データを用意する。次に、使用時の形状・負荷荷重のパターンにおける中央 S-N 曲線を推定する。中央 S-N とはその荷重、その繰返し数において破壊確率が 50% である際の S-N 曲線である。中央 S-N 曲線を得たのちは、有限寿命で設計するのか、疲労限度周辺で設計するのかによって分かれる。有限寿命設計する場合には、中央 S-N 曲線の周りの寿命分布について推定し、P-S-N 線図 (ある確率 P で破壊に至る際の繰返し荷重と繰返し数の関係を示す線図) を得る必要がある。疲労限度周辺で使用する場合には疲労限度の分布特性について推定する。以上の流れを経ることにより、定振幅荷重下における、ある繰返し数での破壊確率を評価することが可能となり、要求される破壊確率以下での疲労設計が可能となる。また上記の時間強度・疲労限度を考える疲労設計法の他に、損傷許容設計がある。損傷許容設計とは製造の過程で物理的要因や経済的要因によって取り除くことが出来ない疲労き裂発生の要因 (表面粗さ・加工層等) を考慮した設計である。損傷許容設

計では疲労き裂進展と部材に残された強度（残留強度）の解析が必要である。損傷のサイズ・残留強度と時間の関係を Fig. 1-14 に示す[59]。き裂進展に関するデータが不足している際にはマイナー則等を用いた累積損傷則を用いて部材の寿命を推定する。

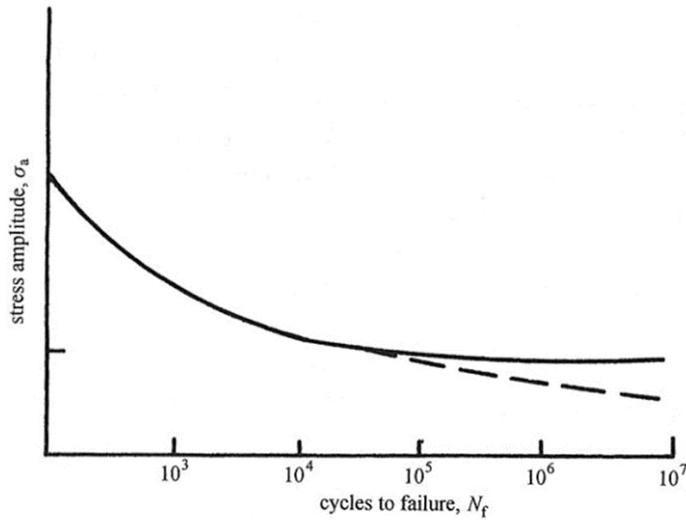


Fig. 1-5 Typical S-N diagram. [20]

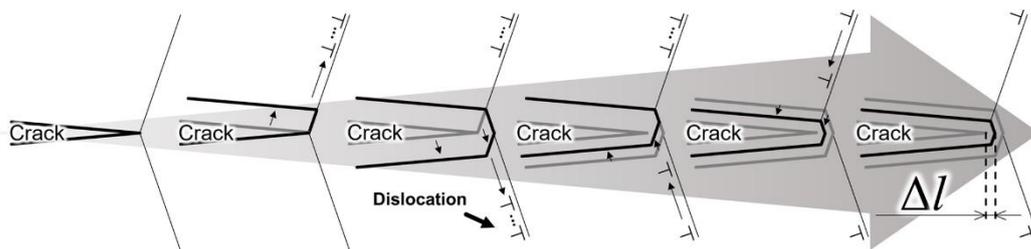


Fig. 1-6 Schematic of fatigue crack growth.

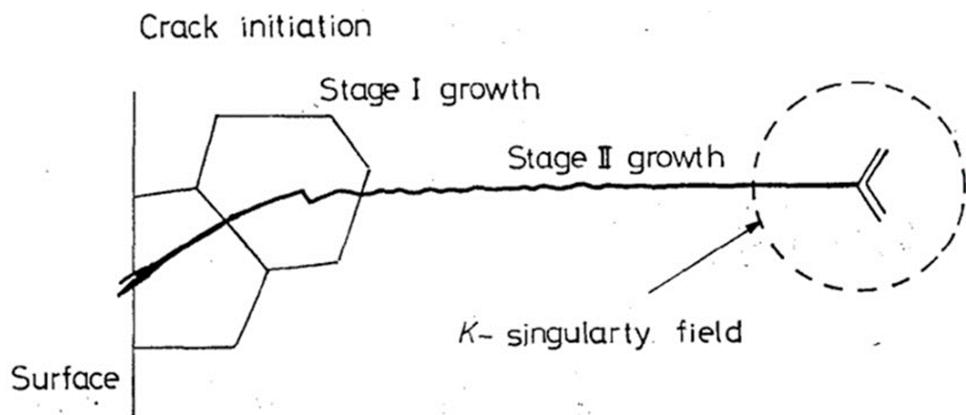


Fig. 1-7 Schematic of stage I fatigue crack growth and stage II fatigue crack growth. [28]

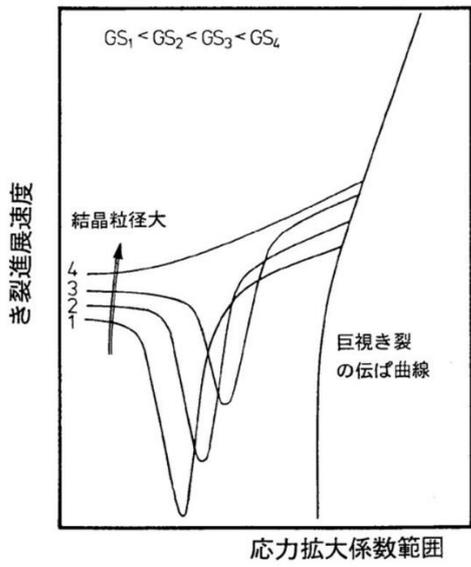


Fig. 1-8 Schematic of the effect of grain size on micro-fatigue crack growth. [30]

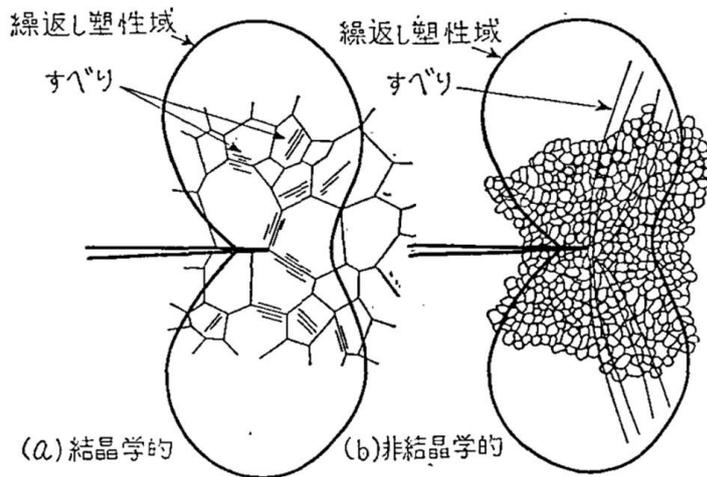


Fig. 1-9 Schematics showing the relationship between plastic range and grain size for (a) crystallographic fatigue crack growth and (b) non-crystallographic fatigue crack growth. [60]

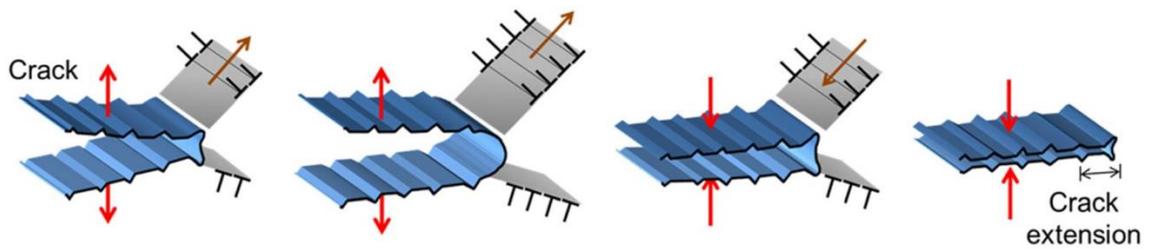


Fig. 1-10 Schematics of striation formation by blunting/re-sharpening in stage II fatigue crack growth. [29]

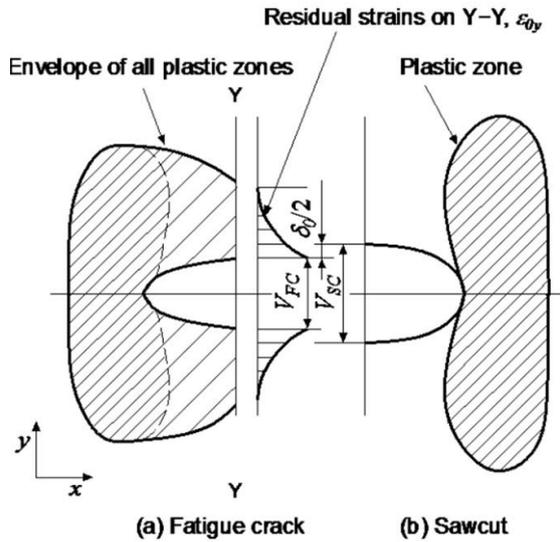


Fig1-11 Comparison of plastic zone at the crack tip between (a)fatigue crack and (b)saw cut crack. [45]

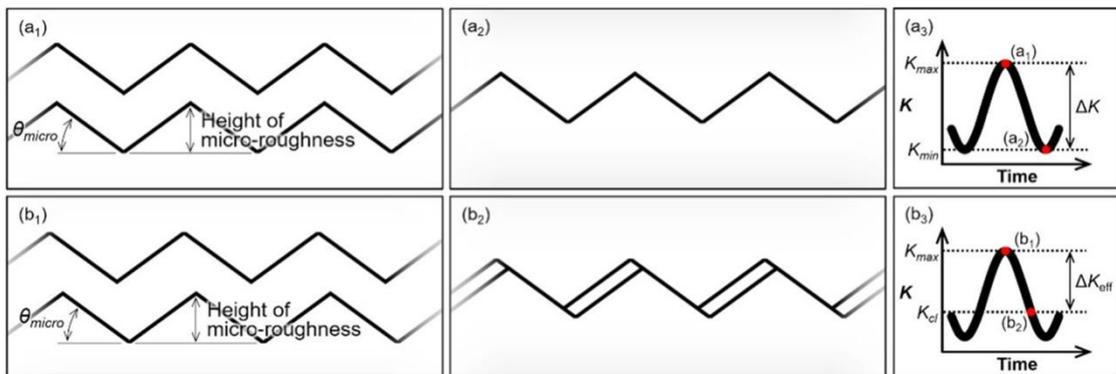


Fig. 1-12 Schematic representation of RICC associated with geometrical mismatch between fatigue crack surfaces in grain size scale. (a<sub>1</sub>) Crack opening and (a<sub>2</sub>) subsequent crack closing without mode II displacement. (a<sub>3</sub>) Stress intensity factor range without mismatch. (b<sub>1</sub>) Maximum crack opening displacement with mismatch. (b<sub>2</sub>) Unloading with mismatch. (b<sub>3</sub>) Stress intensity factor range with mismatch.  $\theta_{micro}$  is the micro-roughness deflection angle of a crack.  $K_{max}$  is the maximum intensity factor.  $K_{min}$  is the minimum intensity factor.  $K_{cl}$  is the stress intensity factor when the crack closed.  $\Delta K_{eff}$  is the effective stress intensity factor range. [39]

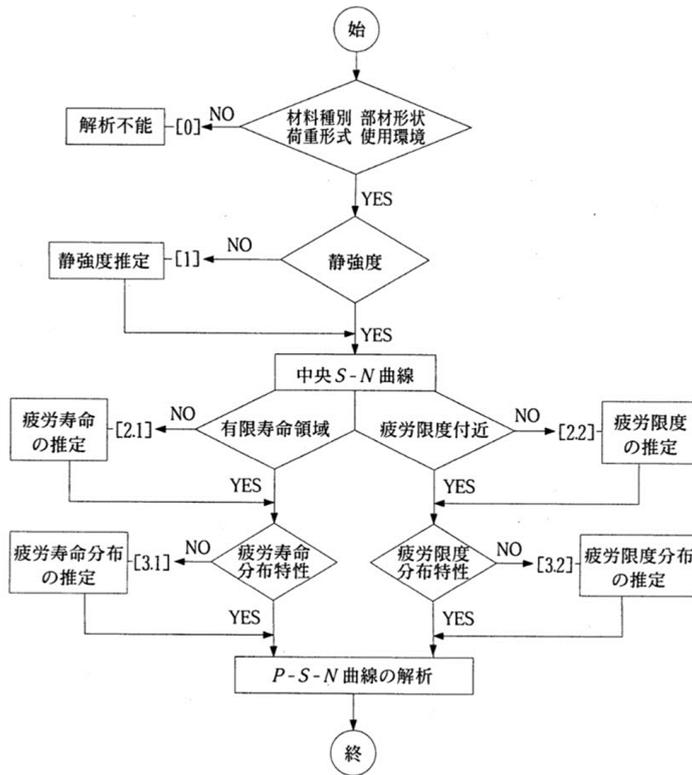


Fig. 1-13 Procedure flow for fatigue resistance design. [58]

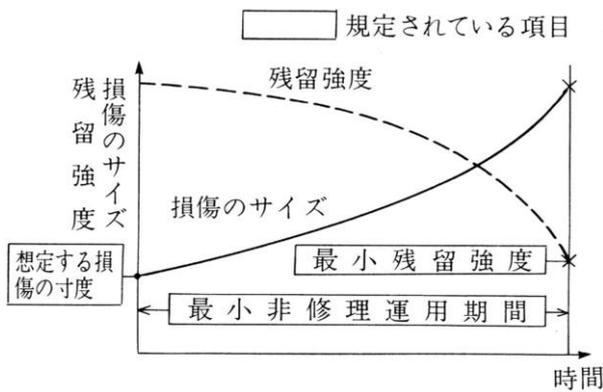


Fig. 1-14 Schematics of residual strength-life span relationship and damage size-life span relationship. [59]

### 1.3 準安定ラメラ組織を有する鋼の機械的性質

#### 1.3.1 準安定ラメラ組織を有する鋼について

1.1.2 で述べたように、鉄鋼材料は一般に高強度化するほど延性に乏しくなり、加工性が悪くなるため、強度－延性バランスの取れた材料開発が求められてきた。この強度－延性バランスの克服を目標とし、Raabe らは変態誘起塑性型マルエージ (Transformation-induced plasticity maraging : TRIP-M) 鋼を開発した[61–65]。TRIP-M 鋼は 1.1.2 で示した加工硬化能を上昇させる①複相組織, ②ラメラ組織, ③準安定オーステナイト相すべてが導入されている。TRIP-M 鋼の組成は Fe-9Mn-3Ni-1.4Al-0.01C である。真空誘導炉で铸塊後、1373 K で熱間圧延し、1373 K で金属中の組織を溶体化処理したのちに水焼入れした。その後、873 K で焼きなましをすることで準安定オーステナイト相がラメラ状に形成される。Fig. 1-15 に 873 K で 1h, 8h 焼きなましした TRIP-M 鋼の電子線後方散乱回折 (Electron backscatter diffraction : EBSD) 法を用いて得た phase マップを示す[64]。複相組織として軟質相である準安定オーステナイト相, 硬質相であるマルエージマルテンサイトがラメラ状に導入されている。マルエージとは焼き戻しによってナノサイズの金属間化合物を析出させる析出強化を利用した強化法で、代表的なマルエージ鋼である、Fe-18Ni-9Co-5Mo-0.6Ti 合金では引張強さが 2.1 GPa, 伸び 10%を示す[66]。焼きなましする時間を変化させることによって準安定オーステナイト量を調整することが可能であり、Wang らの研究では 1h の焼きなましでオーステナイト分率が約 10%, 8h の焼きなましでオーステナイト分率が約 36%を得ている[64]。

#### 1.3.2 引張特性

Fig. 1-16 に①複相組織, ②ラメラ組織, ③準安定オーステナイト相などの各加工硬化能向上因子を有する鋼の代表をまとめて示す。Fig. 1-17 に Fig. 1-16 で示したパーライト鋼, DP 鋼[67], TRIP 鋼[68], 8h 焼きなましを施した TRIP-M 鋼 (TRIP-M 8h) の二次電子線 (Secondly electron : SE) 像と真応力－真ひずみ線図と加工硬化率曲線を示す。TRIP-M 8h の加工硬化率は真ひずみが 0.05%より大きくなった際に、パーライト鋼, DP 鋼よりも大きくなり、降伏応力の低い TRIP 鋼と同等の加工硬化能を有していることが分かる。このような TRIP-M 鋼の優れた加工硬化能は TRIP-M 鋼の損傷耐性によって実現していると考えられる。ここでいう損傷とは、ボイドの発生・成長のことである。Fig. 1-18 にパーライト鋼, DP 鋼, TRIP-M 8h の損傷数密度 (与えられたひずみにおいて、単位面積当たりいくつのボイドが存在しているか), 損傷面積率 (与えられたひずみにおいて、単位面積当たりボイドが占める面積), 平均損傷面積 (与えられたひずみにおいてのボイドの平均面積) を示した。損傷数密度 (Fig. 1-18 (a)) に着目すると、高ひずみを与えられた際においても、パーライト鋼や DP 鋼より TRIP-M 8h は大きく下回っており、TRIP-M 8h の高い損傷「発生」耐性を示している。また、低ひずみにおいては損傷数密度 (Fig. 1-18 (a)) が DP 鋼と同程度の値を示しているにもかかわらず、TRIP-M 8h の損傷面積率 (Fig. 1-18 (b)), 平均損傷面積 (Fig. 1-18 (c))

が低くなっており、損傷「成長」耐性も有していることが分かる。

損傷耐性について、パーライト鋼、DP 鋼、TRIP 鋼と TRIP-M 8h を比較し説明する。パーライト鋼と TRIP-M 8h はともに微細なラメラ組織を有していることが特徴である。パーライト鋼はこのラメラ組織にて多くのボイドが発生し、破壊につながる事が知られている [69]。ラメラ組織にて多くのボイドが発生する原因としてはパーライト鋼においてラメラ組織を形成する硬質相のセメントイトが延性に乏しいことに起因している。セメントイト相はラメラ配向方向に対して垂直にせん断力が働いた際に容易に割れ、ボイドを形成する。一方、TRIP-M 8h のラメラ組織を形成する硬質相のマルエージマルテンサイトは硬質相でありながら延性を有する。つまり、セメントイトであれば割れが生じるようなせん断力が働いたとしても、ボイドが生じにくい。従って、「延性を有する硬質相」であるマルエージマルテンサイト相が TRIP-M 8h の損傷耐性を優れたものとしている。次に DP 鋼と比較する。DP 鋼のように硬質相、軟質相を有する鋼ではその境界においてひずみの局在化が起こり、ボイドが発生・成長する [11]。DP 鋼においてひずみの局在化が起こる結晶粒の条件としては、その結晶粒が大きく変形するような方位を向いていることが条件だが、TRIP-M 8h では加えてラメラ組織の配向方向もその結晶粒のせん断方向と平行である必要がある。たとえ、大きく変形が可能な方位を持つ結晶粒であったとしても、そのせん断方向に対して垂直にラメラ組織が形成されていた場合、ラメラ組織の硬質相が変形に必要な転位運動の障害となり、結晶粒界に局所ひずみ集中が起こらない。したがって、ボイドを形成するような局所ひずみ集中を起こすのに必要な条件が多いことが TRIP-M 8h の損傷耐性を優れたものとしている。最後に TRIP 鋼と比較する。TRIP 鋼の特徴である、軟質相の準安定オーステナイト相から硬質相であるマルテンサイト相への加工誘起マルテンサイト変態は、変形する材料中の硬さ不均一性や応力不均一性を緩和する。この現象はひずみの局在化を抑制するため、ボイドの発生を緩和する [70]。しかし TRIP 鋼では軟質で安定なフェライト相 [71,72] と加工誘起マルテンサイト変態後の高炭素濃度のマルテンサイト相 [73] の界面が局所ひずみ集中の原因となり、ボイドを形成する起点となりうる。TRIP-M 8h ではそうならない理由としては、加工誘起マルテンサイト変態によって、軟質相（準安定オーステナイト相）・硬質相（マルエージマルテンサイト相）であった二相組織が、硬質相（加工誘起マルテンサイト相）・硬質相（マルエージマルテンサイト相）となるからである。TRIP 鋼では加工誘起マルテンサイト変態によって二相間の硬さの差が開くが、TRIP-M 8h では近づくことが、局所ひずみ集中を避け、損傷耐性を優れたものとしている。

### 1.3.3 疲労特性

1.2 で述べたように構造物の強度を担保する部材においてはその材料の疲労特性を理解する必要がある。Fig. 1-19 に 1 時間及び 8 時間焼きなましをした TRIP-M 鋼（図中の赤●が 1 時間焼きなましをした TRIP-M 鋼（TRIP-M 1h）、赤○が TRIP-M 8h）、パーライト鋼（図中の△）、DP 鋼（図中の□）、TRIP 鋼（図中の×）において試験応力振幅を引張強度で除した

値と破断寿命の関係を示したグラフである[65]。TRIP-M 鋼は特に高応力の範囲において比較材よりも時間強度が優れており、疲労限度付近の低応力であってもパーライト鋼、DP 鋼よりも優れ、TRIP 鋼と同等の疲労限度を示している。この優れた耐疲労特性は強度－延性バランス改善に向けた微視組織の作りこみが微小き裂の疲労き裂進展抵抗因子である疲労き裂閉口現象発現とき裂先端の塑性変形抵抗の向上に寄与したからである。

まず閉口現象発現に関する効果について述べる。初めに、二相組織がラメラ状に配置されていることが TRIP-M 鋼に与えた影響について説明する。疲労き裂は最弱組織を優先して進展するため、硬質相・軟質相からなる二相組織を有する場合には軟質相を優先的に進展し、疲労き裂が屈曲する。この疲労き裂の屈曲が 1.2.4 で概説した RICC を発現させる。また、この二相組織がラメラ状に積層することで RICC の効果はさらに強化されることがパーライト鋼の優れた疲労き裂進展抵抗から知られている[51]。このき裂粗さの影響は特に疲労限度以上の高応力が負荷されている領域に効果的で、疲労限度に対しては効果が小さい。この理由としては疲労限度の低い応力レベルの範囲において観察されるき裂は、き裂長さが結晶粒 1, 2 個程度の短いものであり、結晶粒の単位で屈曲する粗さの影響が小さいためである。次に、準安定オーステナイト相が疲労き裂進展抵抗に及ぼした影響を述べる。準安定オーステナイト相が及ぼす影響は 1.2.4 で概説した TICC を発現させるところにあり、その効果は疲労限度を改善する。TICC の効果を有意に発現させるためには、き裂先端近傍のみが膨張を伴うマルテンサイト変態をする必要がある。もしも、き裂先端にとどまらず、試験片全体が変態した場合は、膨張していない領域が存在しないため、変態し膨張した領域が周囲の膨張していない領域から圧縮を受けることが出来ないからである。

次にき裂先端の塑性変形抵抗向上に関する効果について述べる。初めに、二相組織がラメラ状に配置されていることが TRIP-M 鋼に与えた影響について説明する。TRIP-M 8h を用いたその場観察疲労試験において、疲労き裂進展速度が低下した際のき裂の様子を Fig. 1-20 に示す。Fig. 1-20 (a), (b)はき裂の分岐・二次き裂の発生によってき裂進展速度が低下した様子である。複相組織やラメラ組織がないような金属組織が均質な材料の場合、引張荷重負荷方向に対して垂直な方向に疲労き裂は進展する。しかし、ラメラ状の二相組織が疲労き裂進展方向に対して垂直に配置されている場合、疲労き裂はマルエージマルテンサイトの塑性変形抵抗の高さから、最弱組織であるオーステナイト内を優先的に進展するため、き裂の屈曲が起こる。き裂が屈曲し、き裂進展方向が荷重負荷方向に近い角度となると、き裂先端に働く応力が小さくなり、疲労き裂進展が抑制される。その際に、き裂先端よりも後方のき裂周辺の、き裂先端より進展しやすいような条件が揃った組織からき裂は分岐し、元あったき裂が二次き裂となる。つまり、き裂が最弱組織に従って荷重負荷方向に近い方向に進展した場合、引張荷重は有効に働かず、分岐して新たに荷重負荷方向に垂直な方向に進展すると考える。これら分岐・二次き裂により、き裂先端の応力状態が緩和されることで、き裂先端の塑性変形が抑制されている。Fig. 1-20 (c)はき裂進展の過程でき裂先端がマルエージマルテンサイト相に到達した際にき裂進展速度が低下した様子である。TRIP-M 鋼は炭素濃度が

低いため、加工誘起マルテンサイトであっても延性があり、塑性変形する。よって、加工誘起マルテンサイトとマルエージマルテンサイトの塑性変形抵抗の違いにより、より柔らかい加工誘起マルテンサイトが優先的に変形し先端の曲率が大きくなることで先端の応力集中が緩和され、き裂先端の塑性変形を抑制している。

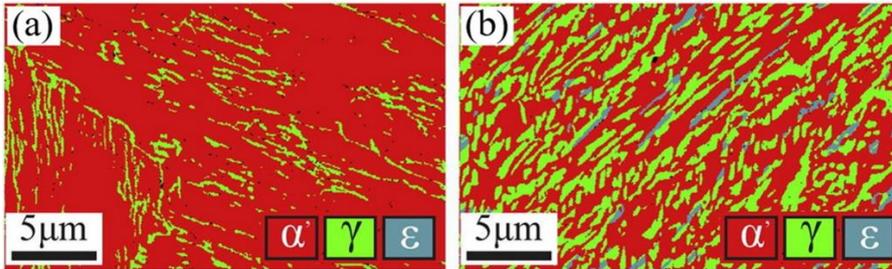


Fig. 1-15 Phase map of (a)1h heat-treated TRIP-maraging steel and (b)8h heat-treated TRIP-maraging steel. [64]

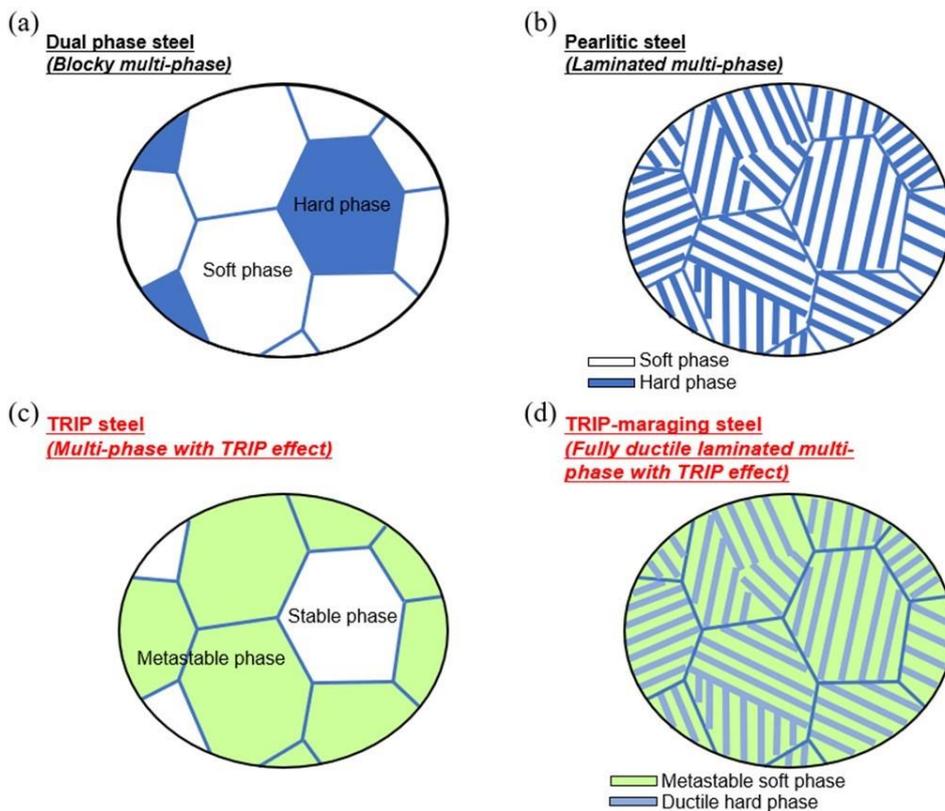


Fig. 1-16 Schematics of the metallographic structures that enhance work hardening capacity. (a) Blocky multi-phase structures in dual-phase steel. (b)Laminated multi-phase structures in pearlitic steel. (c)Multi-phase structures with TRIP effect in TRIP steel. (d) Fully ductile laminated multi-phase structures with TRIP effect in TRIP-maraging steel.

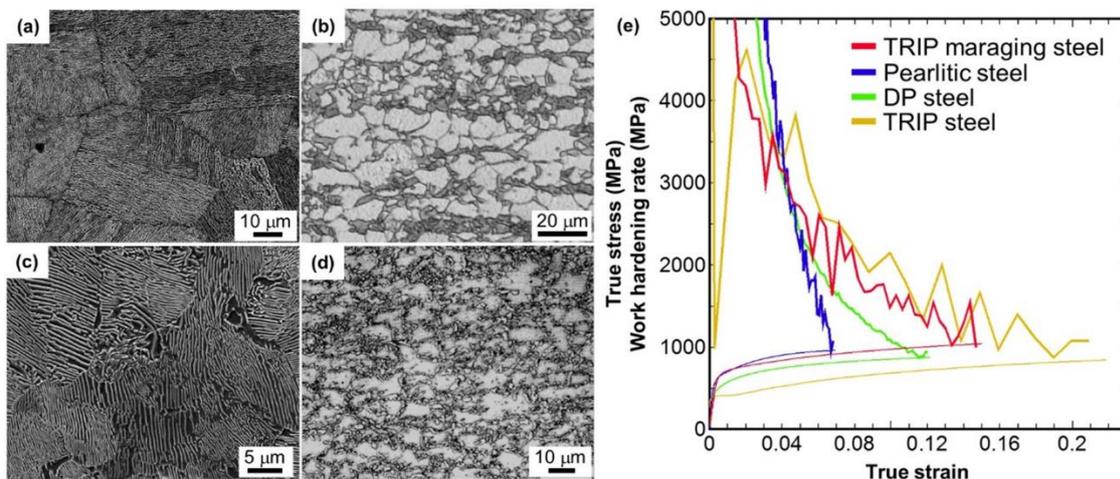


Fig. 1-17 Undeformed microstructures of (a) the TRIP-maraging, (b) Fe-0.07C-0.5Si-1.5Mn dual phase, (c) Fe-0.75C-0.25Si-0.85Mn pearlitic, (d) Fe-0.10C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP steels. Figs. (b) and (d) were reproduced from the papers and, respectively. (e) True stress and work hardening rate as a function of true strain in the TRIP-maraging steel, Fe-0.75C-0.25Si-0.85Mn pearlitic steel, Fe-0.07C-0.5Si-1.5Mn dual phase steel, and Fe-0.10C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP steel.

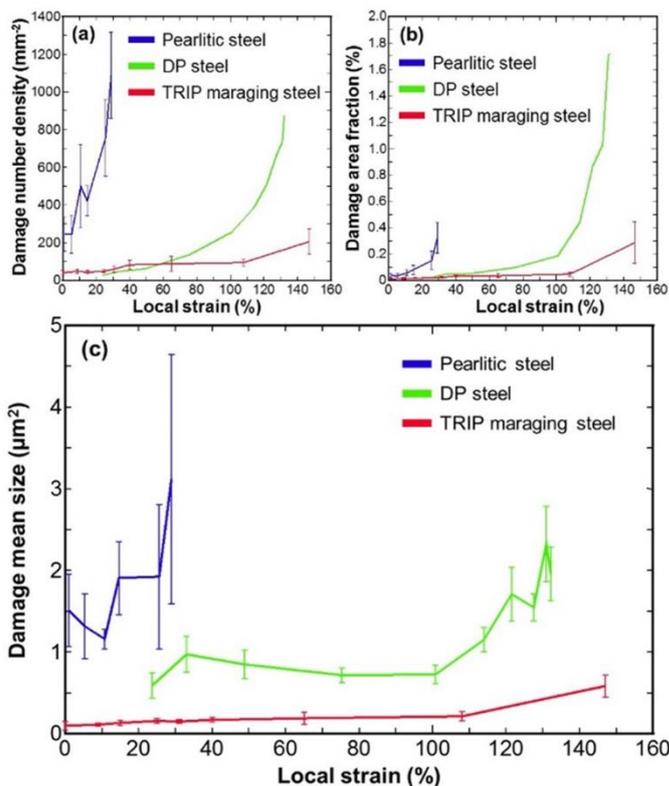


Fig. 1-18 Quantitative evaluation of damage evolution in the TRIP-maraging steel, pearlitic steel, and DP steel: (a) Number density of damage incidents (b) damage area fraction; and (c) average damage size.

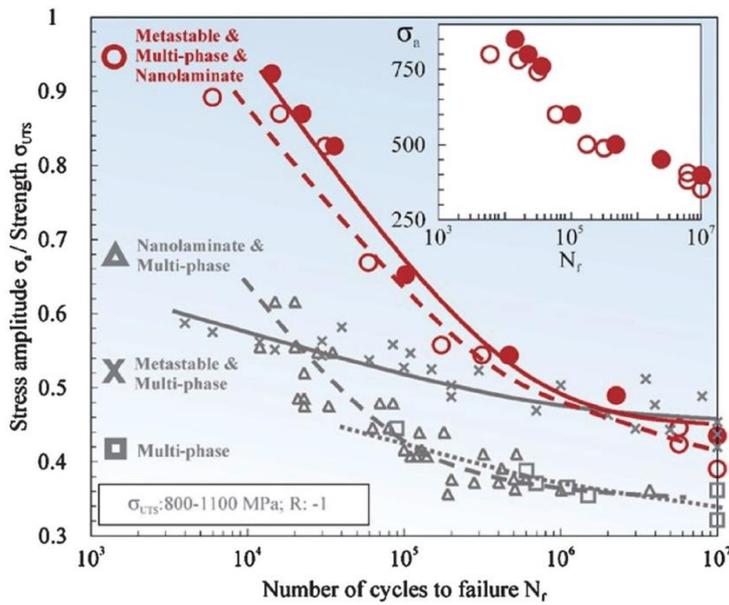


Fig. 1-19 Number of cycles to failure, plotted against stress amplitude. The stress amplitude is normalized by the ultimate tensile strength (UTS). The open and solid red circles indicate the results for 1h heat-treated TRIP-maraging steel and 8h heat-treated TRIP-maraging steel, respectively. The open triangle indicates the results for pearlitic steel. The x mark indicates TRIP steel. The open square indicates dual phase steel. [65]

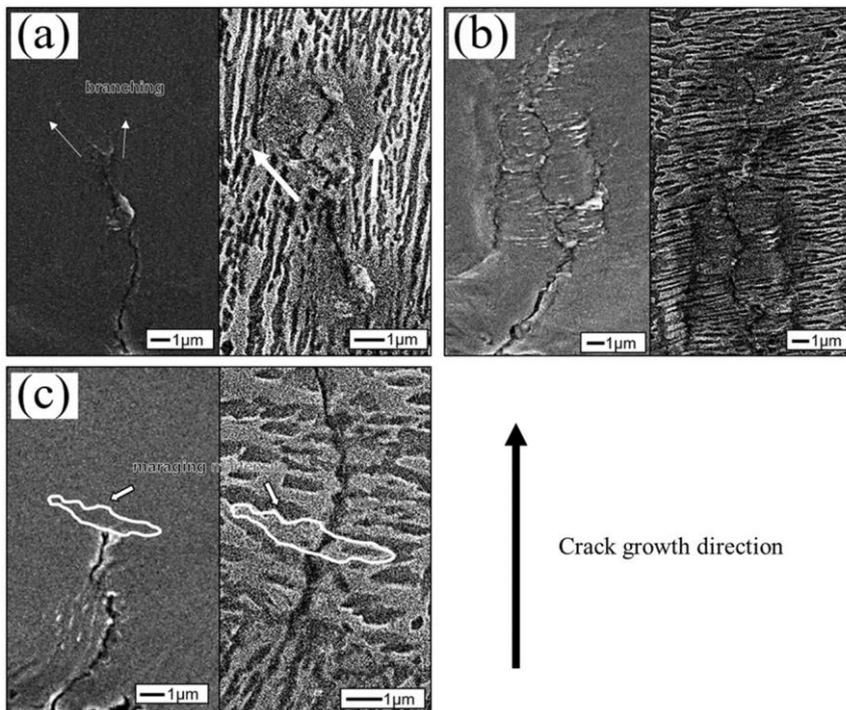


Fig. 1-20 Crack growth is decelerated by (a)branching, (b)secondary crack initiation and (c)maraging martensite phase. Left figures are SE images of fatigue cracks during the in-situ fatigue test. Right figures are SE images of etched sample after the in-situ fatigue test. Both figures are the same area.

