

高温における疲労き裂成長挙動

Fatigue Crack Growth Behavior at Elevated Temperature

結城良治*

Ryoji YUUKI

1. はじめに

最近高温機器・部材の検査・保守および健全性評価などにも破壊力学が拡張適用されつつあり¹⁾それに伴い破壊力学に基づく高温における疲労き裂成長挙動に関する研究が活発になってきた。しかし、高温においては、温度一材料に応じて疲労き裂成長特性に、クリープ、酸化、ひずみ時効などの相互作用が現れ、室温の場合と異なる複雑な挙動を呈し、このようなき裂成長を支配する破壊力学パラメータおよび影響因子など解明すべき問題も多く残され、高温機器の寿命評価や健全性評価に破壊力学を実際に適用するに至っていないのが現状である。

ここでは、高温機器として高速増殖炉 (FBR) を想定して、上記の点に着目して本研究室で進めてきた SUS 304 ステンレス鋼の高温 (538°C, 650°C) 大気中の各種疲労試験結果をとりまとめた。^{2)~5)}本論では、上記材料一温度での疲労き裂成長特性の特徴・影響因子を明らかにするとともに、従来高温ではあまり研究例のない以下の項目について基礎的な検討を試みたものである。

- a) 表面き裂の疲労き裂成長特性
- b) 疲労き裂成長の下限界特性とき裂開閉口挙動
- c) 小さな切欠からの疲労き裂の発生・成長挙動
- d) 平滑材の微小分布き裂の発生・成長挙動

破壊力学を高温機器の各種評価に適用するに当たり、上記諸問題の解明が特に必要と考えられる。

2. 実験方法

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 の溶体化処理材であり、試験片形状に応じて若干組成の異なる 3 種の材料を用いた。試験片は 1 インチのコンパクト試験片 (CT)、中央貫通切欠および表面切欠を付した平板引張試験片 (CCT、板幅 40 mm、板厚 8 mm) および丸棒 (15 φ) の中央部が厚さ 5 mm の矩形断面となるように加工した小型平滑試験片とそれに深さ 0.5 mm、直径 0.6 mm の人工切欠を付けた試験片の 3 タイプの試験片を用いている。

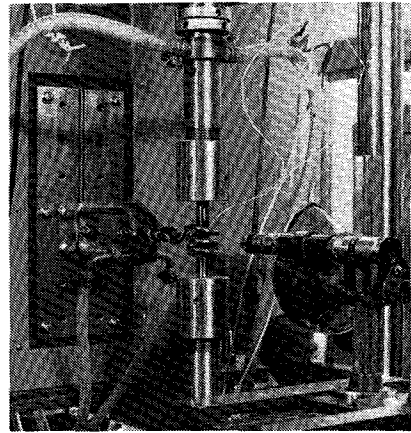


図1 高温疲労試験装置

試験片の加熱は、高周波誘導加熱装置または管状電気炉を使用した。図1に高周波誘導加熱により小型試験片を疲労試験している様子を示す。疲労試験は、電気一油圧サーボ式疲労試験機を用い、荷重制御、片振りの疲労試験を実施した。荷重波形は、正の鋸歯状波を主とし、室温および下限界特性の実験では正弦波を用いた。

き裂の測定は移動式顕微鏡を用い、表面き裂の場合はビーチマーク法を併用した。また微小き裂の測定では、表面レプリカ法を用いた。

3. 高温疲労き裂成長特性

3.1 温度・周波数依存性

一般に高温になるとともに材料の静的強度およびヤング率が低下し、それとともに疲労強度が低下し、疲労き裂成長速度は加速する。またクリープが生じる温度領域では、疲労特性に時間依存の現象が生じ、疲労き裂成長特性にも荷重波形や周波数に依存した特性が見られるようになる。

図2に SUS 304 鋼の 538°C における疲労き裂成長速度 da/dN を線形破壊力学パラメータである応力拡大係数範囲 ΔK で整理した結果を示す。この試験には、1 インチ CT 試験片を用い、周波数 10~400 cpm の正の鋸歯状波を用いた。538°C では周波数が小さくなるほど、疲労

