

高温疲労き裂進展下限界値と負荷履歴依存

Fatigue Crack Threshold Depending on Loading History.

長岡技術科学大学
長岡技術科学大学
東京大学大学院

岡崎 正和
岩崎 亮
笠原 直人

Masakazu OKAZAKI
Ryou IWASAKI
Naoto KASAHARA

Member
Non-Member
Member

Abstract

Effect of loading history on the high cycle fatigue crack propagation behavior was experimentally studied in SUS 316 stainless steel, paying a special attention to an interaction between low-cycle thermo-mechanical fatigue loading and high cycle fatigue one in the fatigue crack propagation rates. The experimental results clearly demonstrated that the interaction was significant. It was shown that the stress ratio which was built-up under an influence of previous loading history made a major contribution there. Based on these findings, a new remaining life estimation method and model has been proposed to prevent the fatigue failures under the combined low/high cycle fatigue loadings.

Keywords: Interaction between thermo-mechanical fatigue and high-cycle fatigue loadings, SUS316 steel, Crack initiation and propagation, Fatigue threshold, Remaining life management, Loading history, Stress Ratio.

1. はじめに

発電用プラントの閉塞分岐配管、高温水/低温水合流部、作動熱媒体の液面近傍などでは、起動/停止時に発生する長周期低サイクル型の熱応力と、熱成層化界面近傍での温度ゆらぎなど稼動中に発生する局所的な短周期高サイクル熱応力とが重複し、場合によっては破損に至らしめることが懸念されている。この類の課題は構造問題と流体問題の複合境界領域の課題であり、破損の観点からも低サイクル疲労破損と高サイクル疲労破損という複合的課題となる。従来、この種の破損に関しては *Usage factor (UF)* と呼ばれる概念を導入して評価されてきたが、この概念の工学的背景は曖昧であり、複雑な負荷履歴を考慮できる手法になっておらず、これによる扱いが非保守的予測を与える例も報告されている。いわば、損傷という実態を見る化した上で寿命を精度よく予測する柔軟な手法が切望されているといえよう。¹⁾⁻⁴⁾

このような背景を鑑み、本研究では、まず、大振幅低サイクル型の熱疲労負荷（以下、単に低サイクル負荷と記す）の繰返しの中に、小振幅高サイクル型の繰返し負荷（以下、単に高サイクル負荷と記す）を任意のシーケンスで重複させることのできる試験システムを開発した。つぎに、SUS316 鋼を対象として、いくつかの代表的な低サイクル疲労破損と高サイクル疲労の重複負荷疲労試験を実施し、き裂という目に見える形態の損傷をベースとした寿命・余寿命予測手法の確立とその高度化に向けた

一連の検討を行った。

2. 試験系の開発と実験方法

2.1 試験系の開発

高温水/低温水合流部など、作動熱媒体の液面近傍などでは、起動/停止時に発生する長周期で低サイクル型熱疲労負荷と、温度ゆらぎなどに伴う短周期の高サイクル型熱疲労負荷が重複される。この重複状態を負荷の時間履歴として模擬的に図1に示した。図中の大きな振幅の負荷が低サイクル型熱疲労負荷を、小さな振幅の負荷が高サイクル型熱疲労負荷を表している。

図1のような重複状態を再現可能にするため、本研究では、低サイクル型の熱疲労負荷の中に、低レベルで高サイクル型の繰返し負荷を重複させることのできる試験システムを開発した。一連の試験系の開発には電気油圧サーボ疲労試験機を用いた。ここで、低サイクル型熱疲労負荷は、最高温度を300°C、最低温度を50°Cとした線形温度サイクルにひずみを同位相で同期重複させた（いわゆる *Thermo-Mechanical Fatigue (TMF)*）負荷で、この間は力学負荷のひずみ比を-1とするひずみ制御型の負荷をしている。一方、高サイクル型の繰返し負荷は、前者の負荷の最大ひずみ到達時点を基準として繰返される荷重制御型の繰返し負荷とし、この間の試験温度は300°C（一定）とした。