## 1.4 本研究の概要・目的と構成

### 1.4.1 本研究の概要・目的

これまで、地球温暖化対策を目的とした構造部材の軽量化問題について、「材料の高強度化」と「構造の強度として使用される疲労に対する強度」の観点を説明してきた。

前者の材料の高強度化に関する問題点として、強度と延性という二律背反の材料特性をともに有していないと実用的な高強度化ではないという説明をした。また、この二律背反性を加工硬化能の向上という観点から克服しようと開発された TRIP-M 鋼について、その引張特性・（微小き裂の）疲労特性を説明した。

後者の疲労現象に関しては、着目している疲労き裂をどういう状態にあるのかということのを正しく理解していないと、間違った強度・寿命を推定してしまうという問題があることを示してきた。例を挙げると「結晶学的な疲労き裂として取り扱うのか力学的な疲労き裂として取り扱うのか」「微小疲労き裂として取り扱うのか巨視疲労き裂として取り扱うのか」「繰返し塑性変形による疲労き裂進展なのか損傷蓄積型の疲労き裂進展なのか」を見誤ると疲労に関する強度・寿命を正しく見積もれないということである。強度や寿命を高く見積もっていた場合には重大な事故を起こす可能性があり、強度を低く見積もっていると部材の強度を十分なものにするために必要以上に部材を厚くするため軽量化できず、寿命を低く見積もっていた場合には部材交換の周期が早くなることによる経済的損失となる。

以上のように、新材料が開発され実用化に至るには、疲労特性に限っても膨大な範囲の材料特性について長期間にわたっての調査が必要である。例えば、新構造材料技術研究組合では、自動車等の輸送機器に関する軽量化に向けた新材料開発・実用化を目的として 10 年間の研究計画を立てている[74]。ただでさえ新材料の開発・実用化に 10 年間の長期間を要するにも関わらず、TRIP-M 鋼のように、従来鋼である DP 鋼、パーライト鋼、TRIP 鋼の加工硬化能を向上させるような金属組織を同時に作りこまれた複雑な金属組織を有する鋼を同様の期間で実用化できるとは考えにくい。より多くの疲労特性が重畳され、使用条件によって耐疲労特性が敏感に変化すると考えられるからである。つまり、新材料の開発・実用化にかかる期間を可能な限り短くするために、複雑に作りこまれた金属組織によって発現する複数の疲労き裂進展特性の何が支配的となって進展するのかを、使用条件によって整理されることが求められている。このニーズに応えるためには、その材料の金属材料学的な疲労き裂進展機構を正しく理解し、その機構に基づいた使用条件における機械工学的な指標を定める必要がある。

そこで本研究では、モデル材料として TRIP-M 鋼を用い、使用条件として金属疲労における巨視き裂の様々な応力拡大係数範囲に着目した。TRIP-M 鋼の疲労き裂進展はその加工硬化能の高さに起因したき裂先端の塑性変形抵抗の高さに加え、二相組織が層状に形成されることによる RICC や FCC 構造から BCC 構造となるマルテンサイト変態に起因した TICC に代表されるき裂開口現象など、疲労き裂進展抵抗となる複数の因子を重畳しているため、

使用条件によって疲労き裂進展特性が変化する材料として適していると考えられる。この応力拡大係数範囲の変化に伴い変化するであろう TRIP-M 鋼の疲労き裂進展特性がどういった疲労現象に支配されるのかを明らかにしていく中で、上記のような機械工学的指標について考察し、今後の指標決定に至るまでの指針とすることが目的である。この目的を達成するために定めた本研究の目標を以下に示す。

#### ① き裂長さ加工硬化能が塑性誘起き裂閉口現象に与える影響の調査

本研究で取り扱う TRIP-M 鋼は、金属組織制御によって優れた加工硬化能を材料に与えることで強度-延性バランスを改善しようという試みから開発された鋼である。疲労き裂はき裂先端の開閉口挙動によって進展することを考えると、加工硬化能に優れた材料ほどき裂先端の塑性変形を小さくすることが考えられる。しかしながら疲労き裂進展を抑制する因子として知られる疲労き裂閉口現象は、疲労き裂先端における塑性変形に起因してき裂開閉口を抑制する現象であるため、き裂先端の塑性変形が小さくなると疲労き裂進展抑制効果も小さくなることが考えられる。疲労試験を行うことによる検証では試験片サイズや金属微視組織による影響を含むため、まずは、解析により力学の観点から PICC の効果を検証する。優れた加工硬化能が疲労き裂進展に与える 2 つの相反する効果を影響を調査することは不可欠であると考えられる。

#### ② TRIP-M 鋼の巨視き裂における疲労き裂進展特性の理解

これまでの研究で明らかになった TRIP-M 鋼の疲労き裂進展について概説すると、(1)疲労き裂は軟質相を優先的に進展するため、き裂形状が屈曲し、RICC が発現する点と、(2)軟質相内をき裂が進展する際には、軟質相である準安定オーステナイト組織がマルテンサイト変態することによる体積膨張によってき裂面が圧縮され、TICC が発現するといった 2 点が挙げられる[61-63,65,75]。しかしながら、これら 2 点は回転曲げ疲労試験で観察された微小き裂によるものであるため、(1)の二相組織からなるラメラ組織による影響や(2)の体積膨張を伴うマルテンサイト変態の影響が巨視き裂においてはどのようなものであるかを測定する必要がある。一般には(1)の RICC の影響については、き裂面接触が大きくなるような巨視き裂、かつ下限界応力拡大係数範囲近傍において特に発現すると考えられる。また、(2)のマルテンサイト変態の効果については、TICC の発現条件として微小き裂ではき裂がマルテンサイト変態した領域内を進展する必要があったが、巨視き裂の十分大きな塑性域が形成されるような応力拡大係数範囲では、き裂周辺の広い範囲においてマルテンサイト変態が起り、き裂そのものがマルテンサイト変態した領域を進展していない場合であっても広範囲の変態膨張による圧縮の効果があると考えられる。以上のように、TRIP-M 鋼は微小き裂と巨視き裂で異なる疲労き裂進展挙動をする可能性があるため、疲労設計の際には巨視き裂での疲労き裂進展挙動の測定が不可欠であると考えられる。

## 1.4.2 本論文の構成

本論文は5つの章から構成されている。以下では各章について概説する。

### 第1章

本研究の研究背景として、地球温暖化対策を目的とした構造部材の軽量化に関する研究について述べた。構造部材の高強度化については強度-延性バランス向上に加工硬化能が寄与しているということ、複数の加工硬化能向上因子を組み合わせることで TRIP-M 鋼が開発されたことを説明し、構造部材の強度については金属疲労に焦点を当て、様々な状態の疲労き裂がどのようなものに支配されて進展するのか、また、進展を抑制する疲労き裂閉口現象について説明した。

### 第2章

複数の加工硬化能向上因子を組み合わせることを目標として TRIP-M 鋼が開発されたことを背景に、まず加工硬化能がき裂閉口現象に与える影響を考えるため、PICC 解析を行った結果を示した。加工硬化能に優れた材料ほど PICC の効果が小さくなることを示した。また、得られた結果を用いて初期き裂長さ、加工硬化特性が下限界応力拡大係数範囲に与える影響を調査した。

### 第3章

TRIP-M 鋼の疲労特性に対する熱処理時間の効果が、微小き裂（回転曲げ疲労試験における時間強度・疲労限度の比較）と巨視き裂（き裂進展試験における疲労き裂進展速度の比較）で異なることを示した。また、TRIP-M 鋼について、巨視き裂かつ高い応力拡大係数範囲での疲労き裂進展特性について微小き裂との違いを述べた。その際、疲労き裂閉口現象に着目し、各種閉口現象が TRIP-M 鋼の疲労き裂進展に与える効果を検討した。本研究における「高い」応力拡大係数範囲とは、疲労き裂先端で形成される塑性域内の広い範囲においてマルテンサイト変態が起こるような応力拡大係数のことを示している。

### 第4章

第4章では第3章で述べた巨視き裂かつ塑性域内の広い範囲においてマルテンサイト変態が起こるような応力拡大係数範囲での疲労き裂進展特性に続いて、TRIP-M 鋼の巨視き裂かつ塑性域内であってもマルテンサイト変態がほとんど起こらない応力拡大係数範囲における疲労き裂進展特性を述べた。低  $\Delta K$  の疲労特性について、熱処理時間の役割を検討し、疲労き裂進展モード変化の観点から低  $\Delta K$  領域における巨視き裂の疲労き裂進展挙動について考察した。

### 第5章

本論文の結論をまとめた。また、第2章から第4章で得られた知見を基に TRIP-M 鋼のような金属組織を複雑に作りこんでいる材料の疲労き裂進展挙動解析を行うには、どういったミクروسケールの現象をどのように理解し、用いればよいのかについて述べた。

## 第1章の参考文献

- [1] NEDO, TSC Foresight, NEDO. (2018). <https://www.nedo.go.jp/library/foresight.html> (accessed August 7, 2020).
- [2] 長坂徹也, 我が国のエネルギー需給と材料工学の関わり, *Materia Japan*. 46 (2007) 129–132. <https://doi.org/10.2320/materia.46.129>.
- [3] M. Ashby, H. Shercliff, D. Cebon, *Materials: Engineering, Science, Processing and Design*, 2nd ed., Butterworth-Heinemann, 2010.
- [4] M. SATO, M. SAITO, K. YASUNAGA, K. KIYAMA, T. IDEGOMORI, Development of aluminum hybrid body for the most fuel efficient vehicle, *Journal of Japan Institute of Light Metals*. 50 (2000) 121–127. <https://doi.org/10.2464/jilm.50.121>.
- [5] H. USHIO, Current state and the future of aluminum alloy applications for automobiles, *Journal of Japan Institute of Light Metals*. 56 (2006) 580–583. <https://doi.org/10.2464/jilm.56.580>.
- [6] S. Takeda, Technical Trends of Magnesium Die-casting for Automobile Parts, *Materia Japan*. 53 (2014) 594–598. <https://doi.org/10.2320/materia.53.594>.
- [7] S. Saikawa, 自動車軽量化に向けたマグネシウム合金鋳物の開発動向, *Journal of Japan Institute of Light Metals*. 60 (2010) 571–577. <https://doi.org/10.2464/jilm.60.571>.
- [8] Y. Kageyama, Today's and Future's CFRP Materials for Automobile, *Materia Japan*. 53 (2014) 612–615. <https://doi.org/10.2320/materia.53.612>.
- [9] T. ISHIKAWA, Overview of Carbon Fiber Reinforced Composites (CFRP) Applications to Automotive Structural Parts, Focussed on Thermoplastic CFRP, *Journal of the Japan Society for Precision Engineering*. 81 (2015) 489–493. <https://doi.org/10.2493/jjspe.81.489>.
- [10] D. Raabe, TWIP, TRIP, AHSS, stainless steel, high Mn steel, manganese, austenite, ultra fine grained steel, UFG steel, (n.d.). <http://www.dierk-raabe.com/steels-brief-introduction/> (accessed September 3, 2020).
- [11] H. Minami, K. Nakayama, T. Morikawa, K. Higashida, Y. Toji, K. Hasegawa, Effect of Tempering Conditions on Inhomogeneous Deformation Behavior of Ferrite–Martensite Dual-Phase Steels, *Tetsu-to-Hagane*. 97 (2011) 493–500. <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.97.493>.
- [12] A.M. Sarosiek, W.S. Owen, The work hardening of dual-phase steels at small plastic strains, *Materials Science and Engineering*. 66 (1984) 13–34. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(84\)90138-1](https://doi.org/10.1016/0025-5416(84)90138-1).
- [13] Y.J. Park, I.M. Bernstein, The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel, *Metallurgical Transactions A*. 10 (1979) 1653–1664. <https://doi.org/10.1007/BF02811698>.
- [14] A.M. Elwazri, P. Wanjara, S. Yue, The effect of microstructural characteristics of pearlite on

- the mechanical properties of hypereutectoid steel, *Materials Science and Engineering A*. 404 (2005) 91–98. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.051>.
- [15] V. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Busch, The enhancement of ductility in high-strength steels, *Transactions of the ASM*. 60 (1967).
- [16] K. Sugimoto, T. Iida, J. Sakaguchi, T. Kashima, Retained Austenite Characteristics and Tensile Properties in a TRIP Type Bainitic Sheet Steel., *ISIJ International*. 40 (2000) 902–908. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.902>.
- [17] S. Nishida, Fatigue Fracture of Welded Structure and Factors Related to Its Fatigue Strength. (1)., *Journal of the Japan Welding Society*. 62 (1993) 595–598. <https://doi.org/10.2207/qjjws1943.62.595>.
- [18] 西谷弘信, 岡村弘之, 疲労強度学, オーム社, 1985. <https://ci.nii.ac.jp/ncid/BN00283443> (accessed August 20, 2020).
- [19] スーパーコンピュータ「富岳」、4つのスパコンランキングで世界第1位を獲得！ | 理化学研究所 計算科学研究センター (R-CCS), (n.d.). <https://www.r-ccs.riken.jp/library/topics/fugaku-no1.html> (accessed August 20, 2020).
- [20] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, 1998. <https://doi.org/10.1017/cbo9780511806575>.
- [21] N. OKOSHI, Fatigue of Autoparts (Designing and Application), *Journal of the Society of Mechanical Engineers*. 87 (1984) 1061–1065. [https://doi.org/10.1299/jsmemag.87.790\\_1061](https://doi.org/10.1299/jsmemag.87.790_1061).
- [22] T. MAKINO, H. ISHIDUKA, Fundamentals of Fatigue and Recent Trends on Fatigue Design in Mechanical Structures, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 59 (2010) 398–405. <https://doi.org/10.2472/jsms.59.398>.
- [23] H. Mughrabi, Microstructural mechanisms of cyclic deformation, fatigue crack initiation and early crack growth, *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 373 (2015) 20140132. <https://doi.org/10.1098/rsta.2014.0132>.
- [24] N.F. Mott, A theory of the origin of fatigue cracks, *Acta Metallurgica*. 6 (1958) 195–197. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(58\)90007-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(58)90007-5).
- [25] H. KANESHIRO, T. YAHUSO, K. KATAGIRI, J. AWATANI, Fractographic Study on the Early Stage Fatigue Cracks of Iron in Vacuum, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 27 (1978) 761–766. <https://doi.org/10.2472/jsms.27.761>.
- [26] 敏美滝, 航空機構造解析の基本, (2009). <http://takitoshimi.starfree.jp/index.htm>.
- [27] R. Abbaschian, L. Abbaschian, R. Reed-Hill E., *Physical Metallurgy Principles - SI Version*, Fourth Edi, Cl-Engineering, 2009.
- [28] K. TANAKA, 微小疲労き裂の伝ば, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 33 (1984) 961–972. <https://doi.org/10.2472/jsms.33.961>.
- [29] P. Chowdhury, H. Sehitoglu, Mechanisms of fatigue crack growth - a critical digest of

- theoretical developments, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 39 (2016) 652–674. <https://doi.org/10.1111/ffe.12392>.
- [30] M. OKAZAKI, On the problem of small fatigue cracks in metallic materials., *Journal of Japan Institute of Light Metals*. 45 (1995) 587–596. <https://doi.org/10.2464/jilm.45.587>.
- [31] K. TOKAJI, T. OGAWA, Y. HARADA, Z. ANDO, Limitation of linear elastic fracture mechanics for growing small fatigue cracks and its dependence on microstructure., *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 34 (1985) 1160–1166. <https://doi.org/10.2472/jsms.34.1160>.
- [32] A. Maenosono, M. Koyama, Y. Tanaka, S. Ri, Q. Wang, H. Noguchi, Crystallographic selection rule for the propagation mode of microstructurally small fatigue crack in a laminated Ti-6Al-4V alloy: Roles of basal and pyramidal slips, *International Journal of Fatigue*. 128 (2019) 105200. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105200>.
- [33] S. NAGASHIMA, Texture of Titanium, *Tetsu-to-Hagane*. 72 (1986) 314–320. [https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.72.2\\_314](https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.72.2_314).
- [34] S. Hamada, T. Suemasu, S. Fukudome, M. Koyama, M. Ueda, H. Noguchi, Roughness-induced stress shielding effect in fatigue crack propagation under Mode II loading, *International Journal of Fatigue*. 116 (2018) 245–256. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.06.029>.
- [35] N. Minoru, Al合金における転位と析出物の相互作用, *Bulletin of the Japan Institute of Metals*. 5 (1966) 671–681. <https://doi.org/10.2320/materia1962.5.671>.
- [36] C. URASHIMA, S. NISHIDA, Fatigue Crack Initiation and Propagation Behavior and Fracture Surface of Eutectoid Steels., *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 43 (1994) 515–521. <https://doi.org/10.2472/jsms.43.515>.
- [37] Y. Mine, K. Takashima, P. Bowen, Effect of lamellar spacing on fatigue crack growth behaviour of a TiAl-based aluminide with lamellar microstructure, *Materials Science and Engineering A*. 532 (2012) 13–20. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.055>.
- [38] Y. MINE, Y. MOROFUJI, S. ANDO, K. TAKASHIMA, H. TONDA, Fatigue. Fatigue Crack Growth Behavior in a TiAl Based Aluminide with Lamellar Microstructure., *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 46 (1997) 1167–1172. <https://doi.org/10.2472/jsms.46.1167>.
- [39] T. Mizoguchi, M. Koyama, H. Noguchi, Quantification method for parameters affecting multi-scale roughness-induced fatigue crack closure, in: *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2018: pp. 1071–1075. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.225>.
- [40] H. KOBAYASHI, M. SUGIURA, R. MURAKAMI, H. NAKAZAWA, T. KATAGIRI, T. IWASA, The Influence of Tensile Pre-Strain on Fatigue Crack Propagation Behaviour in Low Carbon Steel Plates, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers*. 43 (1977)

- 416–425. <https://doi.org/10.1299/kikai1938.43.416>.
- [41] Y. KITSUNAI, M. TANAKA, E. AKIYAMA, T. KONDOU, An Interpretation of the Scatter in Fatigue Striation Spacing for an Aluminum Alloy and a Mild Steel: Application of Fractographic Technique for Quantitative Analysis of Fatigue Failures in Service, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. 42 (1976) 3669–3678. <https://doi.org/10.1299/kikai1938.42.3669>.
- [42] T. Kaida, M. Koyama, S. Hamada, H. Noguchi, E. Sakurada, T. Yokoi, K. Ushioda, Proposal of fractographic analysis method coupled with EBSD and ECCI, in: Procedia Structural Integrity, Elsevier B.V., 2018: pp. 1076–1081. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.226>.
- [43] K. Hideo, Striation (Part 2), Journal of High Pressure Institute of Japan. 12 (1974) 308–316. <https://doi.org/10.11181/hpi1972.12.308>.
- [44] E. Wolf, Fatigue crack closure under cyclic tension, Engineering Fracture Mechanics. 2 (1970) 37–45. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(70\)90028-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(70)90028-7).
- [45] 山下紘平, 材料の加工硬化及び繰り返し塑性特性を考慮した疲労亀裂伝播解析手法に関する研究, 九州大学, 2016. <https://doi.org/10.15017/1654825>.
- [46] ELBER, W., Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP. 486 (1971) 230–242. <https://ci.nii.ac.jp/naid/10003985841> (accessed August 23, 2020).
- [47] N. Fukumura, B. Li, M. Koyama, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Material property controlling non-propagating fatigue crack length of mechanically and physically short-crack based on Dugdale-model analysis, Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 90 (2017) 193–202. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.04.012>.
- [48] N. Fukumura, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Mechanical examination of crack length dependency and material dependency on threshold stress intensity factor range with Dugdale model, Engineering Fracture Mechanics. 135 (2015) 168–186. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.01.003>.
- [49] B. Li, M. Koyama, S. Hamada, H. Noguchi, Threshold stress intensity factor range of a mechanically-long and microstructurally-short crack perpendicular to an interface with plastic mismatch, Engineering Fracture Mechanics. 182 (2017) 287–302. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.07.023>.
- [50] R. Pippan, G. Strobl, H. Kreuzer, C. Motz, Asymmetric crack wake plasticity - A reason for roughness induced crack closure, Acta Materialia. 52 (2004) 4493–4502. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.014>.
- [51] G.T. Gray, J.C. Williams, A.W. Thompson, Roughness-Induced Crack Closure: An Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth, Metallurgical Transactions A. 14 (1983) 421–433. <https://doi.org/10.1007/BF02644220>.
- [52] S. SURESH, R.O. RITCHIE, GEOMETRIC MODEL FOR FATIGUE CRACK CLOSURE

- INDUCED BY FRACTURE SURFACE ROUGHNESS., METALL TRANS A. V 13A (1982) 1627–1631. <https://doi.org/10.1007/bf02644803>.
- [53] A.G. Pineau, R.M. Pelloux, INFLUENCE OF STRAIN-INDUCED MARTENSITIC TRANSFORMATIONS ON FATIGUE CRACK GROWTH RATES IN STAINLESS STEELS., Metall Trans. 5 (1974) 1103–1112. <https://doi.org/10.1007/BF02644322>.
- [54] Z. Mei, J.W. Morris, Analysis of transformation-induced crack closure, Engineering Fracture Mechanics. 39 (1991) 569–573. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(91\)90068-C](https://doi.org/10.1016/0013-7944(91)90068-C).
- [55] D.S. Dugdale, Yielding of steel sheets containing slits, Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 8 (1960) 100–104. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(60\)90013-2](https://doi.org/10.1016/0022-5096(60)90013-2).
- [56] B. Budiansky, J.W. Hutchinson, ANALYSIS OF CLOSURE IN FATIGUE CRACK GROWTH., Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME. 45 (1978) 267–276. <https://doi.org/10.1115/1.3424286>.
- [57] J. Newman, A Crack-Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth under Aircraft Spectrum Loading, in: Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading, ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, 1981: pp. 53–53–32. <https://doi.org/10.1520/STP28334S>.
- [58] 日本材料学会, 疲労設計便覧, 養賢堂, 1995.
- [59] 日本材料学会, 疲労設計便覧, 養賢堂, 1995.
- [60] H. KOBAYASHI, M. SUGIURA, R. MURAKAMI, H. NAKAZAWA, T. KATAGIRI, T. IWASA, The Influence of Tensile Pre-Strain on Fatigue Crack Propagation Behaviour in Low Carbon Steel Plates, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. 43 (1977) 416–425. <https://doi.org/10.1299/kikai1938.43.416>.
- [61] Z. Zhang, M. Koyama, M. Wang, C.C. Tasan, H. Noguchi, Fatigue Resistance of Laminated and Non-laminated TRIP-maraging Steels: Crack Roughness vs Tensile Strength, Metallurgical and Materials Transactions A. 50 (2019) 1142–1145. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5081-6>.
- [62] Z. Zhang, M. Koyama, M.M. Wang, K. Tsuzaki, C.C. Tasan, H. Noguchi, Effects of lamella size and connectivity on fatigue crack resistance of TRIP-maraging steel, International Journal of Fatigue. 100 (2017) 176–186. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2017.03.040>.
- [63] Z. Zhang, M. Koyama, M.M. Wang, K. Tsuzaki, C.C. Tasan, H. Noguchi, Microstructural mechanisms of fatigue crack non-propagation in TRIP-maraging steels, International Journal of Fatigue. 113 (2018) 126–136. <https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2018.04.013>.
- [64] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A.C. Dippel, D. Raabe, Nanolaminate transformation-induced plasticity-twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance, Acta Materialia. 85 (2015) 216–228. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.010>.

- [65] M. Koyama, Z. Zhang, M. Wang, D. Ponge, D. Raabe, K. Tsuzaki, H. Noguchi, C.C. Tasan, Bone-like crack resistance in hierarchical metastable nanolaminate steels., *Science* (New York, N.Y.). 355 (2017) 1055–1057. <https://doi.org/10.1126/science.aal2766>.
- [66] Y. Kawabe, Microstructure, Strength and Toughness of Maraging Steels, *Bulletin of the Japan Institute of Metals*. 14 (1975) 767–777. <https://doi.org/10.2320/materia1962.14.767>.
- [67] N. Uehata, M. Koyama, S. Takagi, K. Tsuzaki, Optical microscopy-Based damage quantification: an example of cryogenic deformation of a dual-Phase steel, *ISIJ International*. 58 (2018) 179–185. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-468>.
- [68] I.D. Choi, D.M. Bruce, S.J. Kim, C.G. Lee, S.H. Park, D.K. Matlock, J.G. Speer, Deformation Behavior of Low Carbon TRIP Sheet Steels at High Strain Rates., *ISIJ International*. 42 (2002) 1483–1489. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1483>.
- [69] T. Teshima, M. Kosaka, K. Ushioda, N. Koga, N. Nakada, Local cementite cracking induced by heterogeneous plastic deformation in lamellar pearlite, *Materials Science and Engineering A*. 679 (2017) 223–229. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.018>.
- [70] K.I. Sugimoto, M. Kobayashi, S.I. Hashimoto, Ductility and strain-induced transformation in a high-strength transformation-induced plasticity-aided dual-phase steel, *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 23 A (1992) 3085–3091. <https://doi.org/10.1007/BF02646127>.
- [71] S.H. Lee, S.H. Lee, S.H. Kang, H.N. Han, K.H. Oh, H.-C. Lee, An Observation of Micro-crack in Transformation-induced Plasticity-assisted Multiphase Steel, *ISIJ International*. 48 (2008) 1394–1397. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.48.1394>.
- [72] I. de Diego-Calderón, M.J. Santofimia, J.M. Molina-Aldareguia, M.A. Monclús, I. Sabirov, Deformation behavior of a high strength multiphase steel at macro- and micro-scales, *Materials Science and Engineering A*. 611 (2014) 201–211. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.068>.
- [73] P. Jacques, Q. Furnémont, T. Pardoen, F. Delannay, On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-assisted multiphase steels, *Acta Materialia*. 49 (2001) 139–152. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00215-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00215-9).
- [74] 新構造材料技術研究組合, 「革新の新構造材料等研究開発」基本計画, 2014. <https://www.nedo.go.jp/content/100749300.pdf>.
- [75] Z. Zhang, Fatigue crack resistance of hierarchical laminated transformation-induced-plasticity maraging steel, 2018. [https://catalog.lib.kyushu-u.ac.jp/opac\\_download\\_md/1959130/eng2803.pdf](https://catalog.lib.kyushu-u.ac.jp/opac_download_md/1959130/eng2803.pdf) (accessed September 14, 2020).

## 第 2 章

### 加工硬化特性が

### 塑性誘起き裂閉口現象へ及ぼす影響の解析

#### 2.1 第 2 章の背景

本研究で取り扱う変態誘起塑性型マルエージ (Transformation-induced plasticity maraging : TRIP-M) 鋼は, 金属組織制御によって優れた加工硬化特性を材料に与えることで強度-延性バランスを改善しようという試みから開発された鋼である[1,2]. 疲労き裂はき裂先端の開閉口挙動によって進展する[3]ことを考えると, 加工硬化特性に優れた材料ほどき裂先端の塑性変形を小さくすることが考えられる. しかしながら疲労き裂進展を抑制する因子として知られる疲労き裂閉口現象[4,5]は, 疲労き裂先端における塑性変形に起因してき裂開閉口を抑制する現象であるため, き裂先端の塑性変形が小さくなると疲労き裂進展抑制効果も小さくなることが考えられる. そこで本研究では優れた加工硬化特性が疲労き裂進展に与える 2 つの相反する効果を一般に議論される塑性誘起き裂閉口 (Plasticity-induced crack closure : PICC) [6]の解析から示す. 疲労試験を行うことで, 加工硬化特性の違いを検証しようとする際には, PICC の効果のみならず, 試験片サイズや金属組織のばらつきによる影響を検証結果に含んでしまうため, 力学的な影響のみを考慮できる解析を行う必要がある.

PICC についての解析は Newman が Dugdale 型の帯状降伏モデルを修正し, 開発した[7,8]. Dugdale モデルに基づく PICC 解析はまず, 疲労き裂進展に伴って破面やその近傍に残留する塑性ひずみを棒要素で模擬する. 次に, その塑性ひずみに起因する残留圧縮応力のモデル化を行う. この残留圧縮応力を用いて疲労き裂開口点を予測し, 疲労き裂閉口の効果を計算する. 問題は, この Newman の Dugdale モデルに基づく PICC 解析では, 棒要素の材料を剛塑性体として取り扱っているため, 除荷時の弾性挙動を考慮できない. そこで豊貞らは棒要素の材料を弾完全塑性体として近似した修正解析モデルを提案した[9]. また, 秋庭らは Dugdale モデルに基づく塑性誘起き裂閉口解析と R-curve 手法を用いてき裂進展に伴うき裂

開口時の  $K$  値の予測方法を提案し、3つの鉄鋼材料（low-carbon steel, medium-carbon steel, a low alloy steel）について、その予測式と実験結果との整合性を検討した[10]。秋庭らの PICC 解析は Newman や豊貞らの主に航空機や船舶における疲労き裂進展速度および疲労寿命の予測を目的としていた解析とは異なり、疲労限度があるような場合の材料を想定した（き裂の停留を考慮した）PICC 解析である。しかし、き裂長さによってき裂開閉口挙動が異なるため[11]、異なるき裂長さでは疲労き裂停留の支配因子が異なることが考慮されていない。この疲労き裂停留にき裂長さが及ぼす影響を解析的に明らかにすることは構造物の疲労設計において重要である。

微小き裂と巨視き裂それぞれにおける疲労き裂停留の本質を検討し、さらに工学的に応用するためには、上述の Dugdale モデルに基づく PICC 解析をさらに拡張することが有効である。福村らは Dugdale モデルに基づく PICC 解析においてき裂長さ・ヤング率・降伏強度が下限界応力拡大係数範囲  $\Delta K_{th}$  に与える影響を解析し、微小き裂領域において  $\Delta K_{th}/\Delta K_{eff,th}$  が降伏ひずみ  $\varepsilon_Y$  のみの関数となることを報告した[12,13]。この解析を行うに当たって、Dugdale モデルの棒要素は弾完全塑性体として近似されている。棒要素を弾完全塑性体とした場合には塑性域（仮想き裂領域）に作用させる結合力は降伏強度で一定である。しかし、材料の加工硬化特性を考慮すると、き裂先端は特異点であるため、き裂先端にいくにしたがってひずみが増加し、結果として結合力は一定とはならない。豊貞らは有限要素解析を用いて、Dugdale モデルの仮想開口変位が有限要素法（Finite Element Method : FEM）を用いて計算される塑性域のき裂線垂直方向への塑性ひずみの積分値と等価となることを報告しており[14]、この結果を用いて原田は Dugdale モデルに基づいた PICC 解析に加工硬化の概念の導入した[15]。本論文で用いる塑性誘起き裂閉口解析は、基本的に原田による加工硬化導入手法に準ずるものである。

原田の PICC 解析は変動荷重振幅下での疲労寿命評価を行うことを目的としていたため、基本的には船舶中に存在するような十分長いき裂に関する疲労寿命評価であり、微小き裂では異なった PICC の効果が表れると考えられる。そこで本研究では、Dugdale モデルに基づく塑性誘起き裂閉口解析モデルに対して加工硬化特性の導入を行い、様々なき裂長さの条件において加工硬化特性が PICC に与える影響について検討を行う。また、加工硬化特性の違いによって変化する PICC の影響が  $\Delta K_{th}$  に与える影響についても考察する。

## 2.2 解析方法

### 2.2.1 結合力の修正

Dugdale モデルの仮想開口変位は FEM の結果と比較して大きい値を与える。これは、Dugdale モデルが 1 次元的にき裂問題を取り扱っているのに対し、FEM では 2、3 次元的にき裂を取り扱っているため、き裂線垂直方向のみではなく、き裂線方向の塑性拘束が作用し塑性変形が抑制され、FEM の結果が小さくなると考えられている。そこで、Dugdale モデル

の降伏強度に対し塑性拘束係数  $\lambda$  をかけることにより見かけ上の降伏強度を増加させる必要がある。また、次項で詳細に説明する Dugdale モデルは仮想き裂線上の応力を計算し、求めた応力と想定する応力-ひずみ関係から求めたき裂線上のひずみを用いてそれぞれの要素のき裂線垂直方向塑性変形量を求める。つまり、き裂からき裂線延長線上にある距離離れた1点の「塑性ひずみ」と、その1点からき裂垂直方向に塑性ひずみを積分した値 (Dugdale モデルにおけるき裂線垂直方向塑性変形量) の関係を求める必要がある。そこで、まずは弾塑性 FEM 解析を用いてき裂先端において形成される塑性域を計算し、塑性ひずみの合計値とき裂線延長線上の塑性ひずみの関係を求め、その後その結果を用いて塑性拘束係数  $\lambda$  を求めた。以上の解析を、様々な加工硬化特性を表す  $n$  値において行い、Dugdale モデルに加工硬化の概念を導入した。

解析条件を以下に示す。弾塑性有限要素解析には汎用構造解析ソフトである ANSYS ver. 19.0 を用いた。また、解析条件および要素分割を Fig. 2-1, Table 2-1 に示す。中央貫通き裂を有する試験片を想定した 1/4 モデルを用いた。き裂長さは 1 mm とし、材料物性値は、ヤング率  $E = 206$  GPa, ポアソン比  $\nu = 0.3$ , 初期降伏強度  $\sigma_Y$  については 300 MPa と 700 MPa の2種類を採用した。き裂先端近傍のメッシュは  $0.1 \mu\text{m} \times 0.1 \mu\text{m}$  で作成した。また、初期降伏後の硬化挙動に関しては、(2.1)式に示す Ramberg-Osgood 型の  $n$  乗硬化則[16]に基づいて決定し、多直線近似により材料物性値を入力した。

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_Y} = \frac{\sigma}{\sigma_Y} + \alpha \left( \frac{\sigma}{\sigma_Y} \right)^n \quad (2.1)$$

ここで、 $\varepsilon$  はひずみ、 $\varepsilon_Y$  は降伏ひずみ、 $\sigma$  は応力、 $\sigma_Y$  は初期降伏強度、 $n$  は加工硬化指数、 $\alpha$  は以下の(2.2)式で決定した。

$$\alpha \frac{\sigma_Y}{E} = 0.002 \quad (2.2)$$

Ramberg -Osgood の式で描く応力-ひずみ曲線の模式図を Fig. 2-2 に示す。Fig. 2-2 に示すように、一般にフックの法則 ( $\sigma = E\varepsilon$ ) で表され、直線となるような弾性域が、Ramberg -Osgood の式 ((2.1)式) においては直線ではなくなる。つまり、フックの法則における降伏ひずみ  $\varepsilon_Y$  と Ramberg -Osgood の式で表す応力-ひずみ関係における降伏ひずみ  $\varepsilon_Y$  には誤差がある。また、ANSYS を用いた FEM 解析ではまず、ヤング率  $E$  とポアソン比  $\nu$  を定義し、その後、「塑性」ひずみと応力との関係を入力する。以上より、ANSYS に入力する降伏後の応力-「塑性」ひずみの関係は Fig. 2-2 中の赤線で示すような線を用いた。

以上の条件において、負荷応力の影響を検討するため、負荷応力  $\sigma_{\infty, \text{max}}$  は 30 MPa, 40 MPa, 50 MPa の3条件について解析を行った。

$\sigma_Y$  を 700 MPa,  $n$  を 5 とした際に、負荷応力を変更した際のき裂線上での  $y$  方向垂直塑性ひずみ  $\varepsilon_{p,y}$  と塑性域中のき裂線垂直方向に塑性ひずみ  $\varepsilon_{p,y}$  を合計した値  $U_{p, \text{total}}$  との関係を図 2-3 (a)に示す。Fig. 2-3 (a)に示すように、負荷応力が変わると両者の関係は変化する。しかし、Fig. 2-3 (b)に示すように  $U_{p, \text{total}}$  をき裂先端からの距離  $r$  で正規化すると、負荷

応力の影響は無視できるようになり、一つの曲線で近似できることが分かる。このことから、 $U_{p,total}/r$  と  $\varepsilon_{p,y}$  の関係を近似式で表すと、以下の(2.3)式で表せられる。

$$\varepsilon_{p,y} = \alpha \cdot (U_{p,total}/r)^\beta \quad (2.3)$$

ここで、 $\sigma_Y$  を 700 MPa、 $n$  を 5 とした場合の  $\alpha$  は 0.2576、 $\beta$  は 0.7167 であった。以上の方法によって求めた各条件における  $\alpha$ 、 $\beta$  を以下の Table 2-2 にまとめる。

次に、降伏強度  $\sigma_Y$  を 700 MPa、 $n$  を 5、最大負荷応力を 50 MPa とした場合について、FEM を用いて求めた最大荷重時における塑性域内き裂線垂直方向の塑性ひずみ合計値  $U_{p,total}$  の結果と、Dugdale モデルで求められる仮想開口変位 (Crack opening displacement : COD) を Fig. 2-4 (a) に示す。先に言及したように Dugdale モデルの仮想開口変位は FEM の結果と比較して大きい値を与えていることが分かる。Dugdale モデルの降伏強度に対し塑性拘束係数  $\lambda$  をかけることにより見かけ上の降伏強度を増加させた場合の結果を Fig. 2-4 (b) に示す。 $\lambda=1.17$  とした場合には、FEM の  $U_{p,total}$  と同程度に Dugdale モデルの仮想開口変位を得られていることが分かる。上記の方法で決定した塑性拘束係数  $\lambda$  を Table 2-2 にまとめる。

以後の PICC 解析においても、塑性拘束係数  $\lambda$  を Dugdale モデルの降伏強度に掛け、Dugdale モデルと FEM の矛盾点を補正した上で解析を行った。

## 2.2.2 塑性誘起き裂閉口解析への加工硬化の導入手法

Dugdale モデルに基づいた、加工硬化の概念を含む塑性誘起き裂閉口解析の解析手順を以下に示す。まず、結合力一定 (初期降伏強度) とした場合における塑性域サイズを以下の(2.4)式を用いて求める。

$$\omega_p = c \cdot \left( \sec\left(\frac{\pi\sigma_\infty}{2\sigma_Y}\right) - 1 \right) \quad (2.4)$$

次に、塑性域を棒要素に離散化し、以下の(2.5)式を用いてき裂開口変位を求める。

$$\begin{aligned} V(x_j) &= \sigma_\infty \cdot f(x_j) - \sum_{i=1}^n \sigma_i \cdot g(b_i, x_j) \\ f(x_j) &= \frac{2}{E'} \sqrt{a^2 - x_j^2} \\ g(b_i, x_j) &= \frac{2}{\pi E'} \left[ (b_{i+1} - x_j) \cosh^{-1} \left( \frac{a^2 - b_{i+1}x_j}{a|b_{i+1} - x_j|} \right) \right. \\ &\quad + (b_{i+1} + x_j) \cosh^{-1} \left( \frac{a^2 + b_{i+1}x_j}{a|b_{i+1} + x_j|} \right) - (b_i - x_j) \cosh^{-1} \left( \frac{a^2 - b_i x_j}{a|b_i - x_j|} \right) \\ &\quad - (b_i + x_j) \cosh^{-1} \left( \frac{a^2 + b_i x_j}{a|b_i + x_j|} \right) \\ &\quad \left. + 2 \sqrt{a^2 - x_j^2} \left\{ \sin^{-1} \left( \frac{b_{i+1}}{a} \right) - \sin^{-1} \left( \frac{b_i}{a} \right) \right\} \right] \end{aligned} \quad (2.5)$$

次にゲージ長さを以下の(2.6)式を用いて求める。

$$L_j = V(x_j) \left( 1 - \frac{1 - \nu^2}{E} \sigma_Y \right) \quad (2.6)$$

ここで、2.2.1項で述べた FEM 解析によって得られた、 $U_{p,\text{total}}/r$  と  $\varepsilon_{p,y}$  の関係式を用いて、(2.6)式で得られたゲージ長さに対応する y 方向塑性ひずみを算出する。そして、想定する応力-ひずみ関係より、y 方向塑性ひずみに対応する修正結合力  $\sigma_c'$  を以下の(2.7)式を用いて算出し、再度(2.5)式により修正結合力を作用させた場合の COD を計算する。この際、想定している応力-ひずみ関係におけるひずみとは塑性ひずみのこととする。(Fig. 2-5 参照)

$$(\sigma_c)_{\max} = \lambda \left\{ \sigma_m + \frac{\sigma_m - \sigma_{m+1}}{\varepsilon_{p,m} - \varepsilon_{p,m+1}} (\varepsilon_{p,y} - \varepsilon_{p,m}) \right\} \quad (2.7)$$

