長時間使用されたオーステナイト系ステンレス鋼の 高温疲労強度と微小疲労き裂の進展†

岡 崎 正 和* 橋 本 昌 光** 矢 田 敏 夫*

Fatigue Strength of Long Term Postservice Austenitic Stainless Steel and Small Fatigue Crack Growth at High Temperature

by

Masakazu OKAZAKI*, Masamitsu HASHIMOTO** and Toshio YADA*

In order to obtain the fundamental information on the remaining life evaluation of high temperature components, the high cycle fatigue strength of austenitic stainless steel used in service for a long time in fossil fuel power plant was investigated at 873 K, and it was compared with that of the virgin material. The fatigue strength of the postservice material was significantly lower than that of the virgin material, and the carbide precipitation in the postservice material played an important role in fatigue crack initiation. The small fatigue crack growth behavior in both materials was also studied. Small cracks in both materials propagated even in the region of lower J -integral range than the long crack threshold ΔJ_{th} of the virgin material. In addition, the small crack growth rate of the postservice material was several times faster than that of the virgin material. It was concluded that the information on crack growth in the virgin material is not always justifiable to the safety assessment of high temperature long term service components.

Key words : Postservice austenitic stainless steel, Remaining life evaluation, Long term degradation damage, High temperature fatigue strength, Small fatigue crack growth

1 緒 言

近年の電力需要形態の多様化と原子力発電プラントの増設にともない、既設の中小容量の火力発電用蒸気タービンやボイラ等は、昼夜間の電力需要のアンバランス調整のための運転を強いられ、毎日の起動・停止あるいは頻繁な負荷変動が課せられるようになってきており、しかも、このような使用状況にある高温機器の中には運転時間が10万時間を越えるものが多々存在していることから、極めて苛酷な使用条件下にある。以上のような背景から、高温機器を構成する材料の余寿命推定技術の確立が急務となっている。このような余寿命推定技術の確立のためには、高温構造材料の経年劣化損傷を定量的かつ非破壊的に検出する技術の開発、および、長時間使用された材料の高温強度に関するデータの蓄積がその両輪をなしていると言えよう。両技術のうち前者の技術について言えば、レプリカ法³⁾、硬さ法⁴⁾、超音波法^{5),6)}、X線法^{7),8)}、電気抵抗法⁹⁾等の手法が提案され、決定的とは言えないまでも確実に進展しているように思われる。一方、後者の技術については、長時間使用された実機材料を対象としたクリープ破断

強度に関する研究は比較的多く見られるが^{10),11)}、実機使用材の高温強度には多くの因子が影響を及ぼすことから、全般的に未解決の問題が多く残されている^{1),2)}。

一般に高温で長時間使用された材料は、(i) 応力やひずみの負荷に起因するクリープや疲労による力学的損傷、(ii) 高温に長時間さらされたことによる時効、組織変化による金属組織的損傷、(iii) (i) と (ii) の相互作用による損傷を受け、これらの損傷により高温強度の経時変化が生じていると考えられる。ここで、(iii) の損傷は、例えば、オーステナイト系ステンレス鋼を用いた高温回転曲げ疲労試験において、中立軸からの応力分布に対応してCr炭化物が析出するというJohanssonの報告から見出されるものである¹²⁾。したがって、実機使用材の安全性および余寿命評価に際しては、高温強度に及ぼす上述の損傷の影響を総合的に把握することが不可欠であろう。これらの損傷の影響を実験室的に評価する方法として、例えば、(i) に対応したものとしては、比較的短時間、高応力下において予クリープ損傷を与えた材料による疲労強度評価、(ii) に対応したものとしては、温度を高くした加速時

† 原稿受理 平成元年1月27日 Received Jan. 27, 1989

* 正 会 員 長岡技術科学大学機械系 長岡市上富岡町, Nagaoka University of Technology, Kami-Tomioka-cho, Nagaoka

