

鉄鋼材料の疲労における固溶炭素の 役割と潜在能力

～鋼の健康を保つために～

小山元道*

1. はじめに：鉄の寿命

構造材料には寿命がある。多くの場合、実用環境における金属構造材料の破壊の原因は疲労現象であり、疲労破壊は降伏応力以下でも起こる。つまり、マクロに塑性変形を受けていない状態であっても、様々な応力状態に繰り返しさらされる間に刻一刻と金属材料中の転位組織が変化する。結果として最弱転位組織からき裂が発生、伝ばし、破壊に至る。この疲労破壊に必要な時間(負荷サイクル数)を疲労寿命、疲労破壊が起こる下限界応力を疲労限と呼ぶ。一般的には、一定応力振幅で 10^7 回繰り返し負荷を与えても破壊が起こらない応力振幅が疲労限とされる。特に鉄鋼材料では、き裂の発生よりも伝ばに必要とされる時間の方が長く、疲労寿命を考える上でき裂の伝ば挙動は最重要因子である。さらに、鉄鋼材料では疲労寿命だけでなく、疲労限もき裂の伝ば挙動に支配されている。本稿では、この鉄鋼材料の疲労き裂伝ばに注目して行った著者の最近の研究について概説する。

2. 微小き裂の停留とひずみ時効硬化：鉄における健康と薬

き裂の伝ば挙動が疲労限を支配する、とは何を意味するか。これは発生した疲労き裂がその後、応力負荷繰り返し中に進展しないことを意味する。疲労き裂進展速度がゼロであるので、き裂が発生しても破壊は起こらず、この疲労き裂の

停留限界応力が疲労限となる。疲労き裂が存在していても、応力が疲労限以下である限り、鉄鋼材料は健康なのである。フェライト単相組織を有するFe-0.017 mass% C二元合金の例を図1に示す⁽¹⁾⁽²⁾。これら試料表面のレプリカ画像で示されるように、き裂は発生後、停留している。

この微小き裂停留の原因は図2に示すように、大きく分けて三つある。一つはき裂先端の変形である。き裂はその先端からの転位射出によって進展する。つまり、ある遠方応力に対する転位運動とき裂先端の変形/鈍化様式の関係が1サイクルの進展量に影響する[図2(1)]。次に微小き裂停留の原因となるのはき裂閉口現象である。き裂が変形するとその先端に塑性域が形成される。この塑性域では、き裂の開口方向

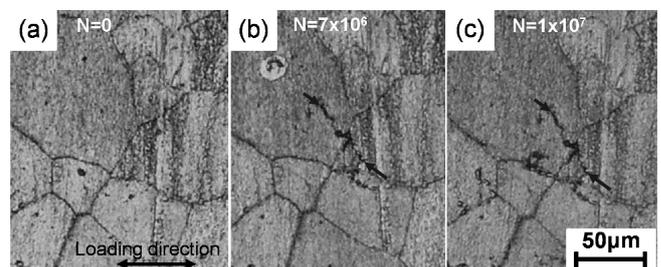


図1 Fe-0.017C 鋼の疲労限(210 MPa)における試料表面のレプリカ画像。それぞれ(a) 0, (b) 7×10^6 , (c) 1×10^7 サイクルにてレプリカ採取⁽¹⁾⁽²⁾。応力比は-1。(日本鉄鋼協会発行 ISIJ Int., 55(2015), p. 2463より転載。)

* 九州大学工学研究院機械工学部門；助教(〒819-0395 福岡市西区元岡744)
Potential and Roles of Solute Carbon on Fatigue Resistance in Steels; Motomichi Koyama (Department of Mechanical Engineering, Kyushu University, Fukuoka)
Keywords: steel, fatigue strength, solute carbon, strain aging, small crack, crack non-propagation, i-s interaction
2017年3月21日受理[doi:10.2320/materia.56.458]