塑性域先端位置や要素分割を変更せずに、COD 計算・修正結合力計算のプロセスを数度繰返し、COD を安定させる。このとき、最も塑性域先端側の棒要素の開口変位が負の場合には、塑性域先端位置を補正し再度要素分割から計算を行う。少しずつ塑性域先端位置を補正しながら反復計算を行い、最も塑性域先端側の棒要素の開口変位が正になった場合、その COD や結合力を最大荷重時の COD や結合力として決定する。このとき、塑性域先端位置は、塑性域の 10000 分の 1 ずつ小さくなるように補正を行った。

続いて、最小荷重時の計算を行う。除荷時の計算において、以下の(2.8)式が成立する。

$$L_j \left( 1 + \frac{1 - \nu^2}{E} \sigma_j \right) = \sigma_\infty \cdot f(x_j) - \sum_{i=1}^n \sigma_i \cdot g(b_i, x_j) \quad (j = 1, 2, \dots, n) \quad (2.8)$$

(2.8)式を  $\sigma_j$  について Gauss-Seidel 法を用いて計算することにより最小荷重時での各棒要素に作用する応力を求めることが出来る。この時、以下の制約条件を設ける。

$$\text{if } \sigma_j > \sigma_c \text{ set } \sigma_j = \sigma_c, \text{ if } \sigma_j < -\sigma_{c1} \text{ set } \sigma_j = -\sigma_{c1} \quad (c < x_j < a).$$

$$\text{if } \sigma_j > 0 \text{ set } \sigma_j = 0, \text{ if } \sigma_j < -\sigma_{c1} \text{ set } \sigma_j = -\sigma_{c1} \quad (c_0 < x_j < c).$$

ここで、 $\sigma_{c1}$  はバウシンガー効果を考慮した場合の各棒要素が受け持てる最小の応力である。このとき、繰返しの応力-ひずみ特性としてバウシンガー効果を考慮し、各棒要素に作用する最大の応力からの減少量が  $2\sigma_Y$  となる応力を圧縮側の降伏開始点とし、降伏後の硬化挙動は引張りの際のそれと同様となるように決定した。得られた最小荷重時の各棒要素に作用する応力を(2.5)式に代入し、最小荷重時の COD を計算し、圧縮降伏している棒要素については、ゲージ長さを更新する。その後、求められた最小荷重時の棒要素のゲージ長さとして最大荷重時の棒要素のゲージ長さを代入し、最小荷重時における結合力の最小値を算出する。ここで得られた最小荷重時における結合力の最小値を、再度 Gauss-Seidel 法の応力制約条件として入力して、各棒要素に作用する応力とゲージ長さの関係が安定するまで数回計算を繰返す。安定した棒要素のゲージ長さを、最小荷重時のゲージ長さとして決定し、き裂開口点の計算に移る。

き裂開口点の計算には、最小荷重時の計算と同様に Gauss-Seidel 法を用いる。き裂開口点の定義としては、き裂面に配置されている棒要素のうち、最もき裂先端側の棒要素が分離し始めたとき、すなわちその棒要素に作用する応力が 0 となったときと定義した。

以上の計算により、あるき裂長さにおけるき裂開口点を計算した後、有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff}}$ を以下の(2.10)式を用いて定める。

$$\Delta K_{\text{eff}} = (\sigma_{\infty, \text{max}} - \sigma_{\infty, \text{op}}) \cdot \sqrt{\pi \cdot c} \quad (2.10)$$

ここで、本解析モデルでは 1 解析ステップで進める疲労き裂進展量を決定する必要がある、計算コストと離散化誤差を考慮しつつ以下の(2.11)式の修正 Paris 則によってき裂進展量を決定する。

$$\Delta c = (\Delta N \cdot C)(\Delta K_{\text{eff}})^m = D \cdot (\Delta K_{\text{eff}})^m \quad (2.11)$$

ここで、 $D$  は 1 解析ステップで進める負荷除荷サイクル数 $\Delta N$ を含む材料定数（パリス測における $C$ ）であり、 $D=2.5 \times 10^{-5}$ とした。

以上の塑性誘起き裂閉口解析を用いて疲労き裂停留限界である下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{th}}$ を解析的に求める。具体的には、 $\Delta K_{\text{eff}}$ は理想き裂から進展を開始すると減少し、極小値をとった後に、増加する傾向が存在する。この $\Delta K_{\text{eff}}$ の極小値が疲労き裂進展の下限界である下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff, th}}$ に等しくなるように負荷応力を調整し、疲労き裂停留限度の負荷応力 $\sigma_{\infty, w}$ を決定する。 $\Delta K_{\text{th}}$ はこの $\sigma_{\infty, w}$ を用いて以下の(2.12)式のように定義する。

$$\Delta K_{\text{th}} = \sigma_{\infty, w} \sqrt{\pi \cdot c_0} \quad (2.12)$$

ここで $c_0$ は初期き裂長さである。

### 2.2.3 塑性誘起き裂閉口解析条件

本研究では均質等方材料の無限板中に存在する平面応力状態での二次元き裂を対象とし、遠方より一様な均質繰返し負荷を受ける場合に生じる疲労き裂進展に伴うき裂閉口挙動の解析を行った。遠方負荷応力として最大負荷応力 $\sigma_{\infty, \text{max}}$ と最小負荷応力 $\sigma_{\infty, \text{min}}$ は $\sigma_{\infty, \text{max}} \geq 0$ 、 $\sigma_{\infty, \text{min}} = 0$ 、つまり応力比 $R=0$ とした。塑性領域における要素分割については仮想き裂先端と実き裂先端の両端に向かって密になるように不等分割し、その要素幅は実き裂先端から順に塑性域寸法の 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0004, 0.0004, 0.0005, 0.0007, 0.001, 0.0014, 0.002, 0.003, 0.0046, 0.0077, 0.0137, 0.027, 0.061, 0.075, 0.1, 0.1, 0.1, 0.1, 0.1, 0.1, 0.1, 0.075, 0.061, 0.027, 0.0137, 0.0077, 0.0046, 0.003, 0.002, 0.0014, 0.001, 0.0007, 0.0005, 0.0004, 0.0004, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002, 0.0002 と合計 50 個配置した。下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff, th}}$ について、Liaw らによると鉄鋼材料の場合 $\Delta K_{\text{eff, th}} = 3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 程度である[17]。そこで本研究では鉄鋼材料を想定しヤング率 $E=206 \text{ GPa}$ 、 $\Delta K_{\text{eff, th}} = 3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ とした。初期き裂長さに関しては、 $c_0=0.1 \text{ mm}$ 、 $1 \text{ mm}$ 、 $10 \text{ mm}$ まで変更して計算した。また、 $n$ 値に関しては $n=5$ 、 $10$ 、 $15$ 、 $20$ とした。降伏強度 $\sigma_Y$ に関しては、 $300 \text{ MPa}$ と $700 \text{ MPa}$ の2種類を検討した。 $n$ 値に関しては本研究で用いた TRIP-M 鋼の引張試験結果より、1 時間熱処理材と 8 時間熱処理材の $n$ 値がそれぞれ $n=15.5$ 、 $n=6.3$ であったことからこれらを含むような値を選択し。降伏強度 $\sigma_Y$ に関しては、Ramberg-Osgood の式ではなく Ludwik 型の加工硬化挙動を用いていた福村らの結果と比較するために $300 \text{ MPa}$ と $700 \text{ MPa}$ を選択した。

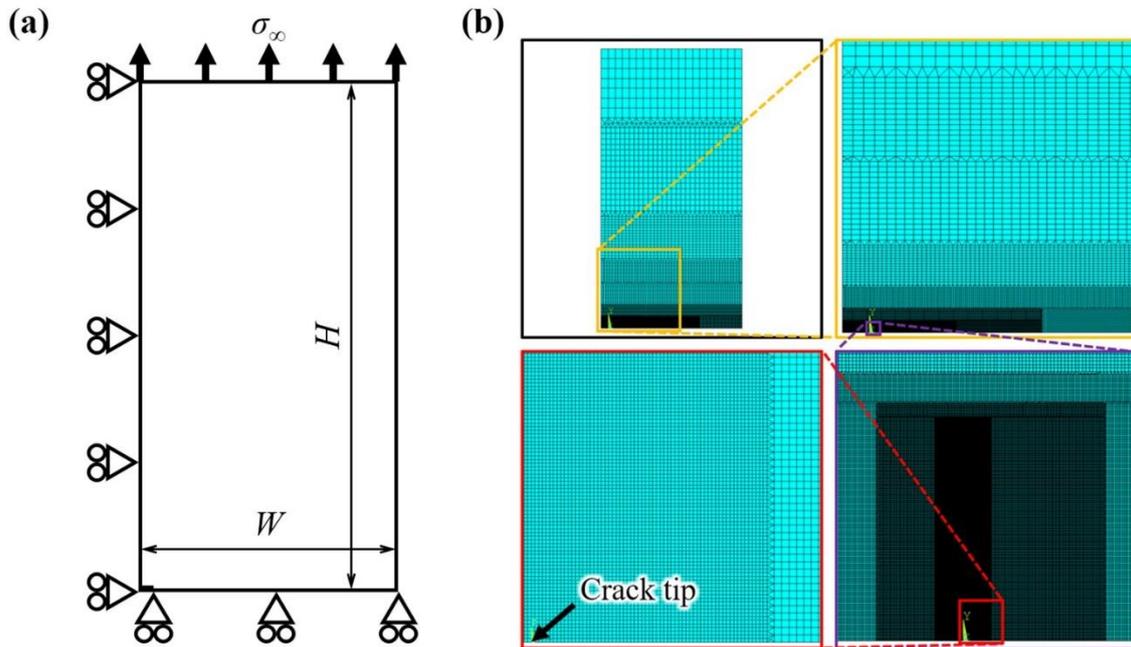


Fig. 2- 1. FEM analysis model of center-cracked tension specimen. (a) Boundary conditions. (1/4th of specimen geometry.) (b) Meshing.

Table 2- 1. Analysis conditions.

Element type	Quad 4 nodes, Tri 3 nodes, plane stress
Boundary condition	1/4 model y-axis fixing on bottom edge x-axis fixing on left edge
Width and Hight	W = 20 mm H = 40 mm
Material property	E = 206 GPa ν = 0.3
Hardening behavior	Ramberg-Osgood equation (Multi-line approximation)
Yield condition	Von-Mises plasticity
Crack length	1 mm
Node	238664
Element	243890
Remote stress	30, 40, 50 MPa

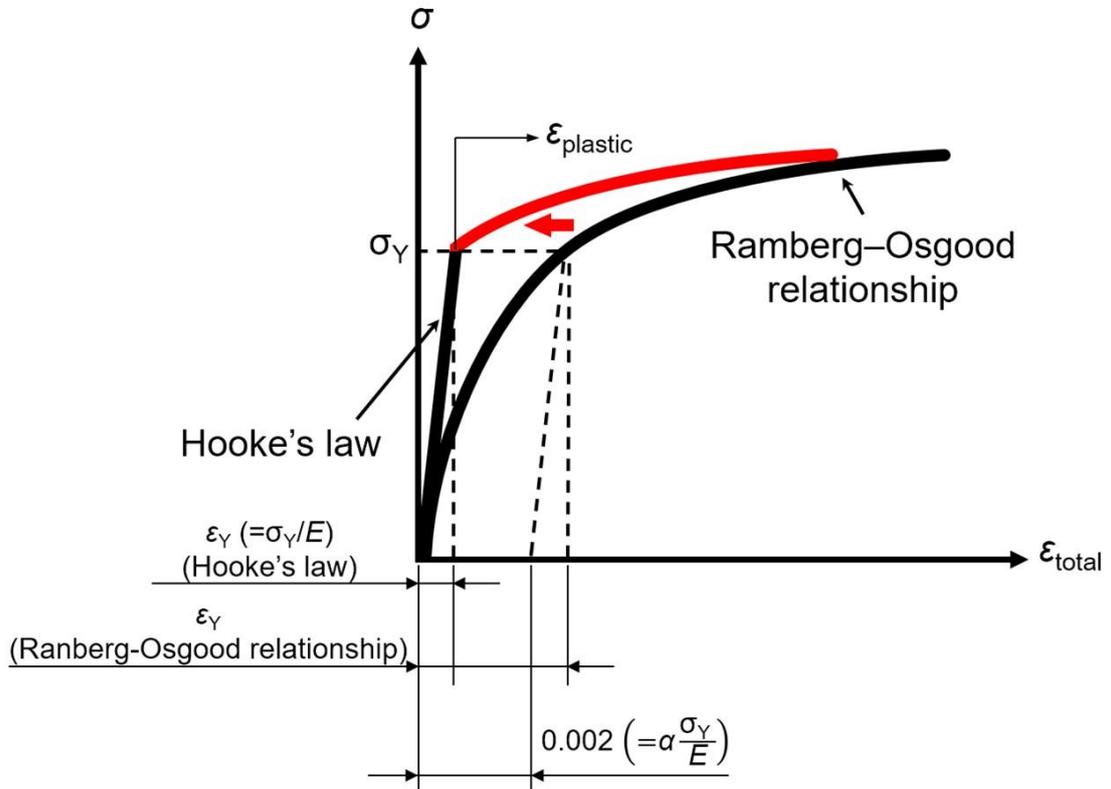


Fig. 2- 2. Schematic representation of Ramberg-Osgood equation.

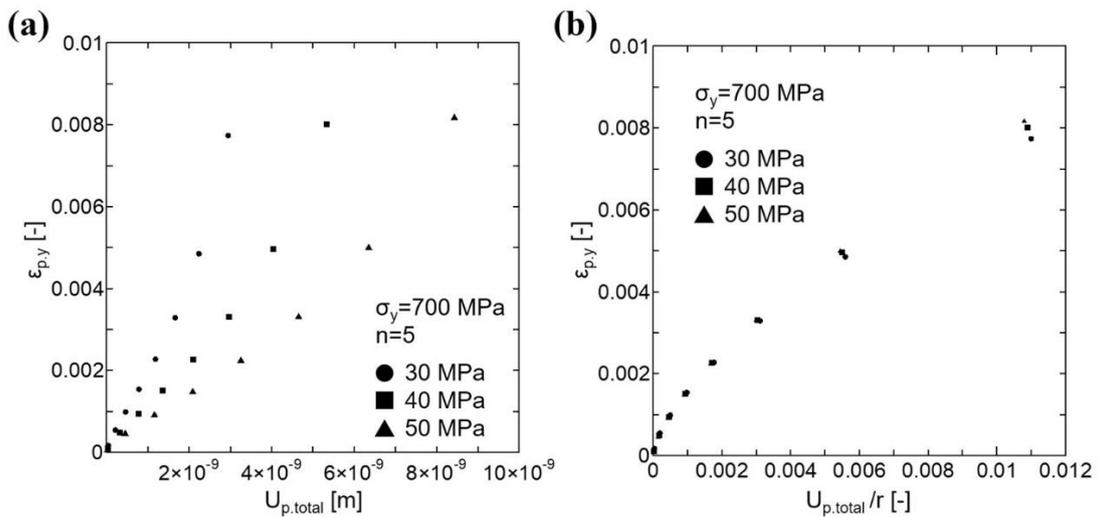


Fig. 2- 3. (a) Relationships between  $\varepsilon_{p,y}$  and  $U_{p,total}$  in the case of  $\sigma_y = 700$  MPa,  $n=5$ . (b) Relationships between  $\varepsilon_{p,y}$  and  $U_{p,total}/r$  in the case of  $\sigma_y = 700$  MPa,  $n=5$ .

Table 2- 2.  $\alpha$ ,  $\beta$  and  $\lambda$  in each condition.

		$\alpha$	$\beta$	$\lambda$
$\sigma_y=300$ MPa	n=5	0.1848	0.7048	1.15
	n=10	0.3702	0.7666	
	n=15	0.5391	0.8004	
	n=20	1.0554	0.8908	
$\sigma_y=700$ MPa	n=5	0.2076	0.7167	1.17
	n=10	0.2991	0.7123	
	n=15	0.4202	0.7174	
	n=20	0.6251	0.7820	

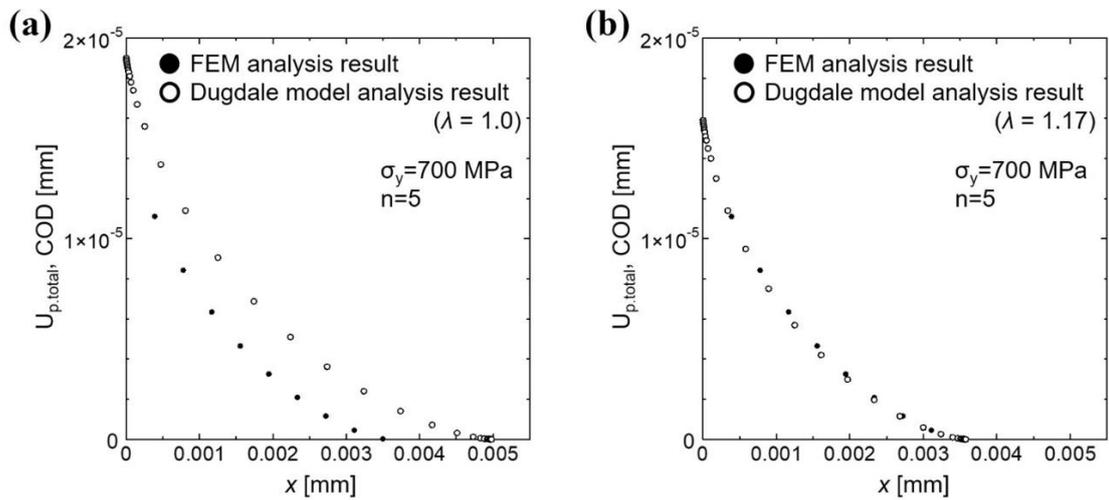


Fig. 2- 4. (a) Comparison of the  $U_{p,total}$  and COD distribution between Dugdale model ( $\lambda=1.0$ ) result and FEM result. (b) Comparison of the  $U_{p,total}$  and COD distribution between modified Dugdale model ( $\lambda=1.17$ ) result and FEM result.

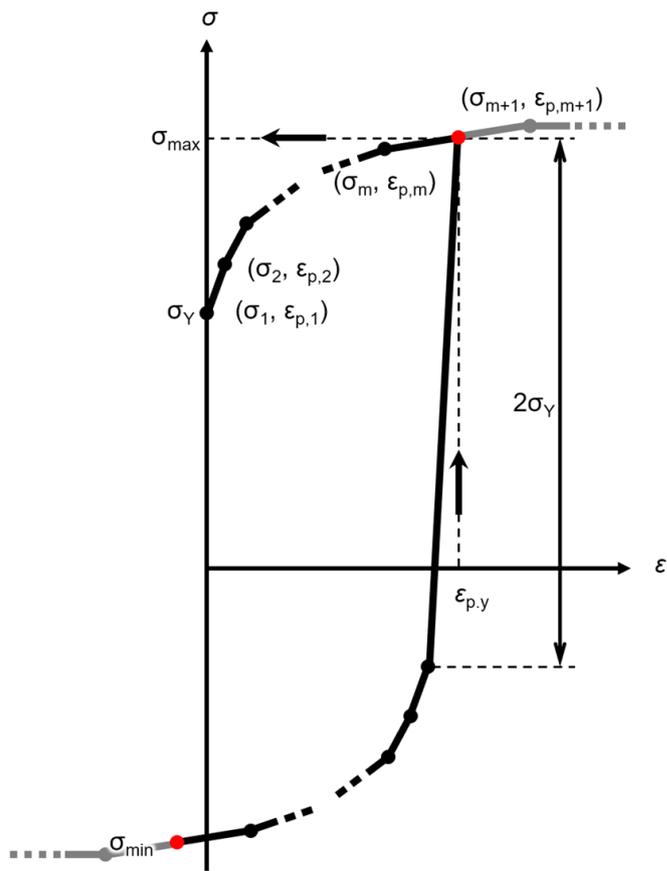


Fig. 2- 5. Supplementary schematic of how to calculate  $\sigma$ .

## 2.3 結果と考察

Fig. 2-6 に金属材料技術研究所疲れデータシートからの疲労限と引張強度の関係を示す[18]. 疲労限と引張強度は比例関係にあることが分かる. 鉄鋼材料の疲労限度は疲労き裂の発生限界ではなく停留限界が支配しているため, 材料中には一度発生し, 進展したき裂が停留している. このき裂が停留する際の応力拡大係数は下限界応力拡大係数範囲  $\Delta K_{th}$  と呼ばれる. 以上より, 引張強度の小さい材料ほど,  $\Delta K_{th}$  も小さくなるといえる. ところで, 引張強度というものは材料が破壊に至るまでに負担できた最大の応力である. 材料に引張荷をかけると, まず初めに弾性変形する. この弾性変形は材料のヤング率で決定される. その後, 金属材料では材料中の転位が活動をはじめ塑性変形を始める. 塑性変形を始めるために必要な応力が降伏強度である. 塑性変形の過程では, 材料中に転位が増殖するため, それら転位の相互作用などに塑性変形に必要な応力が大きくなる. このことを加工硬化と呼び, その大きさは  $n$  値で評価される ( $n$  値は降伏後の塑性変形挙動を近似した式によって大小関係も異なることに注意しなくてはならない. 本研究では同じ降伏強度であれば  $n$  値が小さいほど加工硬化率が大きい挙動となる Ramberg-Osgood の式の式を用いている.). 転位は材料中の欠陥であるため, 転位が堆積することによって材料中にボイドを形成し, そのボイドが成長・合体する. ボイドの成長・合体応力により材料の断面積が小さくなり, くびれが生じ, 最終的に破断に至る. 一般に引張強度はこのボイドが成長する直前の応力と一致する. つまり, 降伏強度と加工硬化率は材料の引張強度を決定するのに大きな影響を与える. Fig. 2-7 に炭素鋼の応力歪曲線を示す[19]. 引張強度の大きな材料は, 降伏強度・加工硬化率ともに大きな値となる. 以上を踏まえると,  $n$  値の大きい (加工硬化率の小さい) 材料ほど, 引張強度が小さいため, 疲労限も小さいことから  $\Delta K_{th}$  も小さいと考えられる.

しかし, Fig. 2-8 に示すように, 塑性誘起き裂閉口解析の結果においては初期き裂長さが長くなるにつれて  $n$  値が小さくなると (加工硬化率が大きくなると) と  $\Delta K_{th}$  が小さくなった. 以下では, 上記の結果について以下でき裂先端の塑性変形勾配 (Dugdale モデルにおける COD 勾配) に着目した考察を行う.

### 2.3.1 降伏強度, $n$ 値が塑性誘起き裂閉口へ与える影響

PICC 解析の結果について論じる前に, 加工硬化特性を表す  $n$  値などの PICC 解析にて用いた変数が解析結果に与える誤差について考察する必要がある. 本研究における誤差の評価を以下に示す.

まず初めに, 初期き裂長さ  $c_0$  の依存性について考える. Fig. 2-9(a)にき裂進展に伴う開口応力  $\sigma_{\infty,op}$  の変化を示す. 最大負荷応力  $\sigma_{\infty,max}$  一定で初期き裂長さ  $2c_0$  のき裂を進展させる場合, 開口応力  $\sigma_{\infty,op}$  は進展直後で急激に増加し, その後開口応力  $\sigma_{\infty,op}$  の値はほぼ一定の値に収束する. 福村らは Dugdale モデルに基づいた PICC 解析では, 同一の  $\sigma_Y$ , 同一の  $\sigma_{\infty}$  であればすべてのき裂長さに関して相似が成立することを利用し, Dugdale モデルにおけるき裂先端前方に配置する棒要素の幅が生む誤差を評価した[12,13]. 例として初期き裂長さ  $c_0=1$

mm, 10 mm として比較した結果を Fig. 2-9 (b) に示す. Fig. 2-9 (b) からも分かるようにき裂進展量を  $\Delta c/c_0$ , 最大応力を  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}$  として整理すると一つの曲線で統一的に論じることができる. つまり,  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  の関係は初期き裂長さ  $c_0$  に依存しない.

次に, 降伏強度  $\sigma_Y$  の依存性について考える. 福村らの Dugdale モデルに基づいた塑性誘起き裂閉口解析では, 最大応力  $\sigma_{\infty,max}$  と降伏強度  $\sigma_Y$  の関係が同じであれば, つまり  $\sigma_{\infty,max}/\sigma_Y$  の値が同じであれば,  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  の関係は降伏強度  $\sigma_Y$  に依存しない[12,13]. しかし, 今回行った解析では,  $n$  値が同じであっても Fig. 2-10 (a) に示すように異なる降伏強度では異なる  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  の関係となった. これについて考察すると, 福村らのモデルでは弾完全塑性体を想定していたため, 降伏強度  $\sigma_Y$  が異なる場合であってもき裂先端の塑性変形勾配が相似形であったためだと考えられる. 今回, 降伏後の塑性変形挙動は Ramberg-Osgood の式に基づいて決定している. き裂先端近傍の大きな塑性変形について考えると, Ramberg-Osgood の式は(2.1)式の右辺第 2 項のみで考えられる. この項に降伏強度  $\sigma_Y$  が存在しているため,  $n$  値が同じであっても降伏後の挙動は降伏強度  $\sigma_Y$  の違いに影響を受ける. つまり, Ramberg-Osgood の式において同じ  $n$  値であっても, 降伏強度  $\sigma_Y$  が大きな材料のほうが, 応力-ひずみ曲線で考えた際の加工硬化率  $d\sigma/d\varepsilon$  は大きくなる. このことが同じ  $n$  値であっても降伏強度  $\sigma_Y$  によって  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  の関係が異なるものになる (異なるき裂閉口の度合いとなる) と考えられる. 同じ  $\sigma_{\infty,max}/\sigma_Y$ , かつ同じ  $n$  値で降伏強度  $\sigma_Y=300$  MPa, 700 MPa の際の COD 勾配 (塑性変形勾配) をき裂先端からの距離で整理し, 比較すると Fig. 2-10 (b) のようになり, 降伏強度  $\sigma_Y=700$  MPa の材料のほうが最大荷重時と最小荷重時の COD 差が大きく, より大きな塑性変形をき裂後方へ残しながら進展していくことが考えられる.

最後に,  $n$  値の依存性について考える. 降伏強度  $\sigma_Y$  が同じで,  $n$  値が異なる場合の  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  関係を Fig. 2-11 (a) に示す.  $n$  値が大きく加工硬化の小さい材料のほうが  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}$  が大きく, き裂閉口の効果が大きいことが分かる. 同じ  $\sigma_{\infty,max}/\sigma_Y$ , かつ同じ降伏強度  $\sigma_Y$  で  $n=5, 20$  の際の COD 勾配 (塑性変形勾配) をき裂先端からの距離で整理し, 比較すると Fig. 2-11 (b) のようになる. 前段落の  $n$  値が同様であった場合と比較して, 除荷過程における棒要素の圧縮量の差は  $n$  値が小さいほうが若干小さいだけにとどまっている. しかし, 2.2.2 項で述べた除荷過程における除荷過程について考えると Fig. 2-11 (a) における  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}$  の差を説明できる. 除荷過程における棒要素が圧縮降伏し始めるのは, 除荷が始まった段階の応力から  $-2\sigma_Y$  の応力が負荷された段階からである. つまり, 負荷過程においては  $n$  値が小さな加工硬化の大きな材料のほうが大きな応力が負荷されており (Fig. 2-12 参照), 除荷過程において棒要素が圧縮降伏する際の降伏強度が大きくなるため, 次サイクルにおける開口応力 (き裂先端棒要素にかかる圧縮応力が 0 になった際の遠方応力) が小さく済むようになる. 以上の理由から同じ降伏強度では  $n$  値が大きく, 加工硬化率の小さい材料のほうがき裂閉口の効果が大きい.

### 2.3.2 加工硬化特性が $\Delta K_{th}$ に与える影響

2.3.1 項においてき裂長さ、降伏強度、 $n$  値がき裂閉口の大きさに与える影響について考察した。き裂閉口の効果は初期き裂長さに依存せず、 $n$  値が大きく大きな加工硬化率を有するほどき裂閉口の効果が小さい。降伏強度の効果については同じ  $n$  値において降伏強度の大きな材料のほうが大きいという結果となったが、Ramberg-Osgood の式においては同じ  $n$  値であっても降伏強度が大きいほど加工硬化率も大きくなるため、降伏強度について比較した結果については鵜呑みにできない。よって今回は同一の降伏強度において  $n$  値が  $\Delta K_{th}$  に与える影響について考察する。Fig. 2- 8 に示すように  $\Delta K_{th}$  は  $n$  値が大きくなればなるほど大きな値を示す傾向にある。また、初期き裂長さが長くなるほど、 $\Delta K_{th}$  も高い値となる。特に長いき裂において  $n$  値が大きくなればなるほど、 $\Delta K_{th}$  が大きくなるという結果はき裂閉口の効果が大きくなったことに起因すると考えられることが出来る。しかし、初期き裂長さはき裂閉口の効果に寄与しないため、き裂閉口が  $\Delta K_{th}$  を支配しているとする、 $\Delta K_{th}$  が大きくなることはないはずである。この  $\Delta K_{th}$  が初期き裂長さが長くなるに伴って大きくなることは、初期き裂長さの条件が小規模降伏条件を満たすか満たしていないかで説明できる。Fig. 2- 13 ように、疲労き裂が停留する条件は ( $\Delta K_{th}$  と初期き裂長さの関係は) 初期き裂長さによって2つの領域に分けられる。初期き裂長さが長い場合、 $\Delta K_{th}$  はき裂長さに依存せず一定の値であり、初期き裂長さが短くなると  $\Delta K_{th}$  は初期き裂長さに依存する。これは初期き裂長さが長くなるにつれて、き裂長さと比較してき裂先端での塑性変形領域が小さくなるため、塑性変形領域内部の力学状態が塑性変形領域周辺の弾性応力場が支配的となるためである[20]。改めて Fig. 2- 8 を見ると、 $n$  値が 10 以上では初期き裂長さが 1 mm 以上でおおよそ同じ  $\Delta K_{th}$  であるが、 $n$  値が 5 では初期き裂長さが 0.1 mm であってもおおよそ同じ  $\Delta K_{th}$  を示しており、短いき裂であっても小規模降伏を満たすような状態に近い。つまり、加工硬化率が大きい材料ほど、長いき裂においてはき裂閉口の小ささに起因して  $\Delta K_{th}$  が小さいが、微小き裂になるにつれて加工硬化率の小さな材料が小規模降伏条件から逸脱するため、微小き裂では加工硬化特性に優れるほど  $\Delta K_{th}$  が大きくなることを示唆している (Fig. 2- 14 参照)。

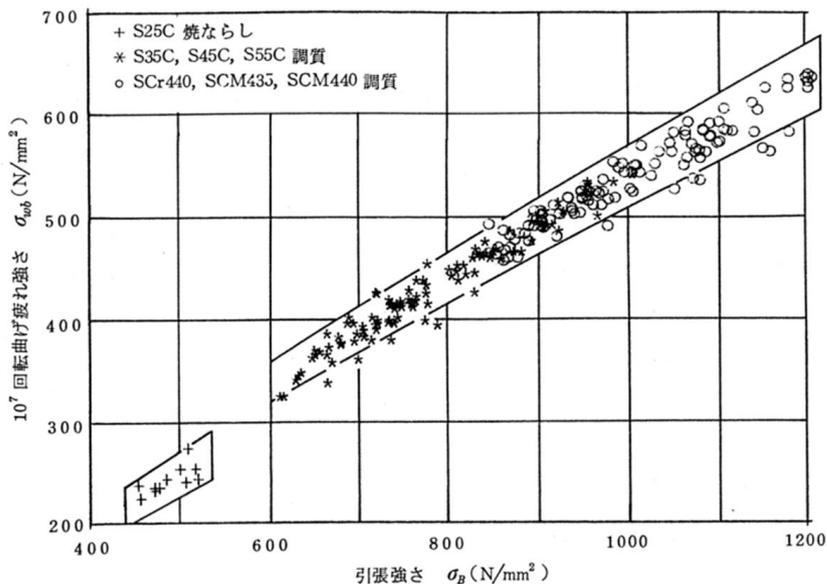


Fig. 2- 6. Relationship between rotating bending fatigue strength and tensile strength[18].

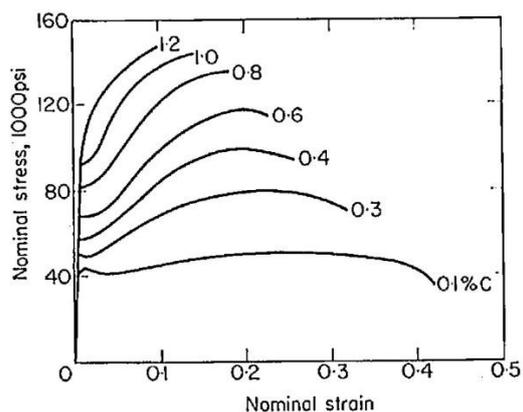


Fig. 2- 7. Stress strain relationships in annealed carbon steel. Materials with high tensile strength also show high work hardening rate[19].

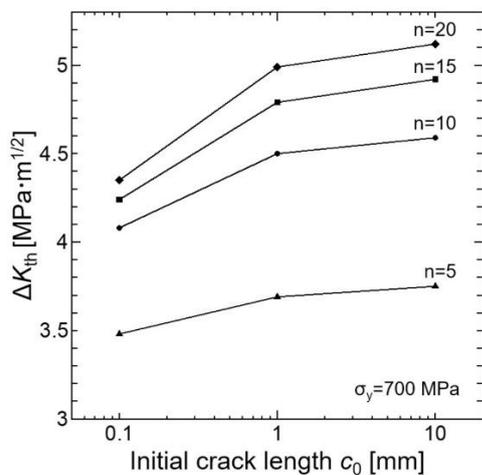


Fig. 2- 8. Relationship between  $\Delta K_{th}$  and initial crack length  $c_0$ .

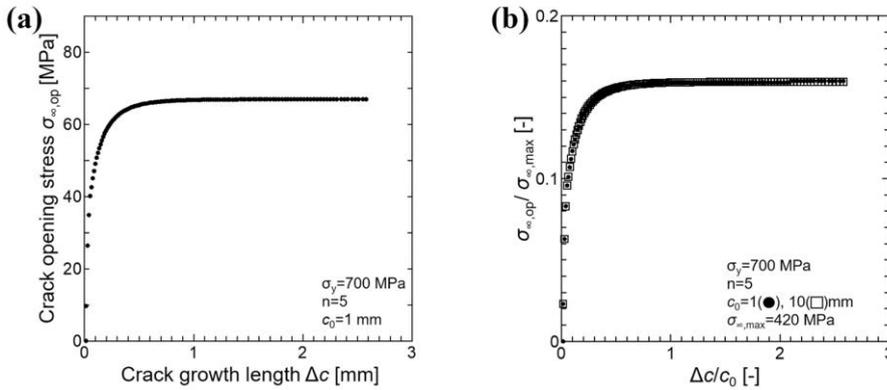


Fig. 2- 9. (a) Change of crack opening stress with crack growth. (b) Similarity about the crack length in  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}-\Delta c/c_0$  relationships.

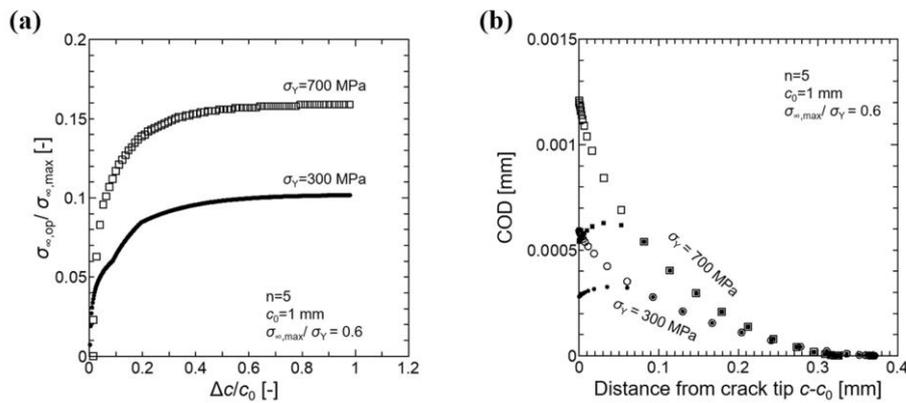


Fig. 2- 10. (a) Different  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}-\Delta c/c_0$  relationships because of  $\sigma_Y$ , even if  $\sigma_{\infty,max}/\sigma_Y$  is same. (b) Different COD gradient with same  $n$  value and different  $\sigma_Y$ . In this (b) figure, open symbols indicate CODs when maximum load is applied, and closed symbols indicate CODs when minimum load is applied.

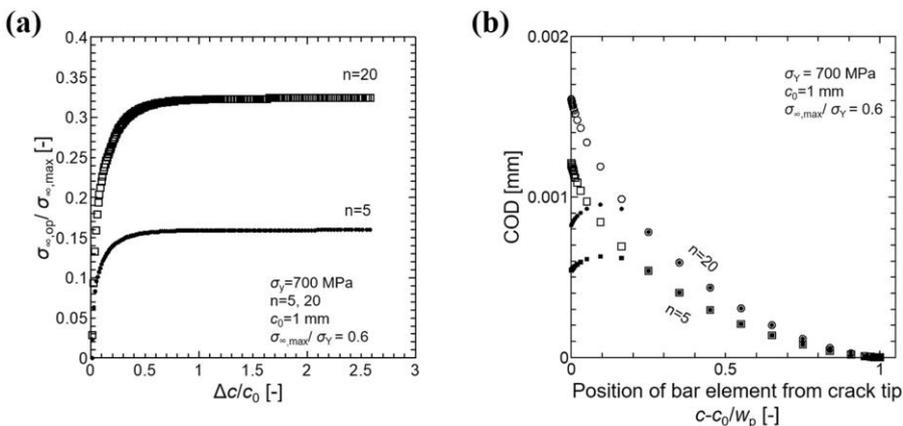


Fig. 2- 11. (a) Different  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}-\Delta c/c_0$  relationships because of  $n$  value. (b) Different COD gradient with same  $\sigma_Y$  and different  $n$  value. In this (b) figure, open symbols indicate CODs when maximum load is applied, and closed symbols indicate CODs when minimum load is applied.

