

準安定ラメラ組織の疲労き裂進展抵抗

小山元道¹⁾,** 野口博司²⁾ 津崎兼彰²⁾

1. はじめに：疲労強度を改善するために

機械構造物を設計する際の材料選択の基準は「材料強度」である。材料強度としては降伏強度，最大引張強度，疲労強度などが挙げられる。多くの鉄鋼材料では，疲労強度がこれら種々ある強度の中で最低値を示すため，安全設計上重要視されている。このため，歴史的に疲労強度の改善が試みられてきたが，**図1**に示す疲労限(10^7 サイクルで壊れない疲労強度)と引張強度の比例関係⁽¹⁾が見出されて以来，材料開発の観点において，引張強度から予測される以上の疲労強度改善を実現することは困難であると認識されている。

この耐疲労鋼創製における閉そく感を打破するために，我々は機械工学と材料工学のスクラムのもと，次の二点に改めて着目した。第一は，疲労強度は他の材料強度と比べて，応力負荷条件⁽²⁾⁻⁽⁴⁾や試験雰囲気⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾などの外部環境や試験片

形状⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾に敏感である，という点である。例えば，応力負荷条件の観点では，繰返し負荷試験特有の実験条件である応力比⁽²⁾⁽³⁾や負荷応力波形⁽⁴⁾，応力振幅などに対する疲労強度の依存性がある。疲労強度に対する試験片形状の影響としては，切欠き寸法・形状依存性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾が大きい他，試験片寸法に対する依存性⁽¹¹⁾⁽¹²⁾が大きいことも特徴である。この観点から， 10^7 回疲労強度(疲労限)のみに注目するのではなく，高応力振幅側の疲労寿命にも焦点をあて，広範な応力振幅に対して優れた疲労寿命を示す耐疲労鋼の実現を目指した。

第二の着眼点は，鉄鋼材料の疲労試験では，たとえ無限に繰返し応力負荷をしても破壊しないとされる疲労限であっても疲労き裂が発生していることである⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。つまり，鉄鋼材料の疲労限は試料の平均特性ではなく，「最弱組織」における「疲労き裂発生後」の「き裂進展停留限界」に対応する。換言すれば，疲労限で発生したき裂の進展速度は負荷繰返し数の増加とともに，最小進展距離である約一原子間距離以下まで低下することを意味している。(仮に小規模降伏条件を満たしているとして)応力拡大係数はき裂長さ増大とともに大きくなることから，き裂の進展とともに伝ば速度が小さくなり，遂にはき裂伝ばが止まることを不可思議に思われるかもしれない。これはき裂進展にともなうき裂先端の硬化およびき裂周辺の応力場変化に起因する⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁸⁾。前者の硬化の観点における我々の最近の試みは別報にて概説しているので合わせて参照されたい⁽¹⁶⁾。後者の応力場変化はき裂閉口現象に起因する。最も典型的なき裂閉口である，塑性誘起き裂閉口について述べる。き裂閉口にともないき裂先端の領域が荷重方向へ塑性変形するため，き裂先端の引張方向変位が拘束されている場合は，塑性域が除荷過程で圧縮応力を受ける。圧縮応力場にき裂が進展すると弾性回復するため，き裂前縁後方の領域に残留引張ひずみが与えられ，き裂面が閉口方向に変位する(**図2(a)**)。この変位により除荷過程でき裂面が接触する荷重点(閉口点)が上昇するので，き裂面接触後の更なる除荷および圧縮過程において，き裂面を圧縮す

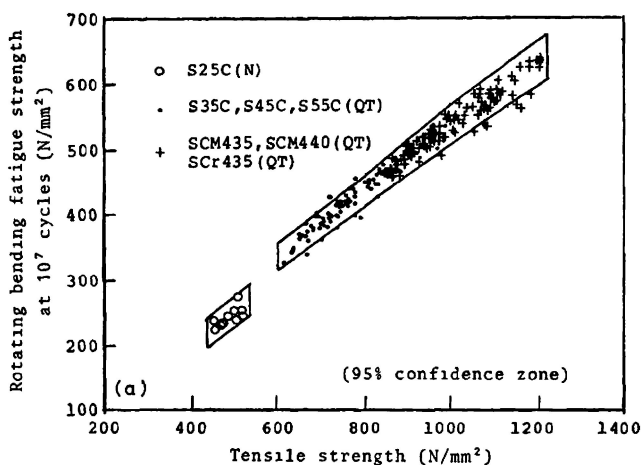


図1 従来鉄鋼材料における引張強度と 10^7 回疲労強度(疲労限)の関係⁽¹⁾。「材料」29巻316号24-29(1980)より転載，Copyright 1979，日本材料学会。

* 九州大学大学院工学研究院機械工学部門；1)助教 2)教授

** 現在：東北大学金属材料研究所；准教授(〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

Fatigue Crack Propagation Resistance in Metastable Laminated Microstructures; Motomichi Koyama, Hiroshi Noguchi and Kaneaki Tsuzaki (Department of Mechanical Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

Keywords: fatigue crack resistance, laminated microstructure, metastable austenite, crack roughness, crack closure

2019年1月11日受理[doi:10.2320/materia.58.206]