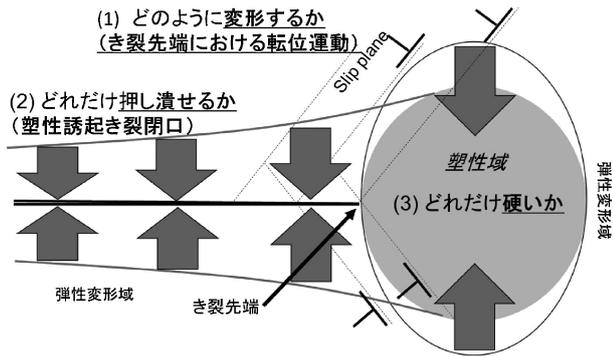


図2 疲労き裂停留限界に影響する因子の模式図。
 (1) き裂先端およびその近傍の変形(転位運動)。
 (2) き裂面を押し潰す力(残留圧縮応力)の発生。
 (3) き裂先端の硬さ(降伏応力および加工硬化能)。

に材料が塑性変形する。しかし、その周囲は弾性変形領域で拘束されているので、塑性変形に対応して伸長する代わりに、弾性的に圧縮される。この圧縮場は除荷後も残存するため、き裂が閉じた後に再度引張負荷を与えたときの開口を妨げる因子となる[図2(2)]。この残留圧縮応力場の規模は微小き裂の進展とともに大きくなり、あるき裂長さにおいてき裂の進展を完全に止める場合がある。この閉口現象を塑性誘起き裂閉口と呼ぶ⁽³⁾。最後の因子はき裂先端近傍の硬さ(塑性変形に対する抵抗)である。き裂先端が硬ければ硬いほど転位運動は阻害され、き裂の開口を妨げる[図2(3)]。鉄鋼材料の疲労限改善のためには、これら三つの因子を制御することが肝要である。特に三つめの因子、き裂先端の硬さの観点において、ひずみ時効硬化の側面から鉄鋼材料中の固溶炭素は特別な役割をもつ。

き裂先端の大きな応力集中を緩和するには塑性ひずみを必要とする。また、き裂先端では静水圧勾配が存在するので、応力誘起拡散が炭素のき裂先端への拡散/偏析を促進すると考える。さらに疲労限近傍における疲労き裂進展速度は遅いので、炭素が拡散するために必要な時間が与えられる。すなわち、大塑性ひずみ、高炭素濃度、長時効時間の三つの条件が、き裂先端では揃っている。このため疲労き裂先端でひずみ時効硬化が発現し、結果としてき裂を停留させる⁽⁴⁾。

Interstitial Free (IF) 鋼、水焼入れにより炭素を過飽和固溶状態にした Fe-0.006C 鋼ならびに Fe-0.017C 鋼(以下を含め、化学組成は全て mass%) の応力振幅-疲労寿命(S-N) 線図を図3に示す⁽⁵⁾。この S-N 線図に示されるように、固溶炭素は疲労限を向上させる。さらに興味深い点として、S-N 線図における 10^7 サイクル以降の階段状の部分に注目されたい。これは 10^7 サイクル以上疲労限で繰り返し応力負荷を与えた場合、疲労破壊の限界応力が上昇することを示している。この疲労限以下の応力負荷による疲労強度の上昇をコーキシング効果と呼ぶ。限界応力上昇の原因は主に加工硬化とひずみ時効硬化である。鉄鋼材料の場合、特にひずみ時効硬化がコーキシング効果発現にとって重要であることが知られる⁽⁶⁾。疲労限以下での低応力下の試験中では、マクロに

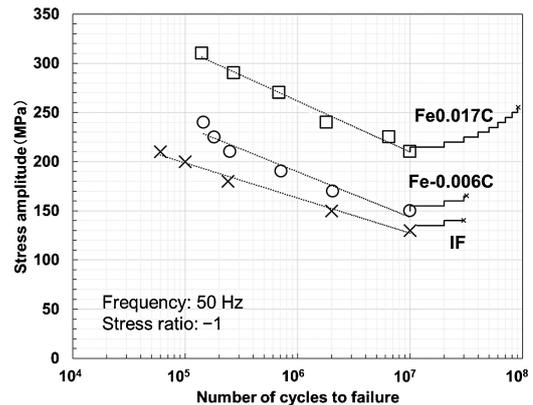


図3 IF 鋼, Fe-0.006C 鋼, Fe-0.017C 鋼の S-N 曲線とコーキシング効果⁽⁵⁾。階段右端の×印は破断を示す。応力比は-1。(日本鉄鋼協会発行 ISIJ Int., 57(2017), p. 358より転載。)