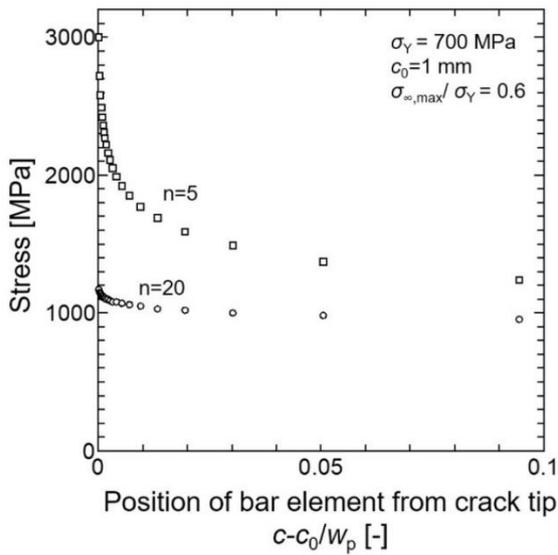


Fig. 2- 12. Stress distribution from crack tip with same  $\sigma_Y$  and different  $n$  value in 1st cycle.

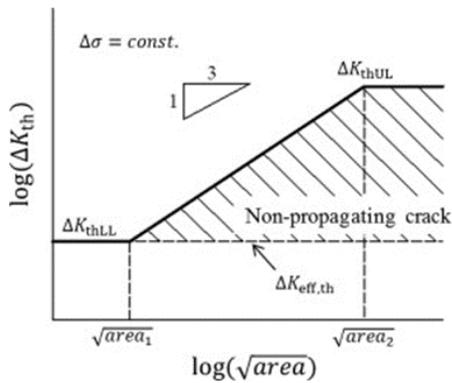


Fig. 2- 13. Relationship between threshold stress intensity factor range ( $\Delta K_{th}$ ) and square root of Area of the crack projected on the plane perpendicular to a load axis.  $\Delta K_{thUL}$  and  $\Delta K_{thLL}$  are upper limit and lower limit of  $\Delta K_{th}$ , respectively. The short crack region corresponds to the range between root area 1 and root area 2.[12,21]

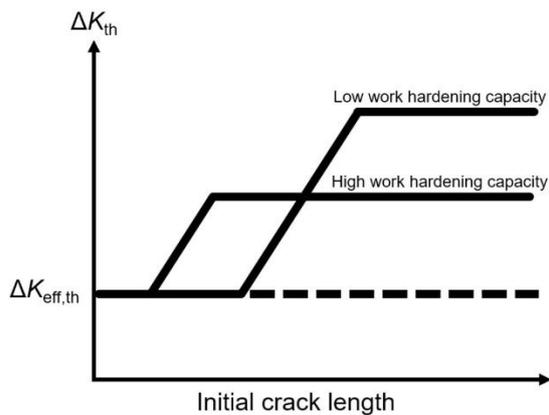


Fig. 2- 14. Schematic illustration of the relationships between  $\Delta K_{th}$  and initial crack length in two different work hardening capacity materials.

## 2.5 結言

本章では、加工硬化特性が疲労き裂閉口現象へ与える影響を調査するため、Dugdale モデルに基づいた塑性誘起き裂閉口解析を行った。また、得られた結果を用いて初期き裂長さ、加工硬化特性が下限界応力拡大係数範囲に与える影響を調査した。得られた知見を以下に示す。

- (1) き裂閉口の効果は同じ降伏強度、同じ Ramberg-Osgood の式における  $n$  値において最大負荷応力に対する降伏強度の比が同じである場合は、初期き裂長さの影響を受けないことを示した。
- (2) Ramberg -Osgood の式において同じ  $n$  値であっても、降伏強度  $\sigma_Y$  が大きな材料のほうが、応力-ひずみ曲線で考えた際の加工硬化率  $d\sigma/d\varepsilon$  は大きくなる。よって、同じ  $n$  値であっても降伏強度  $\sigma_Y$  によって  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  の関係が異なるものになる（異なるき裂閉口の度合いとなる）。
- (3) き裂閉口の効果は同じ降伏強度において、 $n$  値が大きく加工硬化の小さい材料のほうが  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}$  が大きく、き裂閉口の効果が大きい。これは除荷過程開始時に  $n$  値が大きいほど棒要素にかかる応力が小さく、圧縮降伏する際の降伏強度が小さくため、次サイクルにおいてき裂を開口させるために必要な開口応力（き裂先端棒要素にかかる圧縮応力が 0 になった際の遠方応力）が大きくなるからである。
- (4)  $\Delta K_{th}$  は  $n$  値が大きく、加工硬化率が小さいほど大きな値を示す傾向にある。また、加工硬化率が小さいほど材料ほど、長いき裂においてはき裂閉口の大きさに起因して  $\Delta K_{th}$  が大きい。微小き裂になるにつれて小規模降伏条件から逸脱するため、微小き裂では加工硬化率が大きいほど  $\Delta K_{th}$  が大きくなることを示唆した。

## 第2章の参考文献

- [1] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A.Ch. Dippel, D. Raabe, Nanolaminate transformation-induced plasticity–twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance, *Acta Materialia*. 85 (2015) 216–228.  
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2014.11.010>.
- [2] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A. Kostka, D. Raabe, Smaller is less stable: Size effects on twinning vs. transformation of reverted austenite in TRIP-maraging steels, *Acta Materialia*. 79 (2014) 268–281. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.020>.
- [3] P. Neumann, Coarse slip model of fatigue, *Acta Metallurgica*. 17 (1969) 1219–1225.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(69\)90099-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(69)90099-6).
- [4] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, 1998.  
<https://doi.org/10.1017/cbo9780511806575>.
- [5] B. Budiansky, J.W. Hutchinson, ANALYSIS OF CLOSURE IN FATIGUE CRACK GROWTH., *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*. 45 (1978) 267–276.  
<https://doi.org/10.1115/1.3424286>.
- [6] ELBER, W., *Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP*. 486 (1971) 230–242.  
<https://ci.nii.ac.jp/naid/10003985841> (accessed August 23, 2020).
- [7] D.S. Dugdale, Yielding of steel sheets containing slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 8 (1960) 100–104. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(60\)90013-2](https://doi.org/10.1016/0022-5096(60)90013-2).
- [8] J. Newman, A Crack-Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth under Aircraft Spectrum Loading, in: *Methods and Models for Predicting Fatigue Crack Growth Under Random Loading*, ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, 1981: pp. 53-53–32. <https://doi.org/10.1520/STP28334S>.
- [9] M. Toyosada, K. Gotoh, T. Niwa, Fatigue crack propagation for a through thickness crack: A crack propagation law considering cyclic plasticity near the crack tip, *International Journal of Fatigue*. 26 (2004) 983–992. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.12.006>.
- [10] Y. Akiniwa, L.M. Zhang, K. Tanaka, PREDICTION OF THE FATIGUE LIMIT OF CRACKED SPECIMENS BASED ON THE CYCLIC R-CURVE METHOD, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 20 (1997) 1387–1398.  
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1997.tb01497.x>.
- [11] S. Suresh, R.O. Ritchie, Propagation of short fatigue cracks, *International Metals Reviews*. 29 (1984) 445–473. <https://doi.org/10.1179/imtr.1984.29.1.445>.
- [12] N. Fukumura, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Mechanical examination of crack length dependency and material dependency on threshold stress intensity factor range with Dugdale model, *Engineering Fracture Mechanics*. 135 (2015) 168–186.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.01.003>.

- [13] N. Fukumura, B. Li, M. Koyama, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Material property controlling non-propagating fatigue crack length of mechanically and physically short-crack based on Dugdale-model analysis, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 90 (2017) 193–202. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.04.012>.
- [14] M. Toyosada, K. Gotoh, Physical meaning of the fictitious crack opening displacement in Dugdale model, in: *11th International Conference on Fracture 2005, ICF11, 2005*: pp. 1062–1067.
- [15] K. Harada, Research on the fatigue crack growth analysis method based on strip yield model considering work hardening effect of materials (in Japanese), 2011. <https://doi.org/10.15017/22002>.
- [16] J.W. Hutchinson, Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 16 (1968) 13–31. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(68\)90014-8](https://doi.org/10.1016/0022-5096(68)90014-8).
- [17] P.K. Liaw, T.R. Lea, W.A. Logsdon, Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals, *Acta Metallurgica*. 31 (1983) 1581–1587. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90155-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90155-4).
- [18] 西島敏, JIS機械構造用炭素鋼、クロム鋼及びクロムモリブデン鋼の機械的性質と疲れ特性, 1981. (n.d.). <https://smds.nims.go.jp/document/> (accessed January 5, 2021).
- [19] A.H. Cottrell, *The Mechanical Properties of Matter*, John Wiley & Sons Inc., London, 1964.
- [20] K. Ogura, 破壊力学入門 3. 小規模降伏, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 32 (1983) 1194–1199. <https://doi.org/10.2472/jsms.32.1194>.
- [21] T. Miyazaki, H. Noguchi, K. Ogi, Quantitative evaluation of the fatigue limit of a metal with an arbitrary crack under a stress controlled condition, *International Journal of Fracture*. 129 (2004) 21–38. <https://doi.org/10.1023/B:FRAC.0000038886.80094.59>.

## 第3章

### TRIP マルエージ鋼の疲労き裂進展挙動：

### 塑性誘起き裂閉口現象以外で働く

### 疲労き裂閉口因子の可能性

#### 3.1 第3章の背景

金属における疲労き裂進展は、繰返し荷重負荷によるき裂先端での転位射出により起こる[1]。言い換えると、疲労き裂は先端の塑性変形によるき裂開閉口に起因して進展する。このき裂開閉口変位を小さくし、疲労き裂進展を抑制する現象として、き裂閉口現象[2,3]が知られる。疲労き裂閉口は、特に力学的に長いき裂において有効に働く。このため、Compact tension (CT)試験などでは、その疲労き裂進展速度を理解するためにき裂閉口挙動が最重要因子であると理解されている。

疲労き裂閉口機構の中でも、金属組織制御によって鉄鋼の疲労き裂進展速度を大きく変化させられる機構として、塑性誘起き裂閉口 (PICC : Plasticity-induced crack closure) [4,5], 変態誘起き裂閉口 (TICC : Transformation-induced crack closure) [6,7], 粗さ誘起き裂閉口 (RICC : Roughness-induced crack closure) [8,9]などがある。PICC は疲労き裂進展の過程でき裂周りに形成される塑性域に起因しておこる。疲労き裂は塑性域内を進展するため、疲労き裂先端後方には塑性変形層が残留している。この塑性変形の引張成分に由来してき裂閉口点が上昇するため、次サイクルにおけるき裂先端開口変位が小さくなり、進展速度が小さくなる[10,11]。き裂進展中に体積膨脹型の相変態が起こる場合は、き裂閉口が助長される。この現象を TICC と呼んでいる[6]。RICC とは疲労き裂形状が屈曲し、かつき裂の上下面にずれが存在するときに現れる閉口現象である。き裂面のずれは屈曲したき裂面の早期接触につながるため、き裂閉口点を上昇させる[9,12]。これらき裂閉口機構の影響を重畳させることにより優れたき裂進展抵抗を付与された鋼として[13-16], 変態誘起塑性型マルエージ鋼 (Transformation-induced plasticity maraging steel : TRIP-M 鋼) がある[17,18]。

疲労き裂進展抵抗には初期き裂長さ依存性が存在するため[19]，実用上のき裂進展抵抗評価のためには，さまざまなき裂長さおよび応力拡大係数での試験が必要とされている．RICC や TICC の発現によって優れたき裂進展抵抗を付与されているといった TRIP-M 鋼の疲労き裂進展特性はいずれも回転曲げ疲労試験で観察された微小き裂によるものであるため，RICC の影響や TICC の影響が巨視き裂においてはどのようなものであるかを測定する必要がある．

本章では，回転曲げ疲労試験で観察されるような微小き裂の疲労き裂進展挙動を支配する因子の中から，疲労き裂閉口現象の効果のみを観察するため，塑性域中の大部分の準安定オーステナイト相が体積膨張型の相変態をするような高  $\Delta K$  領域における TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動を観察する．熱処理条件を変えることで初期組織中のオーステナイト分率の異なる 2 種の TRIP-M 鋼について疲労き裂進展試験を行い，①微小き裂と巨視き裂の疲労き裂進展挙動の違い，②高  $\Delta K$  領域における TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動，③高  $\Delta K$  領域において支配的なき裂閉口現象を示す．

## 3.2 実験方法

### 3.2.1 供試材および試験片

本章では，複数の因子でき裂閉口現象が発現する TRIP-M 鋼について巨視き裂かつ塑性域内の広い範囲においてマルテンサイト変態が起こるような高  $\Delta K$  領域での疲労き裂進展挙動について議論する．TRIP-M 鋼は硬質相であるマルエージマルテンサイト相と軟質相である準安定オーステナイトからなる微細な層状構造を有する．また，準安定オーステナイトは変形により面心立方構造 (FCC) から体心立方構造 (BCC) へマルテンサイト変態し，体積膨張を伴う．

本章で用いた TRIP-M 鋼の組成を Table 3-1 に示す．真空誘導炉にて溶製後，1200℃まで加熱後 1000℃以上を確保しつつ熱間圧延をした．その後，1100℃で溶体化処理したのちに水焼入れした．溶体化処理後，600℃で 1 時間または 8 時間の焼鈍を行うことで，異なるラメラ組織間隔とオーステナイト分率を有する 2 種の TRIP-M 鋼を作製した．以後，1 時間の焼鈍材と 8 時間の焼鈍材をそれぞれ TRIP-M 1h，TRIP-M 8h と呼称する．

Fig. 3-1 は両合金の X 線回折 (X-ray diffraction: XRD) 測定結果である．XRD 測定は Co 管球，固定モノクロメーターを用い，測定条件は  $2\theta = 40\sim 56 \text{ deg.}$ ，スキャン速度  $1 \text{ deg./min}$ ，サンプリング間隔  $0.05 \text{ deg.}$ ，電圧 40 kV，電流 20 mA である．試験片はエメリー紙で機械研磨したのちバフ研磨にて鏡面仕上げとした．XRD 装置は Rigaku 社製の Rint2200 を用いた．また，回折パターンの解析には Rigaku 社製 X 線回折ソフトウェア PDXL を用いた．初期組織におけるマルテンサイト体積率とオーステナイト体積率は XRD パターンから参照強度比 (Reference intensity ratio : RIR) 法を用いて算出した．以上の測定方法により得られた TRIP-M 1h 及び TRIP-M 8h の初期状態における平均オーステナイト分率はそれぞれ 7.8%，33.7% であった．

Fig. 3-2 (a)および(b)は電子線後方散乱回折 (Electron backscatter diffraction: EBSD) 法により得た IQ (Image quality)-phase マップである。EBSD 測定は Carl Zeiss 社製の走査型電子顕微鏡である Merlin を用い、加速電圧 20 kV、ステップサイズ 0.15  $\mu\text{m}$  で行った。EBSD 法により得られた TRIP-M 1h 及び TRIP-M 8h の初期オーステナイト分率はそれぞれ 5.2%、11% であった。

Fig. 3-3 (a)は放電加工により作成した引張試験片である。引張試験前に、表面傷による応力集中を避けるため、エメリー紙 (#1000) で研磨を施した。研磨後に同様のエメリー紙を用いて引張方向に条痕を与えた。Fig. 3-3 (b)は CT 試験片である。試験片形状は ASTM-E647[20]に準拠している。CT 試験片はき裂の進展方向と供試材の圧延方向が垂直となるように採取した。

### 3.2.2 引張試験、疲労き裂進展試験および有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}}$ の測定

島津製作所製卓上万能精密試験機を用いて引張試験を行った。引張試験は変位制御で実施し、試験温度を室温 (23°C)、初期ひずみ速度  $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  とした。ひずみはビデオ式非接触伸び計を用いて測定した。

応力拡大係数範囲 ( $\Delta K$ ) と疲労き裂進展速度の関係を計測するため、CT 試験片を用いて、ASTM-E647 に準拠した  $\Delta K$  漸増試験および  $\Delta K$  漸減試験を行った。試験は島津社製の高速疲労試験機 (EHF-ED30kN-40L 特形) を用いて大気中、23°C で実施し、試験条件は  $\Delta K$  漸増試験において  $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \sim 50 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、応力比  $R=0.1$ 、周波数 10 Hz、 $\Delta K$  漸減試験において  $\Delta K \approx 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \sim 35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、応力比  $R=0.1$ 、周波数 10 Hz、 $\Delta K$  勾配  $C=-0.08 \text{ mm}^{-1}$  である。き裂長さはクリップゲージを用いてき裂開口変位 (Crack opening displacement: COD) を測定し、その値を用いて算出した。上記と同じ応力比、周波数で予き裂を導入後、試験を行った。 $\Delta K$  漸増試験を行った試験片は試験終了後、CT 試験片内部のき裂形状測定と組織観察のため、放電加工により CT 試験片を板厚中央部で切断した。

き裂開口現象の影響を定量化するため、疲労き裂進展試験により得られた負荷荷重  $P$  ならびに COD を用いて有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{\text{eff}}$  を計測した。計測方法は ASTM-E647 に準拠したコンプライアンスオフセット法を用いた[20]。コンプライアンスオフセット (式(3.1)) においては、除荷過程の荷重幅  $\Delta P$  が 95%から 70%の範囲を除荷弾性範囲として線形近似した直線の傾きを unloading compliance とし、負荷過程における最大荷重  $P_{\text{max}}$  を 5%ごと区切り、区切りの前後 5%の計 10%の範囲に存在する計測点を線形近似した直線の傾きを loading compliance とした。

$$\text{compliance offset} = \frac{\text{unloading compliance} - \text{loading compliance}}{\text{unloading compliance}} \quad (3.1)$$

開口荷重  $P_{\text{op}}$  をコンプライアンスオフセットが 4%となる際の  $P$  とし、 $\Delta K_{\text{eff}}$  を以下の式 (3.2)を用いて算出した。

$$\Delta K_{\text{eff}} = \frac{(P_{\text{max}} - P_{\text{op}})(2 + \alpha)}{B\sqrt{W}(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} F(\alpha) \quad (3.2)$$

この際、 $B$  は試験片厚さ、 $W$  は試験片幅（CT 試験片の穴中心から切欠きの無い端までの長さ）、 $\alpha$  はき裂長さを  $W$  で除した値であり、 $F(\alpha)$  には以下の式(3.3)を用いた。

$$F(\alpha) = 0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4 \quad (3.3)$$

### 3.2.3 疲労き裂進展経路の観察

$\Delta K$  漸増試験を行った試験片に対し、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h における RICC の効果を比較するため、それぞれのき裂形状を調査した。CT 試験後の試験片を板厚中央部で切断し、切断面をコロイダルシリカで鏡面研磨した。進展経路の観察には KEYENCE 社製の光学顕微鏡である VHX-5000 を用いた。き裂進展形状を撮影した光学顕微鏡像を画像処理ソフトウェア imageJ で二値化したのち、画像編集ソフトウェア GIMP を用いてき裂の輪郭線を描いた。得られた輪郭線を WebPlotDigitizer により座標数値データ化し、xy 座標系にプロットした[21]。この際、き裂進展方向は x 軸と平行とした。き裂進展方向に沿って  $0.2 \mu\text{m}$  ごとに数値データを読み取り、同じ x 座標におけるき裂上下面の y 座標を平均し、xy 座標系に表示した。試験開始時から  $\Delta K \approx 50 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  程度まで進展したき裂について、上記方法を用いてき裂の形状を表示したものを今後き裂形状とする。

### 3.2.4 疲労き裂周辺の加工誘起マルテンサイト量の算出

$\Delta K$  漸増試験を行った試験片に対し、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h における TICC の効果を比較するため、それぞれの材料において CT 試験後の板厚中央部における  $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  での加工誘起マルテンサイト量を算出した。加工誘起マルテンサイト量の測定を行う範囲を決定するため、まず弾性特異場においてミーゼスの降伏条件を満足するき裂先端からの距離  $r_y(\theta)$  を算出した。以下に平面ひずみ状態での塑性域形状  $r_y(\theta)$  の式を示す[22]。

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left[ (1 - 2\nu)(1 + \cos\theta)^2 + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right] \quad (3.4)$$

この際、 $K_I$  は  $\Delta K$  における最大の応力拡大係数、 $\sigma_{YS}$  は降伏応力、 $\theta$  はき裂進展方向からの角度である。しかし、き裂先端近傍で降伏が起こると降伏した領域は降伏応力よりも大きな応力を受け持つことができないと考えると、受け持つことのできなかつた応力を請け負わなくてはならないため、塑性域の寸法は  $r_y(\theta)$  より大きくなる。Irwin の方法[23]を用いて塑性域サイズ  $r_p(\theta)$  を求めると塑性域サイズは以下ようになる。

$$r_p(\theta) = 2 \times r_y(\theta) = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left[ (1 - 2\nu)(1 + \cos\theta)^2 + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right] \quad (3.5)$$

この Irwin の方法を用いて算出した塑性域サイズは弾性解に基づくため厳密には正しくない。また、弾塑性解析を用いた塑性域サイズは式(3.5)で求めた塑性域サイズよりも小さくなり、また加工硬化率を考慮した場合、塑性域内にてより大きな応力を請け負うことが可能なためより塑性域が小さくなることを Dodds らが示している[24]。今回はき裂周辺の塑性域内

(塑性域と想定される領域) のオーステナイト体積分率を測定し、TRIP-M 1h および TRIP-M 8h のマルテンサイト変態量の差を比較するため、観察領域を塑性域として考えられる最大の領域である式(3.5)を用いた。この際、進展方向に対して垂直な方向の塑性域サイズを算出するため、 $\theta=90^\circ$ とした。具体的な  $r_p(\theta)$  の大きさは TRIP-M 1h で  $729 \mu\text{m}$ 、TRIP-M 8h で  $1643 \mu\text{m}$  であった。

次に、EBSD 法を用いて塑性域中のオーステナイト体積分率を測定した。ここで、EBSD により測定されたオーステナイト面積分率は体積分率と等しいとする。2.2.3 と同じく、疲労き裂進展試験後の試験片を板厚中央部にて切断し、切断面をコロイダルシリカを用いて鏡面に仕上げた。EBSD 観察は Carl Zeiss 社製の走査型電子顕微鏡である Merlin を用い、加速電圧  $20 \text{ kV}$ 、ステップサイズ  $0.15 \mu\text{m}$  にて行った。観察対象領域はき裂進展方向に対して垂直な方向な方向の塑性域内とした。

最後に、測定したオーステナイト体積分率をもとに加工誘起マルテンサイト体積分率を算出した。EBSD 法による体積分率の測定には観察範囲、ビームステップサイズならびにビーム侵入深さに依存した測定誤差があるため、まず XRD によって測定した初期組織のオーステナイト体積分率  $f_{i-\gamma \text{ XRD}}$  と EBSD 法によって測定した初期組織のオーステナイト分率  $f_{i-\gamma \text{ EBSD}}$  の比である  $f_{i-\gamma \text{ XRD}}/f_{i-\gamma \text{ EBSD}}$  を求めた。TRIP-M 1h 及び TRIP-M 8h における  $f_{i-\gamma \text{ XRD}}/f_{i-\gamma \text{ EBSD}}$  はそれぞれ 1.51, 3.07 であった。TRIP-M 1h と TRIP-M 8h におけるこの比の差は EBSD 観察にてとらえられない程度の大きさのオーステナイト粒の割合に由来する。EBSD 測定のステップサイズ ( $0.15 \mu\text{m}$ ) を検出限界サイズとすれば、TRIP-M 1h における  $0.15 \mu\text{m}$  以下の微細なオーステナイトの量が TRIP-M 8h より多かったと考える。この比を CT 試験後の試験料に対して測定したオーステナイト体積分率  $f_{\gamma \text{ EBSD}}$  に掛け、塑性域中のオーステナイト体積分率  $f_{\gamma}$  とした。塑性域中の加工誘起マルテンサイト体積分率  $f_{d-\alpha'}$  は以下の式(3.6)を用いて算出した。

$$\begin{aligned} f_{d-\alpha'} &= f_{i-\gamma \text{ XRD}} - f_{\gamma \text{ EBSD}} \times \frac{f_{i-\gamma \text{ XRD}}}{f_{i-\gamma \text{ EBSD}}} \\ &= f_{i-\gamma \text{ XRD}} - f_{\gamma} \end{aligned} \quad (3.6)$$

Table 3- 1 Chemical composition of the TRIP-M steel (mass%), which are measured by an inert gas fusion method for O and N; an infrared absorption method for C and S; inductively coupled plasma optical emission spectrometry for others.

Mn	Ni	Al	C	S	P	O	N	Fe
9.25	3.06	1.39	0.002	0.004	<0.002	0.001	0.0012	bal.

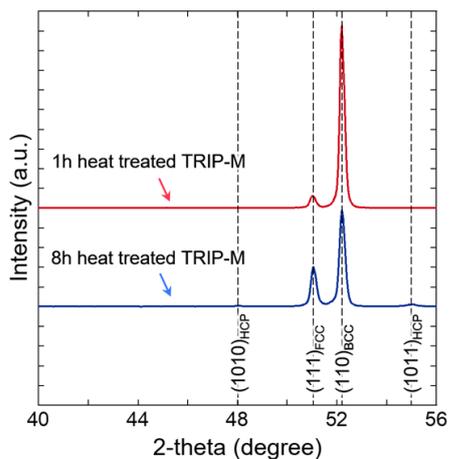


Fig. 3- 1. XRD patterns for initial microstructures of the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h.

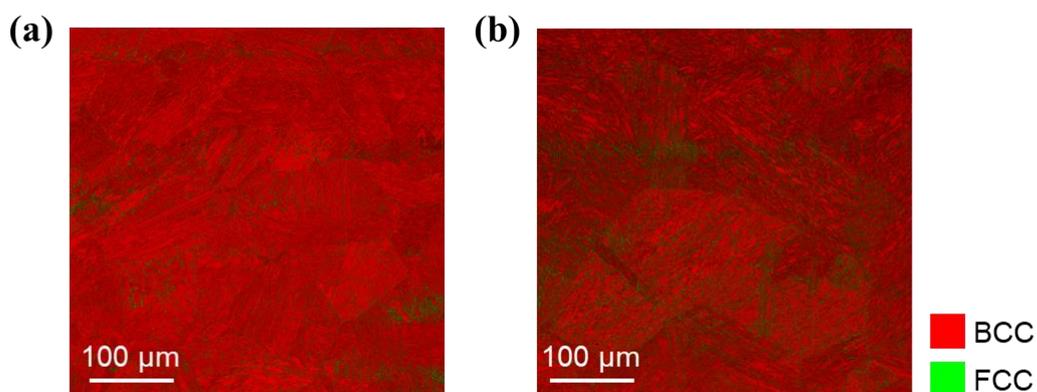


Fig. 3- 2. EBSD phase maps of initial microstructures of the (a) TRIP-M 1h and (b) TRIP-M 8h.

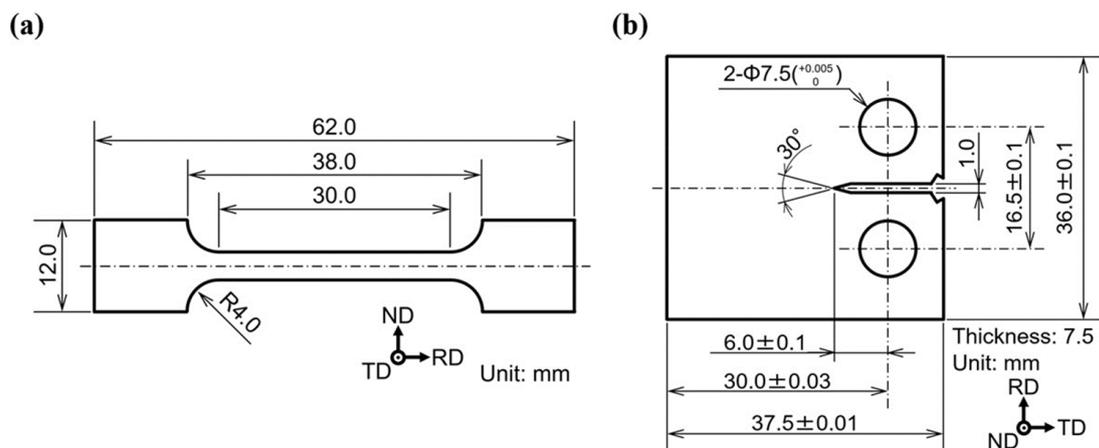


Fig. 3- 3. The shape and dimensions of specimens for (a) tensile and (b)  $\Delta K$  increasing and  $\Delta K$  decreasing tests.

### 3.3 実験結果

#### 3.3.1 引張試験およびき裂進展試験結果

Fig. 3- 4(a)に公称応力-公称ひずみ線図, Fig. 3- 4(b)に真応力-真ひずみ線図と加工硬化曲線を示す. 式(3.5)に用いる TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の降伏応力 (0.2%耐力) はそれぞれ 719 MPa, 465 MPa であった. Fig. 3- 4(b)に真応力-真ひずみ線図および加工硬化曲線を示す. 加工硬化率は TRIP-M 8h のほうが TRIP-M 1h よりも高い. 加工硬化特性を第 2 章で用いた Ramberg-Osgood の式における  $n$  値で表すと, TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の  $n$  値はそれぞれ  $n = 15.5$ ,  $n = 6.3$  であった.

Fig. 3- 5 に CT 試験片を用いた  $\Delta K$  漸増試験の結果を示す. 試験した応力拡大係数範囲において TRIP-M 1h は TRIP-M 8h よりも疲労き裂進展速度が高い. き裂進展速度はパリステ

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (3.7)$$

に則る. ここで  $C$  および  $m$  は定数である. パリステにおける  $C$  は TRIP-M 1h で  $1.03 \times 10^{-10}$ , TRIP-M 8h で  $2.73 \times 10^{-11}$  であり, 3.78 倍の差がある. 一方,  $m$  は TRIP-M 1h で 2.47, TRIP-M 8h で 2.59 であり有意な差がなかった. また,  $\Delta K$  漸増試験では  $P_{op}$  が計測されなかったため,  $\Delta K_{eff}$  は算出できなかった.

Fig. 3- 6(a)に CT 試験片を用いた  $\Delta K$  漸減試験の結果を示す. 試験を行った応力拡大係数範囲において,  $\Delta K =$ 約 18~35 MPa $\cdot$ m $^{1/2}$  の範囲では TRIP-M 1h の進展がより速いが,  $\Delta K =$ 約 8~18 MPa $\cdot$ m $^{1/2}$  の範囲では TRIP-M 8h がより高い進展速度を示した. また,  $\Delta K_{eff}$  で整理すると  $\Delta K_{eff} = 8 \sim 35$  MPa $\cdot$ m $^{1/2}$  の範囲では TRIP-M 1h の方が進展速度が高いが,  $\Delta K_{eff} =$ 約 2~8 MPa $\cdot$ m $^{1/2}$  の範囲では TRIP-M 1h およびに TRIP-M 8h に進展速度の差は見られなかった.

Fig. 3- 6(b)に  $\Delta K$  漸減試験における, 約  $\Delta K = 18$  MPa $\cdot$ m $^{1/2}$  での P-Compliance offset 線図を示す. 約  $\Delta K = 18$  MPa $\cdot$ m $^{1/2}$  では TRIP-M 1h, TRIP-M 8h とともにコンプライアンスオフセットが 4%の時の  $P$  を  $P_{op}$  とした際に  $P_{op}$  が約 2.3 kN となっており, き裂が閉口していることが分かる.

次節のき裂形状の粗さ測定結果や, 低  $\Delta K$  になるほどマルテンサイト変態量が少なくなることを考慮すると, Fig. 3- 6 にみられる低  $\Delta K$  領域のき裂閉口現象は PICC によるものだと考えられる. しかし PICC であるとする, より塑性域が大きくなる高  $\Delta K$  でも, その効果が現れるはずである. よって 3.4 節では, 高  $\Delta K$  領域でもき裂閉口現象は発現していると仮定して考察し, 本測定でき裂閉口を検出できなかった理由についても 3.4.2 項でその概略を議論する.

#### 3.3.2 き裂形状の粗さ測定

3.3.1 項で述べたようにき裂閉口していると仮定し, RICC の効果を検証するため TRIP-M

1h と TRIP-M 8h のき裂形状を観察した。Fig. 3- 7 に計測されたき裂形状を示す。き裂形状を明瞭に示すため、き裂進展方向に対して垂直な方向はき裂進展方向と比較して 10 倍に拡大している。き裂形状がどの程度屈曲しているかを、き裂形状の道のりをき裂形状を線形近似した際の傾きをき裂進展方向としたき裂進展方向に投影したき裂長さで割った値で表すと TRIP-M 1h で 2.75, TRIP-M 8h で 2.67 であった。き裂形状の道のりとは試験開始時から  $\Delta K \approx 50 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  程度までのき裂上にプロットした点毎の間隔を総和したものであり、TRIP-M 1h は  $12998.9 \mu\text{m}$ , TRIP-M 8h は  $13724.9 \mu\text{m}$  であった。また、き裂進展方向に投影したき裂形状の長さは TRIP-M 1h で  $4725.6 \mu\text{m}$ , TRIP-M 8h は  $5147.0 \mu\text{m}$  であった。

### 3.3.3 加工誘起マルテンサイト量

3.3.1 項で述べたようなき裂閉口していると仮定し、TICC の効果を検証するため TRIP-M 1h と TRIP-M 8h において疲労き裂進展に伴うマルテンサイト変態によって発現した加工誘起マルテンサイト量を計測した。Fig. 3- 8(a) は TRIP-M 1h における  $\Delta K=35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , Fig. 3- 8(b) は TRIP-M 8h における  $\Delta K=33 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  での phase マップである。Fig. 3- 8(a1), (b1) はき裂面近傍, Fig. 3- 8(a2), (b2) はき裂面近傍と塑性域境界の中間, Fig. 3- 8(a3), (b3) は塑性域の境界付近である。次に、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h におけるオーステナイト分率とき裂面からの距離の関係を Fig. 3- 9(a) に示す。特に TRIP-M 8h において初期組織のオーステナイト分率を大きく超えるオーステナイト分率が測定された。これは初期組織のばらつきによるものだと考えられる。Fig. 3- 2 (a), (b)における縦横  $400 \mu\text{m} \times 450 \mu\text{m}$  の範囲を 60 の縦横  $100 \mu\text{m} \times 30 \mu\text{m}$  の範囲に分け、それぞれのオーステナイト分率を測定し最大のオーステナイト分率、最小のオーステナイト分率、ならびに標準偏差を求めた結果を Table 3- 2 に示す。TRIP-M 8h では、初期組織の平均オーステナイト分率は 33.7% であるにも関わらず、最大約 65% のオーステナイト分率を有する領域が存在している。つまり、Fig. 3- 9(a) に示される平均値を大きく超えるオーステナイト分率は、この初期組織不均一性に由来すると考える。Fig. 3- 9(b) は疲労き裂進展の過程で変態したオーステナイトの分率と、き裂進展方向に垂直な方向のき裂面からの距離の関係である。TRIP-M 1h, TRIP-M 8h とともに破面近傍ではほぼすべてのオーステナイトがマルテンサイト変態していた。

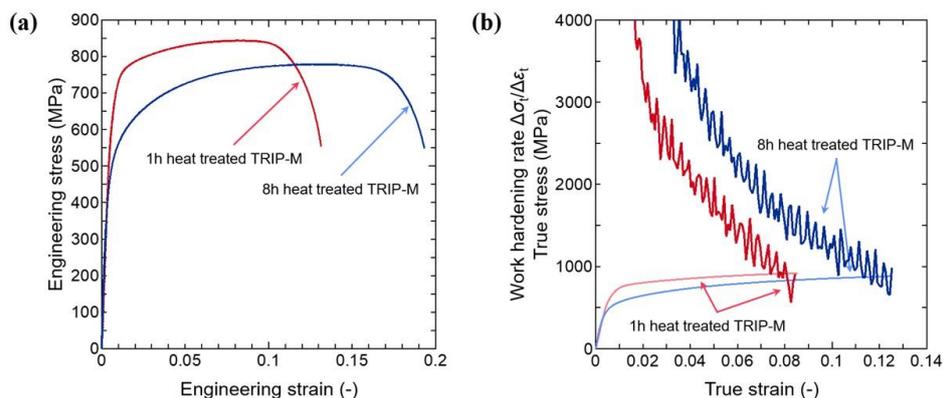


Fig. 3- 4. Stress-strain response in the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h.: (a) Engineering stress–strain curves and (b) work hardening rate curves.

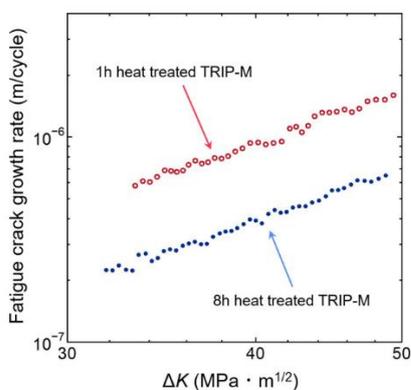


Fig. 3- 5. Comparison of the fatigue-crack growth behavior of the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h in  $\Delta K$  increasing test.

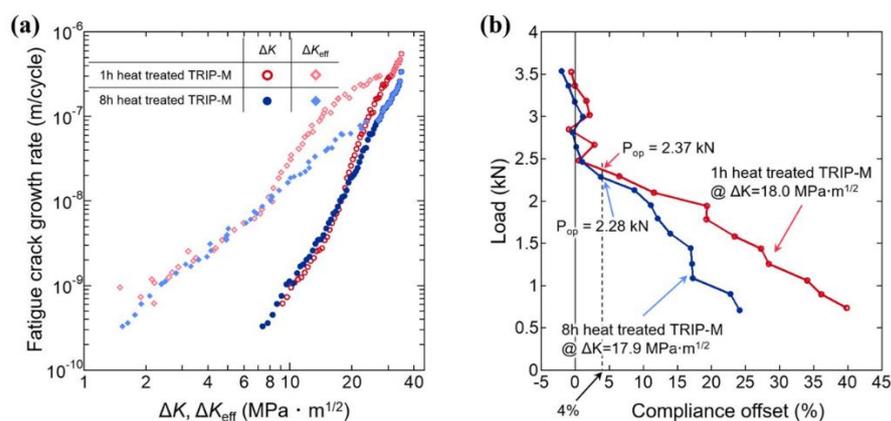


Fig. 3- 6. (a) Comparison of the fatigue-crack growth behavior of the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h in  $\Delta K$  decreasing test. (b) Examples of P-Compliance offset relationships at  $\Delta K=18.0$  MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> for TRIP-M 1h and at  $\Delta K=17.9$  MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> for TRIP-M 8h in  $\Delta K$  decreasing test. Solid lines in the graph indicate compliance offset is 0% and dotted line indicate compliance offset is 4%.