** 学生会員 長岡技術科学大学大学院 長岡市上富岡町, Graduate Student, Nagaoka University of Technology, Kami-Tomioka-cho, Nagaoka

効材を用いた強度評価が挙げられ、比較的多くの研究が行われている^{13),14)}。しかし、(iii)の影響の評価に対しては妥当な実験室的評価方法は見当たらない。一方、長時間使用されたボイラチューブにおいては、上述の損傷をすべて受けていると考えられることから、このような材料を用いて高温疲労強度特性を調べ、処女材の特性、および、高温疲労強度に及ぼす上述の(i)、(ii)の損傷の影響に関する従来までの研究と比較することは、ボイラチューブそれ自体の余寿命評価には直接結びつかないが、(iii)の損傷の影響を調べるためにも、また、一般の高温構造材料の安全評価を行なうためにも、重要な情報を提供するものと期待される。また、長時間使用材においては、何らかの形でき裂の核が生成されているか、もしくは、すでに微小き裂が発生している可能性が高いと考えられることから、微小疲労き裂の進展挙動を調査することは、高温構造材料の安全管理の上から重要と考えられる。

そこで、本研究では、長時間使用された高温構造材料の安全性評価のための基礎情報を得るため、実機ボイラ二次過熱器管として約10万時間使用されたSUS316鋼管から採取した試験片を用いて、その高温疲労強度特性および微小疲労き裂の進展挙動を調べ、処女材のそれらと比較・検討するとともに、処女材の強度情報による安全性評価の妥当性について考察した。また、実機使用材の高温強度に及ぼす上述の(i)から(iii)の損傷の影響についても考察した。

2 供試材および実験方法

供試材は実機ボイラ二次過熱器管として約10万時間使用された後に廃棄処分となったSUS316鋼管(推定使用温度:約823 K)とSUS316未使用鋼管である。なお、使用材と同一ロッドの未使用鋼管の入手が困難であったため、本研究では異なるロッドの未使用鋼管を用いた。以後、これらの材料をそれぞれ使用材、処女材と略記する。これらの材料の化学成分、熱処理条件をTable Iに、金属組織をFig. 1に示す。Fig. 1より、使用材においては結晶粒界周囲の炭化物の析出が著しい。なお、両材の平均結晶粒径はともに約70 μm であった。また、走査型電子顕微鏡を用い

Table I. Chemical compositions and conditions of heat treatments of virgin and postservice materials.

Chemical compositions (wt. %):

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Virgin	0.06	0.49	0.83	0.028	0.003	11.67	16.59	2.16
Service component	0.06	0.64	1.24	0.025	0.003	12.40	16.40	2.17

Heat treatment:

Virgin; 1323 K×90 min. W.C.

Service component; ?

Service condition:

Used for 2nd superheater tube for about 10.2×10^4 hr.

(a) Virgin material.

(b) Postservice material.

Fig. 1. Microstructure of virgin and postservice materials.

た使用材の断面観察によれば、材料内部の空孔の発生や粗大な σ 相の析出は認められなかった。また、マイクロビッカース硬さ計を用いた硬さ測定結果によれば、処女材の平均硬さは約160、使用材のそれは約180であり、使用材の硬さ上昇が見られた。

使用材と処女材の高温における疲労強度を比較するため、上記鋼管の一部から内外表面を約1 mm除去した(酸化層は除去されている)弓形試験片を機械加工し(Fig. 2, 3)、試験片内外表面をバフ研磨により最終仕上げした後、実験に供した。高温疲労実験は、電気抵抗炉を備えた電気・油圧サーボ疲労試験機を用いて、Fig. 4に示すような三点曲げ負荷方式により、荷重制御下、温度873 K、荷重比0.05、繰返し速度10 Hzのもとで行った。試験中の温度変動は ± 1 Kである。なお、疲労試験中は、Fig. 4に示すように、試験片対称軸の内表面に差動トランスを押し当て、半径方向の変位も測定した。後述するように、これらの測定結果

Fig. 2. Method to take fatigue specimen.

Fig. 3. Geometry of specimen used (Dimensions in mm).

Fig. 4. Schematic illustration of fatigue test.