* 東京大学生産技術研究所 第1部

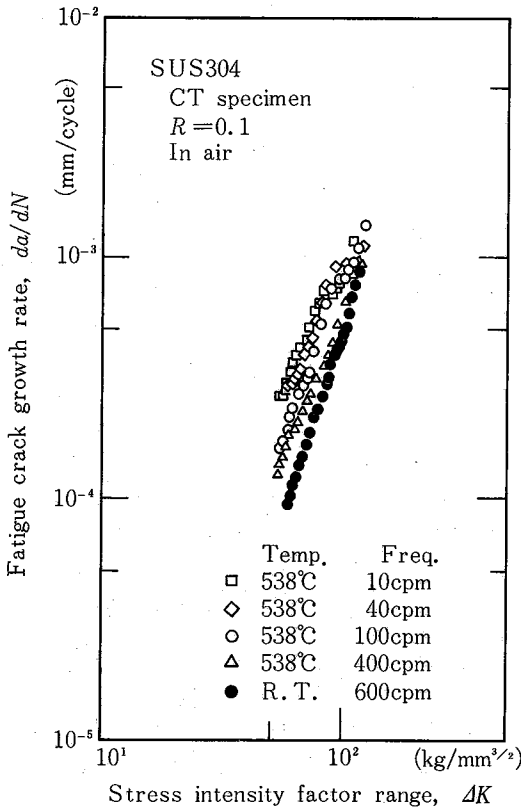


図2 高温疲労き裂成長特性の周波数依存性

き裂成長速度が速くなり、室温(RT)に比べて最高4倍程度の加速が見られる。この傾向はJamesら^{6),7)}の結果とよく一致している。

このような現象は当初クリープによる効果と考えられたが、538°Cでは保持時間1時間程度の引張荷重保持の台形波を繰返し負荷してもクリープによる顕著な加速が生じないこと、⁸⁾および真空中や不活性ガス中では高温でも上記の加速が生じず室温の特性と一致すること⁹⁾などから別の要因が考えられるようになった。一つには、高温で活性化した酸化性雰囲気の影響であり、実際、試験片および破面は厚い酸化スケールにおおわれている。または繰返し負荷を受けつつ高温に長時間さらされることによる材料の動的ひずみ時効の影響も考えられる。¹⁰⁾

3.2 表面き裂の疲労き裂成長特性

実際の機器・構造物で問題となるのは、表面欠陥の場合が多いことを考慮して、高温における表面き裂の疲労



図3 破断面・ビーチマークの一例(538°C, 400cpm)

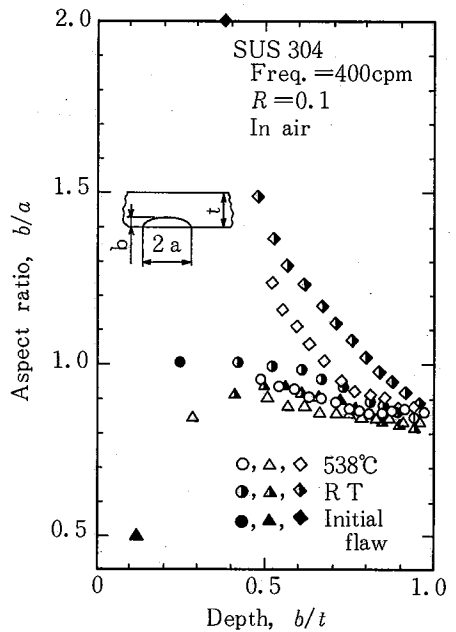


図4 表面き裂のき裂形状変化

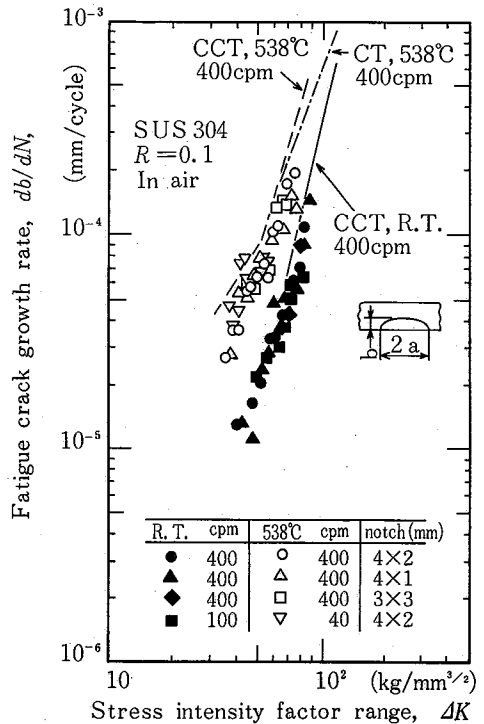


図5 室温・高温における表面き裂の疲労き裂成長特性

き裂成長挙動についても調べた。^{2),3)} 図3に平板中央に放電加工により表面切欠を入れ、それからの二次元的なき裂成長挙動をビーチマーク法で調べた破断面写真を示す。表面切欠は、表面長2aと深さbがそれぞれ4×2, 4×1, 3×3 mmの半円ないし半楕円形状とした。(本誌表紙