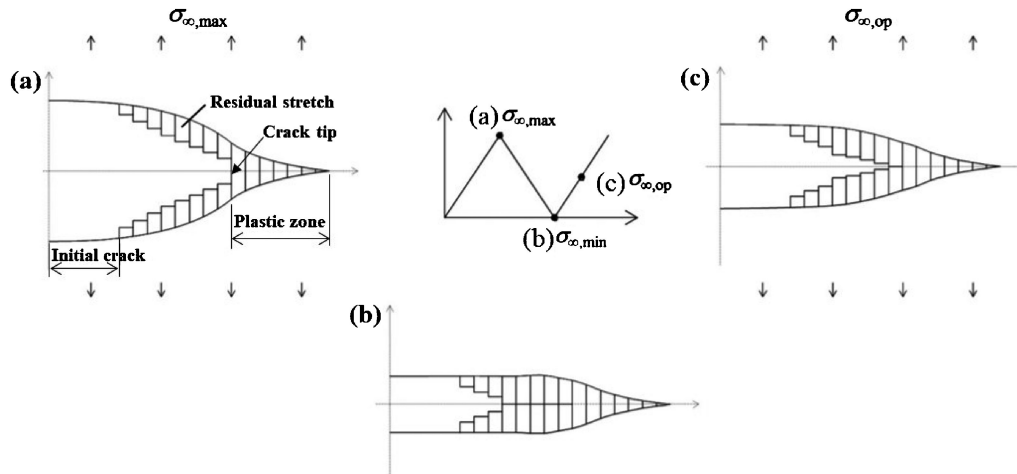


図2 棒要素により表現した疲労き裂進展における変形および残留引張ひずみ分布。(a)き裂開口および進展によってき裂後方に残留引張ひずみが形成する。(b)除荷後に残留引張ひずみが形成している領域でき裂面が優先的に接触し、圧縮応力場を形成する。(c)き裂面にかかる圧縮応力に起因してき裂開口臨界応力が上昇する⁽¹⁸⁾。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 135, 168 (2015). Copyright 2015, Elsevier.”

る応力場が形成する(図2(b))。このき裂面にかかる圧縮応力が次サイクルのき裂開口を妨げるため、より大きな遠方荷重がき裂進展に必要となる(図2(c))。このき裂閉口機構を塑性誘起き裂閉口と呼ぶ^{(15)(17)–(19)}。これは、なぜ疲労き裂が進展してから停留するのかを理解するために最重要な現象である。このき裂閉口現象を金属マイクロ組織設計によって制御し、き裂進展抵抗を改善することを第二の指針とした。

これら二点に基づき選定した金属マイクロ組織を持つ材料が、準安定ラメラ組織を内包する変態誘起塑性(TRIP)マルエージング鋼である⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。本稿では、このTRIPマルエージング鋼のマイクロ組織が示す疲労き裂進展挙動と関連する疲労強度について概説することを目的とする。

2. TRIP マルエージング鋼のマイクロ組織とその特殊性

図3に、鉄鋼材料で観察される種々なマイクロ組織形態の例をTRIPマルエージング鋼のマイクロ組織形態と比較して示す。鉄鋼材料では、熱処理により容易に様々な複相組織を得ることができる。疲労き裂進展の観点において、マイクロ組織の複相化には短所と長所が存在する。短所は、複相化することで最弱組織の降伏強度と試料全体の平均降伏強度の差が大きくなり、引張強度-疲労強度比が低く現れ易い点にある。長所は、き裂が軟質相に沿って進展するため、疲労き裂が屈曲することである。き裂の屈曲は「粗さ誘起き裂閉口」を通じてき裂進展抵抗を高めることが知られる⁽²²⁾⁽²³⁾。粗さ誘起き裂閉口の機構については後述する。このき裂粗さの効果は複相組織がラメラ状に積層することでさらに強化される。例えば、フェライトとセメンタイトの微細ラメラ組織を有するパーライト鋼は優れた疲労き裂進展抵抗を示す⁽²⁴⁾。き裂屈曲とは異なる観点として、軟質相を準安定相とした場合、多くの鉄鋼材料は面心立方構造から体心立方構造への変形誘起マルテンサイト変態を示す。このマルテンサイト変態は体積

膨張型の変態なので、き裂前方の引張方向変位が拘束されている場合、塑性域は変態に由来する圧縮応力を受ける。この圧縮応力場に起因して塑性誘起き裂閉口と類似の機構が働き、疲労き裂進展抵抗を向上させる⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。これを変態誘起き裂閉口と呼ぶ。つまり、硬質相と準安定軟質相のラメラ構造を有する組織では、き裂屈曲とマルテンサイト変態膨張の両方の効果を兼備すると考えられ、高い疲労き裂進展抵抗の発現が期待される。Fe-9Mn-3Ni-1.4Al-0.01C (mass%) TRIP マルエージング鋼は、準安定オーステナイト相とN₂MnAl金属間化合物によって強化された先在マルテンサイト相からなるラメラ組織(準安定ラメラ複相組織)を有しており⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽²⁷⁾、上述のコンセプトに基づいて優れた疲労き裂進展抵抗が現れると期待した。また図4に示すように、TRIPマルエージング鋼の準安定相オーステナイトの形態は熱処理時間で制御が可能であり⁽²⁰⁾⁽²¹⁾⁽²⁸⁾、873 K、1 h熱処理の場合には、ラメラ構造と表記すると語弊があるが、ラメラ構造と同様のき裂進展屈曲を実現するマイクロ組織(伸張粒が積層した複相組織)を作ることにもできる。次節より、TRIPマルエージング鋼におけるマイクロ組織と疲労き裂進展挙動の対応および疲労特性について示す。

3. TRIP マルエージング鋼の疲労特性とその新規性

図5に図3で示した種々鉄鋼材料の応力振幅-疲労寿命線図を示している。ここで、縦軸は異なる強度を有する鋼種間の比較をするため、応力振幅を引張強度で除することで規格化している。TRIPマルエージング鋼の引張特性は表1に示してある。複相組織材(DP鋼：□印)に比べて、複相ラメラ組織材(パーライト鋼：△印)では疲労限に変化がないものの、高応力側でより優れた疲労寿命が現れている。この傾向は、き裂面粗さの効果(粗さ誘起き裂閉口)に由来すると考える。まず、疲労限に対してき裂粗さの影響が小さい理由を述