2.2 実験方法

試験片加熱には高周波誘導加熱装置を用い、試験片評点部の温度分布は3°C以内になるようにした。試験片の温

丸棒試験 片を切出し、評点部を#800のエメリーペーパーで試験片軸方向に手研磨仕上げした後に実験に供した(図2)。

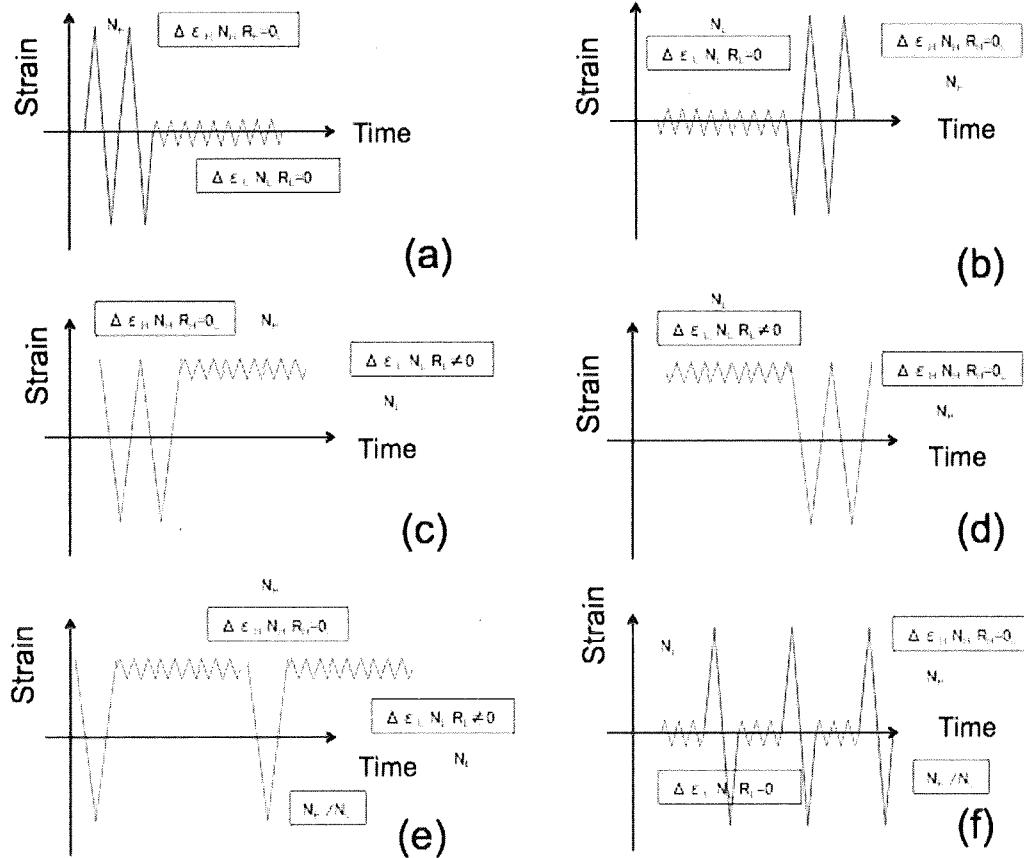


Fig. 1 Illustration of loading histories consisting of low- and high-cycle fatigue loadings.

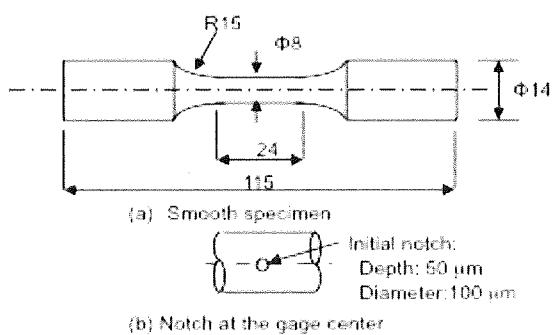


Fig. 2 Geometry of specimens used.

度制御は、試験片の評点部を離れた肩部にスポット溶接したK熱電対を介して行った。

本研究では、SUS 316鋼 (1100°Cx1時間の溶体化熱処理材) を供試材とした。素材の平均結晶粒径は約40 μmであった。この素材から評点部直径8mm、同長さ25 mmの平滑

これまでに得られている知見によれば、高レベル負荷(ひずみ制御)に低レベル負荷(荷重制御)を重畠させた場合、先行する負荷と後続する負荷による相互作用の評価の高度化が必要であることが指摘されている。^{4),5)}本研究では、この現象に対する背景をき裂進展の観点から探求し、安全確保に対する取扱い手法を提案することを目標として、一連の検討を行った。この目標のため、評点部中央に直径100 μm、深さ約50 μmの円孔状の初期切欠きを加工した試験片(図2参照)を用いた。切欠きはドリル加工により導入した。