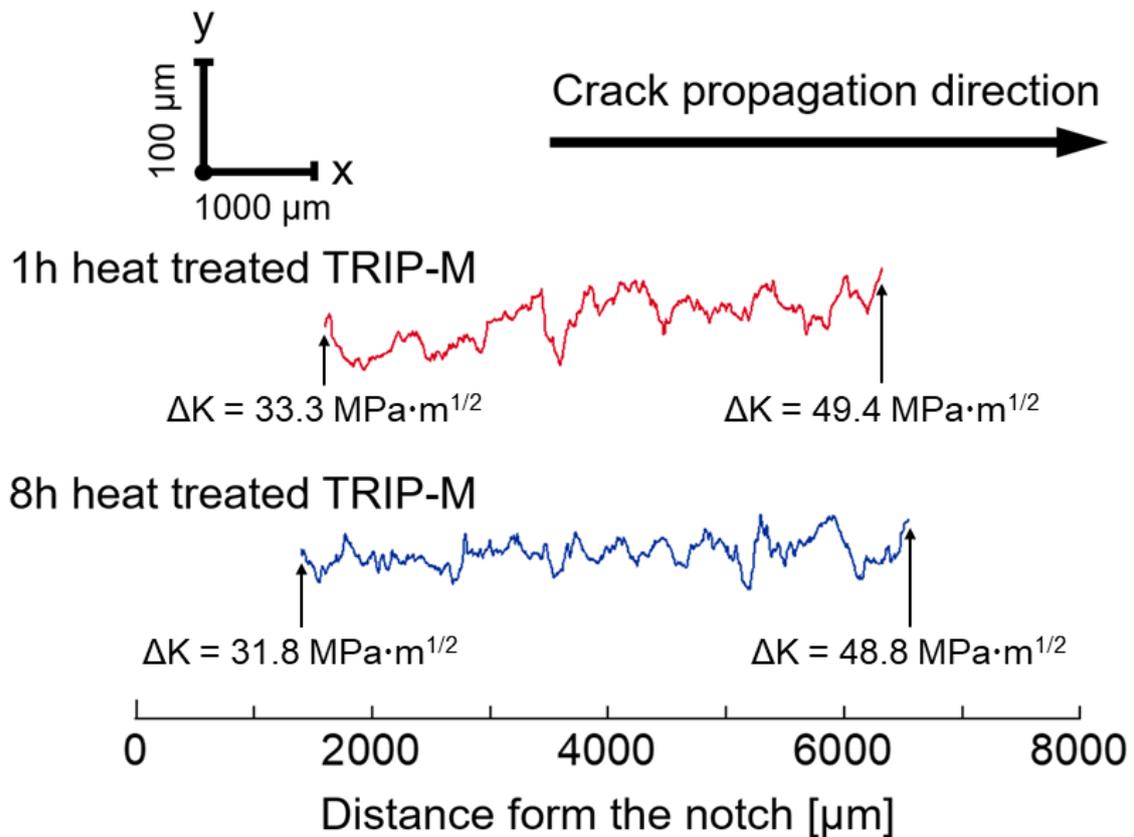


Fig. 3- 7. Graphical representations of crack surface roughness for the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h after  $\Delta K$  increasing test. Here, the crack surface roughness for each distance from the notch was defined as an average of positions of upper and lower crack surfaces. We have used different scales in x and y directions for easy visualization.

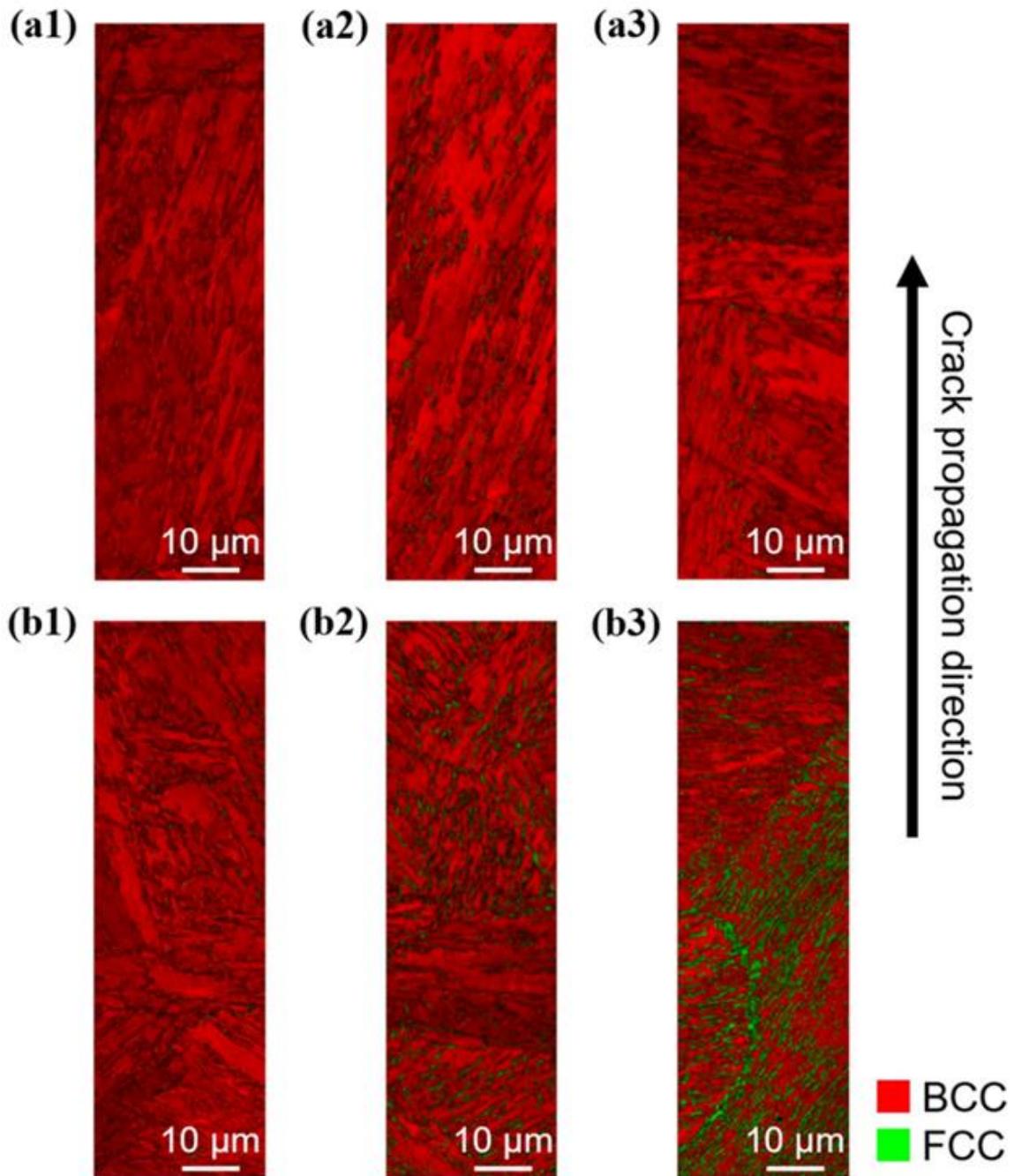


Fig. 3- 8. EBSD phase maps revealing the deformation-induced martensitic transformation as a function of distance from crack surface in  $\Delta K$  increasing test for (a) the TRIP-M 1h at  $\Delta K=35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  and (b) the TRIP-M 8h at  $\Delta K=33 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . These images were taken in regions (a1 and b1) 0–30  $\mu\text{m}$ , (a2) 360–390  $\mu\text{m}$ , (b2) 810–840  $\mu\text{m}$ , (a3) 720–750  $\mu\text{m}$ , and (b3) 1620–1650  $\mu\text{m}$  from the crack surface. The regions of (a3) and (b3) are near the elastic-plastic boundary.

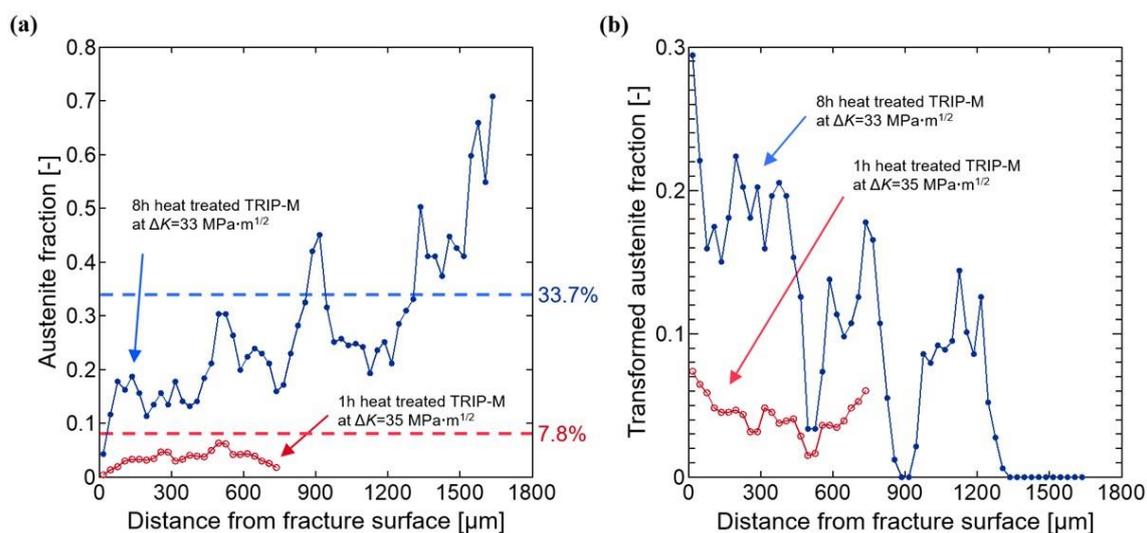


Fig. 3- 9. Austenite fraction variations of the TRIP-M 1h at  $\Delta K=35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  and the TRIP-M 8h at  $\Delta K=33 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . (a) Relationship between the untransformed austenite fraction and the distance from the crack surface. The red and blue dashed lines show the initial retained austenite fraction in the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h, respectively. (b) Relationship between the transformed austenite fraction after the  $\Delta K$  increasing test and the distance from crack surface. Measurement points where measured austenite fraction was higher than initial austenite fraction were assumed to be non-transformed regions.

Table 3- 2. Heterogeneity of initial austenite fractions of the steels used.

Steel	Maximum austenite fraction (%)	Minimum austenite fraction (%)	Standard deviation of austenite fraction (%)
TRIP-M 1h	18.7	4.4	2.7
TRIP-M 8h	65.3	10.4	12.2

### 3.4 考察

上記の結果から得られた TRIP-M 1h と TRIP-M 8h における疲労き裂進展挙動の違いについて、従来鋼との比較、微小き裂の疲労き裂進展挙動との違いも含め、き裂閉口現象に着目しながら考察を行う。

#### 3.4.1 TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動 ( $da/dN$ - $\Delta K$ 関係) : 従来鋼・微小き裂との比較

まずは、TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動について考察する前にまずは TRIP-M 鋼と従来鋼 (Dual phase 鋼[25], パーライト鋼[26], SUS304[27], AISI 4340[28,29], 300 M[28,29]) における疲労き裂進展挙動の違いを Fig. 3- 10 に示す。TRIP-M 鋼はいずれの熱処理においても  $\Delta K$  が約  $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  以上では従来鋼と同等の疲労き裂進展挙動であるが、 $\Delta K$  が約  $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  以下の範囲では比較的優れた疲労き裂進展挙動を示している。また、 $\Delta K$  が  $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  を超えた範囲においても TRIP-M 1h と TRIP-M 8h のき裂進展速度の間に特異な関係がみられる。他の従来鋼と比較して着目すべきことは、他の鋼種における  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$  関係が広い範囲においてほぼ 1 つの直線なのに対し、TRIP-M 鋼では Fig. 3- 10 における  $\Delta K$  の範囲においてその関係の直線性が変化していることである。

次に、微小き裂と巨視き裂の疲労き裂進展特性の特徴を議論するために、まず TRIP-M 鋼における微小き裂 (微小な表面き裂) の進展抵抗について述べる。一般に、平滑材から発生した微小疲労き裂の進展抵抗において、き裂閉口挙動およびき裂先端での塑性変形抵抗が重要因子として挙げられる。TRIP-M 鋼では複数のき裂閉口機構および微細組織に由来した高い変形抵抗が寄与し、優れた疲労寿命および疲労限が実現されている[13-15]。TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労特性を比較した場合、TRIP-M 1h の方が疲労限および疲労寿命の両方において優れた特性を示す。この疲労特性の差異を最もよく説明する因子は両材料における塑性変形抵抗の差である。さらに詳述すると、主なき裂進展経路となるオーステナイト部について、TRIP-M 1h の方が TRIP-M 8h より微細であるため、き裂進展に直接的に寄与する塑性変形の抵抗が TRIP-M 1h でより高くなっていると議論されている[13-15]。

上記事実に基づき、ここで最も注目すべきことは、今回観察された巨視き裂の進展抵抗は TRIP-M 1h より TRIP-M 8h の方が優れている点である。つまり、今回の  $\Delta K$  範囲における巨視き裂の進展抵抗に対する熱処理時間の効果は上述の微小き裂に対する既知の結果と反対の関係となっている。換言すれば、巨視き裂の進展抵抗について TRIP-M 8h の方が TRIP-M 1h より優れている事実はき裂先端の塑性変形抵抗では説明できない。つまり、き裂進展抵抗に及ぼすもう一つの主影響因子であるき裂閉口挙動が今回の結果を説明する重要現象となり、熱処理時間が及ぼす影響は対象が微小き裂か巨視き裂かで本質的に異なることが本章で示されている。

### 3.4.2 $\Delta K_{\text{eff}}$ 測定方法におけるマルテンサイト変態の影響

3.3.1 項で示した  $\Delta K$  漸増試験では  $P_{\text{op}}$  は計測されず、き裂閉口していないという結果が示唆された。しかし、3.4.1 項で考察したように巨視き裂における進展抵抗はき裂先端の塑性変形抵抗では説明できず、き裂閉口現象の影響を考える必要がある。よって 3.4.2 項では、 $\Delta K_{\text{eff}}$ 測定方法について、マルテンサイト変態が計測される  $P_{\text{op}}$  に及ぼす影響について考察する。ASTM-E647 における  $\Delta K_{\text{eff}}$ 測定方法は負荷過程における  $P$ -COD 関係での弾性線の傾きと除荷過程における弾性線の傾きが等しいという仮定に基づいている。この弾性線の傾きはヤング率と関係しているため、変形中にヤング率が変化する材料ではこの仮定に誤差を生む。例えば、加工誘起 FCC→BCC マルテンサイト変態する材料では変態前後の弾性線の傾きが異なる。つまり、小規模降伏条件を満たす疲労き裂進展試験において、加工誘起マルテンサイト変態する材料のき裂先端近傍の残留オーステナイト部における弾性変形挙動は、荷重負荷時にはき裂先端近傍の FCC 構造のオーステナイト相のヤング率に依存し、除荷時には BCC 構造の加工誘起マルテンサイトのヤング率に依存することとなる。

上記の議論に基づき、Fig. 3-11 (a)に一般的な  $P$ -COD 関係並びに荷重負荷時にき裂先端がマルテンサイト変態し、荷重除荷時にヤング率が変化した際の  $P$ -COD 関係を模式的に示す。オーステナイト、マルテンサイトの変形挙動を Fig. 3-11 (c)のように仮定するとヤング率は  $E_{\text{オーステナイト}} < E_{\text{マルテンサイト}}$  なので、き裂先端がマルテンサイト変態する場合、除荷過程の弾性線は Fig. 3-11 (a)に示す様に小さくなる。上記のような  $P$ -COD 関係であった場合、 $P$ -Compliance offset の関係は Fig. 3-11 (b)のようになる。Fig. 3-11 (b)の2線は荷重負荷過程においてヤング率が変化する場合と変化しない場合の2パターンを示している。通常、 $P_{\text{op}}$  は Fig. 3-11 (b)に示すようにコンプライアンスオフセットが正から0になる点であるが、マルテンサイト変態する材料におけるコンプライアンスオフセットが負の値になるような位置に存在する。つまり、ASTM-E647 に則った従来の  $P_{\text{op}}$  計測方法では、実際にはき裂閉口しているような場合にも「き裂閉口していない」と判定される可能性がある。3.3.1 項で述べたように  $\Delta K$  漸減試験ではき裂閉口が検出されたが、これはき裂閉口が検出された比較的低  $\Delta K$  の範囲においては、き裂先端の塑性変形量が小さく、き裂閉口前後のヤング率の差が十分に小さかったためである。上述のように本章で用いた TRIP-M 鋼のようにマルテンサイト変態する材料の  $P_{\text{op}}$  を計測するのは高  $\Delta K$  領域において非常に困難であるため  $P_{\text{op}}$  の計測は行っていないが、 $\Delta K$  漸増試験を行った際のような高  $\Delta K$  領域であってもき裂閉口していると、次節に本章にて示された巨視き裂の進展抵抗に関する熱処理時間依存性をき裂閉口の観点から議論する。

### 3.4.3 TRIP-M 鋼における高 $\Delta K$ 領域でのき裂閉口現象に及ぼす熱処理時間の影響

まず、PICC に対する加工硬化の影響について考察する。緒言で紹介した通り、PICC とは疲労き裂進展の過程でき裂周りに形成される引張成分の塑性変形がき裂閉口点を上昇させることを意味する。き裂閉口点の上昇による有効応力拡大係数の低下に起因して、疲労き裂

進展速度が小さくなる[10]. PICC を大きく変えうる重要因子の一つは加工硬化能である. 加工硬化能に優れるほど, き裂先端の塑性変形抵抗が上昇するため, き裂周りに形成される塑性域が小さくなり[24], かつ塑性域内の塑性変形量が低下する. つまり, 加工硬化能に優れていると, き裂開口・進展にともなう引張成分の塑性変形量が少なくなり, PICC の効果が小さくなる. TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の加工硬化能について比較すると, Fig. 3-4(b)より TRIP-M 8h のほうが TRIP-M 1h と比較して加工硬化能が高いことが分かる. よって PICC の観点では, TRIP-M 1h の疲労き裂進展速度は TRIP-M 8h より小さくなると考えられるが, 実際には Fig. 3-5 に示すように, TRIP-M 8h の疲労き裂進展速度の方が小さい. つまり, 加工硬化能の違いは, 今回観察された TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展挙動の違いを説明しない.

次に, き裂形状とき裂上下面のずれの観点から RICC の影響を考える. 本章で用いた TRIP-M 鋼におけるオーステナイトとマルエージマルテンサイトのラメラ組織では, 軟質相であるオーステナイトが疲労き裂進展の優先経路となり, ラメラ配向方向に沿ったき裂進展を誘発することで, RICC の発現を助長すると考えられている[30]. また, ラメラ組織と交差するように疲労き裂が進展する場合, ラメラ組織に由来する数百 nm 程度のき裂面の粗さが生じている[21]. この小さな粗さの効果はき裂形状の屈曲が大きくなるほどき裂面摩擦の効果を大きくする[31]. つまり, ここで注目すべきき裂面粗さは, 旧オーステナイト粒径程度の粗さと, ラメラ間隔程度の粗さの二種類であるが, Fig. 3-7 に示されるように TRIP-M 1h と TRIP-M 8h のき裂形状にこれら二つのスケールの粗さに大きな差は観察されない. き裂上下面のずれはき裂の開口時に, 特定の方向に多く転位が射出された際に起こる. TRIP-M 鋼の場合, ラメラ組織がき裂進展方向に対して  $0^\circ$  または  $90^\circ$  方向に配置された場合にはき裂先端から射出された転位運動に対してラメラ組織が同じだけの障害となり,  $70.5^\circ$  方向にラメラ組織が配置された場合には, き裂先端から見た上下の片側は転位運動がラメラ組織に沿うこととなり, もう片側はラメラ組織が転位運動の障害となる. ラメラ組織の障害がない場合にはき裂先端からの転位射出量は原子間結合の強さに依存しており[31], 射出後の転位運動は構成元素に依存したパイエルス応力で決定される[32,33]. よって構成元素の同じ TRIP-M 1h, TRIP-M 8h は同等のずれが起こると仮定した. 以上より, き裂形状とずれの量が同等であると考えられるので RICC の効果も同等であると考えられ, 本章の試験条件における TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展挙動の差異を説明しない.

最後に TICC とマルテンサイト変態量が疲労き裂進展に及ぼす影響について考える. TICC とは疲労き裂進展の過程において体積膨張を伴うマルテンサイト変態が発現した際に, PICC と類似した機構でき裂面変位が与えられ, き裂閉口点を上昇させる現象である[6]. 巨視き裂における TICC において重要な因子は, 塑性域内のマルテンサイト変態量だと考える. これは塑性域内全体に分布しているオーステナイトがマルテンサイト変態した際に, 変態領域を進展する効果のみならず塑性域外部に拘束された, き裂周りに存在する塑性変形の膨張成分が PICC を助長すると考えるためである. Fig. 3-9 に示した TRIP-M 1h と TRIP-

M 8h の塑性域内における(a)オーステナイト分率および(b)変態したオーステナイト分率から、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h とともに塑性域内で変態が起こっていることが確認された。マルテンサイト変態について TRIP-M 1h が TRIP-M 8h と比較してマルテンサイト変態量の勾配が小さいのはひずみ当たりの変態量の違いによるものであると考えられる。Wang らは TRIP-M 鋼の引張試験を行い、真ひずみとオーステナイト分率を測定し特に 5%以下の真ひずみ領域において TRIP-M 8h よりも TRIP-M 1h のほうが真ひずみに対してマルテンサイト変態が鈍感であることを示している[17]。この理由により塑性域境界付近に近づくにつれ、TRIP-M 1h のマルテンサイト変態量のひずみあたりの変化が小さくなったと考えられる。TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の変態量を（各観察領域の面積）×（その観察領域中のマルテンサイト変態率）の総和として計算すると、TRIP-M 1h は  $3207 \mu\text{m}^2$ 、一方 TRIP-M 8h は  $15819 \mu\text{m}^2$  であることから、両者には 4.9 倍の差がある。また、TRIP-M 1h の計算された塑性域サイズまでの TRIP-M 8h の変態量と比較しても、TRIP-M 8h の変態量は  $11781 \mu\text{m}^2$  あり、TRIP-M 1h の変態量と比較して 3.7 倍の差があるため、TRIP-M 1h と比較して TRIP-M 8h に働く TICC の効果は大きいと考える。

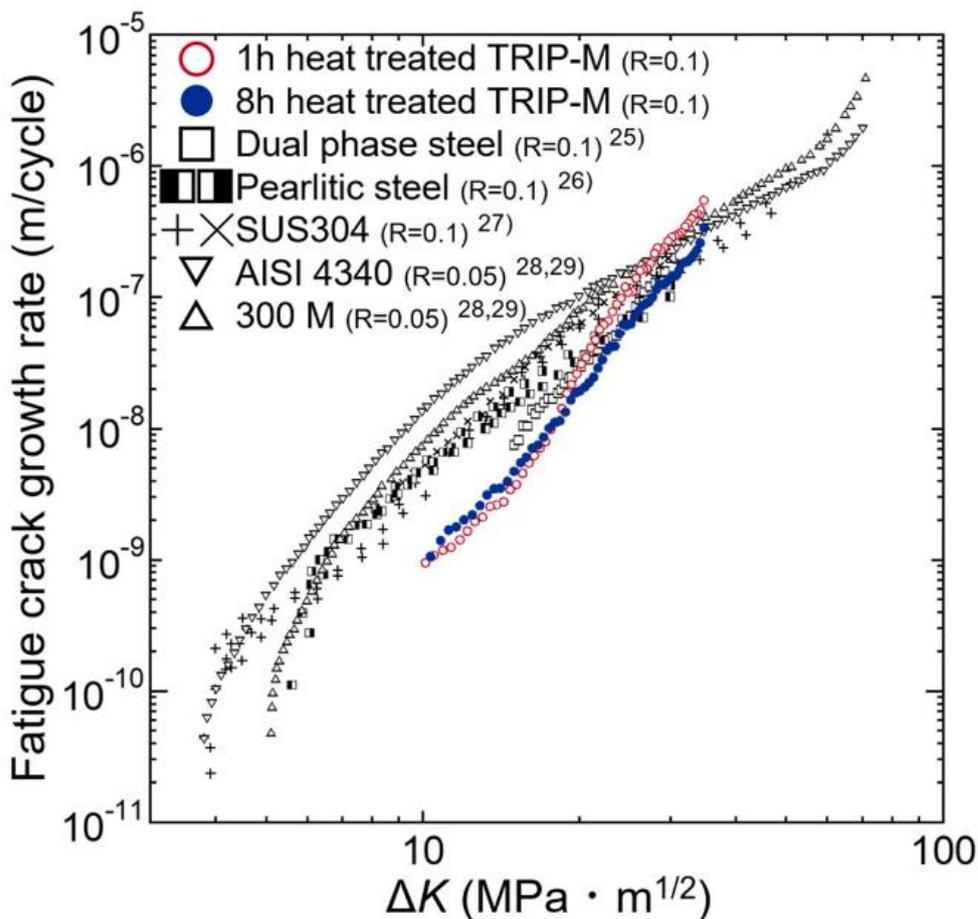


Fig. 3- 10 Comparison of the fatigue-crack growth behavior of TRIP-M steels and conventional steels (Dual phase steel[25], Pearlitic steels[26], SUS304[26], AISI 4340[28,29] and 300 M[28,29]).

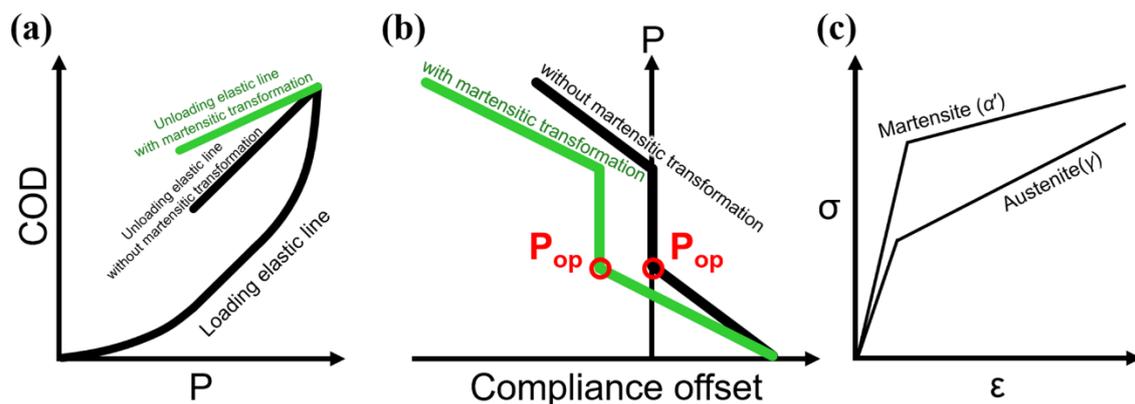


Fig. 3- 11 Schematics of the effect of martensitic transformation on the method for calculating  $\Delta K_{eff}$   
(a) Relationship between load and opening displacement in the case with and without martensitic transformation. (b) Relationship between load and compliance offset in the case with and without martensitic transformation during loading. (c) Possible relationships between stress and strain in phases included austenite and martensite.

### 3.5 結言

本章では、オーステナイト分率の異なる TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展試験を室温（23℃）で行った。今回得られた巨視き裂における疲労特性とこれまで行われてきた微小き裂の疲労特性を比較した。微小き裂と巨視き裂の疲労特性について、熱処理時間の役割を検討し、き裂閉口現象の観点から巨視き裂の疲労き裂進展挙動について考察した。以上より得られた知見を以下に示す。

- (1) 既報の結果として、平滑材の疲労試験による疲労限の比較では TRIP-M 1h のほうが TRIP-M 8h よりも高い疲労限を有しており、これは微小き裂進展抵抗が TRIP-1h より TRIP-M 8h の方が高いことを示している。一方、本論文の結果である疲労き裂進展試験による巨視き裂の進展速度の比較では、TRIP-M 8h のほうが TRIP-M 1h よりも高いき裂進展抵抗を示した。つまり、オーステナイト分率の異なる TRIP-M 鋼では微小き裂と巨視き裂で進展抵抗の優劣が入れ替わることを示した。
- (2) TRIP-M 鋼のように準安定オーステナイト相を含むような材料の  $\Delta K_{\text{eff}}$  算出は従来法では正確ではなく、算出の難易度が非常に高いことを示唆した。疲労き裂進展中にき裂先端近傍のオーステナイト相が変態すると、P-COD 線図における荷重負荷時の弾性線と比較して荷重除荷時の弾性線の傾きが小さくなることにより、 $\Delta K_{\text{eff}}$  算出に必要な  $P_{\text{op}}$  を従来法では正確に計測できないと考えられる。
- (3) TRIP-M 1h と TRIP-M 8h における疲労き裂進展速度の差は、巨視き裂周囲の塑性域内に存在する体積膨張を伴ったマルテンサイト変態量の差が原因であることを示した。マルテンサイト変態量が大きい TRIP-M 8h の方が、TICC の効果が大きく、疲労き裂進展が抑制されたと考えられる。

### 第3章の参考文献

- [1] P. Neumann, Coarse slip model of fatigue, *Acta Metallurgica*. 17 (1969) 1219–1225.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(69\)90099-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(69)90099-6).
- [2] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, 1998.  
<https://doi.org/10.1017/cbo9780511806575>.
- [3] B. Budiansky, J.W. Hutchinson, ANALYSIS OF CLOSURE IN FATIGUE CRACK GROWTH., *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*. 45 (1978) 267–276.  
<https://doi.org/10.1115/1.3424286>.
- [4] Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue, in: *Fatigue Crack Propagation*, ASTM International, 2009: pp. 247–247–65. <https://doi.org/10.1520/stp47234s>.
- [5] K. Solanki, S.R. Daniewicz, J.C. Newman, Finite element analysis of plasticity-induced fatigue crack closure: An overview, *Engineering Fracture Mechanics*. 71 (2004) 149–171.  
[https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(03\)00099-7](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(03)00099-7).
- [6] Z. Mei, J.W. Morris, Influence of deformation-induced martensite on fatigue crack propagation in 304-type steels, *Metallurgical Transactions A*. 21 (1990) 3137–3152.  
<https://doi.org/10.1007/BF02647310>.
- [7] Y. Nishikura, M. Koyama, Y. Yamamura, T. Ogawa, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Non-propagating fatigue cracks in austenitic steels with a micro-notch: Effects of dynamic strain aging, martensitic transformation, and microstructural hardness heterogeneity, *International Journal of Fatigue*. 113 (2018) 359–366. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.04.027>.
- [8] G.T. Gray, J.C. Williams, A.W. Thompson, Roughness-Induced Crack Closure: An Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth, *Metallurgical Transactions A*. 14 (1983) 421–433. <https://doi.org/10.1007/BF02644220>.
- [9] S. SURESH, R.O. RITCHIE, GEOMETRIC MODEL FOR FATIGUE CRACK CLOSURE INDUCED BY FRACTURE SURFACE ROUGHNESS., *METALL TRANS A*. V 13A (1982) 1627–1631. <https://doi.org/10.1007/bf02644803>.
- [10] E. Wolf, Fatigue crack closure under cyclic tension, *Engineering Fracture Mechanics*. 2 (1970) 37–45. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(70\)90028-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(70)90028-7).
- [11] N. Fukumura, B. Li, M. Koyama, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Material property controlling non-propagating fatigue crack length of mechanically and physically short-crack based on Dugdale-model analysis, *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 90 (2017) 193–202. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.04.012>.
- [12] N. Walker, C.J. Beevers, A FATIGUE CRACK CLOSURE MECHANISM IN TITANIUM, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*. 1 (1979) 135–148.  
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1979.tb00372.x>.
- [13] M. Koyama, Z. Zhang, M. Wang, D. Ponge, D. Raabe, K. Tsuzaki, H. Noguchi, C.C. Tasan,

- Bone-like crack resistance in hierarchical metastable nanolaminate steels., *Science* (New York, N.Y.). 355 (2017) 1055–1057. <https://doi.org/10.1126/science.aal2766>.
- [14] Z. Zhang, M. Koyama, M.M. Wang, K. Tsuzaki, C.C. Tasan, H. Noguchi, Effects of lamella size and connectivity on fatigue crack resistance of TRIP-maraging steel, *International Journal of Fatigue*. 100 (2017) 176–186. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.040>.
- [15] Z. Zhang, M. Koyama, M.M. Wang, K. Tsuzaki, C.C. Tasan, H. Noguchi, Microstructural mechanisms of fatigue crack non-propagation in TRIP-maraging steels, *International Journal of Fatigue*. 113 (2018) 126–136. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.04.013>.
- [16] Z. Zhang, M. Koyama, M. Wang, C.C. Tasan, H. Noguchi, Fatigue Resistance of Laminated and Non-laminated TRIP-maraging Steels: Crack Roughness vs Tensile Strength, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 50 (2019) 1142–1145. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5081-6>.
- [17] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A.Ch. Dippel, D. Raabe, Nanolaminate transformation-induced plasticity–twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance, *Acta Materialia*. 85 (2015) 216–228. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.11.010>.
- [18] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A. Kostka, D. Raabe, Smaller is less stable: Size effects on twinning vs. transformation of reverted austenite in TRIP-maraging steels, *Acta Materialia*. 79 (2014) 268–281. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.020>.
- [19] N. Fukumura, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Mechanical examination of crack length dependency and material dependency on threshold stress intensity factor range with Dugdale model, *Engineering Fracture Mechanics*. 135 (2015) 168–186. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.01.003>.
- [20] ASTM E647-13, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, American Society for Testing and Materials (ASTM). (2013).
- [21] T. Mizoguchi, M. Koyama, H. Noguchi, Quantification method for parameters affecting multi-scale roughness-induced fatigue crack closure, in: *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2018: pp. 1071–1075. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.225>.
- [22] T.L. Anderson, *Fracture Mechanics*, Third Edit, CRC Press, Boca Raton , 2005. <https://doi.org/10.1201/9781420058215>.
- [23] R.H. Dodds, T.L. Anderson, M.T. Kirk, A framework to correlate a/W ratio effects on elastic-plastic fracture toughness ( $J_c$ ), *International Journal of Fracture*. 48 (1991) 1–22. <https://doi.org/10.1007/BF00012499>.
- [24] S. Li, Y. Kang, S. Kuang, Effects of microstructure on fatigue crack growth behavior in cold-rolled dual phase steels, *Materials Science and Engineering A*. 612 (2014) 153–161. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.002>.

- [25] A.A. Korda, Y. Mutoh, Y. Miyashita, T. Sadasue, Effects of pearlite morphology and specimen thickness on fatigue crack growth resistance in ferritic-pearlitic steels, *Materials Science and Engineering A*. 428 (2006) 262–269. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.05.015>.
- [26] N. Nagaishi, M. Yoshikawa, S. Okazaki, J. Yamabe, F. Yoshida, H. Matsunaga, Evaluation of fatigue life and fatigue limit of circumferentially-notched Type 304 stainless steel in air and hydrogen gas based on crack-growth property and cyclic stress-strain response, *Engineering Fracture Mechanics*. 215 (2019) 164–177. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.05.005>.
- [27] R.O. Ritchie, Near-threshold fatigue-crack propagation in steels, *International Metals Reviews*. 24 (1979) 205–228. <https://doi.org/10.1179/imtr.1979.24.1.205>.
- [28] R.O. Ritchie, M.H.C. Cedeno, V.F. Zackay, E.R. Parker, Effects of silicon additions and retained austenite on stress corrosion cracking in ultrahigh strength steels, *Metallurgical Transactions A*. 9 (1978) 35–40. <https://doi.org/10.1007/BF02647168>.
- [29] M.A. Daeubler, A.W. Thompson, I.M. Bernstein, Influence of microstructure on fatigue behavior and surface fatigue crack growth of fully pearlitic steels, *Metallurgical Transactions A*. 21 (1990) 925–933. <https://doi.org/10.1007/BF02656577>.
- [30] S. Hamada, T. Suemasu, S. Fukudome, M. Koyama, M. Ueda, H. Noguchi, Roughness-induced stress shielding effect in fatigue crack propagation under Mode II loading, *International Journal of Fatigue*. 116 (2018) 245–256. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.06.029>.
- [31] M. Yamaguchi, Multiscale Thermodynamic Analysis on Intergranular Fracture of Steel, *Materia Japan*. 54 (2015) 110–117. <https://doi.org/10.2320/materia.54.110>.
- [32] A.H. Cottrell, H. Kimura, コットレルの金属学 下巻, アグネ, 1970.
- [33] 木村宏, 改訂 材料強度の考え方, アグネ技術センター, 2002.