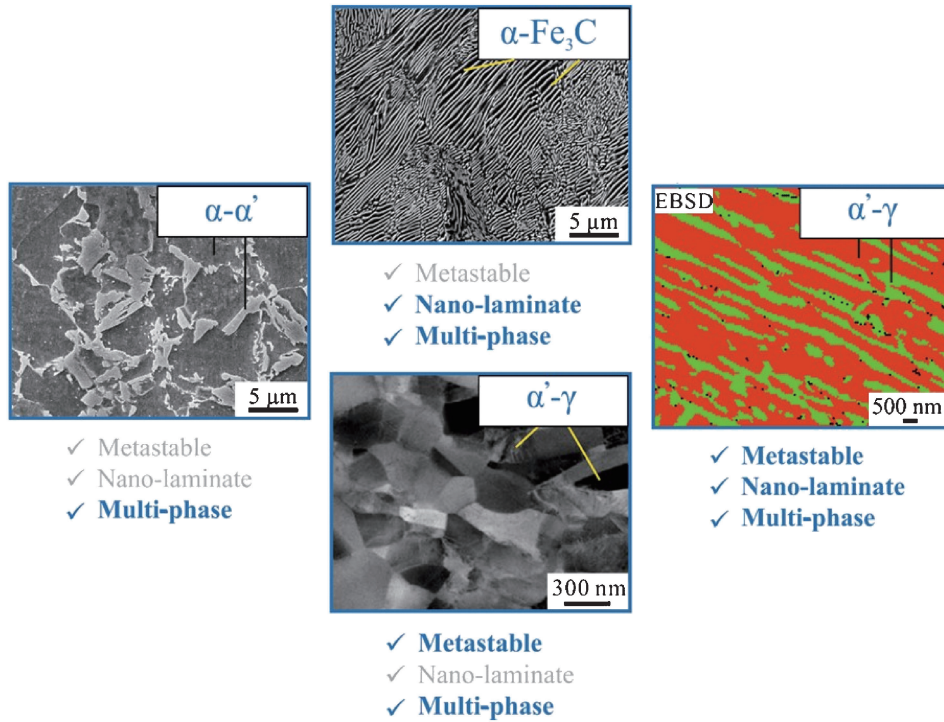


図3 鉄鋼材料で観察される様々な複相組織の例：フェライト(α)-マルテンサイト(α')複相組織， α - Fe_3C ラメラ複相組織， α' -オーステナイト(γ)準安定複相組織， α' - γ 準安定ラメラ複相組織⁽²⁹⁾ “Reproduced with permission from Science, 355, 1055 (2017). Copyright 2017, AAAS.”

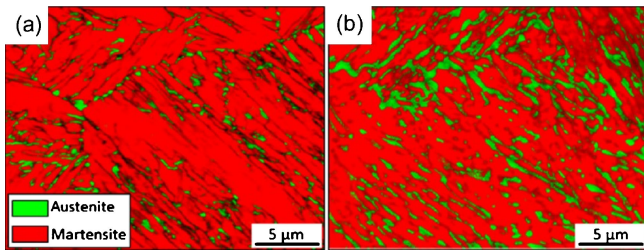


図4 フルマルテンサイト状態(焼入れのまま)からの熱処理時間に伴う TRIP-マルエージング鋼のマイクロ組織変化：873 Kで(a) 1 h および(b) 8 h 保持材の EBSD 相分布図⁽²⁸⁾．“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 100, 176 (2017). Copyright 2017, Elsevier.”

べる．上述の通り，疲労限ではき裂が停留する．平滑試料を用いた場合，き裂は結晶粒 1, 2 個程度の長さ分を進展して停留する．ラメラ構造を有するマイクロ組織では，き裂屈曲は結晶粒径以上の単位で起こるため，平滑材の疲労限におけるき裂に対しては屈曲が十分に現れる前に停留してしまい，き裂粗さの効果が現れない．しかし，疲労限より上の応力振幅ではき裂の進展寿命(き裂発生から破壊の臨界き裂長さまでの負荷繰り返し数)が疲労寿命に対応するので，き裂粗さの効果が有効に現れる．一方，準安定複相組織材(TRIP 鋼：×印)では，疲労限に有意な改善がみられる．高応力振幅では全面降伏するため，マルテンサイト変態がき裂閉口に寄与しない．しかし，疲労限近傍ではき裂先端のみで変態膨張が起こるため，き裂閉口現象を促進し，疲労き裂進展抵抗およ

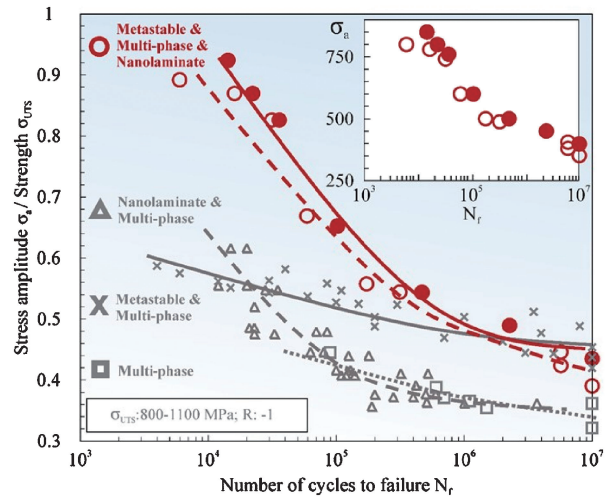


図5 試験応力振幅を引張強度で除した値を破断寿命に対してプロットしたグラフ⁽²⁹⁾．4 種類の金属マイクロ組織を持つ鉄鋼の結果を示している．ここで Metastable & Multiphase & Nanolaminate のデータが TRIP マルエージング鋼に対応する．挿入図は TRIP マルエージング鋼の応力振幅-疲労寿命関係を示す．赤実線(赤●印)が 1 時間熱処理材，赤破線(赤○印)が 8 時間熱処理材に対応する．比較材を含めて材料の引張強度は 800-1100 MPa の範囲である．“Reproduced with permission from Science, 355, 1055 (2017). Copyright 2017, AAAS.”