参照) 図4は、き裂面形状比 b/a とき裂深さ比 b/t (t は板厚) との関係を示す。 b/a の変化挙動は室温の場合とほぼ一致し、一様引張荷重を受ける表面き裂は $b/a=0.8\sim 0.9$ の半円に近い形状に至った後、貫通することが分かる。図5はこの表面き裂の深さ方向の疲労き裂成長速度 da/dN を、表面き裂の最深点の応力拡大係数範囲 ΔK で整理したものであり、室温、高温とも切欠形状の異なるデータが統一的に整理され、しかも CT および CCT の貫通き裂の特性とも良く対応していることが分かる。また表面き裂の場合にも前述の図2と同様な周波数依存性の傾向が見られた。

この結果は高温においても小規模降伏条件が満たされ、グリップの影響が顕著でない領域では、室温の場合と同様に疲労き裂成長速度が ΔK により統一的に特性づけられることを示し、また貫通き裂のデータを用いて、構造物中の表面き裂の成長挙動を推定できることを示唆しており、実用上重要な結果であると思われる。

3.3 下限界特性とき裂開閉口挙動

上記の諸結果は比較的高速度域の疲労き裂成長特性であるが、き裂成長速度が遅くなり、停止に至る下限界特

性も実用上重要となる。そこで従来あまり研究が行われていなかった高温における疲労き裂成長の下限界特性とき裂開閉口挙動について検討を行った。⁴⁾

図6は、 ΔK 漸減試験により得られた室温、538°C、650°Cにおける疲労き裂成長特性を示す(図中△, ○, □印)。この一連の試験には、サイドグループ付の中央き裂入り平板試験片を用い、荷重制御、荷重漸減の疲労試験を行い、荷重波形は正弦波を用い、周波数および応力比 $R(=K_{min}/K_{max})$ を変化させ、その影響も調べている。図6の $\Delta K \approx 40\text{kg/mm}^{3/2}$ 以上の高速度域では、室温、538°C、650°Cの順にき裂成長速度が速くなっているが、それ以下の低速度域では、高温のき裂成長速度が急激に低下し、その結果室温の特性と交差し、下限界値 ΔK_{th} が室温より高く求まることが分かる。図7に図6の結果も含め、各種温度、応力比、周波数のデータをまとめて示す。3種の R に対する538°Cの下限界特性には顕著な R 依存性が見られ、 R の増加とともに ΔK_{th} は減少する。また650°C、0.1 Hzのデータは10 Hzの場合より、高速度域では加速しているが、 da/dN が 10^{-4}mm/cycle 近傍で急激に減速し、10 Hzの場合とほぼ同じ ΔK_{th} 値に至って

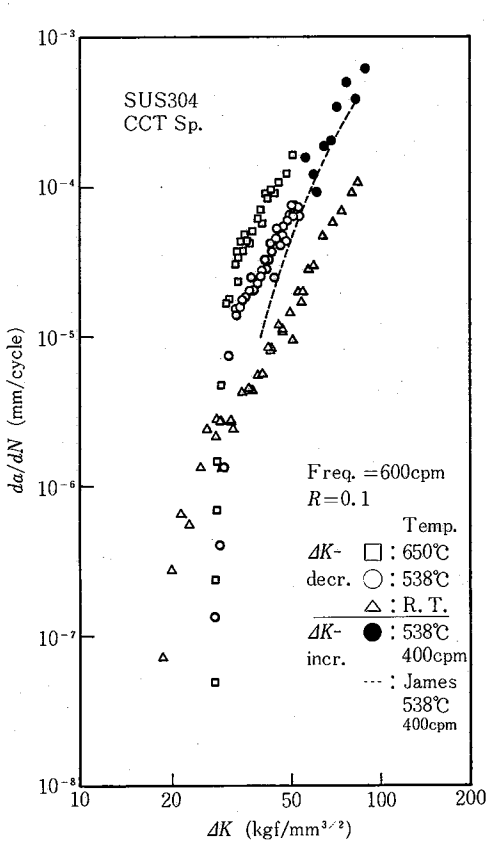


図6 疲労き裂成長の下限界特性(室温、538°C、650°C、いずれも400 cpm, $R=0.1$)