3. 結果

3.1 き裂の進展と負荷履歴依存性

低サイクル疲労負荷と高サイクル疲労負荷が重畠したときのき裂進展特性を、純粋な低サイクルTMF負荷下のそれ($NH : NL = 1 : 0$)と比較して図示した(図3参照)。なお、ここでは、図1(e)のパターンの重畠負荷履歴を持たせた負荷履歴の下で NH と NL の比率を変数として調査し、低サ

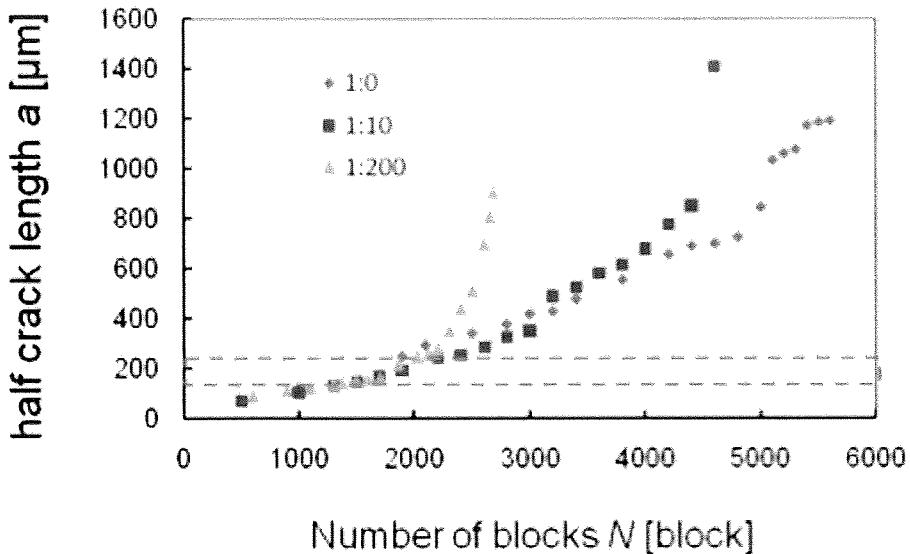
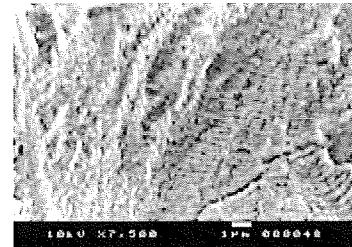


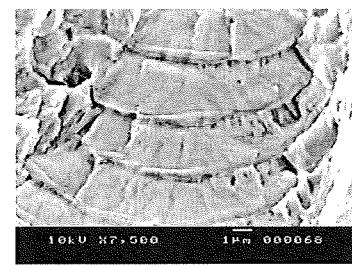
Fig. 3 Effect of loading history consisting of low- and high- cycle fatigue loadings (see Fig. 1(e)) on fatigue crack propagation.

イクル疲労負荷レベルは1.0%（ひずみ比-1）に、それに重畠させる高サイクル疲労負荷振幅は100 MPa（概ねSUS316鋼の疲労限度に相当する）としている。図3より、高サイクル疲労負荷の重畠により、それが重畠しないときと比べて、き裂が速く成長していることがわかる。注目すべき事実は、き裂長さが半長にして100~200 μm 以下の時には高サイクル疲労負荷の重畠によりき裂進展の加速が有意ではないのに対し、それ以上では顕著になること、いわば、ある臨界長さ (a_{cr}) を境にして、相互作用を考えるべき段階と無視しても良い段階が存在することである。換言すれば、重畠負荷下の疲労寿命評価に対して、高サイクル負荷のレベルが仮に疲労限度以下であったとしても、ある長さ以上のき裂が存在する場合には、それがき裂の進展を促進し、ひいては*Usage factor*を基準とした取扱い手法が非安全側の評価に結びつくことがあることを示している。^{4), 5)} これは、*Usage factor*をベースとするMiner則流の考え方では、低サイクル負荷による損傷と高サイクル負荷による損傷の相互作用は考慮されておらず、負荷の順序効果についても配慮されていないからである（これは線形的加算の評価方法による）。相互作用が現れる遷移長さ a_{cr} については次項で再度検討する。

遷移長さ a_{cr} の存在を間接的に示す痕跡も破面上に見られた。すなわち、き裂が十分長くなった際に形成された領域には高サイクル負荷と低サイクル負荷の双方の影響により形成されたと思われるビーチマークが観察されたのに対し(図4(a)), き裂が短い際に形成された領域にはそれと類似の痕跡は見られなかった(図4(b))。



(a) 0.2 mm depth



(b) 0.6 mm depth

Fig. 4 Rupture surface under combined loading history consisting of low- and high- cycle fatigue loadings (see Fig. 1(e)).