は、試験片円周方向に繰返される応力の算出に用いている。

使用材と処女材における微小疲労き裂の進展抵抗の相違を調べるため、上記と同様の試験方法により、所定の繰返し数ごとに試験片内表面をアセチルセルローズフィルムに転写し、得られたレプリカから微小き裂の進展挙動も調べた。主対象としたき裂長さは約 $10\ \mu\text{m}$ から $0.5\ \text{mm}$ 程度である。

3 実験結果および考察

3・1 使用材と処女材の疲労破壊特性

処女鋼管および使用鋼管から採取した直径 $5\ \text{mm}$ 、標点間隔 $12\ \text{mm}$ の丸棒試験片（試験片負荷方向は鋼管長手方向となっている）を用いて、ひずみ速度 $2 \times 10^{-3}/\text{sec}$ のもとで Incremental step 法により得られた両材の繰返し応力・ひずみ曲線を Fig. 5 に、繰返し応力・ひずみ関係を

$$\Delta\sigma/2 = C(\Delta\varepsilon_p/2)^n \quad (1)$$

と近似したときの材料定数 C , n の値を Table II に示す。処女材に比べ使用材の変形抵抗は小さく、ひずみ硬化指数 n も小さくなっている。なお、両材とも繰返し硬化挙動を示していた。

Fig. 6 に三点曲げ負荷における荷重振幅と破損繰返し数の関係を示す。なお、全ての試験片の破損は試験片対称軸近傍の内表面（Fig. 4 中の A 部近傍）で生じていた。このように得られた実験結果から応力-破損繰返し数の関係（S-N 曲線）を評価する場合、以下の点が問題となる。すなわち、本研究に用いた Fig. 3 のような弓形試験片が三点曲げ負荷を受ける場合、試験片半径方向と円周方向の応力の二つが存在し、両応力とも厚さ方向および円周方向に分布を持っているため、S-N 曲線に用いる応力の種類が問題となる。ま

Fig. 5. Cyclic stress-strain curves of virgin and postservice materials.

Table II. Values of material constants in cyclic stress-strain relationship.

	C (MPa)	n
Virgin	982.3	0.192
Service component	485.2	0.099

$$\Delta\sigma/2 = C(\Delta\varepsilon_p/2)^n$$

$$\Delta\sigma: \text{MPa} \quad \Delta\varepsilon_p: \text{mm/mm}$$

た、Fig. 6 の荷重に対して文献¹⁶⁾中の弾性解から円周方向の応力の最大値を評価すると、破損繰返し数が 10^6 サイクルを越える場合にも、その値は降伏応力以上になり、局所的には塑性変形が生じていることが推定された。一方、前述のように、全ての試験片の破損は試験片対称軸近傍の内表面から生じていた。そこで本研究では、S-N 曲線に用いる応力振幅を試験片内表面の対称軸上の点（Fig. 4 中の A 点）における円周方向の応力振幅 $\sigma_{\theta A}$ で代表させ、その値は Fig. 7 に示す方法により実験的に評価した。すなわち、微小変形理論に従えば、原点から R 離れた点の円周方向のひずみ ε_θ を極座標表示すると、半径方向および円周方向の変位をそれぞれ u , v として、

$$\varepsilon_\theta = (u/R) + (1/R) \left(\frac{\partial v}{\partial \theta} \right) \quad (2)$$

で与えられるが¹⁶⁾、試験片内表面の対称軸上の点 A（Fig. 4 参照）においては式 (2) の右辺第 2 項が零となることから、点 A における円周方向のひずみ $\varepsilon_{\theta A}$ は、その点における円周方向の変位 u_A を用いて、

Fig. 6. Relationship of load amplitude and number of cycle to failure.

$$\epsilon_{\theta A} = u_A / R_i \quad (3)$$

で表わされる。式 (3) 中の R_i は試験片内半径である。本研究においてはほぼ完全片振りの繰返し荷重条件となっていることから、最大圧縮荷重時と最小圧縮荷重時における A 点の u の変位幅を Δu_A とすれば、点 A における円周方向のひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{\theta A}$ (この値は最大圧縮荷重時における最大ひずみにほぼ等しい) は

$$\Delta \epsilon_{\theta A} = \Delta u_A / R_i \quad (4)$$

で与えられる。したがって、疲労試験中に点 A に押し当てた差動トランスにより半径方向の変位幅 Δu_A を測定すれば (Fig. 4 参照), 式 (4) により $\Delta \epsilon_{\theta A}$ が実測可能である。このように得られた $\Delta \epsilon_{\theta A}$ を Fig. 5 の繰返し応力・ひずみ曲線に導けば、点 A における円周方向の応力振幅 $\sigma_{\theta A}$ が評価される (Fig. 7)。本研究では、寿命の 1/2 の繰返し段階で測定された Δu_A の実測結果を代表値として $\sigma_{\theta A}$ を評価した。