## 第4章

# TRIP マルエージ鋼の疲労き裂進展挙動： 疲労き裂閉口現象以外の可能性

### 4.1 第4章の背景

前章では、力学的に長いき裂かつ塑性域中の大部分の準安定オーステナイト相が体積膨張型の相変態をするような高い応力拡大係数範囲 ( $\Delta K$ ) 領域における変態誘起塑性型マルエージ鋼 (Transformation-induced plasticity maraging steel : TRIP-M 鋼) の疲労き裂進展挙動を把握することを目的とし、熱処理時間がそれぞれ 1 時間と 8 時間からなる TRIP-M 鋼 (TRIP-M 1h, TRIP-M 8h) の疲労き裂進展挙動を測定した。本章では、力学的に長いき裂かつ塑性域中であってもマルテンサイト変態がほとんど起こっていないような低い  $\Delta K$  領域における TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動を把握することを目的とする。

金属における疲労き裂は、繰返し負荷される荷重によるき裂先端の開閉口挙動によって進展する[1]。このき裂開閉口を抑制し、疲労き裂進展を抑制する現象として疲労き裂閉口現象がよく知られている[2,3]。疲労き裂閉口現象は、破面同士 of 早期接触に起因してき裂開閉口を小さくする現象であるため、より破面の面積が大きくなるような巨視き裂において有効に働く。このため、Compact tension (CT)試験片を用いた疲労き裂進展試験に代表されるような、巨視き裂の進展挙動を測定する試験では、その試験結果をき裂閉口挙動の観点から議論した研究が多い。

疲労き裂閉口機構の中でも、金属組織制御によって鉄鋼の疲労き裂進展速度を大きく変化させられる機構として、塑性誘起き裂閉口 (PICC : Plasticity-induced crack closure) [4,5], 変態誘起き裂閉口 (TICC : Transformation-induced crack closure) [6–8], 粗さ誘起き裂閉口 (RICC : Roughness-induced crack closure) [9,10]などがある。PICC は疲労き裂特有の、き裂周りに塑性変形の履歴を残しながら進展するという特徴に起因する。疲労き裂はあるサイクルでのき裂先端の開口過程でき裂前方に形成される塑性域中をそれ以降のサイクルで進展するため、疲労き裂の破面上下には塑性変形層が残留している。この残留した塑性変形層

の引張成分によって破面同士の早期接触が起こり、き裂閉口点を上昇させる。PICC の引張方向の塑性変形に加えて体積膨張型の相変態が起こる場合には、より早期に破面同士が接触し、き裂閉口が助長される。この現象は TICC と呼ばれている。TRIP 鋼に含まれるような準安定オーステナイト相は面心立方構造 (FCC) から体心立方構造 (BCC) の加工誘起マルテンサイトへのマルテンサイト変態する。疲労き裂先端がひずみ誘起マルテンサイト変態するには変態に必要な十分大きなひずみを与える必要があるため、TICC は高い  $\Delta K$  領域において顕著に表れると考えられる。RICC は破面上に凹凸があり、さらに微視組織の異方性や不均一性によってき裂面となるき裂先端の上下に不均一な塑性変形が生じた際に現れる閉口現象である。き裂先端上下の不均一な塑性変形は破面のずれを生じさせ、除荷の過程で破面間に隙間を生じ、き裂は完全に閉じることが出来ない。このかみ合わせの悪さがき裂閉口点を上昇させる。破面がどの程度ずれるかは結晶粒径等の材料に依存した大きさであるため、き裂開閉口の量に対して破面間の隙間の割合が大きくなるような小さい  $\Delta K$  領域において RICC は顕著に表れる[11,12].

以上より、第 3 章で取り扱ったような塑性域中の大部分の準安定オーステナイト相が体積膨張型の相変態をするような高  $\Delta K$  領域と、本章で取り扱う力学的に長いき裂かつ塑性域中であってもマルテンサイト変態がほとんど起こっていないような低い  $\Delta K$  領域ではき裂進展挙動における支配的な閉口現象が異なると考えられる。よって、様々な使用条件を想定した疲労き裂進展挙動を支配するパラメータの提案には前章の塑性域内で十分変態するような条件に加え、低い  $\Delta K$  領域でもどのような疲労き裂進展挙動を示すのかを議論する必要がある。本章では、前章と同様、熱処理条件を変えることで初期組織中のオーステナイト分率の異なる 2 種の TRIP-M 鋼について疲労き裂進展試験を行った結果から、低  $\Delta K$  領域ではどのような因子が疲労き裂進展挙動を支配するのかを TRIP-M 鋼を例に挙げて示す。

## 4.2 実験方法

### 4.2.1 供試材および試験片

第 3 章と同様、複数の因子でき裂閉口現象が発現する TRIP-M 鋼を用いた[13,14]. TRIP-M 鋼の組成は Fe-9.3Mn-3.1Ni-1.4Al-0.002C である。真空誘導炉にて溶製後、1200°Cまで加熱後 1000°C以上を確保しつつ熱間圧延をした。その後、1100°Cで溶体化処理したのちに水焼入れした。溶体化処理後、600°Cで 1 時間または 8 時間の焼鈍を行うことで、異なるラメラ組織間隔とオーステナイト分率を有する 2 種の TRIP-M 鋼を作製した。以後、1 時間の焼鈍材と 8 時間の焼鈍材をそれぞれ TRIP-M 1h, TRIP-M 8h と呼称する。

Fig. 4-1 (a)に TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の X 線回折 (X-ray diffraction: XRD) 測定結果を示す。初期組織におけるマルテンサイト体積率とオーステナイト体積率は XRD パターンから参照強度比 (Reference intensity ratio : RIR) 法を用いて算出した。XRD 測定は Co 管球を用い、測定条件は  $2\theta = 40 \sim 56 \text{ deg.}$ , スキャン速度  $1 \text{ deg./min}$ , サンプル間隔  $0.05 \text{ deg.}$ , 電

圧 40 kV，電流 20 mA である。以上の測定方法により得られた TRIP-M 1h 及び TRIP-M 8h の初期状態における平均オーステナイト分率はそれぞれ 7.8%，33.7%であった。Fig. 4-1 (b)，(c)に電子線後方散乱回折 (Electron backscatter diffraction: EBSD) 法により得た TRIP-M 1h，TRIP-M 8h の IQ (Image quality)-phase マップを示す。EBSD 測定は Carl Zeiss 社製の走査型電子顕微鏡である Merlin を用い，加速電圧 20 kV で行った。ステップサイズは後に行うマルテンサイト変態量の測定と同じにするため，撮影時間の都合と合わせて 0.15  $\mu\text{m}$  とした。EBSD 法により得られた TRIP-M 1h 及び TRIP-M 8h の初期オーステナイト分率はそれぞれ 5.2%，11%であった。

Fig. 4-2 に疲労き裂進展試験で用いた CT 試験片の詳細な寸法を示す。試験片形状は ASTM-E647 に準拠した[15]。CT 試験片は熱間圧延方向に対して疲労き裂進展方向が垂直となるように採取した。

#### 4.2.2 疲労き裂進展試験および有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}}$ の測定

第3章で示した  $\Delta K$  漸減試験の試験方法，有効応力拡大係数幅 ( $\Delta K_{\text{eff}}$ ) の測定方法について簡易的に記載する。

$\Delta K$  漸減試験は ASTM-E647 に準拠した[15]。試験は島津社製の高速疲労試験機 (EHF-ED30kN-40L 特形) を用いて大気中，室温 (23°C) で実施し，試験条件は  $\Delta K \approx 10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2} \sim 35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，応力比  $R=0.1$ ，周波数 10 Hz， $\Delta K$  勾配  $C=-0.08 \text{ mm}^{-1}$  である。き裂長さはクリップゲージを用いてき裂開口変位 (Crack opening displacement: COD) を測定し，その値を用いて算出した。上記と同じ応力比，周波数で予き裂を導入後，試験を行った。 $\Delta K$  漸減試験を行った後，CT 試験片内部のき裂形状測定と組織観察のため，放電加工により CT 試験片を板厚中央部で切断した。

有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{\text{eff}}$  の測定は疲労き裂進展試験により得られた負荷荷重  $P$  ならびに COD を用いる ASTM-E647 に準拠したコンプライアンスオフセット法を用いた。コンプライアンスオフセット (式(4.1)) においては，除荷過程の荷重幅  $\Delta P$  が 95%から 70%の範囲を除荷弾性範囲として線形近似した直線の傾きを unloading compliance とし，負荷過程における最大荷重  $P_{\text{max}}$  を 5%ごと区切り，区切りの前後 5%の計 10%の範囲に存在する計測点を線形近似した直線の傾きを loading compliance とした。

$$\text{compliance offset} = \frac{\text{unloading compliance} - \text{loading compliance}}{\text{unloading compliance}} \quad (4.1)$$

開口荷重  $P_{\text{op}}$  をコンプライアンスオフセットが 4%となる際の  $P$  とし， $\Delta K_{\text{eff}}$  を以下の式(4.2)を用いて算出した。

$$\Delta K_{\text{eff}} = \frac{(P_{\text{max}} - P_{\text{op}})(2 + \alpha)}{B\sqrt{W}(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} F(\alpha) \quad (4.2)$$

この際， $B$  は試験片厚さ， $W$  は試験片幅 (CT 試験片の穴中心から切欠きの無い端までの長さ)， $\alpha$  はき裂長さを  $W$  で除した値であり， $F(\alpha)$ には以下の式(4.3)を用いた。

$$F(\alpha) = 0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4 \quad (4.3)$$

#### 4.2.3 疲労き裂進展経路の観察

$\Delta K$  漸減試験を行った試験片に対し、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h におけるき裂経路の屈曲程度を比較するため、それぞれのき裂形状を観察した。第3章で  $\Delta K$  漸増試験を行った CT 試験片上の疲労き裂進展経路観察と同様に、 $\Delta K$  漸減試験後の CT 試験片板厚中央部を放電加工機で切断した。切断面はコロイダルシリカを用いて鏡面仕上げした。進展経路の観察には Nikon 社製の工業用顕微鏡 (ECLIPSE LV150) と顕微鏡用デジタルカメラ (DIGITAL SIGHT DS-5M) を用いた。き裂進展形状を撮影した光学顕微鏡像を画像処理ソフトウェア image J で二値化したのち、画像編集ソフトウェア GIMP を用いてき裂の輪郭線を描いた。得られた輪郭線を WebPlotDigitizer により座標数値データ化し、xy 座標系にプロットした。この際、き裂進展方向は x 軸と平行とした。き裂進展方向に沿って  $0.2 \mu\text{m}$  ごとに数値データを読み取り、同じ x 座標におけるき裂上下面の y 座標を平均し、xy 座標系に表示した[16]。上記方法を用いてき裂の形状を表示したものを今後き裂形状とする。

また、上記と同じ試験片に対し TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展過程で形成された二次き裂の数を計測した。二次き裂の観察には JEOL 社製の走査型顕微鏡である JSM-IT300 を用いて撮影し、数  $\mu\text{m}$ ～数十  $\mu\text{m}$  の二次き裂数を計測した。

#### 4.2.4 疲労き裂周辺のオーステナイト量の算出

$\Delta K$  漸減試験を行った試験片に対し、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h における加工誘起マルテンサイト変態量を算出するため、それぞれの材料において CT 試験後の板厚中央部における  $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  と  $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  での加工誘起マルテンサイト量を算出した。 $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  と  $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の条件は 3.2.2 の疲労き裂進展試験結果 (Fig を参照) を参照して決定した。特に TRIP-M 1h で顕著に表れているが、 $\Delta K$  漸減試験から得られたき裂進展挙動は 3 つの段階 (①  $\Delta K \approx 23 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  以上, ②  $\Delta K \approx 15 \sim 23 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , ③  $\Delta K \approx 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  以下) が存在している。具体的には、 $\Delta K \approx 35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  から  $\Delta K$  を減少させていくと  $\Delta K \approx 23 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  を境にき裂進展速度の減少率が大きくなり、さらに  $\Delta K$  を減少させていくと  $\Delta K \approx 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  を境にき裂進展速度の減少率が小さくなった。①のき裂進展速度の傾きに変化のない領域は第3章の延長線上で十分マルテンサイト変態していると仮定し、②と③でのマルテンサイト変態量がき裂進展速度の変化に与える影響を考慮するため、③の範囲内の  $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  と②の範囲内の  $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  で加工誘起マルテンサイト量を算出した。

加工誘起マルテンサイト量の測定を行う範囲の決定は第3章と同様にまず弾性特異場においてミーゼスの降伏条件を満足するき裂先端からの距離  $r_y(\theta)$  を算出した。以下に平面ひずみ状態での塑性域形状  $r_y(\theta)$  の式を示す[17]。

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left[ (1 - 2\nu)(1 + \cos\theta)^2 + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right] \quad (4.4)$$

この際、 $K_I$  は  $\Delta K$  における最大の応力拡大係数、 $\sigma_{YS}$  は降伏応力、 $\theta$  はき裂進展方向からの角度である。しかし、き裂先端近傍で降伏が起こると降伏した領域は降伏応力よりも大きな応力を受け持つことができないと考えると、受け持つことのできなかった応力を請け負わなくてはならないため、塑性域の寸法は  $r_y(\theta)$  より大きくなる。Irwin の方法を用いて塑性域サイズ  $r_p(\theta)$  を求めると塑性域サイズは以下ようになる[17]。

$$r_p(\theta) = 2 \times r_y(\theta) = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left[ (1 - 2\nu)(1 + \cos\theta)^2 + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right] \quad (4.5)$$

この Irwin の方法を用いて算出した塑性域サイズは弾性解に基づくため厳密には正しくない。また、弾塑性解析を用いた塑性域サイズは式(4.5)で求めた塑性域サイズよりも小さくなり、また加工硬化率を考慮した場合、塑性域内にてより大きな応力を請け負うことが可能なためより塑性域が小さくなることを Dodds らが示している[18]。今回はき裂周辺の塑性域内（塑性域と想定される領域）のオーステナイト体積分率を TRIP-M 1h および TRIP-M 8h で比較するため、観察領域を塑性域として考えられる最大の領域である式(4.5)を用いた。この際、進展方向に対して垂直な方向の塑性域サイズを算出するため、 $\theta=90^\circ$  とした。具体的な  $r_p(\theta)$  の大きさは  $\Delta K \approx 12 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の条件では TRIP-M 1h で  $91 \mu\text{m}$ 、TRIP-M 8h で  $217 \mu\text{m}$ 、 $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の条件では TRIP-M 1h で  $252 \mu\text{m}$ 、TRIP-M 8h で  $603 \mu\text{m}$  であった。

次に、EBSD 法を用いて塑性域中のオーステナイト体積分率を測定した。ここで、EBSD により測定されたオーステナイト面積分率は体積分率と等しいとする。3.2.3 と同じく、疲労き裂進展試験後の試験片を板厚中央部にて切断し、切断面をコロイダルシリカを用いて鏡面に仕上げた。EBSD 観察は Carl Zeiss 社製の走査型電子顕微鏡である Merlin を使い、加速電圧 20 kV、ステップサイズ  $0.15 \mu\text{m}$  にて行った。観察対象領域はき裂進展方向に対して垂直な方向な方向の塑性域内とした。

EBSD 法による体積分率の測定には観察範囲、ビームステップサイズならびにビーム侵入深さに依存した測定誤差がある。その測定誤差を第3章と同様の方法で修正した。まず XRD によって測定した初期組織のオーステナイト体積分率  $f_{i-\gamma \text{ XRD}}$  と EBSD 法によって測定した初期組織のオーステナイト分率  $f_{i-\gamma \text{ EBSD}}$  の比である  $f_{i-\gamma \text{ XRD}}/f_{i-\gamma \text{ EBSD}}$  を求めた。TRIP-M 1h 及び TRIP-M 8h における  $f_{i-\gamma \text{ XRD}}/f_{i-\gamma \text{ EBSD}}$  はそれぞれ 1.51, 3.07 であった。TRIP-M 1h と TRIP-M 8h におけるこの比の差は EBSD 観察にてとらえられない程度の大きさのオーステナイト粒の割合に由来する。EBSD 測定のステップサイズ ( $0.15 \mu\text{m}$ ) を検出限界サイズとすれば、TRIP-M 1h における  $0.15 \mu\text{m}$  以下の微細なオーステナイトの量が TRIP-M 8h より多かったと考える。この比を CT 試験後の試料に対して測定したオーステナイト体積分率  $f_{\gamma \text{ EBSD}}$  に掛け、塑性域中のオーステナイト体積分率  $f_{\gamma}$  とした。

$$f_{\gamma} = f_{\gamma \text{ EBSD}} \times \frac{f_{i-\gamma \text{ XRD}}}{f_{i-\gamma \text{ EBSD}}} \quad (4.6)$$

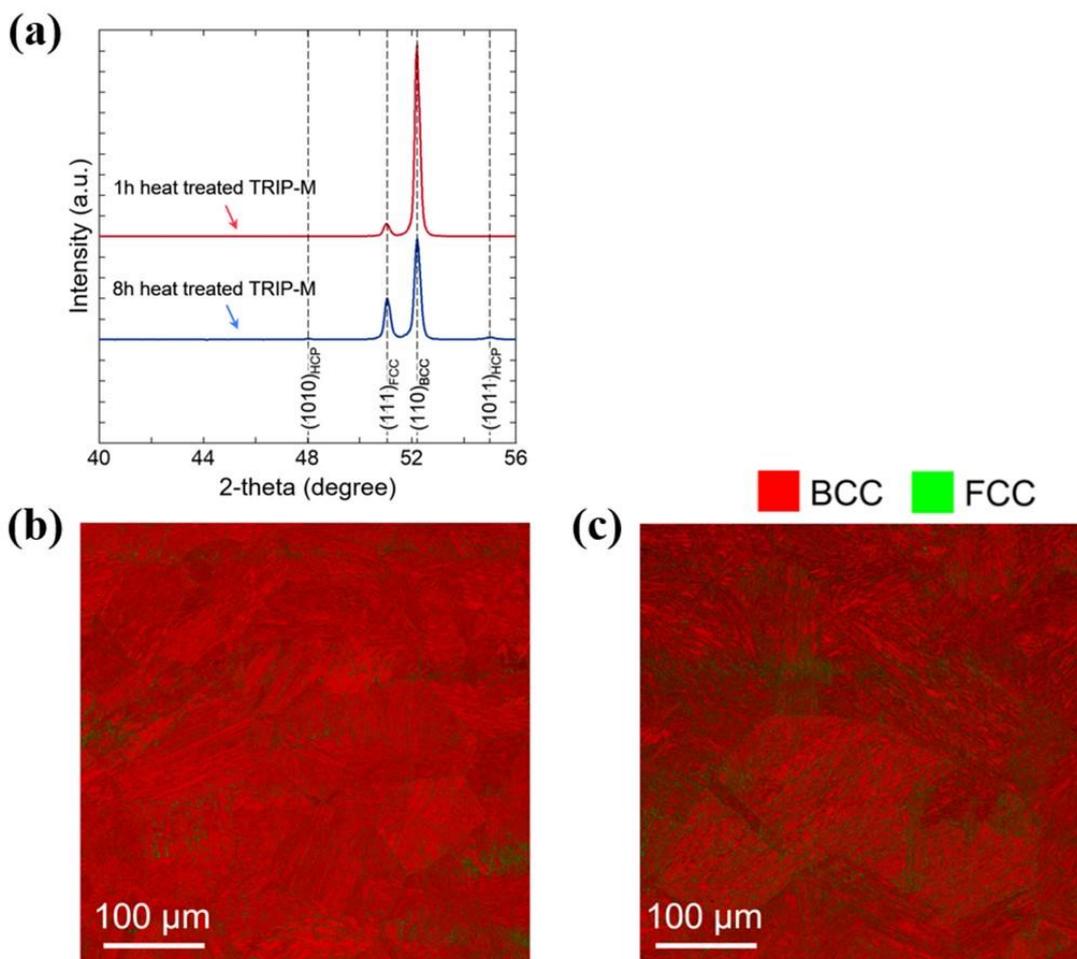


Fig. 4- 1. (a) XRD patterns for initial microstructures of the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h. (b) EBSD phase maps of initial microstructures of the TRIP-M 1h. (c) EBSD phase maps of initial microstructures of the TRIP-M 8h.

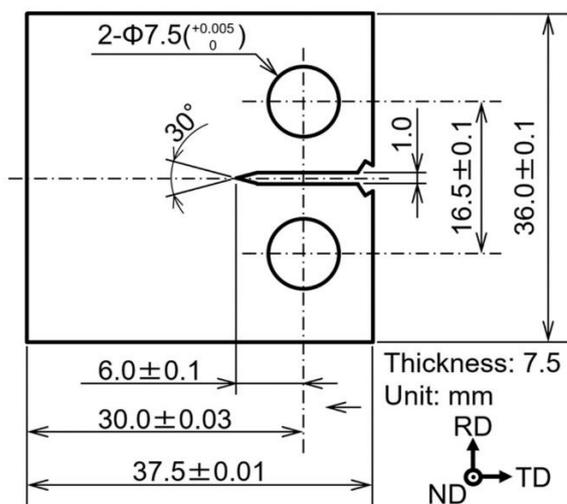


Fig. 4- 2. The shape and dimensions of specimens for  $\Delta K$  decreasing tests.

### 4.3 実験結果

#### 4.3.1 $\Delta K$ 漸減試験結果

Fig. 4-3 に CT 試験を用いた  $\Delta K$  漸減試験の結果を示す。試験を行った応力拡大係数範囲において、 $\Delta K$ =約 18~35 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> の範囲では TRIP-M 1h の進展がより速いが、 $\Delta K$ =約 8~18 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> の範囲では TRIP-M 8h がより高い進展速度を示した。また、疲労き裂進展速度  $da/dN$ - $\Delta K$  の関係が直線ではなかった。①まず、 $\Delta K$ =22 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> 以上の範囲では  $\Delta K$  を下げていくとある一定の傾き ( $da/dN$  の減少率) でき裂進展速度が小さくなっていき、② $\Delta K$ =22 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> を下回ると傾きが大きくなり、より早くき裂進展速度が小さくなっていく。その後、③ $\Delta K$ =15 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> を下回ると傾きは小さくなった。この現象は特に TRIP-M 1h で顕著であるが、TRIP-M 8h にも同様の傾向が見られる。

$\Delta K_{\text{eff}}$  で整理すると  $\Delta K_{\text{eff}}$ =約 8~35 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> の範囲では TRIP-M 1h の方が進展速度が高いが、 $\Delta K_{\text{eff}}$ =約 2~8 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> の範囲では TRIP-M 1h およびに TRIP-M 8h に進展速度の差は見られなかった。また、TRIP-M 1h では  $\Delta K$ =31.4 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> 以上、TRIP-M 8h では  $\Delta K$ =26.8 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> 以上の範囲においては開口荷重  $P_{\text{op}}$  が  $P_{\text{min}}$  と同じ値となり、 $\Delta K$ = $\Delta K_{\text{eff}}$  となった。しかし、PICC というものは  $\Delta K$  が大きくなる場合に効果が少なくなるようなき裂閉口現象ではないため、第3章で考察したようなマルテンサイト変態によるヤング率の変化によって正しく  $P_{\text{op}}$  が測定できていないと考えられる。

#### 4.3.2 疲労き裂進展経路の観察結果

RICC の効果として重要だと考えられるき裂形状の屈曲度合いを TRIP-M 1h と TRIP-M 8h で比較した。Fig. 4-4 に  $\Delta K$  漸減試験後の CT 試験片板厚中央部における TRIP-M 1h、TRIP-M 8h のき裂形状を示す。き裂の屈曲程度を明瞭にするため、き裂進展方向に対して垂直な方向の長さをき裂進展方向と比較して 10 倍に拡大して示している。より  $\Delta K$  の範囲が狭い TRIP-M 1h の  $\Delta K$  範囲 ( $\Delta K$ =8.8~35.0 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>) において、き裂形状の屈曲程度を比較する。き裂形状の道のりをき裂形状をき裂進展方向に投影した長さで割った値は TRIP-M 1h で 1.26、TRIP-M 8h で 1.16 であった。き裂形状の道のりとは、両鋼の  $\Delta K$ =8.8~35.0 MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup> の範囲におけるき裂形状を表す点間距離の総和であり、TRIP-M 1h で 12767.4  $\mu$ m、TRIP-M 8h で 10130.5  $\mu$ m であった。また、き裂進展方向に投影したき裂形状の長さは、TRIP-M 1h で 10150.1  $\mu$ m、TRIP-M 8h で 8696.7  $\mu$ m であった。第3章の  $\Delta K$  漸増試験における疲労き裂進展経路の観察結果と比較するとき裂形状の屈曲度をあらかず値に 2 倍程度の差が存在していた。これは  $\Delta K$  漸増試験のき裂形状撮影時と  $\Delta K$  漸減試験のき裂形状撮影時で異なる光学顕微鏡 ( $\Delta K$  漸増試験時：KEYENCE 社 VHX-5000、 $\Delta K$  漸減試験時：Nikon 社 ECLIPSE LV150) を使用したことにより解像度が異なっていたためだと考えられる。そのため、 $\Delta K$  漸増試験時と  $\Delta K$  漸減試験時のき裂形状についての単純に比較はできないが、 $\Delta K$  漸減試験時内のき裂形状について 3.4 節で考察する。

### 4.3.3 塑性域中のオーステナイト量

$\Delta K$  漸減試験を行った試験片に対し、TICCの存在を検証するため、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の塑性域中において疲労き裂進展の過程でマルテンサイト変態しなかったオーステナイト量を計測した。Fig. 4-5 に TRIP-M 1h と TRIP-M 8h におけるオーステナイト分率とき裂面からの距離の関係を示す。TRIP-M 1h と TRIP-M 8h 共に破面近傍においてもマルテンサイト変態していないことが確認された。TRIP-M 1h の  $\Delta K=18.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  におけるオーステナイト分率は初期組織と比較して低い値となっているため、変態しているように考えられたが、Fig. 4-6 に示すように破面の極近傍であってもオーステナイトが存在しているため、初期組織不均一性に由来するものだと考える。また、TRIP-M 8h においても破面から離れた領域で初期オーステナイト分率 33.7% を下回る値があるが、破面近傍ではオーステナイト分率が充分高いことや、第 3 章で示した初期組織不均一性によるオーステナイト分率のばらつき内に下回る値は入ることから、初期組織不均一性によるものだと考える。初期組織不均一性に関する度合いは以下のように算出した。Fig. 4-1 (b), (c) に示した EBSD 法を用いて得た初期組織の IQ-phase マップにおける縦横  $400 \mu\text{m}\times 450 \mu\text{m}$  の範囲を 60 の縦横  $100 \mu\text{m}\times 30 \mu\text{m}$  の範囲に分け、それぞれのオーステナイト分率を測定した。両鋼において最大のオーステナイト分率、最小のオーステナイト分率、ならびに標準偏差を Table 4-1 に示す。Table 4-1 内の各値は式(4.6)を用いて EBSD 法を用いて計測するオーステナイト分率の測定誤差を補正した値である。

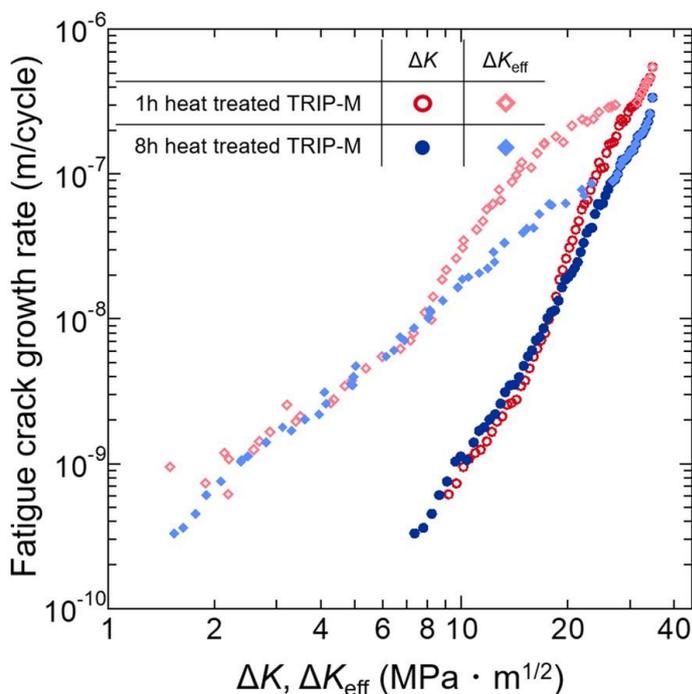


Fig. 4-3. Comparison of the fatigue-crack growth behavior of the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h in  $\Delta K$  decreasing test.

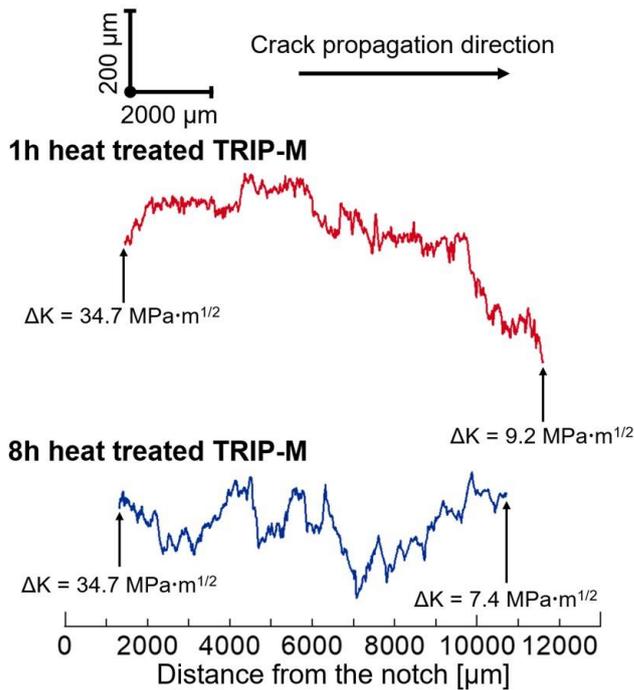


Fig. 4- 4. Graphical representations of crack surface roughness for the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h after  $\Delta K$  decreasing test. Here, the crack surface roughness for each distance from the notch was defined as an average of positions of upper and lower crack surfaces. We have used different scales in x and y directions for easy visualization.

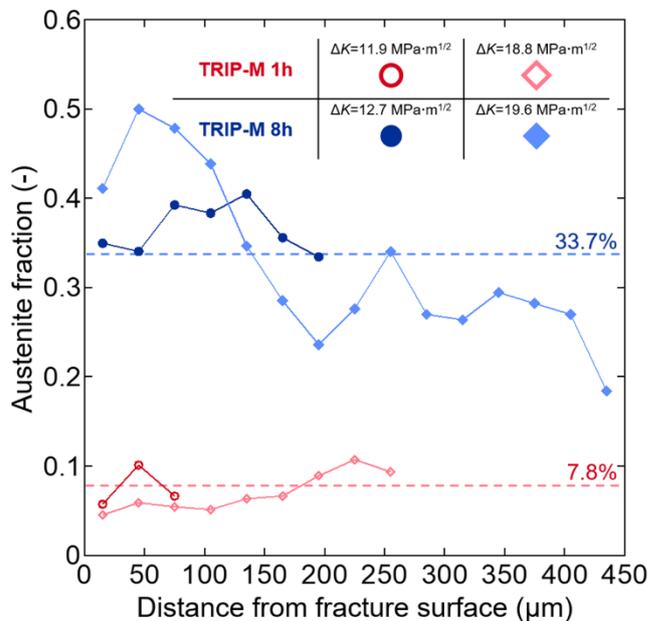


Fig. 4- 5. Relationship between the untransformed austenite fraction after  $\Delta K$  decreasing test and the distance from the crack surface. The red and blue dashed lines show the initial retained austenite fraction in the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h, respectively.

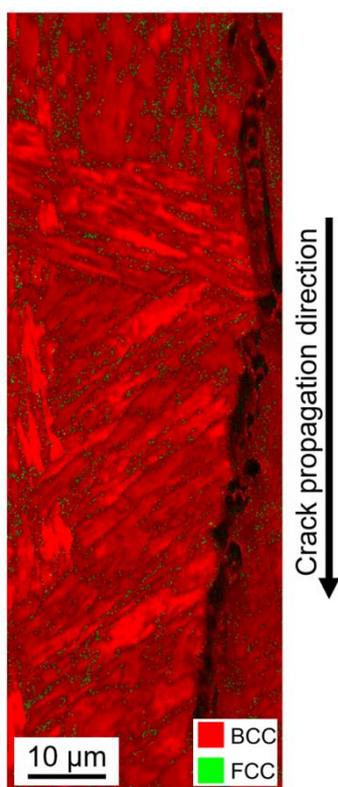


Fig. 4- 6. EBSD phase maps near the crack surface in  $\Delta K$  decreasing test for the TRIP-M 1h at  $\Delta K=18.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

Table 4- 1. Heterogeneity of initial austenite fractions of the steels used.

Steel	Maximum austenite fraction (%)	Minimum austenite fraction (%)	Standard deviation of austenite fraction (%)
TRIP-M 1h	18.7	4.4	2.7
TRIP-M 8h	65.3	10.4	12.2

## 4.4 考察

上記の結果から得られた  $\Delta K$  漸減試験における TRIP-M 1h, TRIP-M 8h の疲労き裂進展挙動について、 $\Delta K$  漸増試験を行った高  $\Delta K$  領域のき裂進展挙動との比較を行い、き裂閉口現象に着目した低  $\Delta K$  領域での疲労き裂進展挙動について考察する。

### 4.4.1 TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動 ( $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$ 関係)：従来鋼種との比較

まず初めに TRIP-M 鋼と従来鋼 (Dual Phase 鋼[19], パーライト鋼[20], 304LN[21], AISI 4340[22]) の疲労き裂進展挙動 ( $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$ 関係) を Fig. 4-7 に示す。従来鋼においてパリス則が成り立っているような  $\Delta K_{eff}$  の範囲において TRIP-M 鋼の疲労き裂進展速度は従来鋼とほぼ同様の範囲内に存在している。また、各鋼においてパリス則が成り立っていると見える範囲内においてオーステナイトを含むような材料ほどグラフ内の傾きが小さい。つまり、オーステナイトを含むような材料ほど、 $\Delta K_{eff}$  が比較的大きな範囲では疲労き裂進展速度が小さくなるが、 $\Delta K_{eff}$  が比較的小きな範囲では早くなる傾向にある。また、TRIP-M 鋼の特徴として着目すべき点としては、従来鋼が有効応力拡大係数範囲の下限界 ( $\Delta K_{eff,th}$ ) となっている  $\Delta K_{eff}$  であっても TRIP-M 鋼は  $\Delta K_{eff,th}$  を示さないという点である。

以下の考察では、4.3.1 で示した  $da/dN$ - $\Delta K$  関係が直線ではないことと、オーステナイトを含むような材料ほど傾きが  $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$  の傾きが小さくなること、従来鋼が  $\Delta K_{eff,th}$  を示しているような  $\Delta K_{eff}$  であっても TRIP-M 鋼は  $\Delta K_{eff,th}$  を示さないという点の2点について考察する。

### 4.4.2 TRIP-M 鋼における低 $\Delta K$ 領域での疲労き裂進展挙動：疲労き裂閉口

#### 4.4.2.1 き裂閉口比 $U$ と疲労き裂進展挙動

TRIP-M 鋼の疲労き裂進展速度の変化について考察する前に、TRIP-M 鋼が有する金属微視組織が疲労き裂閉口現象の観点からどのように疲労き裂進展速度を変化させるかについて考察する。Fig. 4-8(a1), (b1), (c1)に  $\Delta K_{eff}$  の変化によって様々な金属微視組織が疲労き裂閉口現象にどのように影響を及ぼすかを示した模式図を示す。この際、疲労き裂閉口現象の効果を表す指標としてき裂閉口比  $U$  ( $\Delta K_{eff}/\Delta K$ ) を用いた。 $\Delta K$  と疲労き裂閉口の関係ではなく、 $\Delta K_{eff}$  と疲労き裂閉口の関係としたのは、実際に疲労き裂を進展させるのに作用した応力拡大係数範囲 ( $\Delta K_{eff}$ ) が同じ場合にどのように閉口現象が変化するかを考える必要があるからである[23]。また、Fig. 4-8(a2), (b2), (c2)には Fig. 4-8(a1), (b1), (c1)のような疲労き裂閉口挙動を示した際の疲労き裂進展速度と  $\Delta K$  または  $\Delta K_{eff}$  の関係を示す。この際、疲労き裂進展速度と  $\Delta K_{eff}$  の関係が直線となるような場合を仮定し、その場合に疲労き裂進展速度と  $\Delta K$  の関係がどのようになるかを模式的に示した。

Fig. 4-8(a1)は RICC が発現するような材料のき裂閉口の効果を示した模式図である。比較的高い  $\Delta K_{eff}$  の範囲においては破面粗さと破面のずれが生む破面の隙間がき裂の開口量に対して小さいため、RICC の効果はほとんど現れない。しかし、 $\Delta K_{eff}$  が小さくなるにつれて

破面の隙間の割合が大きくなっていき、RICCが発現する。このような場合の疲労き裂進展挙動はPippanらが示したようにFig. 4-8 (a2)のようになる[24]。

Fig. 4-8 (b1)は体積膨張を伴うようなマルテンサイト変態が起こる場合の疲労き裂閉口挙動を示した模式図である。この際、マルテンサイト変態に伴う加工硬化能の変化は考慮せず、体積膨張の効果のみを考慮した。この場合、比較的高い $\Delta K_{eff}$ の範囲においては疲労き裂先端近傍における強塑性変形によって十分なマルテンサイト変態が発現するが、 $\Delta K_{eff}$ が小さくなるにつれてき裂先端近傍での塑性変形がマルテンサイト変態をするに至る塑性変形量とならなくなる。このマルテンサイト変態量の変化は本論文の3章、4章の実験結果から明らかである。つまり、 $\Delta K_{eff}$ が大きい場合には十分なマルテンサイト変態による体積膨張がPICCを助長し、TICCを発現させる。そして $\Delta K_{eff}$ が小さくなるとマルテンサイト変態が起こらなくなり、PICCのみとなる。このような疲労き裂閉口挙動の場合には疲労き裂進展挙動はFig. 4-8 (b2)のようになる

Fig. 4-8 (c1)は準安定オーステナイト組織がマルテンサイト変態する場合に疲労き裂先端近傍の局所的な範囲において加工硬化能が変化する場合の疲労き裂閉口挙動を示した模式図である。TRIP-M鋼の各組織の加工硬化能が準安定オーステナイト>加工誘起マルテンサイト>マルエージマルテンサイトと仮定して模式図を作成した。また、ある鋼においてオーステナイトの割合が $f_{\gamma}$ 、マルエージマルテンサイトの割合が $f_{\text{maraging martensite}}$ で構成されているとすると、その鋼の $U$ はオーステナイト単相での $U_{\gamma}$ とマルエージマルテンサイト単相の $U_{\text{maraging martensite}}$ の差を $f_{\gamma} : f_{\text{maraging martensite}}$ で分けた値と同様であると仮定した。第2章で示したように優れた加工硬化能を有する材料ほど、疲労き裂閉口が効かなくなるため、Fig. 4-8 (c1)の青線で示した加工硬化能の高い材料ほど疲労き裂閉口挙動は効かなくなると考えられる。 $\Delta K_{eff}$ が比較的大きな場合には十分なマルテンサイト変態が起こっているため、疲労き裂近傍のほとんどが加工誘起マルテンサイトとマルエージマルテンサイトとなっている。こういった場合には準安定オーステナイトと比較して加工硬化能が低いが、 $\Delta K_{eff}$ が小さくなるにつれて疲労き裂近傍にも変態していないオーステナイトが存在することとなり、加工硬化能が高くなる。よって小さくなるにつれて加工硬化能が小さくなる傾向となる。