3.2 き裂進展の下限界と応力比

3.1節で指摘した現象に対する破損寿命の予測精度をあげるためにには、単独では疲労限度以下であって破壊には寄与しないはずの高サイクル疲労負荷が、低サイクル熱疲労負荷の影響を受けて破壊に寄与した工学的背景を

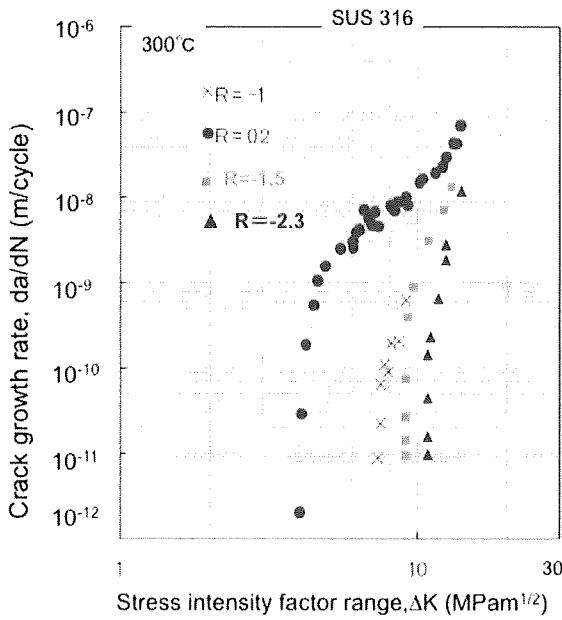


Fig. 5 Effect of stress ratio on fatigue crack growth.

探究することが必要になる。その際、高サイクル負荷期間中の応力比（これは低サイクル熱疲労負荷の履歴に依存して構築される）の値に配慮しながら、高サイクルの負荷期間中のき裂の進展の特性に注目した手法が最も現実的で確実な手法と思われる。この手法に従えば、従来「損傷」という曖昧な値で定義されてきた量をき裂の進展という目に見える形で表すことにつながる。

このような背景に鑑み、本節では、低サイクル熱疲労負荷を予め与えたSUS316試験片を準備し（図2(b)），その後に繰返す高サイクル熱疲労負荷の応力比を実験変数としてき裂の進展特性を調査した。前者の予負荷は、SUS316丸棒試験片に対して、常温-300°Cの間で同位相型の熱疲労負荷 ($\Delta\epsilon = 1.0\%$, ひずみ比-1) を100サイクル

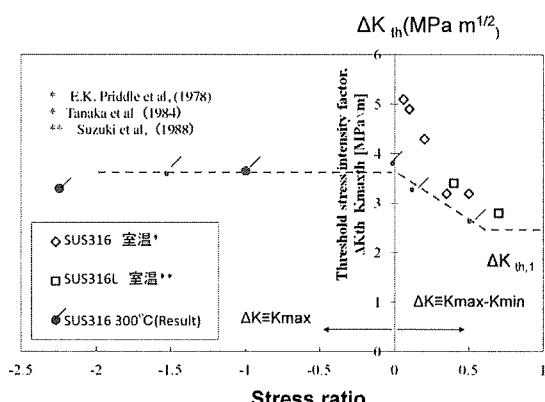


Fig. 6 Effect of Stress ratio on fatigue threshold.