Fig. 6 の結果と上述の方法で評価された応力振幅をもとに得られた処女材および使用材の S-N 曲線を Fig. 8 に示す。Fig. 8 より、使用材の疲労強度は処女材のそれに比べて著しく低下していることがわかる。一方、主としてフェライト系低合金鋼を対象として経年劣化にともなう硬さの低下と高温低サイクル疲労強度の関係を検討した従来の報告によれば、高温における疲労強度は硬さの低下とともに低下する⁴⁾。2 章で示したように、本研究に供した使用材の疲労試験前の硬

Fig. 8. Comparison of fatigue strength between virgin and postservice materials.

さは処女材のそれに比べ高かったが、Fig. 8 に示すように、処女材の方が高い疲労強度を示すことから、本供試材のようなオーステナイト系ステンレス鋼に対しては従来の報告がそのまま適用できないようである。この原因の可能性として、従来の研究が主に長時間加熱やひずみの繰返しとともに硬さが低下するフェライト系低合金鋼を対象としているのに対し、前述のように本供試材は繰返し硬化材であり、長時間加熱による硬さの変化も複雑な材料であること¹⁷⁾、さらには、本供試材においては従来の研究とは異なった種類の経年劣化損傷を受けていたことによるものと考えられる。したがって、本研究の結果と従来の報告の比較は、材料固有の特性とそれらの使用履歴を詳細に考慮した余寿命推定技術の確立が必要であることを示唆するものと考えられる。

Fig. 8 に示した処女材および使用材の疲労破壊後の破面観察結果の代表例を Fig. 9, 10 に示す。巨視的には両材ともき裂は試験片内表面近傍より発生している (Fig. 9(a), Fig. 10(a))。詳細に観察すると、処女材のき裂は試験片表面から発生していると考えられるのに対し (Fig. 9(b)), 使用材のき裂発生領域は必ずしも試験片表面ではなく、Fig. 10(b) 中の D 面周囲の稜線状模様の広がり様子から、表面ごく近傍の結晶粒界 (Fig. 10(b) 中の D 面) であると思われる。このようなき裂発生部の破面上には微細な析出物が数多く観察される (Fig. 10(c))。したがって、長時間使用材の疲労き裂発生には、結晶粒界周囲の析出物が大きな役割を果していると推定される。

(a) Macroscopic photograph of fracture surface. (b) Crack initiation region. (c) Crack propagation region.

Fig. 9. Fatigue-fractured surface of virgin material ($\sigma_{\theta A}=130$ MPa).

Fig. 10. Fatigue-fractured surface of postservice material ($\sigma_{0A}=96$ MPa).

き裂が数結晶粒径程度の大きさになった領域では、両材とも、結晶学的なすべりの影響を受けたと考えられる擬へき開破面が観察され (Fig. 9 (e), Fig. 10 (d)), き裂がさらに長くなった領域では striation も観察された。しかし、最終破壊の領域では、処女材の場合にはディンプル破面となっていたのに対し、使用材ではディンプルを伴って結晶粒界で破壊している (Fig. 10 (e))。長時間使用材の衝撃試験を行った場合にも Fig. 10 (e) と同様な破面が報告されているが¹⁸⁾、このような破壊形態は長時間使用期間中に疲労強度のみならず破壊じん性値も低下していることを示唆しており、現在検討を進めている。

3・2 使用材と処女材における微小疲労き裂の進展

実機長時間使用材においては、何らかの形でき裂発生が核が生成されているか、もしくは、すでに微小き裂が発生している可能性が高いことから、これらの安全管理のためには、微小き裂進展に対する情報が不可欠であると考えられることから、また、Fig. 8 に示した処女材と使用材における疲労強度の相違を調べるため、両材における微小疲労き裂進展挙動を調べた。

3・1項で示したように、Fig. 6 における三点曲げの荷重範囲では、局所的な塑性変形が生じていることから、き裂進展挙動を破壊力学的に調べる場合、破壊力学量としては J 積分範囲の使用が望ましいと考えられるが、本研究に供した弓形試験片に対する J 積分範囲の簡便評価方法は開発されていない。そこで、本研究では以下のように J 積分範囲を簡便評価した。すなわち、Fig. 11 に模式的に示すように、弓形試験片に局所的な塑性変形が生じた場合、試験片内表面近傍の円周方向の応力分布はほぼ均一になること、加え