は塑性変形が観察されないが、低強度の組織部位および応力集中限である疲労き裂先端では局所的に塑性ひずみが導入される。また、ひずみ時効硬化によって十分な時効時間(10^7 サイクル)が与えられる。このため材料が疲労試験中に強化され、疲労限が高くなる。図3に示されるように、このコーキシング効果の程度も炭素量に依存しており、図中最大の炭素量を含む Fe-0.017C 鋼において顕著なコーキシング効果の発現が確認される。

3. 過飽和炭素と微小き裂の停留限界：薬の効用の最適化

ところで、図4(a)に示すように、疲労き裂の停留限界は硬さでよく整理されることが村上らによって報告されている⁽⁷⁾。これに対し、筆者らは、粒内における微小き裂の停留限界応力拡大係数を測定し、過飽和に固溶炭素を含む Fe-C 合金の試験結果は村上らの予測式を大きく上回ることを示した⁽⁸⁾⁽⁹⁾。硬さで整理した場合の種々な Fe-C 合金の疲労き裂停留限界を図4(b)に示す。固溶炭素を含まない IF 鋼は村上らの予測式で推定される停留限界とよく対応している。しかし、水焼入れによって過飽和固溶炭素を導入すると、そのき裂停留限界は村上の予測式より高くなり、予測値からの乖離は炭素量上昇にともない大きくなった。疲労き裂の停留限界を炭素量に対してプロットしたものを図4(c)に示す。ここで注目されたいのは、0.002 mass%程度の炭素量で停留限界の劇的な改善が認められた点である。つまり、従来鋼と比較して、わずかでも過飽和固溶炭素をフェライトに与えることができれば、ひずみ時効硬化に起因する「き裂先端」の動的な硬さ変化によって、微小き裂の停留限界を有意に改善できることが示唆された。換言すれば、水焼入れはフェライト中の固溶炭素量を上昇させる意味で、疲労特性に対して重要な意味をもつことが明らかとなった。

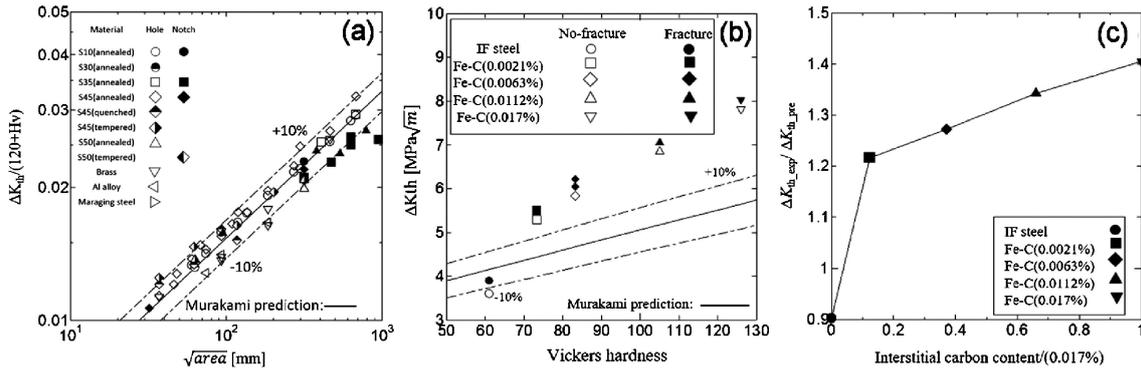


図4 (a)初期欠陥サイズと疲労き裂進展下限界ならびに硬さの関係⁽⁷⁾. areaは初期欠陥の投影面積を指す. (b) Fe-C二元合金の硬さと疲労き裂停留限界の関係. 村上の式は±10%の精度で予測されるので, 10%エラーを点線で示す. (c) 村上の予測式からのずれと炭素量の関係⁽⁹⁾. 横軸は最大炭素量0.017%で除した. いずれも応力比は-1. ('Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 87(2016) p. 1 and 98, (2017), pp. 101. Copyright 2016 and 2017, Elsevier'.)