表1 溶体化処理・焼入れ後に873 Kで異なる時間保持したTRIP マルエージング鋼の室温における引張特性⁽²¹⁾。本データの試験片は平行部長さ5 mmの板であり、試験温度は室温、ひずみ速度は 10^{-3} s^{-1} である。

	0.2%耐力	引張強度	均一伸び	全伸び
As-quench (フルマルテンサイト)	800 MPa	925 MPa	3%	19%
1 h 保持	765 MPa	920 MPa	10%	31%
8 h 保持	670 MPa	897 MPa	17%	33%

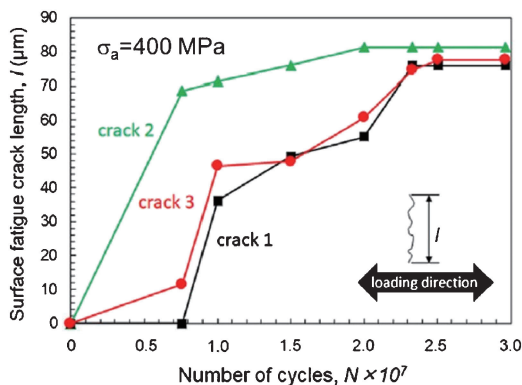


図6 873 Kで1時間熱処理をしたTRIP マルエージング鋼の疲労限(400 MPa)での微小疲労き裂進展挙動⁽³⁰⁾。き裂はあるサイクル数以上で停留している。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 126 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

び疲労限を上昇させる。今回注目しているTRIP マルエージング鋼は赤線(赤○●印)に対応しており、準安定複相組織における高疲労限と、複相ラメラ構造における高応力振幅側の優れた疲労寿命を兼備していることがわかる。換言すれば、複数のき裂閉口機構に起因して、TRIP マルエージング鋼の疲労特性は広い範囲の応力振幅に対して優れている、といえる。図6に示すように、従来鉄鋼材料と同じく疲労限においてもき裂は発生しており、高応力振幅の疲労寿命および疲労限の両方が疲労き裂進展挙動に由来していることを確認している。よって、次節より、TRIP マルエージング鋼におけるマルテンサイト変態と準安定ラメラ組織のそれぞれに対応する疲労き裂進展経路の二点に焦点をあてて説明する。

4. マルテンサイト変態をともなう疲労き裂進展：加工硬化と変態誘起き裂閉口

まず、マルテンサイト変態と疲労き裂進展の関係について概説する。初期マイクロ組織をフルオーステナイトとする準安定オーステナイト鋼では、加工硬化⁽³¹⁾⁽³²⁾と変態誘起き裂閉口⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾に起因して優れた疲労き裂進展抵抗が現れる。例えば、図7に示すように、準安定オーステナイトステンレス鋼は、従来疲労き裂停留限界が高いことで知られる熱延まオ

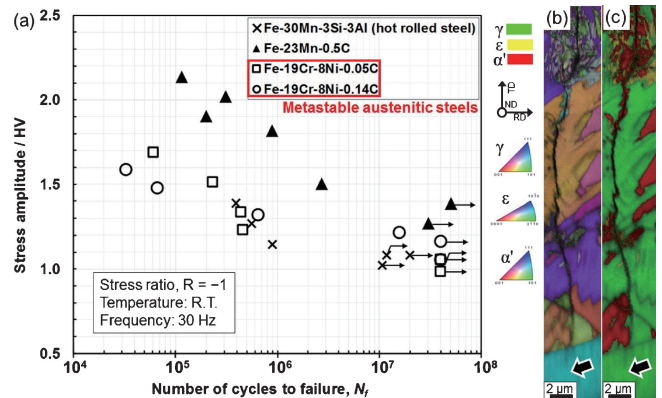


図7 (a)ラメラ構造を持たない準安定オーステナイト鋼の疲労強度⁽³⁶⁾。これらデータを取得するために用いた試料には、微小ドリルと収束イオンビームにより微小欠陥が導入されている。ここでは、応力繰返しによる加工硬化の影響を除くために、縦軸の応力振幅は疲労試験後の硬さで除してある。(b)荷重方向の逆極点図(IPF)マップと(c)相分布図。図中矢印は疲労き裂先端を示している。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 359 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

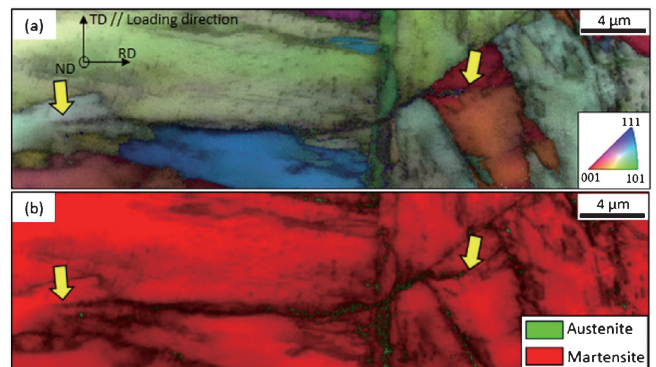


図8 1時間熱処理後のTRIP マルエージング鋼における疲労き裂近傍の(a)荷重方向のIPFマップおよび(b)相分布図⁽²⁸⁾。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 100, 176 (2017). Copyright 2017, Elsevier.”