て、本研究で主対象としている微小き裂の深さは大部分が 0.4 mm 以下であることから、このような微小き裂に対する J 積分範囲の評価には、一様引張り荷重を受ける試験片に中央き裂が存在する場合の簡便評価方法が適用できると考えられる。上述のことから、 J 積分範囲 ΔJ を次式により近似評価した。

$$\Delta J = (\Delta K^2/E) + F^2(\phi, \lambda) f(n) \Delta \sigma_{0A} \cdot \Delta \varepsilon_{pA} \cdot a \quad (5)$$

$$F(\phi, \lambda) = (1.12/\phi)\sqrt{\lambda}, \quad \Delta K = F(\phi, \lambda) \Delta \sigma_{0A} \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

$$\phi^2 = 1 + 1.47\lambda^{1.65} \quad (7)$$

$$f(n) = [3.85(1-n)/\sqrt{n}] + \pi n \quad (8)$$

これらの式中の n は Table II に示したひずみ硬化指数、 a はき裂半長、 λ は表面き裂のアスペクト比であり、本研究ではき裂を半円形 ($\lambda=1$) と近似した。また、上式中の $\Delta \sigma_{0A}$ 、 $\Delta \varepsilon_{pA}$ は、Fig. 4 中の点 A における円周方向に繰返される応力幅、塑性ひずみ範囲であり、これらの値は Fig. 7 と同様な方法で評価した。

以上の方法により評価された J 積分範囲と微小き裂の進展速度の関係を Fig. 12, 13 に示す。なお、これらの図中の上側の横軸には、実測されたき裂半長が示してある。また、これらの図中には、いくつかの試験片中で観察された数個のき裂の測定結果が示されており、また、横軸上の $\downarrow$ はき裂進展速度が無限小で

*1 Raju-Newman の弾性計算結果から推察すると²⁰⁾、表面き裂のアスペクト比を 1 とした場合、一様引張り荷重として評価した応力拡大係数は曲げ荷重に対するものより、き裂半長 a が 0.2 mm では 6% 程度、 a が 0.4 mm では約 12% 過大評価することになるが、本研究では局所的な塑性変形が生じていることを考慮すれば、上述の誤差はさらに小さく考えられる。したがって、ある程度の誤差を許容するならば $a < 0.4$ mm 程度まで式 (5) により J 積分範囲を評価しても大きな問題はないと考えられる。

Fig. 11. Schematic illustration of stress distribution to circumferential direction in a case of local plastic deformation.

あったことを表わしている。また、参考のため、Fig. 12 中には同系統の材料である SUS316, SUS304 鋼処女材に対して報告されている巨視き裂の進展曲線が斜線で示してある。^{(21)~(23)}これらの図より、両材において、ほとんどの微小き裂の進展速度は長さ $2a$ が 1 結晶粒程度になった段階で極小値を示すことがわかる。一方、高温における SUS316 鋼処女材の巨視き裂伝ばに対する下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} に関する情報は少ないが、これまでの報告を総合すると、室温から 923 K における SUS316, SUS304 鋼の ΔK_{th} は $3 \sim 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (ΔJ に換算して $60 \sim 200 \text{ Nm/m}^2$) の範囲にある (Fig. 12 中の斜線部参照)。このような ΔK_{th} 値と Fig. 12, 13 の結果を比較すると、両材における微小き裂は、処女材の下限界 J 積分範囲以下の領域でも進展していることがわかる。⁽²⁸⁾ Fig. 12, 13 において最終的な破損をもたらした主き裂の進展速度を比較して Fig. 14 に示す。図より、処女材に比べ使用材の微小き裂の進展速度は最大約 10 倍程度大きいことがわかる。したがって、Fig. 8 に示した処女材と使用材の疲労強度の相違をもたらした主要因の一つとして、上述のような両材におけるき裂進展速度の相違が挙げ

Fig. 12. Small fatigue crack growth behavior of virgin material ($\sigma_{BA}=130 \text{ MPa}$).