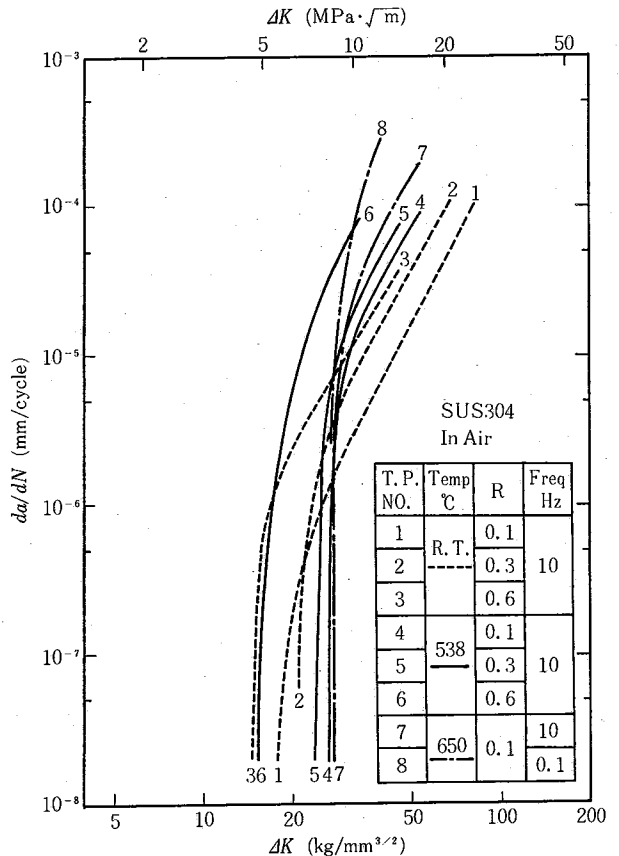


図7 疲労き裂成長の下限界特性に及ぼす温度、応力比、周波数の影響

いることが分かる。高温におけるこのような特異な下限界特性の原因については、高温にさらされたき裂面に厚い酸化スケールが付着・推積し、その“くさび効果”によりき裂成長が減速する機構が有力な要因として考えられた。^{11),12)}

この効果を定量的に評価するため高温での疲労き裂のき裂閉口挙動を調べた。この測定には、き裂先端後方の1~2mmの位置でのき裂開口変位を自作の変位計で計測し、このき裂開口変位-荷重曲線の折れ曲がりからき裂開口応力 σ_{op} および開口比 $U = (K_{max} - K_{op}) / \Delta K$ を求めた。図8は ΔK の変化に伴う U の変化を示す。図8から室温では ΔK 減少に伴い U が低下し、き裂がほとんど閉口した状態で ΔK_{th} に至るのに対し、538°C、650°Cでは、比較的き裂が開いた状態 ($U = 0.4 \sim 0.6$) で ΔK_{th} に至っていることが分かる。また破面の観察によっても、高温の ΔK_{th} 近傍の破面には酸化スケールの厚い推積が認められず、むしろ破面の接触のため酸化スケールの生成・推積が抑制されていることが分かった。したがって前述の酸化スケールの“くさび効果”は考えにくく、クリープに起因する別の要因が示唆される。た

えば、き裂先端におけるクリープ応力緩和などによるものと考えられる。¹⁾ いずれにしても、高温疲労き裂のこの下限界特性の特異な現象は、塑性誘起のき裂閉口現象、酸化スケールのくさび効果およびクリープの影響の3者の相互作用として、今後定量的に解明する必要がある。

3.4 平滑材・切欠材の疲労強度と疲労き裂の発生・成長挙動

SUS 304 鋼の小型平板試験片を用いて、平滑材および切欠材(深さ0.5, 直径0.6mmのピット状切欠)の疲労強度および疲労き裂の発生・成長挙動について調べた。⁶⁾ 図9に室温および538°Cの平滑材, 切欠材の $S-N_f$ 曲線を示す。また同図に切欠から発生したき裂が表面長 $2a$ が0.8, 1.0mmに達する繰返し数を結んだ等き裂長曲線 ($S-N_{2a=const}$) も併記している。室温では小さな切欠により疲労限の低下が著しいが、高温では平滑材の疲労限は室温より低下するものの、切欠材の疲労限は室温のそれより高くなっていることが注目される。すなわち高温では切欠からき裂が発生しにくくなる。あるいは、たとえき裂が発生しても停留し、大きなき裂に成長しないものと考えられる。後者は前述した高温における ΔK_{th} の上昇の現象と対応しているものと考えられる。^{13),14)}