ーステナイト鋼⁽³³⁾や、炭素添加型高Mn鋼⁽³⁴⁾と同等以上の疲労き裂停留限界を有することを確認している。このことからTRIP マルエージング鋼でも同様にマルテンサイト変態膨張がき裂進展抵抗向上に寄与していると考えた。実際、図8に示すように、疲労き裂近傍ではマルテンサイト変態しており、き裂近傍以外ではオーステナイトが残存していることを確認した⁽²⁹⁾。しかし、準安定オーステナイトを有する複相組織を疲労き裂進展抵抗向上に活用する場合は、複相鋼特有の考慮すべき点がある。つまり、単相オーステナイト鋼では疲労き裂先端の塑性域全面でマルテンサイト変態が起こるが、複相鋼では変態が塑性域内のオーステナイト領域に限られる点に留意が必要である。き裂先端の塑性域においてマルテンサイト変態が起こると、旧オーステナイト領域に圧縮応力を形成する。しかし、微小疲労き裂に対してこの圧縮応

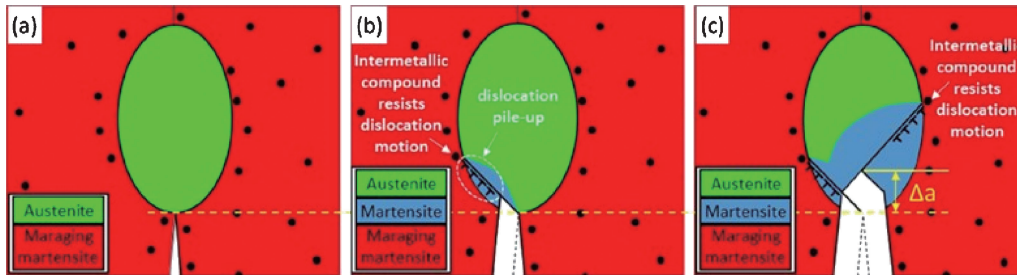


図9 準安定オーステナイトへ疲労き裂が進展した場合のマイクロ組織変化を示す模式図⁽³⁰⁾。黒点は金属間化合物を示している。(a)き裂先端がオーステナイトに存在し、(b)き裂の開口とともに変形誘起マルテンサイト変態が起こる。ここで変態は膨張型であり、炭素を含まないために生成マルテンサイトは軟質である。変形は硬質なマルエージングマルテンサイトとの界面で抑制され、(c)オーステナイト粒内で変形/変態が拡大する。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 126 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

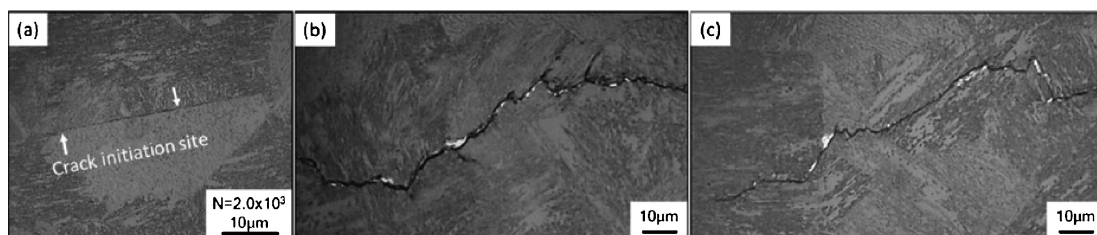


図10 8時間熱処理後のTRIPマルエージング鋼における(a)旧オーステナイト界面に沿った疲労き裂発生および(b)ラメラと交差するき裂伝ばと(c)ラメラに沿うき裂伝ば⁽²⁸⁾。ここで、白黒コントラストがラスマルテンサイトの組織単位の一つであるブロックに対応している。オーステナイト/マルテンサイトラメラの配向方向はこのマルテンサイトブロックの伸長方向に平行である。“Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 100, 176 (2017). Copyright 2017, Elsevier.”

力場が有効にき裂面に変位を与え、き裂閉口に寄与するためには、圧縮応力場をき裂が迂回せずに変形誘起マルテンサイトの領域内を進展させる必要がある。つまり、変形誘起マルテンサイトは、準安定オーステナイトを囲んでいる先在組織(相棒相)よりも軟質である必要がある。TRIPマルエージング鋼は873K熱処理で生じる Ni_2MnAl 金属間化合物によって先在マルテンサイトが著しく強化されている⁽³⁵⁾ので、変形誘起マルテンサイトよりも硬質であり、き裂は変形誘起マルテンサイトの中を進展する。この過程を模式的に図9に示す。まとめると、TRIPマルエージング鋼は「準安定オーステナイト」と「変形誘起マルテンサイトより硬質な先在マルテンサイト」の組み合わせによって変態誘起き裂閉口の効果が有効に発現したと考える。

5. ラメラ構造に関わる疲労き裂進展

(1) ラメラと交差するき裂進展：塑性変形抵抗上昇とき裂面摩擦

図10にTRIPマルエージング鋼の疲労き裂進展挙動を示す。き裂は介在物または旧オーステナイト界面から発生し(図10(a))、ラメラと交差して進展する場合(図10(b))とラメラに沿って進展する場合(図10(c))がある。ラメラと交差して進展する場合は、多くの異相界面、マルテンサイトブロック界面ならびに金属間化合物で強化された先在マルテンサ

イトを貫通する必要があるため、強い塑性変形抵抗が生じ、き裂進展速度が低下する。また、き裂がラメラと交差する場合は、き裂面がサブ μm スケールの粗さを伴うことも観察されている⁽²⁹⁾⁽³⁷⁾。このような小さな粗さは、「き裂面摩擦」の観点から重要である(粗さ誘起応力遮蔽効果と呼ばれる⁽³⁸⁾)。つまり、ラメラとき裂が交差する場合は、多数の界面/析出物と転位の相互作用による塑性変形抵抗とサブ μm スケールのき裂面粗さによる摩擦の二点がき裂進展抵抗に寄与すると考える。