Fig. 13. Small fatigue crack growth behavior of postservice material ($\sigma_{BA}=96 \text{ MPa}$).

られよう。また、以上のことは、実機長時間使用材に発生した疲労き裂に対する安全性評価は、処女材のき裂進展に関する情報のみにより行なうのは危険であることを示しており、今後の定量的なデータの蓄積が不可欠であると考えられる。

つぎに、Fig. 14 における処女材と使用材におけるき裂伝ば抵抗の相違について考察する。本研究に供したボイラチューブ (内径 32 mm, 外形 44 mm) は、温度約 823 K の下で、169 気圧の内圧を約 10 万時間受けていたことから、本供試材は約 54 MPa の応力による予クリープ損傷、時効による予損傷、および、それらの相互作用による損傷を受けていると考えられる。一方、一般に高温で長時間使用された材料は、(i) 応力やひずみの負荷に起因するクリープや疲労による力学的損傷、(ii) 高温に長時間さらされたことによる時効、組織変化による金属組織的損傷、(iii) (i) と (ii) の相互作用による損傷を受け、これらの損傷により高温強度の経時変化が生じていると考えられることから、このような 3 つの損傷の観点から Fig. 14 の結果を考察する。オーステナイト系ステンレス鋼を用いて、疲労き裂の進展に及ぼす長時間熱時効、すなわち、上述

Fig. 14. Comparison of main small fatigue crack growth rate between virgin and postservice materials.

の(ii)の予損傷の影響を調べた従来の研究によれば¹⁵⁾, 熱時効によりき裂進展速度が低下, もしくは, ほぼ同等であったという報告が多いことから, (ii)の損傷単独で, Fig. 14における使用材のき裂進展速度の増加を引き起こしたとは考え難い. 一方, 予クリープ損傷を与えたオーステナイト系ステンレス鋼を用いて, (i)の予損傷の影響を調べた野中らの報告によれば¹³⁾, 予クリープ損傷の割合が50%程度までは, 疲労き裂進展速度にその影響が見られないことが報告されている. 2章で示したように, 本使用材内部にはクリープの影響による微小空孔の発生は認められず, 加えて, 文献のクリープ破断データを参照すれば²⁹⁾, 前述の使用条件下にあった本使用材のクリープ損傷は最大でも10%程度と考えられることから, 本使用材のき裂伝ば速度の増加の要因として上述の(i)の損傷単独の影響とも考え難い. 以上のことは, 本使用材のき裂伝ば速度の増加には上述の(iii)の損傷が大きな影響を及ぼしていること, および, 時効あるいはクリープによる予損傷単独では大きな損傷を与えなくても, それらの相互作用による損傷は高温強度の低下を引き起こす重要な要因となることを示している. したがって, 上述の(iii)の損傷は, 実機高温構造材料の余寿命評価の際に考慮すべき重要な問題であると考えられる.

4 結 言

実機ボイラ二次過熱器管として約10万時間使用されたSUS316鋼管と処女鋼管から採取した試験片を用いて高温疲労試験を行い, 両材の高温における疲労破壊特性と微小き裂の進展特性を比較・検討した.

その結果, 以下のことが明らかとなった.

- (1) 実機使用材の高温疲労強度は処女材のそれより著しく低下した.
- (2) 使用材, 処女材における微小疲労き裂は, 従来報告されている同系統の処女材料の巨視き裂に対する下限界J積分範囲以下の領域でも進展した. また, 使用材における微小き裂の進展速度は処女材のそれより数倍大きかった. したがって, (1)に示した両材の疲労強度の相違をもたらした主要因の一つとして, 上述のような両材における微小き裂進展速度の相違が挙げられる. 以上の結果から, 長時間使用された高温部材に発生するき裂に対する安全性評価は, 処女材のき裂進展に関する情報のみにより行うのは危険であると言える. また, 高温疲労き裂伝ばに及ぼす熱時効およびクリープ予損傷の影響に関する従来の報告と上述の結果の比較から, 応力による損傷単独, あるいは, 時効による損傷単独では大きな損傷を与えなくても, 両者の相互作用は, 高温強度を低下させる重要な損傷を引き起こすことが推定された.
- (3) 使用材の疲労き裂発生には結晶粒界周囲の炭化

物の析出が重要な役割を果しているこん跡が認められた. また, 長さが数結晶粒程度のき裂の進展過程における処女材と使用材の破面には有意な相違は認められなかったが, 最終破損領域の破面は, 処女材の場合ディンプルを伴った粒内破面であったのに対し, 使用材のそれは粒界破面が支配的であり, 高温で長時間使用期間中に疲労強度のみならず破壊じん性値も低下していることが推定された.