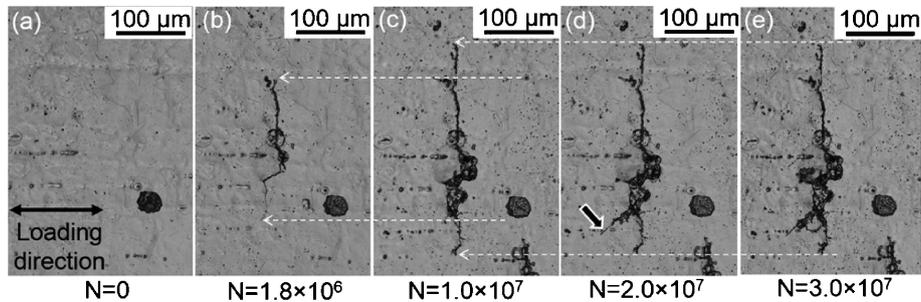


図5 Fe-23Mn-0.5C TWIP 鋼の疲労限(260 MPa)におけるレプリカ画像⁽¹²⁾. それぞれ(a) 0, (b) 1.8×10^6 , (c) 1×10^7 , (d) 2×10^7 , and (e) 3×10^7 サイクルにてレプリカを取得した. 矢印はき裂先端の位置を示す. 応力比は-1. ('Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 94(2017), p. 1. Copyright 2016, Elsevier'.)

4. i-s 相互作用由来のひずみ時効現象と疲労き裂の停留限界：万能薬を求めて

鉄鋼材料の主要構成相として、フェライトだけでなく、オーステナイトも重要である。室温におけるオーステナイトの疲労では、ひずみ時効硬化の影響は考慮されてこなかった。なぜなら、オーステナイト中の炭素の拡散速度がフェライトと比較して著しく低いからである。それでは、ひずみ時効硬化の疲労特性への影響はオーステナイトにはないのかというと、そうではない。近年、オーステナイト鋼でもi-s相互作用(侵入型原子(i)-置換型原子(s)の相互作用)を利用することで、ひずみ時効硬化を発現させることが可能であると報告されている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。具体的には、Fe-Mn-C基のオーステナイト鋼においてMnと炭素の引力相互作用に由来し、ひずみ時効硬化が発現するとされる。このFe-Mn-C基オーステナイト鋼はTwinning-Induced Plasticity (TWIP)効果によって高延性、高強度が両立している鋼である。この鋼種の疲労限は他の炭素を含まないTWIP鋼よりも疲労限が高い⁽¹²⁾。炭素を含まずひずみ時効硬化が発現しないTWIP鋼ではき裂は停留しないが、図5に示すように、Fe-Mn-C基

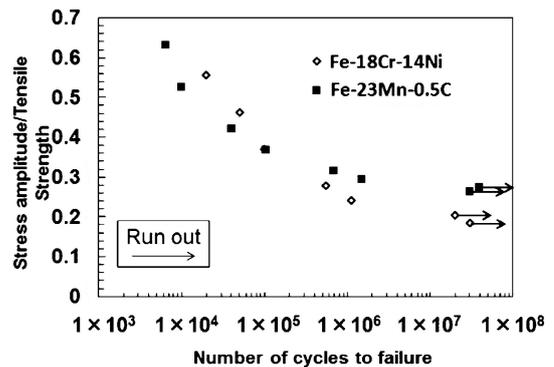


図6 引張強度で規格化した場合のFe-Cr-Ni安定オーステナイト鋼とFe-Mn-C TWIP鋼の疲労特性の比較⁽¹³⁾. 応力比は-1. ('Reproduced with permission from Int. J. Fatigue, 99(2017), p. 1. Copyright 2017, Elsevier'.)

TWIP鋼の疲労限では疲労き裂が停留する⁽¹²⁾。さらに図6に示すように、ひずみ時効硬化を示さないオーステナイト鋼と比較すると、Fe-Mn-C基TWIP鋼の疲労限直上の疲労寿命は長かった⁽¹³⁾。これは、低応力条件ではひずみ時効硬化の寄与によりFe-Mn-C基TWIP鋼の微小き裂進展速度が