(2) ラメラに沿うき裂進展：粗さ誘起き裂閉口

前節で説明した通り、ラメラ組織の配向方向がき裂進展方向と大きな角度差を有する場合、ラメラ組織とき裂が交差するためには大きな塑性変形抵抗を上回るき裂進展駆動力が必要となる。この大きな塑性変形抵抗を避けるために疲労き裂が迂回して進展する場合は、図10(c)に示したように、き裂がラメラに沿って進展することとなる。このラメラに沿ったき裂進展は、大きく屈曲するため、粗さ誘起き裂閉口⁽²²⁾⁽²³⁾の発現を助長すると考える[†]。ここで、粗さ誘起き裂閉口の機構について概説する。き裂面に粗さをともなう疲労き裂進

[†] 前述した、先在マルテンサイトが変形誘起マルテンサイトよりも硬いという点は、このラメラに沿ったき裂進展を助長するためにも重要である。

展において、き裂先端の変形によるき裂面対のずれが有意であった場合(図11(a)), 除荷過程においてき裂面の一部が早期接触することになる(図11(b)). き裂面の早期接触は、更なる除荷によってき裂面に圧縮応力を与えるため、次サイクルの開口時に必要な遠方荷重または応力拡大係数が大きくなる。換言すれば、ある遠方荷重およびき裂長さにおけるき

裂進展駆動力が小さくなるため、疲労き裂進展速度が遅くなる。金属間化合物による先在マルテンサイトの強化は、ラメラとき裂が交差する場合の塑性変形抵抗を高めるだけでなく、ラメラに沿ったき裂進展をする場合もき裂屈曲のガイドとなることで粗さ誘起き裂閉口を助長する役割があると考えられる。つまり TRIP マルエージング鋼におけるラメラ構造は、高い塑性変形抵抗と粗さ誘起き裂閉口の複合効果により、様々なき裂とラメラ配向方向の組み合わせに対して高い疲労き裂進展抵抗を与えている。加えて、図4(a)のようにラメラ組織中の準安定オーステナイトがミシン目状に不連続となった場合、さらに疲労き裂進展抵抗が上昇する。疲労き裂が軟質である準安定オーステナイトを選択的に進展し(図12(a)), オーステナイトの伸長方向に沿って変形誘起マルテンサイト中を進展する点は変わらない(図12(b)). しかし、不連続な形態となると、次のオーステナイトにつながるま

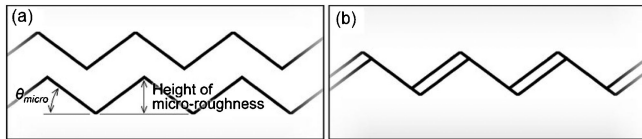


図11 粗さ誘起き裂閉口の模式図⁽²²⁾⁽³⁷⁾. (a)粗さがあり、かつ上下き裂面の対がき裂先端の変形によりずれた場合、(b)応力除荷時に早期のき裂接触が起こる。

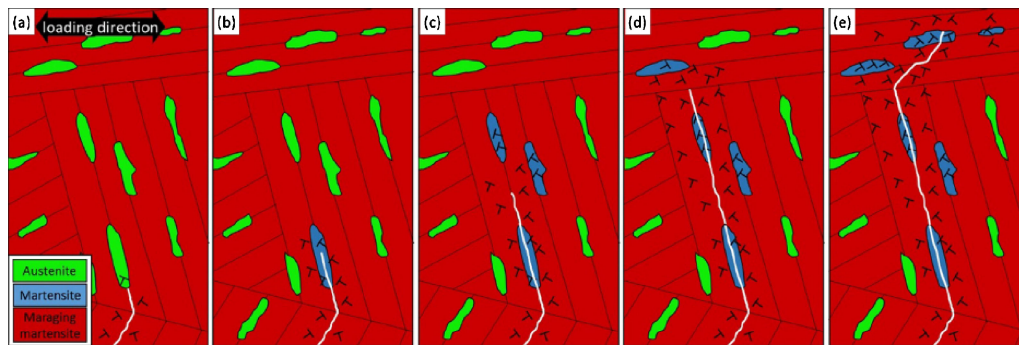


図12 873 K, 1 h 熱処理した TRIP マルエージング鋼における疲労き裂進展を示す模式図: (a)オーステナイトへのき裂進展, (b)変形誘起マルテンサイト中の進展, (c)ラス界面に沿ったマレージングマルテンサイト中の進展, (d)ミクロ組織界面でのき裂進展の減速, (e)ラメラ配向方向に対応したき裂の屈曲⁽³⁰⁾. “Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 113, 126 (2018). Copyright 2018, Elsevier.”