#### 4.4.2.2 TRIP-M鋼における疲労き裂閉口挙動

第3章で示した高 $\Delta K$ 領域では体積膨張を伴う加工誘起マルテンサイト変態がTRIP-M 1hとTRIP-M 8hの疲労き裂進展挙動の違いを説明する上で重要と考えられるという考察を行った。しかし、Fig. 4-5、Fig. 4-6で示したように低 $\Delta K$ 領域においては破面の極近傍に存在するオーステナイトであっても変態しておらず、体積膨張を伴う加工誘起マルテンサイト変態が不可欠なTICCではき裂進展挙動の説明はできない。

き裂閉口の効果によって $\Delta K$ 漸減試験におけるTRIP-M 1hのような疲労き裂進展挙動が説明可能であるとする、4.3.1項で示した① $\Delta K=22 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上の範囲、② $\Delta K=15\sim 22 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の範囲、③ $\Delta K=15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下の範囲において、き裂閉口の効果を表すき裂開口比 $U$ が特に②の範囲で大きく変化するはずである。き裂開口比 $U$ は以下の式(4.8)で算出し

た.

$$U = \frac{K_{\max} - K_{\text{op}}}{K_{\max} - K_{\min}} = \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{\Delta K} \quad (4.8)$$

ここで  $K_{\max}$  は最大の応力拡大係数、 $K_{\text{op}}$  はき裂が開口し始める際の応力拡大係数、 $K_{\min}$  は最小の応力拡大係数である。式(4.8)より、き裂開口比  $U$  は 0~1 の値で表され、 $U=1$  の際にはき裂は閉口しておらず、 $U=0$  に近づくにつれてき裂閉口の効果が大きくなることを示していることが分かる。Fig. 4-9 に TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の  $\Delta K$  漸減試験におけるき裂開口比  $U$  と  $\Delta K_{\text{eff}}$  の関係を示す。疲労き裂進展速度の変化が顕著であった TRIP-M 1h に着目すると、疲労き裂進展速度が緩やかに減少していく①の範囲においてき裂開口比  $U-\Delta K_{\text{eff}}$  の傾きは大きく、 $\Delta K_{\text{eff}}$  の変化によってき裂閉口の変化が大きいことが分かる。疲労き裂進展速度が大きく減少していく②の範囲においてはき裂開口比  $U$  は①の範囲と比較して緩やかに減少する。再度疲労き裂進展速度が緩やかに減少する③の範囲では、②の範囲よりも若干ではあるがき裂開口比  $U$  の変化量が大きくなっていると見て取れる。つまり、TRIP-M 1h については①→②、②→③における疲労き裂進展速度変化をき裂閉口現象で説明できない。TRIP-M 8h に着目すると、TRIP-M 1h とは異なり、②→③でき裂開口比  $U$  の変化量が小さくなっており、き裂進展速度変化の減少と対応があるが、①→②の疲労き裂進展速度変化はき裂閉口現象で説明できない。つまり、 $\log(da/dN)-\log(\Delta K)$  の関係を決定しているのはき裂閉口の硬代ではなく、 $\log(da/dN)-\log(\Delta K_{\text{eff}})$  の関係を変化させるような機構であると考えられる。

次項では疲労き裂進展のモード変化の観点から TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動について考察する。

#### 4.4.3 TRIP-M 鋼における低 $\Delta K$ 領域での疲労き裂進展挙動： $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係の変化

##### 4.4.3.1 疲労き裂進展モードの変化

$\Delta K$  漸増試験を行った高  $\Delta K$  領域と  $\Delta K$  漸減試験を行った低  $\Delta K$  範囲における TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動を比較する際にまず目につくことは、低  $\Delta K$  領域では  $\log(da/dN)-\log(\Delta K)$  関係が 1 つの直線で表せると言い難いところである。式(4.7)で表すパリス則は、疲労き裂の発生後、すべり帯に沿った疲労き裂進展過程であるステージIを経て、荷重負荷方向に対して垂直に疲労き裂進展をするステージIIにおいて疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲が指数則の関係となることを示す経験則である。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4.7)$$

ここで  $a$  はき裂長さ、 $N$  はサイクル数、 $\Delta K$  は応力拡大係数範囲、 $C$  および  $m$  は材料や環境によって変化する定数である。このパリス則という経験則に TRIP-M 鋼は（特に TRIP-M 1h では）当てはまらない。

このパリス則から逸脱するような疲労き裂進展挙動は水素環境下での疲労き裂進展挙動で現れることが知られている[25]。Fig. 4-10 に低強度鋼の空气中、水素環境中における疲労

き裂進展挙動の模式図を示す[26]. 水素環境ではある  $K_{\max}$  の値 ( $K_{\max}^T$ ) を境に  $K_{\max}^T$  以上の領域では粒界破壊 (IG),  $K_{\max}^T$  以下の領域では粒内破壊 (T) が見られるようになり, この破壊機構の遷移によってき裂進展速度に大きな変化が現れるとされている. この疲労き裂進展速度の変化機構を, 小川らは工業用純鉄を用いた疲労き裂進展試験を水素ガス中で行った結果から考察している. 水素ガス中で疲労き裂進展試験を行った工業用純鉄の破面観察により, 疲労き裂進展速度が小さい領域において結晶粒界に沿った進展であり, 疲労き裂進展速度が大きい領域においては擬へき開破面であることが観察されている. 疲労き裂進展速度が大きい領域での結晶粒界に沿った疲労き裂進展は一見脆性的に見えるが, 破面下部組織の転位組織観察や EBSD 法による結晶方位のゆがみを観察した結果から著しい塑性変形の結果による延性的な疲労き裂進展であることが判明している. 一方, 小さい疲労き裂進展速度領域で見られた擬へき開破面を同様の方法で観察した結果, 擬へき開破面を呈するような領域では塑性変形をほとんど伴わない脆性的な疲労き裂進展であった. 以上の結果より, き裂進展速度の変化はき裂進展の過程で塑性変形によって消費されるエネルギー量に起因していると考えられている[25].

以下では, 上記のような疲労き裂進展モードの変化について破面観察と疲労き裂進展経路観察の2つの観察から疲労き裂進展モードの変化について考察する.

#### 4.4.3.1.1 破面観察

このような破壊機構の変化は破面の様相を変化させるため, 破面観察が有効である. そこで, き裂開口の効果を除き, 純粋な材料の進展抵抗を表すことのできる  $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$  の関係においても, 特に疲労き裂進展速度の変化が大きかった TRIP-M 1h について破面観察を行った結果を Fig. 4-11 に示す. Fig. 4-11 (a)は  $\Delta K=30\sim 35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の疲労き裂進展速度が高い領域の疲労破面, Fig. 4-11 (b)は  $\Delta K=16\sim 21 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の疲労き裂進展速度の低下量が大きくなっている領域, Fig. 4-11 (c) は  $\Delta K=9\sim 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の疲労き裂進展速度の低下量が小さくなっている領域を示している. しかし, 粒界破面に代表されるようないわゆる「特徴的」な破面は観察されず, 破面観察では TRIP-M 1h の疲労き裂進展速度の変化を説明できない.

次項では, TRIP-M 鋼において疲労き裂進展モードが  $\Delta K$  の大きさによって変化するとした仮定のもとで, 疲労き裂経路の変化と合わせて疲労き裂進展速度の変化について考察する.

#### 4.4.3.1.2 疲労き裂進展経路観察

Fig. 4-12 に各  $\Delta K$  におけるき裂経路 (Fig. 4-12(a)), 4.2.3 項・4.3.2 項で説明したき裂粗さ (Fig. 4-12(b)), 主き裂から発生していた二次き裂の数 (Fig. 4-12(c)) をまとめた.  $\Delta K$  漸減試験の中で,  $\Delta K$  が減少し, 塑性域中においてマルテンサイト変態が起こりにくくなっていることで考えられるき裂進展挙動について疲労き裂経路の観察からき裂進展モードの変化を考察する.

4.4.1 項で述べたように, TRIP-M 鋼の低  $\Delta K$  領域における疲労き裂進展挙動は,  $\Delta K_{\text{eff}}$  で整理しても常に1つの直線とはならず, Fig. 4-12 中の Region 1 の段階では TRIP-M 1h のほ

うが速い疲労き裂進展速度を示し、Region 2 で両者は近づき、Region 3 でほぼ同一直線となる。まず初めに Region 1 における TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の  $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$  関係の違いはラメラに沿うような疲労き裂進展回数の違いだと考える。疲労き裂は最弱部を進展するため、硬質なマルエージマルテンサイト相よりも軟質なオーステナイト相（もしくは加工誘起マルテンサイト相）を優先的に進展する。この際に、疲労き裂先端近傍の最大せん断応力方向がラメラ組織と平行であり、ラメラ組織に沿うような進展が起こっているならば、 $da/dN$  がより早くなると考える。序論にて説明したように TRIP-M 鋼には変形を拘束するような金属組織が人為的に作りこまれているため、疲労き裂先端前方での最大せん断応力方向がラメラ組織と平行であり、さらにラメラ組織を構成する組織のすべり方向とも平行である場合のみ大きな変形が可能となる。引張特性に対してはこのように変形しやすい領域を分散させるような材料組織は試験片全体の変形につながり、強度-延性バランスの向上に寄与するが、耐疲労特性に対しては上記の変形条件が揃った際に、より集中した変形につながるため、き裂進展の加速につながると考えた。ここで Fig. 4-12 (b)を見ると 4.3.2 項で示したようなき裂の屈曲度合いを表すパラメータが常に TRIP-M 1h のほうが屈曲していることを示している。また、Fig. 4-12 (c)の二次き裂数を見ると、TRIP-M 1h 鋼のほうが Region 1 において二次き裂数が少なく、寄り道が少ないといえる。また、第1章で示したように、TRIP-M 鋼の引張試験後におけるボイドの大きさ・数の観察から TRIP-M 鋼は非常に高い損傷発生・成長に対する耐性があることから上記の粗さや二次き裂は割れによるものであるとは考えにくい。以上が原因で TRIP-M 1h のほうが  $\Delta K_{\text{eff}}$  で疲労き裂進展速度を整理した場合にも進展速度が速いと考える。

その後 Region 2 では TRIP-M 1h は  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  へ向かっていったと考えられるが、 $\Delta K_{\text{eff}} \approx 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  で進展速度の減少が緩やかとなる。ここで疲労き裂進展のモードが変化したと考える。疲労き裂進展速度が大きい場合と比較して、進展速度が小さくなると、き裂先端では繰返し変形が多く繰り返される。そのため、き裂開閉口による連続的な疲労き裂進展の進展速度が充分遅くなった場合には、ラメラ組織界面などにボイドなどの欠陥を形成するに至る量の塑性ひずみがき裂開閉口型の疲労き裂の進展よりも早く集中し、ボイドの発生→き裂と連結するような損傷蓄積型の疲労き裂進展が起こると考えられる。Fig. 4-13 に各  $\Delta K$  における TRIP-M 1h, TRIP-M 8h の IQ- Kernel Average Misorientation (KAM) マップを示す。観察条件は 4.2.4 項と同様である、KAM は EBSD 法を用いた結晶方位解析におけるある 1 ピクセルとその周囲のピクセルとの平均方位差を表す指標であり、幾何学的に必要な転位 (Geometrically Necessary 転位) の転位密度と相関があり、転位運動によって与えられる塑性ひずみと対応がある。一般には高  $\Delta K$  ほど、大きな塑性変形を伴いながら疲労き裂は進展していくため、マップ全体で高い KAM 値を示す。しかし、Fig. 4-13 に示すように TRIP-M 鋼は今回  $\Delta K$  漸減試験を行ったような範囲において  $\Delta K$  が小さくなるほど高い KAM 値を示していた。この結果は前述の損傷蓄積型の疲労き裂進展を示唆している。Fig. 4-12 (c)の二次き裂の数は Region 3 において TRIP-M 1h 鋼において特に増加しており、TRIP-M 8h では

減少していた。これはそれぞれのラメラ組織間の間隔に由来するものだと考えられる。つまり、延性的なき裂進展をしていると考えられる Region 1 においては TRIP-M 1h のほうがラメラ組織間の間隔が広いから、主き裂ではない領域にき裂を作りにくい。TRIP-M 8h はラメラ組織間の間隔が狭いため、最弱部の選択肢が多く、二次き裂の発生が多くなる。しかし、損傷蓄積型の疲労き裂進展では、転位運動の障害となるラメラ組織間の間隔が狭いほど、き裂先端近傍に繰返し塑性ひずみを集中させることが可能となり、き裂は平坦になると考えられる。逆にラメラ組織間の間隔が広がるとそれだけ同程度の塑性ひずみが集中する領域の選択肢が増えるため、二次き裂を生じやすく、疲労き裂は屈曲すると考えられる。つまり、損傷蓄積型の疲労き裂進展を考えるとラメラ組織間の間隔が広い TRIP-M 1h のほうはき裂の凹凸や二次き裂が多くなり、TRIP-M 8h のほうがより平坦で滑らかなき裂になると考えられる。Fig. 4-14 に TRIP-M 1h, TRIP-M 8h の  $\Delta K \approx 9.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,  $\Delta K \approx 9.9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  におけるき裂周辺の SE 像を示す。Fig. 4-14 (a) の TRIP-M 1h はき裂周囲に多くのボイドだったような二次き裂が観察されたが、Fig. 4-14 (b) の TRIP-M 8h はき裂周囲にはそのようなボイドは多く観察されなかった。

#### 4.4.3.2 塑性変形抵抗の変化

$da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$  の関係は  $da/dN - \Delta K$  の関係からき裂閉口の効果を除くことによって、応力比が異なる場合や変動荷重が負荷されている場合の疲労き裂進展挙動を統一的に表すことが出来る。しかし、Fig. 4-7 のように異なる材料においては  $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$  の関係が同一線で表すことはできない。一般に異なる材料の疲労き裂進展挙動を統一的に表すには  $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}/E$  の関係をしめすことが多い[27,28]。ヤング率とは原子間力の強さに起因するものであるため、ヤング率が小さいほど降伏までの原子間距離が大きくなる。原子間距離が広がると原子の凹凸がある原子面はすべりやすくなるため Fig. 4-15 のように進展速度は速くなる。しかし  $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}/E$  で疲労き裂進展挙動を表しても、進展挙動の傾き（パリス則でいうところの  $m$ ）の違いは統一的に表すことが出来ない。 $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$  の関係や  $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}/E$  の関係において疲労き裂進展モードの変化以外に傾きを変える要因として考えると、材料を構成する結晶構造が異なることによる塑性変形抵抗の違いにあると考えられる。つまり、疲労き裂進展がき裂の開閉口に伴う不可逆な転位運動によってのみ進展している状況では、同じだけ転位を射出し、同じだけ疲労き裂が進展するのに必要なエネルギーが BCC 構造からなる材料と FCC 構造からなる材料で異なるからであると考えられる。

転位運動は転位の運動する方向に同一符号の転位が存在している場合に、前方の転位からバックストレスを受けるため、運動が阻害される。FCC 構造と BCC 構造の材料ではこのようなバックストレスの受けやすさが異なる。このようなバックストレスの受けやすさは積層欠陥エネルギーで説明できる。積層欠陥エネルギーとは特に FCC 金属において転位が完全転位ではなく、部分転位と積層欠陥から成る際に、積層欠陥の出来やすさを表す指標である[29]。積層欠陥エネルギーが小さいほど、転位が拡張しやすく部分転位間の距離が大きくなるため、交差すべりなどを起こしにくく、転位はプラナーに堆積する[30]。転位がプラ

ナーに堆積すると（同一すべり面上にのみ堆積すると）、交差すべりによって他のすべり面へ転位が移った場合よりも直にバックストレスを受けるため、同じ量の転位をき裂先端から射出させる場合に（同じ疲労き裂進展速度）より大きな負荷応力が必要となる。つまり、 $\Delta K_{eff}$ が充分小さいことや結晶粒径が充分大きいことに起因して疲労き裂進展に伴う転位運動がき裂先端前方の1結晶粒内で起こる場合には転位運動を抑制するバックストレスが大きなFCC構造の材料は疲労き裂進展速度が遅くなり、 $da/dN-\Delta K_{eff}$ の傾きは小さくなると考えられる。この考えは、FCC構造・BCC構造が常温において共に安定な（準安定な）鉄合金においてのみ成り立つことには注意しなくてはならない。つまり、前方の転位によるバックストレスが異なる場合（主元素が異なる金属など）には単純にFCC構造か・BCC構造かでは $da/dN-\Delta K_{eff}$ の関係について考えることが出来ない。

以上の考えは Fig. 4-7 のパリス則が成り立っているような範囲における傾きが BCC 構造からなる鋼（DP 鋼，パーライト鋼，AISI 4340）>BCC・FCC 構造がともに存在している TRIP-M 鋼（Fig. 4-9 中の Region 1 の範囲）>FCC 構造からなる 304LN となっていることを説明できる。

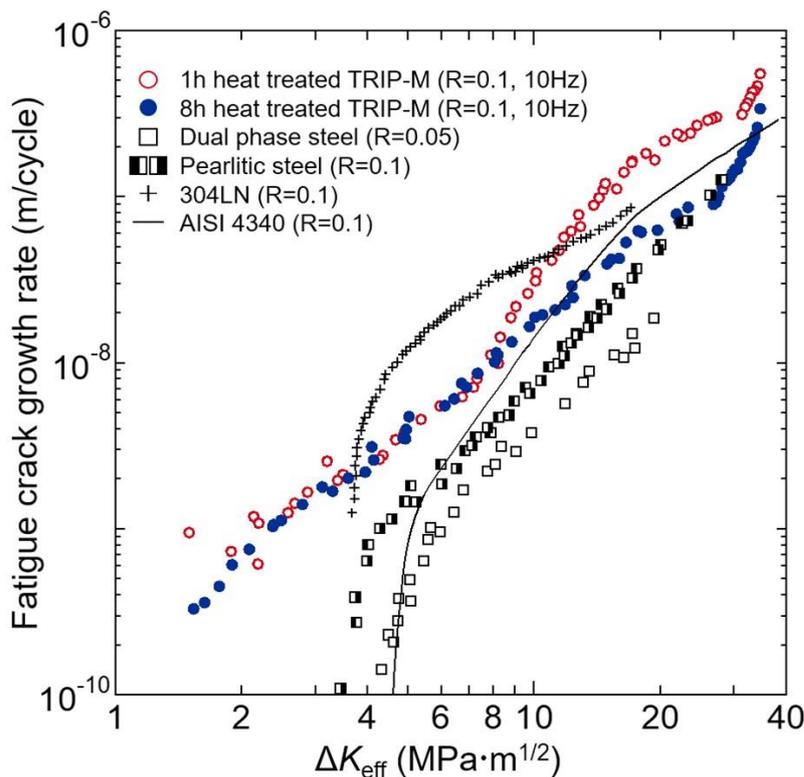


Fig. 4-7 Comparison of the fatigue-crack growth behavior ( $da/dN-\Delta K_{eff}$  relationships) of TRIP-M steels and conventional steels. (Dual phase steel[19], pearlitic steels[20], 304LN steel[21] and AISI 4340[22])

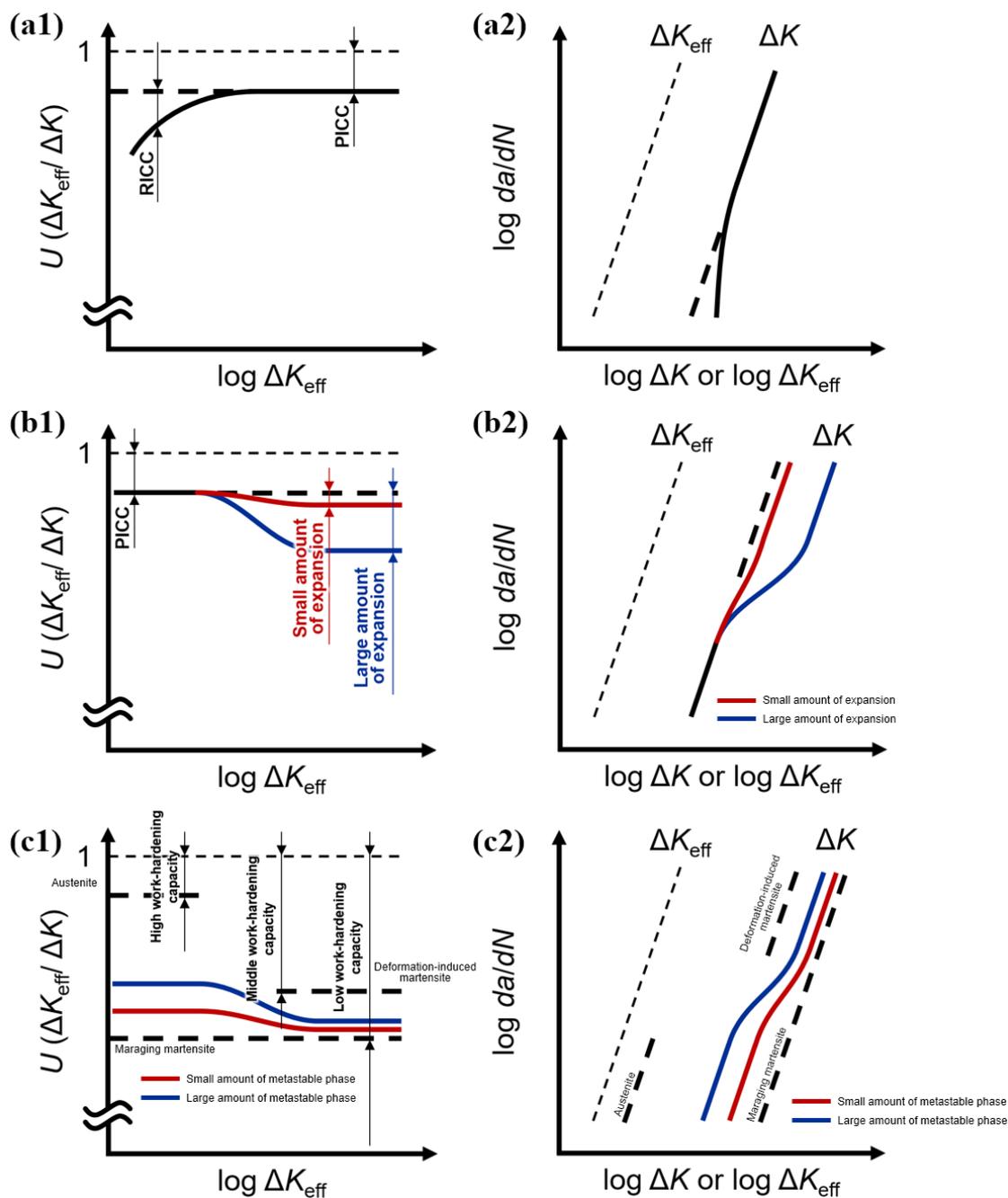


Fig. 4- 8 Schematics of the effect of crack closure with specific material conditions. (a1), (b1) and (c1) show the relationship between the crack opening ratio ( $U$ ) and  $\Delta K_{eff}$ . (a2), (b2) and (c2) show the relationship between the crack growth rate and  $\Delta K$  or  $\Delta K_{eff}$ . (a1) and (a2) indicate the case only PICC and RICC work. (b1) and (b2) indicate the case only PICC with volume expansion (TICC) work. (c1) and (c2) indicate the case when work hardening capacity changes depending on  $\Delta K$ .

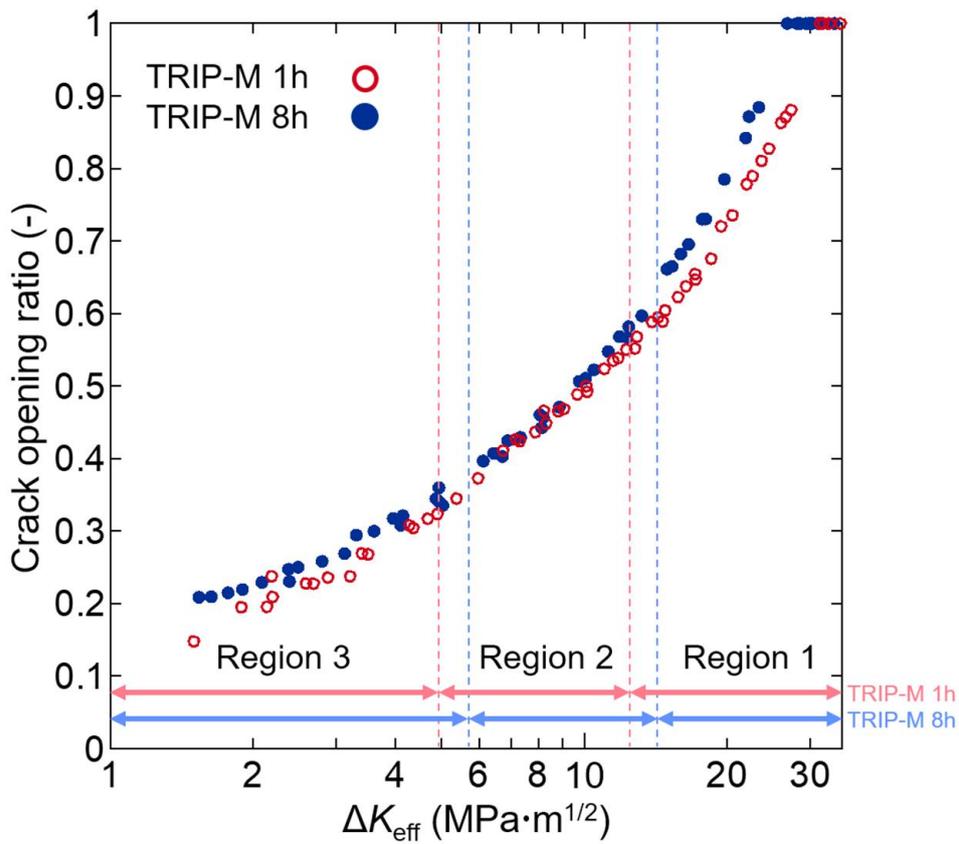


Fig. 4- 9. Transition behavior of crack opening ratio  $U (\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K)$  in the  $\Delta K$  decreasing test for TRIP-M 1h and TRIP-M 8h. In the Region 1,  $\Delta K$  is more than 22 MPa·m<sup>1/2</sup>. In the Region 2,  $\Delta K$  is between 15~22 MPa·m<sup>1/2</sup>. In the Region 3  $\Delta K$  is lower than 15 MPa·m<sup>1/2</sup>.

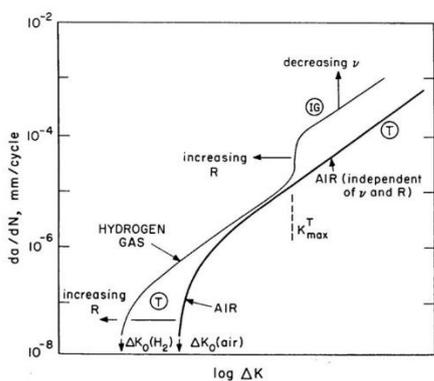


Fig. 4- 10. Schematic diagram of the effect of gaseous hydrogen on fatigue crack growth in lower strength steels. (T) indicate pre-dominantly transgranular fracture and (G) indicate pre-dominantly intergranular fracture. [26]

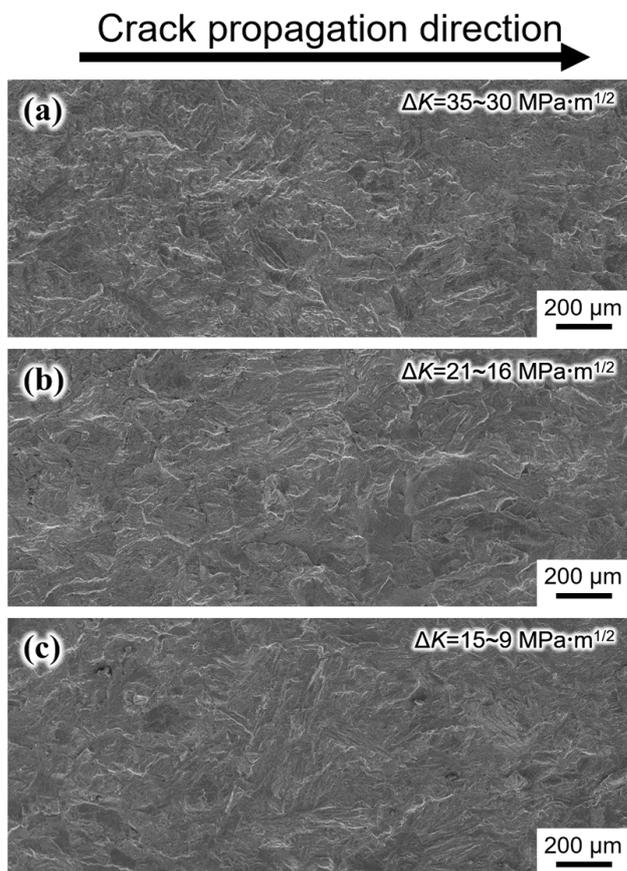


Fig. 4- 11. SE images of the fracture surface after the  $\Delta K$  decreasing test in TRIP-M 1h at (a)  $\Delta K=30\sim35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , (b)  $\Delta K=16\sim21 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  and (c)  $\Delta K=9\sim15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

	$\Delta K = 22.3\sim 35.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Region 1)	$\Delta K = 15.1\sim 22.3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Region 2)	$\Delta K = 8.8\sim 15.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Region 3)
(a) Crack shape	TRIP-M 1h 	TRIP-M 1h 	TRIP-M 1h 
	TRIP-M 8h 	TRIP-M 8h 	TRIP-M 8h 
(b) Roughness parameter [ - ] ( $\frac{\text{Crack path length}}{\text{Length projected on the crack propagation direction}}$ )	TRIP-M 1h 1.20	TRIP-M 1h 1.33	TRIP-M 1h 1.33
	TRIP-M 8h 1.17	TRIP-M 8h 1.18	TRIP-M 8h 1.13
(c) Number of sub-cracks [ /100 μm ]	TRIP-M 1h 5.09	TRIP-M 1h 4.55	TRIP-M 1h 6.40
	TRIP-M 8h 6.79	TRIP-M 8h 4.91	TRIP-M 8h 2.35

Fig. 4- 12. Crack paths observation results for the  $\Delta K$  decreasing test in TRIP-M 1h and TRIP-M 8h in each region. (a) Graphical representations of crack surface roughness for the TRIP-M 1h and TRIP-M 8h in Region 1, Region 2 and Region 3. (b) Roughness parameter (crack path length divided by the length projected on the crack propagation direction) for the TRIP-M 1 and TRIP-M 8 in Region 1, Region 2 and Region 3. (c) Number of sub-cracks linked with main cracks. The minimum size of sub-crack is around 1  $\mu\text{m}$ .

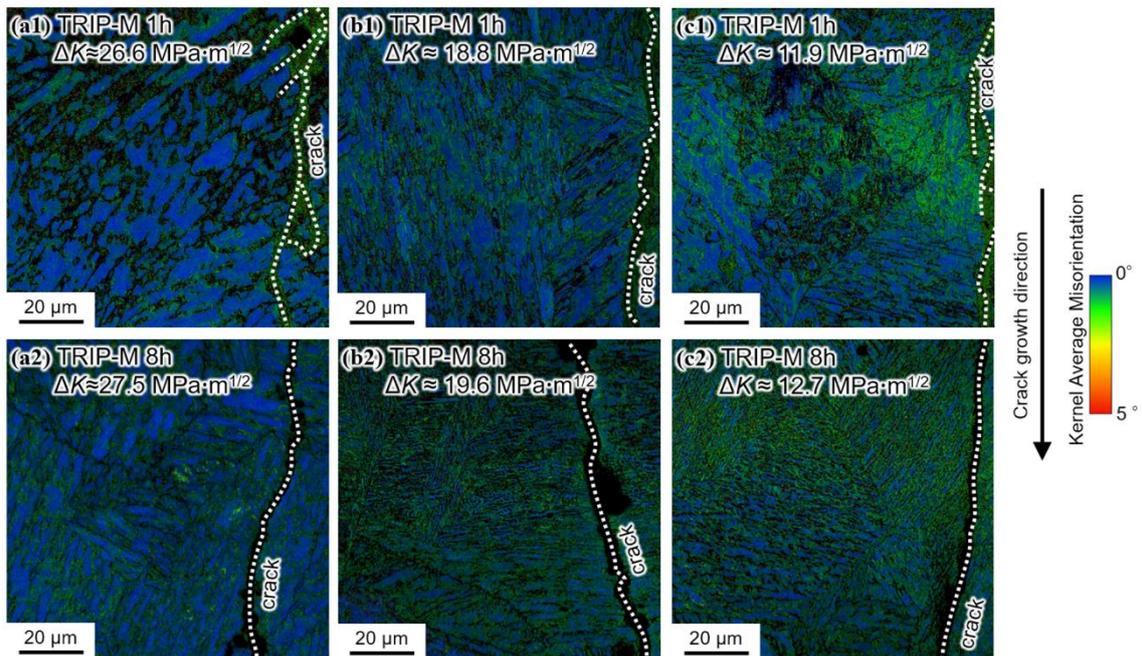


Fig. 4- 13. IQ-KAM maps around crack path of TRIP-M steels. (a1), (b1) and (c1) are images of TRIP-M 1h. (a2), (b2) and (c2) are images of TRIP-M 8h. (a1) and (a2) are in Region 1, (b1) and (b2) are in Region 2 and (c1) and (c2) are in Region 3. (Regions are mentioned in Fig. 4- 9.)

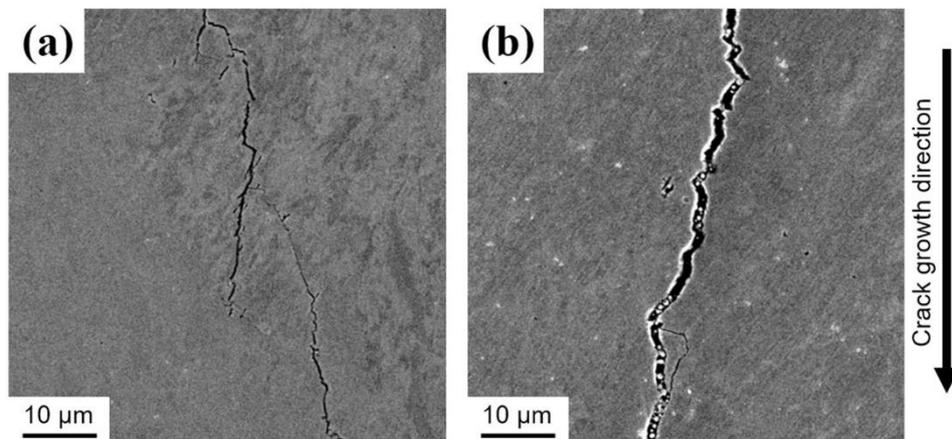


Fig. 4- 14. SE images of cracks after  $\Delta K$  decreasing test. (a)TRIP-M 1h at  $\Delta K \approx 9.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . (b) TRIP-M 8h at  $\Delta K \approx 9.9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

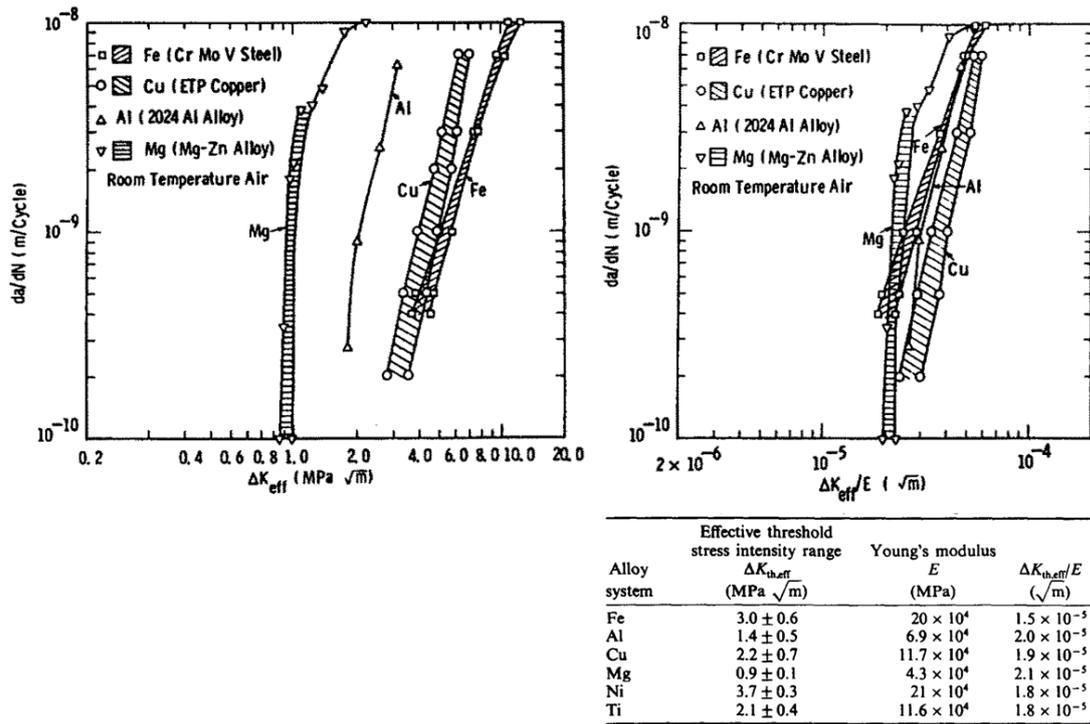


Fig. 4- 15. Comparison of the fatigue-crack growth behavior ( $da/dN-\Delta K_{eff}$  and  $da/dN-\Delta K_{eff}/E$  relationships) in Fe, Cu, Al and Mg alloys[27].