切欠からの表面き裂の疲労き裂成長特性を図10に示す。室温では応力レベルによらずほぼ同一特性となるが、

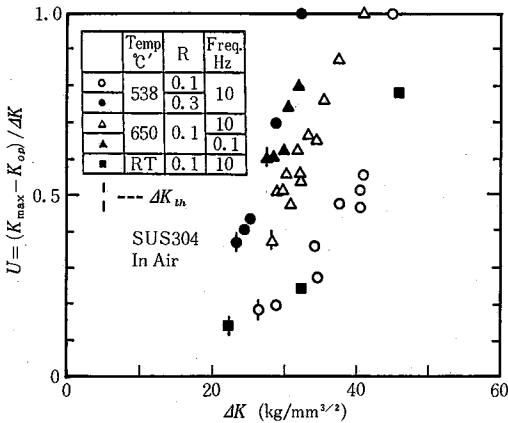


図8 ΔK の減少に伴うき裂開口比 U の測定結果

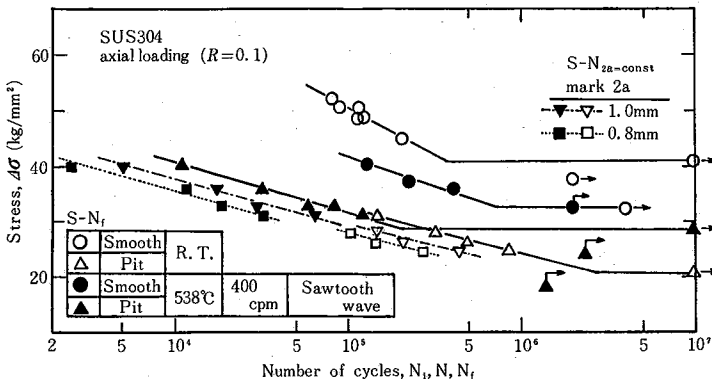


図9 平滑材と切欠材の疲労強度

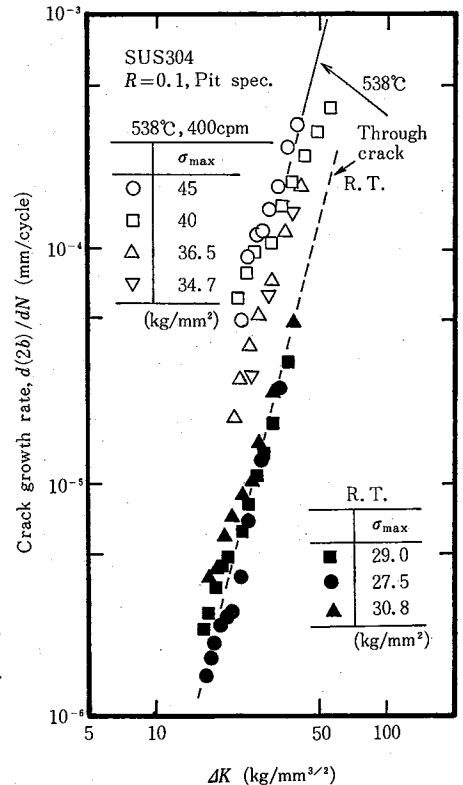
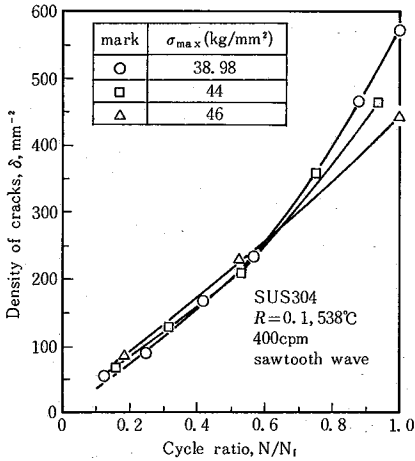