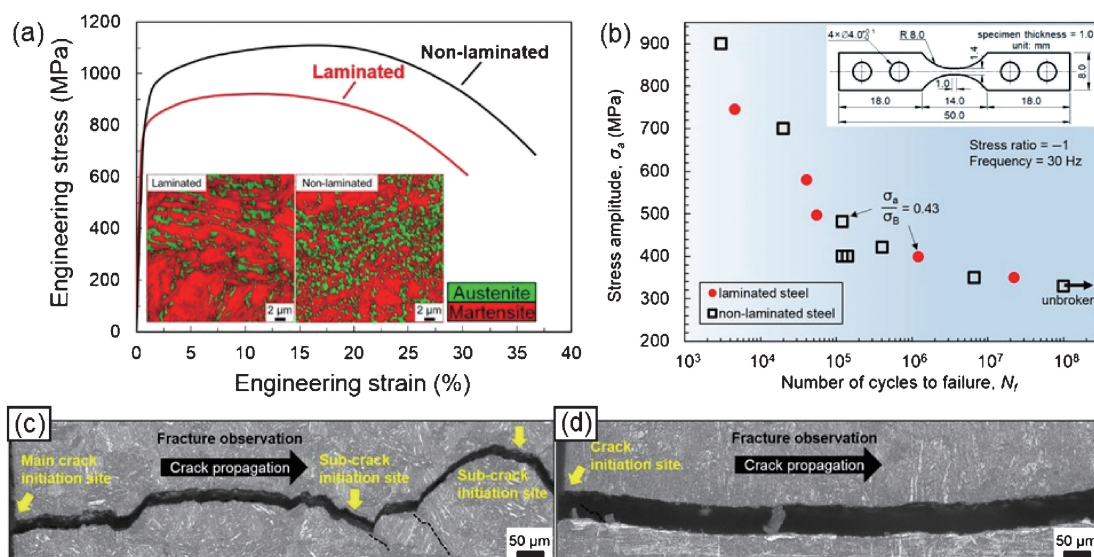


図13 ラメラ構造の有無による(a)応力ひずみ応答および(b)疲労強度の変化. (c)ラメラ材および(d)非ラメラ材での応力振幅-引張強度比0.43におけるき裂面粗さの違い⁽⁴¹⁾. “Reproduced with permission from Metall. Mater. Trans. A, Published online, <https://doi.org/10.1007/s11661-018-5081-6>. Copyright 2019, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International.”

で、硬質なマルエージングマルテンサイト中をき裂は進展する必要がある(図12(c)). この点を詳述すると、伸長したオーステナイト粒がマルテンサイト界面に沿ってミシン目状に配置されている場合、このオーステナイト粒の列がき裂進展のガイドとなるため(図12(d),(e)), オーステナイトが完全なラメラ形態をとる場合と同様のき裂面粗さが現れることを確認している。つまり、ミシン目状にオーステナイト粒が配置されている場合は、オーステナイトが完全なラメラ状に存在する場合と同等なき裂面粗さを有するとともに、マルエージングマルテンサイトを進展する分だけ平均のき裂進展抵抗が上昇する。この効果とオーステナイト粒径が小さくなること(有効結晶粒径の微細化)の二つに起因して、疲労強度を引張強度で規格化した疲労限は、873 K, 1 h 熱処理をした TRIP マルエージング鋼の方が 8 h 熱処理したものより高い(図 5)。

また、き裂面粗さの重要性は、同化学組成、かつ同程度の変態量を有する非ラメラ TRIP マルエージング鋼の疲労強度と比較することで明瞭に見て取ることができる。図13(a)にラメラおよび非ラメラ組織を有する TRIP マルエージング鋼の応力ひずみ曲線と変形前金属組織を示す。非ラメラ TRIP マルエージング鋼では、873 K 熱処理前に冷間加工を施すことで、熱処理後の準安定オーステナイトを微細かつ均一に分散させている⁽³⁹⁾。非ラメラ材では結晶粒が微細となるため、粒界強化によりラメラ材よりも高い引張強度を実現している⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾。しかし、図13(b)に示すように、その高い引張強度にもかかわらず、疲労強度にはラメラ材と非ラメラ材でほとんど差が現れない⁽⁴¹⁾。つまり、疲労強度-引張強度比はラメラ材の方が高い。この原因はき裂面粗さの違いにあり、図13(c)と(d)の比較からわかるように、非ラメラ材ではき裂面粗さがほとんど消失している。この事実から、疲労強度におけるき裂面粗さの重要性が再確認できる。

6. おわりに

本稿では、ミクロ組織制御による疲労特性改善の指針の一例を示した。材料工学の知見に基づき、ミクロ組織を疲労特性改善に活用するためには、き裂閉口現象という力学現象を理解し、それらが部材形状、外部環境によって如何に変化するかを理解することが鍵であった。ある条件で安全であったものが他の条件で同じく安全であるとは限らず、この危険性の把握にはマクロな力学解析の助けが不可欠である。一方、機械工学の観点においても、ミクロ組織設計の理解に基づくマクロ構造設計を志すことで、より精緻な材料選定と品質管理、より確かな構造設計を可能とする。特に、水素環境など経験値の低い環境で構造設計をする場合、ミクロ組織の理解がリスクの査定に重要な価値を生み出す。今回のように、力学とミクロ組織学の連携で見いだされた材料特性向上を好例として、種々の環境における材料開発および安全構造設計が今後も継続される中で、機械工学と材料工学の真の連携が実現達成されると確信して、筆をおく。

本研究の多くは、著者の研究室にて博士課程を過ごし、2018年3月に博士の学位を取得した張昭(Zhao Zhang)君の研究成果に基づいている。また、Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH の Prof. Raabe, Dr. Ponge, Dr. Wang, Massachusetts Institute of Technology の Prof. Tazan らとの連携のもと達成された成果である。この場を借りて深謝する。また、本研究の一部は、JSPS 科研費 基盤 S (16H06365)の助成を受けて遂行されたものである。