## 4.5 結言

本章では、オーステナイト分率の異なる TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展試験を室温 (23°C) で行った。今回得られた巨視き裂かつ低  $\Delta K$  領域における疲労特性と高  $\Delta K$  領域の疲労特性を比較した。低  $\Delta K$  の疲労特性について、熱処理時間の役割を検討し、疲労き裂進展モード変化の観点から低  $\Delta K$  領域における巨視き裂の疲労き裂進展挙動について考察した。以上より得られた知見を以下に示す。

- (1) TRIP-M 鋼の低  $\Delta K$  領域における  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ 関係は従来鋼と比較して同レベルではあるが、パリズ則が成り立つような範囲においても直線にはならないことを示した。さらに、従来鋼が  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を示すような低い  $\Delta K_{\text{eff}}$  であっても TRIP-M 鋼は  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を示さない。
- (2) き裂開口比  $U$  から見た TRIP-M 鋼の低  $\Delta K$  領域における疲労き裂開口現象の挙動のみでは  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ 関係を説明できない。よって  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ 関係を決定しているのはき裂開口現象ではなく、 $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ の関係を変化させるような因子であることが示された。
- (3) き裂開口現象の影響を除いた関係である  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ 関係を決定するのは疲労き裂進展経路の違いと、損傷蓄積型の疲労き裂進展によるものだとすることを示唆した。TRIP-M 鋼の漸減試験結果は初期段階では TRIP-M 1h のほうが軟質なラメラ組織に沿う、き裂経路の粗くなるせん断型の疲労き裂進展の割合が多い。また、二次き裂の数も少ないため、疲労き裂進展が主き裂に集中したと考えられる。以上 2 つの考察から、TRIP-M 鋼の漸減試験結果は TRIP-M 1h のほうが初期段階では進展速度が速くなっていたと考えられる。
- (4)  $\Delta K$  が小さくなるとき裂開口型の延性的な疲労き裂進展から損傷蓄積型の疲労き裂進展に遷移したことを示唆した。 $\Delta K$  を小さくしていくと、疲労き裂周辺の KAM 値が高くなっていることから、延性的な疲労き裂進展速度が遅くなるにつれて、き裂周りに繰返し塑性変形の影響が大きくなっていったと考えられる。延性的な疲労き裂進展速度よりも速く、き裂先端での塑性ひずみ集中→ボイドの形成→き裂の連結をするに至る塑性変形が起こることにより、TRIP-M 鋼は  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を示さなかったと考えられる。
- (5) 以上より、TRIP-M 鋼の熱処理時間が  $\Delta K$  漸減試験で得た  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ に与える影響は、熱処理時間が長くなるほど、初期段階では主き裂の屈曲や二次き裂の発生を促進し、き裂進展速度を小さくする効果がある。しかし、き裂進展速度が遅くなるにつ

れて発生する損傷蓄積型の疲労き裂進展においては疲労き裂先端に形成する損傷がき裂先端に近い場合、損傷の連結が容易になる。よって、熱処理時間の短い TRIP-M 鋼よりも延性的な疲労き裂進展速度が小さくなる前に、損傷蓄積型の疲労き裂進展に移行すると考えられ、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h は同程度の疲労き裂進展速度となったと考えられる。

#### 第4章の参考文献

- [1] P. Neumann, Coarse slip model of fatigue, *Acta Metallurgica*. 17 (1969) 1219–1225.  
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(69\)90099-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(69)90099-6).
- [2] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, 1998.  
<https://doi.org/10.1017/cbo9780511806575>.
- [3] B. Budiansky, J.W. Hutchinson, ANALYSIS OF CLOSURE IN FATIGUE CRACK GROWTH., *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*. 45 (1978) 267–276.  
<https://doi.org/10.1115/1.3424286>.
- [4] Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue, in: *Fatigue Crack Propagation*, ASTM International, 2009: pp. 247–247–65. <https://doi.org/10.1520/stp47234s>.
- [5] K. Solanki, S.R. Daniewicz, J.C. Newman, Finite element analysis of plasticity-induced fatigue crack closure: An overview, *Engineering Fracture Mechanics*. 71 (2004) 149–171.  
[https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(03\)00099-7](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(03)00099-7).
- [6] Z. Mei, J.W. Morris, Analysis of transformation-induced crack closure, *Engineering Fracture Mechanics*. 39 (1991) 569–573. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(91\)90068-C](https://doi.org/10.1016/0013-7944(91)90068-C).
- [7] Z. Mei, J.W. Morris, Influence of deformation-induced martensite on fatigue crack propagation in 304-type steels, *Metallurgical Transactions A*. 21 (1990) 3137–3152.  
<https://doi.org/10.1007/BF02647310>.
- [8] Y. Nishikura, M. Koyama, Y. Yamamura, T. Ogawa, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Non-propagating fatigue cracks in austenitic steels with a micro-notch: Effects of dynamic strain aging, martensitic transformation, and microstructural hardness heterogeneity, *International Journal of Fatigue*. 113 (2018) 359–366. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.04.027>.
- [9] G.T. Gray, J.C. Williams, A.W. Thompson, Roughness-Induced Crack Closure: An Explanation for Microstructurally Sensitive Fatigue Crack Growth, *Metallurgical Transactions A*. 14 (1983) 421–433. <https://doi.org/10.1007/BF02644220>.
- [10] S. SURESH, R.O. RITCHIE, GEOMETRIC MODEL FOR FATIGUE CRACK CLOSURE INDUCED BY FRACTURE SURFACE ROUGHNESS., *METALL TRANS A*. V 13A (1982) 1627–1631. <https://doi.org/10.1007/bf02644803>.
- [11] R.O. Ritchie, Near-threshold fatigue-crack propagation in steels, *International Metals Reviews*. 24 (1979) 205–228. <https://doi.org/10.1179/imtr.1979.24.1.205>.
- [12] K. Minakawa, A.J. McEvily, On crack closure in the near-threshold region, *Scripta Metallurgica*. 15 (1981) 633–636. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(81\)90041-7](https://doi.org/10.1016/0036-9748(81)90041-7).
- [13] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A.Ch. Dippel, D. Raabe, Nanolaminate transformation-induced plasticity–twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance, *Acta Materialia*. 85 (2015) 216–228.  
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2014.11.010>.

- [14] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A. Kostka, D. Raabe, Smaller is less stable: Size effects on twinning vs. transformation of reverted austenite in TRIP-maraging steels, *Acta Materialia*. 79 (2014) 268–281. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.020>.
- [15] ASTM E647-13, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, American Society for Testing and Materials (ASTM). (2013).
- [16] T. Mizoguchi, M. Koyama, H. Noguchi, Quantification method for parameters affecting multi-scale roughness-induced fatigue crack closure, in: *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2018: pp. 1071–1075. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.225>.
- [17] T.L. Anderson, *Fracture Mechanics*, Third Edit, CRC Press, Boca Raton , 2005. <https://doi.org/10.1201/9781420058215>.
- [18] R.H. Dodds, T.L. Anderson, M.T. Kirk, A framework to correlate a/W ratio effects on elastic-plastic fracture toughness ( $J_c$ ), *International Journal of Fracture*. 48 (1991) 1–22. <https://doi.org/10.1007/BF00012499>.
- [19] V.B. Dutta, S. Suresh, R.O. Ritchie, FATIGUE CRACK PROPAGATION IN DUAL-PHASE STEELS: EFFECTS OF FERRITIC-MARTENSITIC MICROSTRUCTURES ON CRACK PATH MORPHOLOGY., *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 15 A (1984) 1193–1207. <https://doi.org/10.1007/bf02644714>.
- [20] A.A. Korda, Y. Mutoh, Y. Miyashita, T. Sadasue, Effects of pearlite morphology and specimen thickness on fatigue crack growth resistance in ferritic-pearlitic steels, *Materials Science and Engineering A*. 428 (2006) 262–269. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.05.015>.
- [21] S. Biswas, S. Sivaprasad, N. Narasaiah, S. Tarafder, P.C. Chakraborti, Load history effect on FCGR behaviour of 304LN stainless steel, *International Journal of Fatigue*. 29 (2007) 786–791. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2006.06.003>.
- [22] R.J.H. Wanhill, Characteristic stress intensity factor correlations of fatigue crack growth in high strength alloys: reviews and completion of NLR investigations 1985-1990, National Aerospace Laboratory NLR, 2009. [www.nlr.nl](http://www.nlr.nl) (accessed December 16, 2020).
- [23] M. JONO, J. SONG, S. MIKAMI, M. OHGAKI, Fatigue crack growth and crack closure behavior of structural materials, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 33 (1984) 468–474. <https://doi.org/10.2472/jsms.33.468>.
- [24] R. Pippan, A. Hohenwarter, Fatigue crack closure: a review of the physical phenomena, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. 40 (2017). <https://doi.org/10.1111/ffe.12578>.
- [25] D. Birenis, Y. Ogawa, H. Matsunaga, O. Takakuwa, J. Yamabe, Ø. Prytz, A. Thøgersen, Interpretation of hydrogen-assisted fatigue crack propagation in BCC iron based on dislocation structure evolution around the crack wake, *Acta Materialia*. 156 (2018) 245–253. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.06.041>.

- [26] S. Suresh, R.O. Ritchie, Mechanistic dissimilarities between environmentally influenced fatigue-crack propagation at near-threshold and higher growth rates in lower strength steels, *Metal Science*. 16 (1982) 529–538. <https://doi.org/10.1179/msc.1982.16.11.529>.
- [27] P.K. Liaw, T.R. Lea, W.A. Logsdon, Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals, *Acta Metallurgica*. 31 (1983) 1581–1587. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90155-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90155-4).
- [28] K. TOKAJI, M. KAMAKURA, N. HASEGAWA, Y. TSUBOI, Fatigue Crack Propagation in Magnesium Alloy AZ31 Rolled Plate, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 52 (2003) 821–826. <https://doi.org/10.2472/jsms.52.821>.
- [29] M. Tanaka, Dislocations in face-centered cubic and body-centered cubic crystals, *Sanyo Technical Report*. 26 (2019) 14–22. [http://www.sanyo-steel.co.jp/technology/images/pdf/26/26\\_03.pdf](http://www.sanyo-steel.co.jp/technology/images/pdf/26/26_03.pdf) (accessed December 26, 2020).
- [30] K. Suzuki, M. Koyama, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Planar slip-driven fatigue crack initiation and propagation in an equiatomic CrMnFeCoNi high-entropy alloy, *International Journal of Fatigue*. 133 (2020) 105418. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105418>.

## 第 5 章 結論

### 5.1 各章の結論

地球温暖化対策を目的とした構造部材の軽量化を実現するために、部材の薄肉化に耐える高強度な鉄鋼材料の開発が進められている。しかし高強度であることは同時に低延性であることにつながるため、強度と延性がともに優れた材料の開発が求められている。この強度と延性のバランスを克服するために優れた加工硬化能を付与された鋼として変態誘起塑性型マルエージ (Transformation-induced plasticity maraging : TRIP-M) 鋼が開発された。構造物の強度設計においては、降伏強度や引張強度にくわえて耐疲労特性を考慮しなくてはならない。この耐疲労特性は繰返し負荷される荷重レベルやき裂長さなどの使用条件によって変化する。TRIP-M 鋼では、優れた加工硬化能を付与するために様々な加工硬化能向上因子を盛り込んだ複雑な金属微視組織を有しているため、疲労き裂進展機構や疲労き裂進展を抑制する際の支配的因子が条件によってより複雑に変化していくと考えられる。TRIP-M 鋼に限らず、今後も開発されていくであろう複雑な金属組織を有する鋼の実用化にはどのような疲労き裂進展挙動をするのかを知っておく必要があり、また、どのような条件でその疲労き裂進展挙動となるのかを解析できなくてはならない。より精緻な疲労き裂進展挙動解析に向けて、どのような条件で疲労き裂進展挙動が変化するのかに関する知見が必要である。

本研究では上記の知見を得ることを目的に、まずは加工硬化能を考慮した疲労き裂進展挙動解析を行い、その後 TRIP-M 鋼をモデル材として巨視き裂における疲労き裂進展挙動を測定し、最後に加工硬化能を考慮した疲労き裂進展挙動解析では説明ができなかった疲労き裂進展挙動を解析するために必要な事項について考察した。

本章では第 1 節に各章の結言をまとめ、第 2 節に第 1 章で述べた本研究の目的である今後の機械工学的指標の決定に至るまでの指針を示す。

第 2 章では、加工硬化能が疲労き裂閉口現象へ与える影響を調査するため、Dugdale モデルを用いた塑性誘起き裂閉口解析を行った。また、得られた結果を用いて初期き裂長さ、加工硬化特性が下限界応力拡大係数範囲に与える影響を調査した。得られた知見を以下に示

す.

- (1) き裂閉口の効果は同じ降伏応力, 同じ Ramberg-Osgood の式における  $n$  値において最大負荷応力に対する降伏応力の比が同じである場合は, 初期き裂長さの影響を受けないことを示した.
- (2) Ramberg -Osgood の式において同じ  $n$  値であっても, 降伏応力  $\sigma_Y$  が大きな材料のほうが, 応力-ひずみ曲線で考えた際の加工硬化能  $d\sigma/d\varepsilon$  は大きくなる. よって, 同じ  $n$  値であっても降伏応力  $\sigma_Y$  によって  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max} - \Delta c/c_0$  の関係が異なるものになる (異なるき裂閉口の度合いとなる).
- (3) き裂閉口の効果は同じ降伏応力において,  $n$  値が大きく加工硬化の小さい材料のほうが  $\sigma_{\infty,op}/\sigma_{\infty,max}$  が大きく, き裂閉口の効果が大きい. これは除荷過程開始時に  $n$  値が大きいほど棒要素にかかる応力が小さく, 圧縮降伏する際の降伏応力が小さくため, 次サイクルにおいてき裂を開口させるために必要な開口応力 (き裂先端棒要素にかかる圧縮応力が 0 になった際の遠方応力) が大きくなるからである.
- (4)  $\Delta K_{th}$  は  $n$  値が大きく, 加工硬化能が小さいほど大きな値を示す傾向にある. また, 加工硬化能が小さいほど材料ほど, 長いき裂においてはき裂閉口の大きさに起因して  $\Delta K_{th}$  が大きい, 微小き裂になるにつれて小規模降伏条件から逸脱するため, 微小き裂では加工硬化能に優れるほど  $\Delta K_{th}$  が大きくなることを示唆した.

第 3 章では, オーステナイト分率の異なる TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展試験を室温 (23°C) で行った. 得られた巨視き裂における疲労特性とこれまで行われてきた微小き裂の疲労特性を比較した. 微小き裂と巨視き裂の疲労特性について, 熱処理時間の役割を検討し, き裂閉口現象の観点から巨視き裂の疲労き裂進展挙動について考察した. 以上より得られた知見を以下に示す.

- (1) 既報の結果として, 平滑材の疲労試験による疲労限の比較では TRIP-M 1h のほうが TRIP-M 8h よりも高い疲労限を有しており, これは微小き裂進展抵抗が TRIP-1h より TRIP-M 8h の方が高いことを示している. 一方, 本論文の結果である疲労き裂進展試験による巨視き裂の進展速度の比較では, TRIP-M 8h のほうが TRIP-M 1h よりも高いき裂進展抵抗を示した. つまり, オーステナイト分率の異なる TRIP-M 鋼では微小き裂と巨視き裂で進展抵抗の優劣が入れ替わることを示した.
- (2) TRIP-M 鋼のように準安定オーステナイト相を含むような材料の  $\Delta K_{eff}$  算出は従来法

では正確ではなく、算出の難易度が非常に高いことを示唆した。疲労き裂進展中にき裂先端近傍のオーステナイト相が変態すると、P-COD線図における荷重負荷時の弾性線と比較して荷重除荷時の弾性線の傾きが小さくなることにより、 $\Delta K_{\text{eff}}$ 算出に必要な $P_{\text{op}}$ を従来法では正確に計測できないと考えられる。

- (3) TRIP-M 1h と TRIP-M 8h における疲労き裂進展速度の差は、巨視き裂周囲の塑性域内に存在する体積膨張を伴ったマルテンサイト変態量の差が原因であることを示した。マルテンサイト変態量が大きい TRIP-M 8h の方が、TICC の効果が大きく、疲労き裂進展が抑制されたと考えられる。

第4章では、オーステナイト分率の異なる TRIP-M 1h と TRIP-M 8h の疲労き裂進展試験を室温 (23°C) で行った。今回得られた巨視き裂かつ低 $\Delta K$ 領域における疲労特性と高 $\Delta K$ 領域の疲労特性を比較した。低 $\Delta K$ の疲労特性について、熱処理時間の役割を検討し、疲労き裂進展モード変化の観点から低 $\Delta K$ 領域における巨視き裂の疲労き裂進展挙動について考察した。以上より得られた知見を以下に示す。

- (1) TRIP-M 鋼の低 $\Delta K$ 領域における  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ 関係は従来鋼と比較して同レベルではあるが、パリズ則が成り立つような範囲においても直線にはならないことを示した。さらに、従来鋼が  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を示すような低い  $\Delta K_{\text{eff}}$  であっても TRIP-M 鋼は  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を示さない。
- (2) き裂開口比  $U$  から見た TRIP-M 鋼の低 $\Delta K$ 領域における疲労き裂閉口現象の挙動のみでは  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ 関係を説明できない。よって  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ 関係を決めているのはき裂閉口現象ではなく、 $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ の関係を変化させるような因子であることが示された。
- (3) き裂閉口現象の影響を除いた関係である  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$ 関係を決定するのは疲労き裂進展経路の違いと、損傷蓄積型の疲労き裂進展によるものだということを示唆した。TRIP-M 鋼の漸減試験結果は初期段階では TRIP-M 1h のほうが軟質なラメラ組織に沿う、き裂経路の粗くなるせん断型の疲労き裂進展の割合が多い。また、二次き裂の数も少ないため、疲労き裂進展が主き裂に集中したと考えられる。以上2つの考察から、TRIP-M 鋼の漸減試験結果は TRIP-M 1h のほうが初期段階では進展速度が速くなっていたと考えられる。
- (4)  $\Delta K$  が小さくなるとき裂閉口型の延性的な疲労き裂進展から損傷蓄積型の疲労き裂進展に遷移したことを示唆した。 $\Delta K$  を小さくしていくと、疲労き裂周辺の KAM 値

が高くなっていることから、延性的な疲労き裂進展速度が遅くなるにつれて、き裂周りに繰返し塑性変形の影響がおおきくなっていたと考えられる。延性的な疲労き裂進展速度よりも速く、き裂先端での塑性ひずみ集中→ボイドの形成→き裂の連結をするに至る塑性変形が起こることにより、TRIP-M 鋼は  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を示さなかったと考えられる。

- (5) 以上より、TRIP-M 鋼の熱処理時間が  $\Delta K$  漸減試験で得た  $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K_{\text{eff}})$  に与える影響は、熱処理時間が長くなるほど、初期段階では主き裂の屈曲や二次き裂の発生を促進し、き裂進展速度を小さくする効果がある。しかし、き裂進展速度が遅くなるにつれて発生する損傷蓄積型の疲労き裂進展においては疲労き裂先端に形成する損傷がき裂先端に近い場合、損傷の連結が容易になる。よって、熱処理時間の短い TRIP-M 鋼よりも延性的な疲労き裂進展速度が小さくなる前に、損傷蓄積型の疲労き裂進展に移行すると考えられ、TRIP-M 1h と TRIP-M 8h は同程度の疲労き裂進展速度となったと考えられる。

## 5.2 今後の展望

本論文ではこれまで、加工硬化能を含めた塑性誘起き裂閉口解析（第2章）、変態誘起塑性型マルエージ鋼（Transformation-induced plasticity maraging steel : TRIP-M 鋼）の疲労き裂進展過程でマルテンサイト変態が起こる高  $\Delta K$  領域での疲労き裂進展挙動（第3章）、TRIP-M 鋼の疲労き裂進展過程においてマルテンサイト変態が起こりにくい低  $\Delta K$  領域での疲労き裂進展挙動（第4章）について論じてきた。第3章、第4章において、熱処理時間を制御することにより、異なる加工硬化能を与えられた TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動について議論してきたが、第2章で解析を行った加工硬化能の違いから生じる疲労き裂進展挙動の違いだけでは、異なる加工硬化能を有する TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動の説明をするには不十分であった。TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動解析を行うにあたっての課題は、機械工学的でありマクロな材料特性である加工硬化能だけではなく、いかに金属組織学に基づいたミクロな材料特性をメゾスケールで近似し、解析に持ち込むかというところにある。特に TRIP-M 鋼について言及すると、TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動を解析するにあたっての障害は、TRIP-M 鋼を構成する金属組織が、複相からなること、ラメラ形態であること、準安定オーステナイト相を含むことに起因している。第3章、第4章で TRIP-M 鋼を構成するこれら金属組織の特徴は、疲労き裂進展を抑制するき裂閉口現象の発現に影響を及ぼすだけではなく、材料自身の疲労き裂進展抵抗の向上や、疲労き裂進展モードを変化させることが示唆された。これらの金属組織の影響を踏まえた疲労き裂進展挙動解析が実現して初めて、TRIP-M 鋼のような金属組織を有する鋼を使うことが出来るようになる。

本章では、TRIP-M 鋼のような金属組織を複雑に作りこんでいる材料の疲労き裂進展挙動解析を行うには、どういったミクロスケールの現象をどのように理解すればよいのかについて

て、これまでの議論を踏まえて今後の課題として期待される研究について検討する。

### 5.2.1 より精緻な疲労き裂進展挙動解析へ：結晶構造が疲労き裂進展挙動へ与える影響

TRIP-M 鋼は面心立方格子 (Face-centered cubic lattice : FCC) 構造から体心立方格子 (Body-centered cubic lattice : BCC) 構造へ体積膨張型のマルテンサイト変態する準安定オーステナイト相を有している。第2章ではマルテンサイト変態によって膨張した組織が、き裂面を圧縮することによって塑性誘起き裂閉口 (Plasticity-induced crack closure : PICC) を助長する変態誘起き裂閉口 (Transformation-induced crack closure : TICC) によって TRIP-M 鋼の疲労き裂進展挙動を説明した。第3章では結晶構造が異なる場合には、繰返されるき裂開閉口によって延性的に疲労き裂進展する場合に材料固有の疲労き裂進展抵抗を変化させることを示唆した。加工硬化能を考慮した疲労き裂進展挙動解析では再現できない上記2点の現象を解析する方法を以下に提案する。

#### 5.2.1.1 マルテンサイト変態による体積膨張の影響

TRIP-M 鋼の場合、体積膨張型の加工誘起マルテンサイト変態が起こるため、疲労き裂先端近傍において、特に荷重を負荷する際に、変態に必要なひずみを与えられるとマルテンサイト変態すると考えられる。Dugdale モデルを用いた疲労き裂進展挙動解析では、荷重負荷時における塑性域を棒要素として分割し、き裂線延長線上の  $y$  方向塑性ひずみを積分値した値を棒要素の長さとする。その後の荷重除荷過程において、最小負荷荷重の際に各棒要素が受け持てる応力から、圧縮降伏している棒要素の長さを更新する。この過程における荷重負荷時の棒要素長さに変態膨張量を加えることによって、増加するき裂面間の圧縮挙動を考慮した疲労き裂進展挙動解析が可能となると考える。

変態膨張量について、一般的に FCC 構造から BCC 構造へのマルテンサイト変態では約4%の体積膨張が起こる[1]。体積膨張の効果を考慮した疲労き裂進展挙動解析において考慮すべき問題は、この4%の体積膨張した領域が疲労き裂進展挙動に与える影響が2点考えられるということである。1つ目は、体積膨張した領域がき裂先端前方に存在している場合についてである。体積膨張することにより、き裂先端前方に圧縮の応力場を形成し、塑性変形を抑制することによって塑性域が小さくなる。2つ目は体積膨張した領域が疲労き裂進展によってき裂先端後方へ移動した場合についてである。新たなき裂面の形成によって圧縮されていた塑性域が解放され、き裂面の上下を近づけることにより、PICC を助長する。ここで気を付けるべきことは、体積膨張の効果が、後者は疲労き裂進展を抑制する効果であるが、前者は塑性域を小さくするため、疲労き裂進展を促進するような効果となることである。また、材料全体が準安定オーステナイト相ではなく、TRIP-M 鋼のような複相鋼であった場合、変態膨張した領域がき裂面となるか否かも問題となる。変態膨張した領域がき裂面上に現れない場合、き裂上下面の近づきは単純に膨張した分近づかない。

これらの効果について実際に観測することは現状難しいと考えられるため、有限要素法によって検証することが望ましい。疲労き裂進展挙動解析を行うには(1)有限要素法による

疲労き裂先端前方の体積膨張による塑性域形状・サイズの解析、(2)有限要素法による体積膨張領域を疲労き裂が進展する際のき裂面変位の変化解析を行わなくてはならない。(1)については対象となる材料の内部で起こるマルテンサイト変態がどの程度の変形によってマルテンサイト変態するのかを考慮する必要がある、(2)については変態する領域以外の領域がどの程度、変形を拘束できるのかを考慮する必要がある。これらの結果を Dugdale モデルを用いた疲労き裂進展挙動解析における棒要素長さに組みこむことにより、体積膨張の影響を含めた疲労き裂進展挙動解が可能となると考えられる。

### 5.2.1.2 転位間相互作用の違いによる影響

第4章で述べたように BCC 構造と FCC 構造とでは転位挙動が異なるため、き裂閉口現象の効果を除いた  $da/dN-\Delta K_{eff}$  の関係であっても整理することが難しいと考えられる。理由としては、き裂閉口挙動を支配する転位運動 FCC 構造と BCC 構造では異なるため、材料そのものの疲労き裂進展抵抗が異なるからである。また、単に FCC 構造、BCC 構造の違いのみならず、近年開発が進められているハイエントロピー合金とオーステナイト系ステンレス鋼を比較した場合のように同じ FCC 構造であっても、その積層欠陥エネルギーの違いから疲労によって形成される転位組織が異なる[2]ため、 $da/dN-\Delta K_{eff}$  では整理できないと考えられる。また、これら転位運動の違いによる材料そのものの疲労き裂進展抵抗の違いは  $da/dN=C(\Delta K_{eff})^m$  で表した修正パリズ則における  $m$  の値を変化させることが第4章の結果から示唆されている。つまり、例えば、ある構造物の疲労設計において2種類の材料を比較したい場合、内在を想定するき裂がどの程度の  $\Delta K$  を繰返し受けるのかによって、材料の優劣が異なる。

本研究で行った Dugdale モデルを用いた疲労き裂進展挙動の解析(第2章)では、現実的な時間で終わるよう1解析ステップで想定する負荷除荷の繰返し数  $\Delta N$  を修正パリズ則に乘じ、き裂進展量  $\Delta c=\Delta N \cdot (da/dN)=(\Delta N \cdot C) \cdot (\Delta K_{eff})^m$  として計算している。つまり、き裂進展速度は解析をする人間が決定するパラメータであるため、前述のようなき裂進展挙動の解析は出来ない。まずは、材料を構成する結晶構造の違いが生むき裂閉口挙動を、転位間相互作用を考慮できる結晶塑性有限要素解析を用いるなどして検証する必要がある。

### 5.2.2 より精緻な疲労き裂進展挙動解析へ：組織形態が疲労き裂進展挙動へ与える影響

TRIP-M 鋼は軟質相である準安定オーステナイト相と硬質相であるマルエージマルテンサイト相の2相からなる複相鋼である。また、準安定オーステナイトの形状は薄く層状であり、TRIP-M 鋼は軟質相と硬質相がラメラ構造を形成している。さらに、軟質相の準安定オーステナイト相は変形を加えることにより、加工誘起マルテンサイトとなることにより硬化する。TRIP-M 鋼は炭素の含有量が少なく、またマルエージマルテンサイト相は  $Ni_2MnAl$  からなる金属間化合物がナノサイズで析出しているため[3]、加工誘起マルテンサイト相とマルエージマルテンサイト相を比較した場合、前者が軟質相であり後者が硬質相となる。TRIP-M 鋼は、これら組織形態と組織の硬さの差によって材料内部の塑性変形を不均一にし、

加工硬化能を向上させている[4].

また、これらの組織形態、硬さの違いはき裂進展経路を屈曲させる。しかし、TRIP-M 鋼では熱処理時間を変化させることによるき裂進展経路の違いが巨視き裂においてはき裂開口量の差を生じさせなかった。以下では、一般に考えられるき裂閉口現象の影響を含め、加工硬化能を考慮した疲労き裂進展挙動解析では再現できない現象を解析する方法を以下に紹介・提案する。

#### 5.2.2.1 き裂面上下不一致の影響

き裂経路の屈曲とき裂先端における不均一な塑性変形によって、き裂上下面の不一致によるき裂間の隙間が生じる。このき裂間の隙間はき裂系閉口挙動における早期接触につながり、粗さ誘起き裂閉口 (Roughness-induced crack closure : RICC) が発現する。Dugdale モデルを用いた RICC の解析はすでに行われており、隙間の大きさや粗さの (ジグザグの) 角度の効果について解析されている[5,6].

しかし、より精緻な疲労き裂進展挙動解析にはき裂長さの違いによって変化する RICC の効果についてより検証が必要である。疲労によって繰返される上下のき裂面接触は、き裂面を摩耗させるため、き裂先端から離れるにつれてき裂の表面は摩耗し、滑らかになる[7]. つまり、粗さによって隙間が生じている領域はき裂先端からある距離までであるから、初期き裂長さが長いほど、き裂長さと粗さのある距離の比が小さくなり、RICC の効果が小さくなると考えられる。

#### 5.2.2.2 破面間摩擦の影響

疲労き裂破面同士の接触により生じる摩擦力により、き裂進展駆動力を減少させる現象として粗さ誘起応力遮蔽効果 (Roughness-induced stress shielding : RISS) が知られている[8].

5.2.2.1 目で述べたように疲労き裂進展によってき裂の表面は摩耗し滑らかになるため、微小き裂においては摩擦の影響が大きいと考えられる。TRIP-M 鋼では結晶粒やパケット由来の表面粗さではなく、ラメラ組織に依存した微小な表面粗さが存在しているため、微小き裂であってもき裂面には粗さが存在している[9]. また、実際に摩耗し滑らかになった材料と、摩耗が少なく粗さのある材料では粗さのある材料のほうが優れた疲労限を示すことが知られている[7]. 微小き裂の疲労き裂進展解析や疲労限の予測にはまず、摩耗の発生条件を検証し、摩耗する場合としない場合の摩擦係数を含めたき裂先端の RISS 解析を行い、その後遮蔽された応力を考慮して応力拡大係数などの値を算出し、疲労き裂進展挙動を解析する必要があると考える。

#### 5.2.2.3 損傷蓄積型疲労き裂進展の影響

損傷蓄積型の疲労き裂進展はき裂先端が開閉口しないような純粋なモードII 負荷がなされた場合に考えられた疲労き裂進展モードである[10]. しかし、第4章にて示したように、TRIP-M 鋼においては他鋼種が下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$ を示しているような場合であっても $\Delta K_{th}$ を示さず、き裂が停留していないことが明らかとなった。微小な繰返し変形によって TRIP-M 鋼のラメラ組織に転位が蓄積され、ボイドの発生・成長をすることにより、ボイ

ドがき裂と連結するといった損傷蓄積型の疲労き裂進展量が、き裂開閉口によって進展する延性的な疲労き裂進展量よりも大きくなった際に損傷蓄積型の疲労き裂進展が発生すると考えられる。つまり、き裂開閉口型の疲労き裂進展のみを想定していた場合には下限有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff,th}$ でき裂が停留すると考えるため、損傷蓄積型の疲労き裂進展が発生した場合に $\Delta K_{eff,th}$ 以下でも疲労き裂が進展し、危険である。

この損傷蓄積型の疲労き裂進展を考慮した疲労き裂進展挙動解析にはまず、ボイドの発生・成長がどういったひずみ量、どの程度の繰返し数で起こるのかを計算・解析する必要がある。また、ボイドとき裂が連結する際のボイドとき裂の位置関係、連結機構についての研究が必要である。その後、同一の材料において損傷蓄積型の疲労き裂進展速度とき裂開閉口型の疲労き裂進展速度とを比較し両者のより速いき裂進展速度で疲労き裂は進展することを考慮することにより、より精緻な疲労き裂進展挙動解析につながると考えられる。

また、TRIP-M 鋼のように結晶粒内部にも複雑に金属組織を作りこまれた材料の損傷蓄積型疲労き裂進展の観察にも課題がある。第4章で破面観察を行った際、マクロな破面には特徴は観察されなかった。損傷蓄積型の疲労き裂進展では、まずき裂先端近傍において繰返し変形の履歴が観察されるひずみが集中した領域と、蓄積された損傷（ボイド等）とき裂が接続した際のひずみが集中していない領域があると考えられる。この2つの領域が観察可能なスケールで破面観察を行うことで、損傷蓄積型の疲労き裂進展をした領域とそうでない領域の異なる破面を観察できると考えた。そこで適切なスケールにおいて破面観察を行うため、電子線後方散乱回折法を用いてひずみ集中している領域していない領域を特定し用としたが、第4章の通り、ひずみの集中は均一に見えたため、不可能であった。これはTRIP-M 鋼の金属組織中にはそもそもひずみが集中しており、繰返しの影響で蓄積されるひずみ集中が観察されにくい状況であることに起因していると考えられる。

## 第 5 章の参考文献

- [1] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, 1998.  
<https://doi.org/10.1017/cbo9780511806575>.
- [2] K. Suzuki, M. Koyama, S. Hamada, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Planar slip-driven fatigue crack initiation and propagation in an equiatomic CrMnFeCoNi high-entropy alloy, *International Journal of Fatigue*. 133 (2020) 105418. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105418>.
- [3] J. Millán, S. Sandlöbes, A. Al-Zubi, T. Hickel, P. Choi, J. Neugebauer, D. Ponge, D. Raabe, Designing Heusler nanoprecipitates by elastic misfit stabilization in Fe-Mn maraging steels, *Acta Materialia*. 76 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.016>.
- [4] M.M. Wang, C.C. Tasan, D. Ponge, A.Ch. Dippel, D. Raabe, Nanolaminate transformation-induced plasticity–twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance, *Acta Materialia*. 85 (2015) 216–228. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2014.11.010>.
- [5] N. Kamp, M.R. Parry, K.D. Singh, I. Sinclair, Analytical and finite element modelling of roughness induced crack closure, *Acta Materialia*. 52 (2004) 343–353. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.09.019>.
- [6] J. Crapps, S.R. Daniewicz, A macrostructural model for simulating the combined effects of roughness and plasticity induced fatigue crack closure, *International Journal of Fatigue*. 45 (2012) 15–30. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.06.017>.
- [7] Z. Zhang, M. Koyama, K. Tsuzaki, H. Noguchi, Three-dimensional characterization of low-cycle fatigue crack morphology in TRIP-maraging steel: Crack closure, geometrical uncertainty and wear, *International Journal of Fatigue*. 143 (2021) 106032. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.106032>.
- [8] S. Hamada, T. Suemasu, S. Fukudome, M. Koyama, M. Ueda, H. Noguchi, Roughness-induced stress shielding effect in fatigue crack propagation under Mode II loading, *International Journal of Fatigue*. 116 (2018) 245–256. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.06.029>.
- [9] T. Mizoguchi, M. Koyama, H. Noguchi, Quantification method for parameters affecting multi-scale roughness-induced fatigue crack closure, in: *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2018: pp. 1071–1075. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.225>.
- [10] S. Hamada, K. Zhang, M. Koyama, M. Ueda, H. Noguchi, Fatigue crack propagation modes: plastic deformation mode and damage accumulation mode, *International Journal of Fracture*. 222 (2020) 111–122. <https://doi.org/10.1007/s10704-020-00433-7>.

## 謝辞

本研究の全てにわたりご指導をいただきました，九州大学工学研究院 機械工学部門 材料力学講座 野口博司 教授に心より厚くお礼申し上げます。研究を遂行するにあたって，疲労強度学や破壊力学に関する基礎についてご指導賜りましたことに加え，国際会議での発表，海外留学の経験をくださいました。また，常に私の独創性について問うていただいた経験に始まり様々な面において，博士課程の学生としてかけがえのない経験を積むことが出来ました。ここに改めて，深く感謝申し上げます。

本論文の作成にあたり大変貴重なご助言をいただきました，九州大学工学研究院 機械工学部門 材料力学講座 戸田裕之 教授，九州大学工学研究院 材料工学部門 材料加工工学講座 田中将己 教授，九州大学工学研究院 機械工学部門 材料力学講座 濱田繁 准教授に深くお礼申し上げます。また，濱田繁 准教授には FEM のいろはをご指導いただいたことに加え，常に気を配ってくださったことに改めて感謝の意を表します。

本研究の遂行および論文の執筆にあたり，多大なるご助言をいただきました，当時 九州大学工学研究院 機械工学部門 材料力学講座 小山元道 助教（現 東北大学金属材料研究所 材料設計研究部 耐環境材料学研究部門 准教授）に心より感謝申し上げます。私が博士課程への進学をするきっかけを与えてくださったこと，材料強度学の基礎についてご指導賜りましたことに始まり，マサチューセッツ工科大学への留学の機会をいただくなど公私にわたりお世話になりました。ここに改めて感謝申し上げます。

本研究を遂行するにわたり，当時 九州大学工学研究院 機械工学部門 材料力学講座 津崎兼彰 教授（現 国立研究開発法人 物質・材料研究機構 構造材料研究拠点 解析・評価分野 鉄鋼材料グループ NIMS 招聘研究員）に感謝申し上げます。材料強度学の基礎やわかりやすく人に伝える資料の作り方についてご指導賜りましたことに加え，私の進路にも気を配っていただき，常に明るく，ポジティブに励ましてくださいました。改めて感謝いたします。

Thomas B. King Career Development Professor in Metallurgy in the Department of Materials Science and Engineering at MIT の C. Cem Tasan 教授には留学時の指導教員としてお世話になりました。研究に関する議論に加え，まだまだ未熟であった私に研究の進め方からご指導いただいた事や，超一流の学生と研究活動するという経験をいただいたこと，改めて感謝いたします。

本研究の遂行にあたっては、九州大学工学研究院 機械工学部門 材料力学講座 固体力学研究室・材料強度学研究室の職員の皆様、卒業生・修了生・在学生の皆様の日頃から多大なるご協力をいただきました。特に修士1年 岩切大地 氏には第2章における Dugdale モデルを用いた疲労き裂進展挙動解析の作業を担当していただき、多大な労力を割いていただきました。ここに感謝いたします。また、研究室を問わず、在学時には切磋琢磨し、修了後には常に気をかけ、応援してくれていた多くの同級生の皆様のおかげで充実した学生生活を送ることが出来たこと、改めて感謝いたします。

最後に、私の長い学生生活を支え、温かく見守り続けていただいた父、母、妹に深く感謝いたします。ありがとうございました。

令和3年1月7日

溝口 友樹