本研究の遂行にあたり昭和63年度文部省科学研究費(奨励研究(A), No. 63750082)の援助を受けた. 記して謝意を表する. また, 貴重な実機使用材を御提供頂いた北陸電力(株)技術研究所, 前多俊彦課長を始めとする関係各位に深く感謝申し上げる.

(昭和63年12月15日 第26回高温強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 大南正瑛, 遠藤忠良, 吉川州彦, 北川正樹, 新田明人, 日本機械学会誌, **90**, 556 (1987).
- 2) 構造材料の信頼性評価技術委員会, “構造材料の寿命・余寿命評価のための計測技術に関する調査”(1983) 日本鉄鋼協会.
- 3) 後藤 徹, 材料, **32**, 563 (1983).
- 4) 藤山一成, 木村和成, 村松正光, 伊藤洋茂, 材料, **33**, 678 (1984).
- 5) 中代雅志, 米山弘志, 大友 暁, 日本非破壊検査協会昭和62年秋期講演会前刷, 670 (1987).
- 6) 岡崎正和, 橋本昌光, 矢田敏夫, 日本機械学会論文集, A-55, 1900 (1989).
- 7) 林 真琴, 清水 翼, 志田 茂, 日本材料学会第19回高温強度シンポジウム前刷, 10 (1981).
- 8) 西野精一, 坂根政男, 大南正瑛, 日本材料学会第24回高温強度シンポジウム前刷, 87 (1986).
- 9) 桐原誠信, 志賀正男, 祐川正之, 吉岡孝利, 浅野長一, 材料, **33**, 109 (1984).
- 10) 例えば, 新田明人, 北村隆行, 桑原和夫, 日本材料学会第19回高温強度シンポジウム前刷, 39 (1981).
- 11) 例えば, 後藤 徹, 左近淑郎, 日本材料学会第18回高温強度シンポジウム前刷, 1 (1980).
- 12) A. Johansson, Proc. IUTAM Colluquim on Fatigue, 112 (1956).
- 13) 例えば, 野中 勇, 北川正樹, 大友 暁, 日本材料学会第24回高温強度シンポジウム前刷, 61 (1986).
- 14) 例えば, S. Taira, Trans. ASME, Ser. H, 101, 54 (1979).
- 15) 例えば, L. A. James, Metall. Trans., **5**, 831 (1974).
- 16) S. P. Timoshenko and J. N. Goodier, “Theory of Elasticity”, 72 (1970) McGraw-Hill.
- 17) 田村 学, 谷村昌行, 井原義人, 日本材料学会第18回高温強度シンポジウム前刷, 6 (1980).
- 18) 岩淵義孝, 千葉信夫, 日本材料学会第22回高温強度シンポジウム前刷, 66 (1984).
- 19) G. C. Shin and B. W. Hutchinson, Trans. ASME, J. Eng. Mat. Tech., **98**, 289 (1976).
- 20) I. S. Raju and J. C. Newman, Eng. Frac. Mech., **11**, 817 (1979).
- 21) 平 修二, 大谷隆一, 北村隆行, 材料, **28**, 14 (1979).
- 22) 大路清嗣, 久保司郎, 真鍋康夫, 材料, **35**, 924 (1986).
- 23) 岡崎正和, 服部一郎, 白岩不二男, 小泉 堯, 材料, **32**, 645 (1983).
- 24) G. L. Lloyd, UKAEA TRG Report, 2868 (1976).
- 25) N. E. Frost, “Metal Fatigue” (1974) Oxford Press.
- 26) E. K. Priddle, Scrip. Met., **12**, 49 (1978).
- 27) 竹内悦男, 松岡三郎, 西島 敏, 日本機械学会論文集, A-52, 2155 (1986).
- 28) 例えば, 田中啓介, 材料, **33**, 961 (1984).
- 29) NRIM データシート, NRIM/CDS/No. 6A (1978).