文 献

- (1) 西島 敏: 材料, 29(1980), 24-29.
- (2) M. Klesnil and P. Lukáš: Mater. Sci. Eng., **9**(1972), 231-240.
- (3) S. Hamada, T. Kinoshita, K. Morishige, K. Hayashi, T. Ishina and H. Noguchi: Int. J. Fatigue, **56**(2013), 86-94.
- (4) M. R. Bache: Int. J. Fatigue, **25**(2003), 1079-1087.
- (5) S. Suresh, G.F. Zamiski and DR.O. Ritchie: Metall. Mater. Trans. A, **12**(1981), 1435-1443.
- (6) 大西洋輔, 小山元道, 佐々木大輔, 野口博司: 鉄と鋼, **101**(2015), 605-610.
- (7) Y. Onishi, M. Koyama, D. Sasaki and H. Noguchi: ISIJ Int., **56**(2016), 855-860.
- (8) Y. Ogawa, S. Okazaki, O. Takakuwa and H. Matsunaga: Scripta Mater., **157**(2018), 95-99.
- (9) 濱野泰明, 濱田 繁, 野口博司: 鉄と鋼, **101**(2015), 552-558.
- (10) Y. Hamano, M. Koyama, S. Hamada and H. Noguchi: ISIJ Int, **56**(2016), 1480-1486.
- (11) A. Carpinteri, A. Spagnoli and S. Vantadori: Int. J. Fatigue, **31**(2009), 927-933.
- (12) M. Koyama, H. Li, Y. Hamano, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki and H. Noguchi: Eng. Fail. Anal., **72**(2017), 34-47.
- (13) M. Koyama, B. Ren, N. Yoshimura, E. Sakurada, K. Ushioda and H. Noguchi: ISIJ Int., **57**(2017), 358-364.
- (14) 小山元道, 任博 泓, 吉村信幸, 桜田栄作, 潮田浩作, 野口博司: 鉄と鋼, **103**(2017), 660-666.
- (15) N. Fukumura, B. Li, M. Koyama, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki and H. Noguchi: Theor. Appl. Fract. Mech., **90**(2017), 193-202.
- (16) 小山元道: まてりあ, **56**(2017), 458-461.
- (17) W. Elber: Damage tolerance in aircraft structures, ASTM International, (1971), 230-242.
- (18) N. Fukumura, T. Suzuki, S. Hamada, K. Tsuzaki and H. Noguchi: Eng. Fract. Mech., **135**(2015), 168-186.
- (19) B. Li, M. Koyama, S. Hamada and H. Noguchi: Eng. Fract. Mech., **182**(2017), 287-302.
- (20) M. M. Wang, C. C. Tazan, D. Ponge, A. Kostka and D. Raabe: Acta Mater., **79**(2014), 268-281.
- (21) M. M. Wang, C. C. Tazan, D. Ponge, A. C. Dippel and D. Raabe: Acta Mater., **85**(2015), 216-228.
- (22) S. Suresh and R. O. Ritchie: Metall. Trans. A, **13**(1982), 1627-1631.
- (23) R. Pippan, G. Strobl, H. Kreuzer and C. Motz: Acta Mater., **52**(2004), 4493-4502.
- (24) G. T. Gray, J. C. Williams and A. W. Thompson: Metall. Trans. A, **14**(1983), 421-433.
- (25) A. G. Pineau and R. M. Pelloux: Metall. Trans., **5**(1974), 1103-1112.
- (26) Z. Mei and J. W. Morris: Eng. Fract. Mech., **39**(1991), 569-573.
- (27) M. Wang, C. C. Tazan, M. Koyama, D. Ponge and D. Raabe: Metall. Mater. Trans. A, **46**(2015), 3797-3802.
- (28) Z. Zhang, M. Koyama, M. M. Wang, K. Tsuzaki, C. C. Tazan and H. Noguchi: Int. J. Fatigue, **100**(2017), 176-186.
- (29) M. Koyama, Z. Zhang, M. Wang, D. Ponge, D. Raabe, K.

Tsuzaki, H. Noguchi and C. C. Tasan: *Science*, **355**(2017), 1055–1057.

(30) Z. Zhang, M. Koyama, M. M. Wang, K. Tsuzaki, C. C. Tasan and H. Noguchi: *Int. J. Fatigue*, **113**(2018), 126–136.

(31) 小川卓郎, 小山元道, 西倉優理, 津崎兼彰, 野口博司: 鉄と鋼, **104**(2018), 88–97.

(32) T. Ogawa, M. Koyama, Y. Nishikura, K. Tsuzaki and H. Noguchi: *ISIJ Int.*, **58**(2018), 1910–1919.

(33) M. Koyama, Y. Yamamura, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki and H. Noguchi: *Int. J. Fatigue*, **108**(2018), 18–24.

(34) M. Koyama, Y. Yamamura, R. Che, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki and H. Noguchi: *Int. J. Fatigue*, **94, Part 1**(2017), 1–5.

(35) J. Millán, S. Sandlöbes, A. Al-Zubi, T. Hickel, P. Choi, J. Neugebauer, D. Ponge and D. Raabe: *Acta Mater.*, **76**(2014), 94–105.

(36) Y. Nishikura, M. Koyama, Y. Yamamura, T. Ogawa, K. Tsuzaki and H. Noguchi: *Int. J. Fatigue*, **113**(2018), 359–366.

(37) T. Mizoguchi, M. Koyama and H. Noguchi: *Procedia Structural Integrity*, **13**(2018), 1071–1075.

(38) S. Hamada, T. Suemasu, S. Fukudome, M. Koyama, M. Ueda and H. Noguchi: *Int. J. Fatigue*, **116**(2018), 245–256.

(39) M. M. Wang, C. C. Tasan, D. Ponge and D. Raabe: *Acta Mater.*, **111**(2016), 262–272.

(40) B. C. Cameron, M. Koyama and C. C. Tasan: *Metall. Mater. Trans. A*, **50**(2019), 29–34.

(41) Z. Zhang, M. Koyama, M. Wang, C. C. Tasan and H. Noguchi: *Metall. Mater. Trans. A*, (2019), Published online. DOI: 10.1007/s11661-018-5081-6.

★★
 小山元道

2012年 筑波大学大学院数理物質科学研究科博士課程修了
 2012年4月–2013年11月 日本学術振興会 特別研究員PD
 2013年12月–2019年3月 九州大学大学院 工学研究院 助教
 2019年3月– 現職

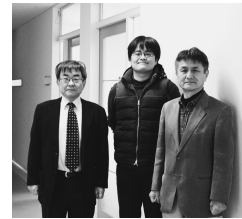
専門分野：材料強度学

◎水素脆化、疲労き裂、高Mn鋼などをキーワードに破壊現象を包括的に取り扱っている。最近ではElectron Channeling Contrast Imagingなど最新組織観察手法を損傷解析に応用している。

★★



小山元道



野口博司 小山元道 津崎兼彰