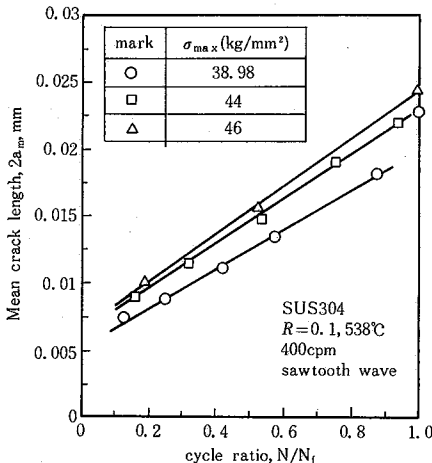
図10 切欠材からの表面き裂の疲労き裂成長特性

高温では降伏応力より高い応力を負荷しているため、疲労き裂成長特性に応力レベル依存性が生じ、応力が高いほど速度が速くなる傾向が若干生じている。このような場合には線形破壊力学のパラメータ ΔK の適用は困難となり、塑性変形も考慮した弾塑性破壊力学パラメータの繰返し J 積分 ΔJ ないしひずみ拡大係数範囲 ΔK_e などによる整理が必要となる。¹⁵⁾

次に平滑材の高温疲労において疲労寿命の各段階での試験片表面に発生・成長する微小分布き裂の観察・測定も試みた。図 11(a), (b) に 538°C の疲労試験の平滑材表面の微小分布き裂の分布密度および平均表面き裂長の測定例であり、この測定にはレプリカを用い、多大な労力を要した。この図より、微小き裂は疲労寿命 N_f の 10~20% の早期に極めて多数発生し、サイクル比 N/N_f の増加とともに分布密度も平均き裂長も比例的に増加す



(a) き裂分布密度- N/N_f



(b) 平均き裂長- N/N_f

図11 平滑表面に発生する微小分布き裂の分布密度と平均き裂長のサイクル比に対する変化 (538°C)

ることがわかる。特に図 11(a) の分布密度は、1 mm² 当たり数百に達し、応力レベルに依存せず一つの直線関係を示すことが注目される。図 12 には、この微小分布き裂の表面長さの分布をワイブル確率紙上に整理した一例を示す。この分布は、複合ワイブル分布を示し、 N/N_f の増加とともに、分布き裂の平均長および分散が増加していることが分かる。これは寿命早期に発生したき裂が個々に成長し、そのうちのいくつかが干渉・合体を繰り返しつつ選択的に成長し、破断に至ることを意味している。図 13 は、上述の疲労過程により破断に至った最大き裂 (主き裂) の成長挙動を、室温における同様の測定結果と比較して示したものである。高温においては疲労寿命の大部分が、微小き裂の成長・干渉・合体で占められ、寿命後期になっても高々 0.3 mm 程度の小さなき裂長であることが分かる。

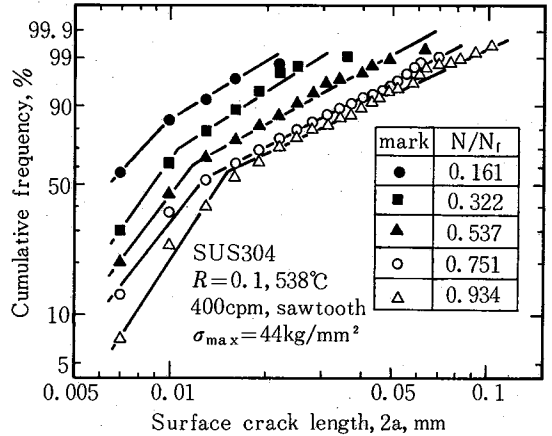


図12 各疲労寿命における微小分布き裂の長さの分布(ワイブル確率紙)

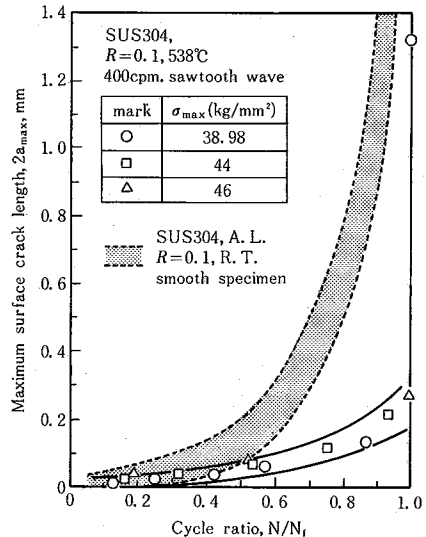


図13 平滑表面の最大き裂の成長挙動 (室温, 538°C)