加えた。これにより、繰返し硬化を安定させた。高サイクルの負荷期間中のき裂進展試験は、300°C、大気中で、試験片ごとに異なる応力比の下で行った。この間の負荷波形を模擬的に記述すれば図1(a),(c),(d)に相当しよう。き裂進展試験は ΔK -increasing法と ΔK -decreasing法^⑥を併用して実施した。その際の ΔK の下げ幅は直前のレベルの1割を超えないようにし、かつ、 ΔK の値を下げた直後は100 μm 以上のき裂が進展した後に始めて進展速度を測定した。 ΔK は試験片形状を考慮し、

$$\Delta K = F(a/W)\Delta\sigma\sqrt{\pi a}$$

$$F(a/W) = \sqrt{\sec(\pi a/W)} \quad (1)$$

により評価した。^⑥ここで、 a 、 W 、 $\Delta\sigma$ 、 $F(a/W)$ は、それぞれ、き裂半長、試験片半幅、繰返し応力幅、および、境界補正係数である。本研究では、き裂進展速度が 10^{-11} m/cycleとなる ΔK を疲労き裂進展の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} とした。^⑥

得られたき裂伝ば特性を図5に示す。この図をもとにき裂進展に対する下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} を評価し、高サイクル負荷期間中の応力比（R比:最大応力と最小応力の比率）の関数として図6に示した。図中のスラッシュを施した結果が本研究の結果である。ここでは、R比が負条件下（最小応力が負、すなわち、圧縮負荷となる）の実験も行っていることから、これに該当する条件下的 ΔK_{th} は負荷の圧縮成分を無視して表示している($R<0$ のとき $\Delta K_{th}=K_{th,max}$ と見なすこと相当する)

図5より、下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は応力比の影響を強くうける。これらの結果を、従来の他の研究者の結果^{⑦-9}（SUS 316処女材で、本研究のような負荷履歴を持たない）を含めて図6に総括した。これらの結果より、 ΔK_{th} は応力比の関数として

$$\Delta K_{th} \doteq \Delta K_{th,1} \quad (0.5 < R < 1 \text{ のとき}) \quad (2a)$$

$$\Delta K_{th} \doteq \Delta K_{th,2} (1-kR) \quad (0 < R < 0.5 \text{ のとき}) \quad (2b)$$

$$\Delta K_{th} \doteq \Delta K_{th,2} \quad (R < 0 \text{ のとき}) \quad (2c)$$

として近似表示できよう。ここで、 $\Delta K_{th,1}$ 、 $\Delta K_{th,2}$ 、 k は実験的に決定される材料定数である。

以上の知見をもとに、図3に示した高サイクル疲労と低サイクル疲労の相互作用が現れる遷移条件について考察する。いま、この遷移が、高サイクル疲労負荷期間中の応力拡大係数範囲が材料のき裂進展下限界値を超えたときに生じると仮定すると、^{④, ⑥}そのときの臨界き裂長さ a_{cr} は以下のように予測される。すなわち、3.1節で実施した重畠負荷下の高サイクル疲労期間中の応力比は実験的に約0.2と求まっているから、このときの ΔK_{th} は図5から3.0から4.0 MPa \sqrt{m} と予測できる。これより、本研究で与

えた高サイクル疲労負荷期間中の応力振幅 ($\Delta\sigma=200$ MPa) の下での ΔK_{th} に達する際の臨界き裂長さを a_{cr} 求めると

$$a_{cr} = \left(\frac{\Delta K_{th}}{F(a/W)\Delta\sigma\sqrt{\pi}} \right)^2 \quad (3)$$

$$\begin{aligned} a_{cr} &\doteq 140 \mu\text{m} \quad (\Delta K_{th} = 3.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \\ a_{cr} &\doteq 250 \mu\text{m} \quad (\Delta K_{th} = 4.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}) \end{aligned}$$

と見積られる(ここでは、半円形の表面き裂を仮定して $F \doteq 0.71$ を使用している⁵⁾)。式(3)による見積き裂長さは、図3で示した a_{cr} の実測値と大きな相違はない(同図中の破線参照)。

一方、これまでに疲労き裂の進展を扱った学術的研究によれば、き裂閉口という現象が重要な役割を果たしていることが知られている。^{5), 7), 11)} この現象はき裂が進展してきたき裂面近傍に残る塑性変形の履歴やそれに関連したき裂面の接触がき裂先端の応力場や開閉口に影響を与えるとするもので、これを考慮に入れることが疲労き裂の進展を本質的に議論することにつながるとされている。この概念に基づくと、疲労き裂進展の真の駆動力は有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} であり、伝ばに対する下限界値は ΔK_{eff} をベースに表した $\Delta K_{eff, th}$ とするのが正確であるとされている。

低サイクル負荷と高サイクル負荷とを重畠させた本研究においてもき裂面には負荷履歴に依存した塑性域や破面接触が残され、その影響の下でき裂が進展していると考えるのが自然であり、本研究においても ΔK_{eff} をベースに考えるのが良いであろう。

その一方で、 ΔK_{eff} ベースの取り扱いをする際の大きなネックは、き裂閉閉口挙動をひずみゲージ等の感度の高い手法で測定を行う必要があることである。しかし、これは簡便さを追求する工業的側面にそぐわないものであり、かつ、高温ではひずみゲージの使用に制限がある。

一方、 $\Delta K_{eff, th}$ と ΔK_{th} の大小関係は常に

$$\Delta K_{th} \geq \Delta K_{eff, th} \quad (4)$$

であることに注目すると、 $\Delta K_{eff, th}$ は ΔK_{th} の最小値を与える量となっていることから、 $\Delta K_{eff, th}$ をあらかじめ取得しておき、これをき裂進展の下限界値として使用する手法はき裂伝ばの評価に際して安全側の評価を与える手法となる。

そこで、式(2)で評価された $\Delta K_{th, i}$ 値を $\Delta K_{eff, th}$ と近似し、高サイクル負荷中の応力拡大係数範囲 ΔK が $\Delta K_{eff, th}$ を超えたときに高サイクル疲労負荷の期間中にき裂が進展すると考える。この規準は、遷移き裂長さを

$$a_{cr} = \left(\frac{\Delta K_{eff, th}}{F(a/W)\Delta\sigma\sqrt{\pi}} \right)^2 \quad (5)$$

とすることと等価である。式(5)によって見積られる a_{cr} は必然的に式(3)よりも小さくなるから、これは低サイクル負荷と高サイクル負荷の重畠効果が現れ始めるき裂長さを小さめに見積る(評価上は安全側の推定結果を与える)規準となる。すなわち、低サイクル負荷によりき裂が発生・進展し、そのき裂長さが式(5)によって評価される値よりも大きくなつた後には、(高サイクル負荷の範囲が仮に疲労限度以下であったとしても)高サイクル疲労負荷期間中にき裂が進展し、負荷の重畠効果が有意となり、それが寿命低下をもたらす主要因になるとする考えは合理的であると言えよう。

以上の規準に従うと、低サイクル負荷と高サイクル熱疲労負荷が重畠する際の健全性評価に際し、例えば、図1(e)のパターンのような周期的重畠負荷履歴を持たせた負荷履歴の下でのき裂進展速度 $da/d(block)$ は(周期的負荷の場合にはブロックあたりのき裂進展量で表すこととする)、

$$\frac{da}{d(block)} = \int_{low} \left(\frac{da}{dN} \right) dN + \int_{high} \left(\frac{da}{dN} \right) dN \quad (\text{when } \Delta\sigma_{high} \geq \frac{\Delta K_{eff, th}}{F\sqrt{\pi a_{cr}}}) \quad (6a)$$

$$\frac{da}{d(block)} = \int_{low} \left(\frac{da}{dN} \right) dN \quad (\text{when } \Delta\sigma_{high} \leq \frac{\Delta K_{eff, th}}{F\sqrt{\pi a_{cr}}}) \quad (6b)$$

として評価するのが妥当と思われる。ここで、式(6a)式中の第1項は低サイクル負荷期間中のき裂進展量を、第2項は高サイクル負荷期間中のそれを表している。そして、余寿命(ブロック数で表す)は、式(1)-(6)をベースとしたき裂進展速度の数値積分により可能となろう。

$$N(block) = \int_{a_i}^{a_f} 1 / \left(\frac{da}{d(block)} \right) da \quad (\text{when } a_i > a_{cr}) \quad (7a)$$

$$N(block) = \int_{a_i}^{a_{cr}} 1 / \left(\frac{da}{d(block)} \right) da + \int_{a_{cr}}^{a_f} 1 / \left(\frac{da}{d(block)} \right) da \quad (\text{when } a_i < a_{cr}) \quad (7b)$$

ここで a_f は許容できる最終き裂長さであり、 a_i は初期き裂長さ、 a_{cr} は式(5)によって評価される臨界き裂長さである。

以上の手法を適用するには $\Delta K_{eff, th}$ をあらかじめ取得しておくことが必要である。このためには、 $\Delta K_{eff, th}$ に対する材料データベースの構築が必要であることも意味しており、今後の検討が望まれる。また、本研究では言及しなかつたが、き裂長さによっては本研究の基盤ともな