これらの微小き裂の諸量は、高温疲労損傷の蓄積が微小分布き裂の発生・成長過程として把握できることを示唆している。また、この微小き裂の成長特性を破壊力学的あるいは統計的に解明することにより、高温機器の疲労寿命予測への道が開けるものと考えられる。

最近室温疲労においては微小き裂の成長特性に関して強い関心が集まり、活発な研究が行われ、大きなき裂のそれとは異なる諸特性が明らかになりつつあり^{10,17)}しかし高温では実験技術上の困難もあり、ほとんどこの種の研究がなされていないのが現状であるが、高温において特に微小き裂が重要な問題となることが明らかになり、今後のこの微小き裂の成長特性、定量的に解明し、高温機器の設計・検査や寿命推定、健全性評価に役立てたいと考えている。

4. あとがき

高温機器の材料としてよく利用される SUS 304 鋼の高温における各種疲労試験を行い、538°あるいは650°Cにおける大気中の疲労き裂成長特性に関して以下の主要な諸結果を得た。

1) 高温においても小規模降伏条件を満たす限り、疲労き裂成長速度は、 ΔK で統一的に特性づけられ、試験片形状の異なる貫通き裂および初期形状の異なる表面き裂の疲労き裂成長速度は ΔK により統一的に整理される。

2) 538°Cの貫通き裂および表面き裂の疲労き裂成長特性には顕著な周波数依存性が見られた。この現象は必ずしもクリープの影響ではなく、酸化やひずみ時効の影響と考えられる。

3) 高温では疲労き裂の下限条件 ΔK_{th} は、室温に比べて、高い値を示し、また切欠材の疲労限も室温より高くなった。低速度あるいは高寿命域では、き裂を減速させる機構が作用している。この要因として酸化スケールのくさび効果が考えられたが、き裂開閉口挙動や破面の測定・観察から別の要因が示唆された。

4) 高温平滑材の疲労過程において、疲労寿命の早期

から多数の微小分布き裂が、発生・成長していることを明らかにし、疲労損傷がこの微小き裂の諸量と対応することを示した。この微小き裂の成長挙動の解明が高温機器の疲労寿命予測などにおいて重要となるものと思われる。

本研究では、比較的クリープの影響が少なく、応力の小さな領域での Cyclic-dependent な疲労を対象としたが、今後は、クリープが顕著となり、降伏応力を超える高応力ないしひずみの Creep-plastic 領域での Time-dependent な疲労ないしクリープ・疲労についてもこの種の研究を行う予定である。(1984年4月6日受理)

参考文献

- 1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI
- 2) 結城, 北川, 徐, 待田: 材料, 31-344, 500~504(1982)
- 3) 結城, 北川, 持田: 生産研究, 34-5, 167~170, (1982)
- 4) 結城, 北川, 大平, 三木: 日本機械学会講演論文集 830-10, 205~207, (1983)
- 5) 徐 昌敏: 東京大学 学位論文 (1981)
- 6) James, L. A. ; ASTM STP 513, 218~229 (1972)
- 7) James, L. A. and Schwenk, E. B. Jr. : Metallu. Trans. 2, 491~496 (1971)
- 8) 「高速炉構造材料の破壊力学的強度に関する研究」成果報告書(IV) ISES 7909 (1979)
- 9) James, L. A. and Knecht, R. L. : Metallu. Trans. A. 6 A-1, 109~116 (1975)
- 10) 平, 大谷: 「材料の高温強度論」オーム社, (1980) p. 205
- 11) Skelton, R. P. and Haigh, J. R. : Material Science and Engineering, 36, 17~25, (1978)
- 12) Usami, S., Fukuda, Y. and Shida, S. : ASME Proc. 4th National Congress on PVP, 83-PVP-97 (1983)
- 13) 長谷川, 広瀬, 加藤: 日本機械学会論文集 A, 48-426 (1982) p. 132
- 14) 金沢, 山口, 他 3名: 材料, 30-332 (1981) p. 454
- 15) Asada, Y. Yuuki, R. and Sunamoto, D. : Int. Conf. on Engng. Aspects of Creep, I. Mech E, vol. 2 (1980) 6. 23
- 16) 北川, 高橋: 日本機械学会論文集, 45-339(1979)p. 1289
- 17) 北川, 結城, 高橋, 徐: 日本機械学会講演論文集, 790-9, (1979) p. 25