っている破壊力学的パラメータの適用に限度があることも知られており、¹¹⁾ この点からの検討も必要となろう。

4.まとめ

本研究では、まず、大振幅低サイクル型の熱疲労負荷（以下、単に低サイクル負荷と略）の繰返しの中に、小振幅高サイクル型の繰返し負荷（以下、単に高サイクル負荷と略）を任意のシーケンスで重畠させることのできる試験システムを開発した。つぎに、オーステナイト系ステンレス鋼SUS316鋼を対象として、いくつかの代表的な低サイクル疲労破損と高サイクル疲労の重畠負荷疲労試験を実施し、き裂という目に見える形態の損傷をベースとした高サイクル熱疲労は粗に対する寿命・余寿命予測手法の確立とその高度化に向けた一連の検討を行った。

その結果、高度化に向けた以下の知見を得た。

(1) 低サイクル熱疲労負荷（ひずみ制御）に低レベルの高サイクル負荷（荷重制御）が重畠された場合、従来のUsage factor (UF) をベースとする破損法則を適用評価すると非保守的結果となる負荷履歴があること、換言すれば、低サイクル負荷と高サイクル負荷の相互作用を考慮すべき負荷履歴があることがき裂の進展過程で確認された。これを示す間接的証拠が破面に見られた。ただし、この現象は當時生じる訳ではなく、ある長さ a_{cr} （限界き裂長さ）以上のき裂が存在した場合に顕著になることを示した。

(2) 予め低サイクル熱疲労負荷を与えたSUS316素材から試験片を切出し、素材の繰返し硬化特性と低サイクル熱疲労負荷過程中に生ずる平均応力を忠実に再現した試験片を用いて、疲労き裂進展特性に及ぼす応力比の影響を調査した。その結果、高サイクル熱疲労負荷期間中のき裂の進展下限界値（下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} ）は、低サイクル負荷履歴に依存して構築される応力比に強く依存して変化することを実験的に示し、その実験式も得た。

(3) (2)の知見をベースに限界き裂長さ a_{cr} を破壊力学的に予測した結果、概ね合理的に推定可能であった。これにより、き裂進展の側面から余寿命管理を行う手法（すなわち、き裂をベースとした設備維持基準）を提案した。この手法は、溶接残留応力等が存在する場合や、予期せぬ負荷を受けた後の構造部材の余寿命予測にも適用でき

る手法となっており、設備管理／監視の経年化対策に大いに役立つものと期待される。

4) 本研究では繰返し硬化特性を示すオーステナイト系ステンレス鋼を主対象に検討したが、今後は繰返軟化挙動を示す原子力構造材料（フェライト系構造鋼など）についても同様の検討を行った上で、他国の取扱い手法との整合性を鑑みながら、環境疲労との相互作用やシステム安全の概念を取り入れた破損防止規準への拡張が望まれる。

謝辞：本研究は原子力安全・保安院が実施した平成23年度高経年化対策強化基盤整備事業（技術情報基盤の整備）として行ったものである。関連各位に謝意を表する。

参考文献

- [1]日本機械学会:配管の高サイクル熱疲労に関する評価指針、日本機械学会基準, S017-2003,(2003).
- [2] N. Kasahara: Structural response function approach for evaluation of thermal striping phenomena, Nucl. Engg. Design, 212, p.281,(2002).
- [3] K.J.Miller and Zachariah, K.P. : Cumulative damage laws for fatigue crack initiation and stage I propagation, J. Strain Analysis, 12, p.262,(1977).
- [4] 岡崎正和、沢田拓也、笠原直人、釜谷昌幸：き裂伝ばを基にしたSUS316鋼の高サイクル熱疲労破損の検討, JCOSAR 2011, A論文集, 7, p.700,(2011).
- [5] 近藤良之:起動停止サイクルと振動応力のミクストモード疲労、材料, 53, p.1130,(2004).
- [6] Annual Book of ASTM Standards, E647-00, Vol. 03.01, ASTM International, p. 615. (2003),
- [7] 田中啓介、中井善一: 鉄鋼材料における疲労き裂伝ば下限界近傍のき裂進展挙動に及ぼす材料微構造と応力比の影響、材料, 33, p.1045,(1984).
- [8] E. K. Priddle, Scripta Met. 12, p.49, (1978)
- [9] 鈴木謙一ら、材料, 38, p.1309 (1988)
- [10] S. Suresh, Fatigue of Metals, Cambridge University Press, (1991)

（平成24年6月7日）