高温クリープ・疲労重畳条件下における
Ni 基合金切欠き材のき裂発生と成長挙動*菊地 賢司**, 横堀 寿光***
二川 正敏**, 武藤 康**

Crack Initiation and Growth Behavior for High Temperature Creep-Fatigue Interaction in a Notched Specimen of Ni-Based Alloy

by Kenji KIKUCHI, Toshimitsu YOKOBORI,
Masatoshi FUTAKAWA, and Yasushi MUTO

The crack initiation and growth behavior of Ni-based heat-resisting alloy was investigated in a vacuum environment at 1073 K using double edge notch test specimens, with varying holding times T_h at maximum stress during the cycle. The results showed that the crack growth rate could be evaluated by the C^* -integral because of the good correspondence of the crack growth rate and the notch opening displacement rate in the case of $T_h \geq 50$ s; however, the crack growth rate did not correspond to the deformation of the test specimen in the other range of T_h . Relative notch opening displacement at the crack initiation, RNOD_c, indicated almost constant value and agreed with the results of SUS 304 stainless steel, except for the fatigue region.

Key Words: Strength, Creep-Fatigue, Fracture, Crack Growth Rate, Notch Opening Displacement, Crack Initiation, Notched Specimen

1. 緒 言

高温ガス冷却炉の高温配管や中間熱交換器に含まれる高温機器要素の設計では、高温クリープ・疲労重畳条件下における母材の変形やき裂の発生・成長挙動を評価することが重要である。高温クリープ条件下のき裂成長速度については、 C^* 積分による評価^{(1)~(6)}や速度過程論に基づく応力・温度・き裂長さなどを含む構成方程式^{(7)~(9)}が導かれている。その中で、き裂成長速度が C^* 積分で評価できる理由として、 C^* 積分の構成因子である切欠き開口変位速度あるいは試験片伸び速度がき裂成長速度に対応して変化することが原因の一つと考えられる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。したがって、き裂成長速度の評価ではき裂成長速度と切欠き開口変位速度や試験片伸び速度との相互の関連性を把握することが必要である⁽¹¹⁾。また、き裂の発生では相対切欠き開口変位 RNOD_c の概念が提案され、SUS 304 ステンレス鋼のき裂発生を精度よく予測できることが示されている⁽¹²⁾。本報では多目的高温ガス実験炉 (VHTR) 構造

部材に使用される Ni 基耐熱合金 (ハステロイ X-R) を用いて高温クリープ・疲労重畳条件下の実験を行い、き裂成長挙動と母材の変形との関連および RNOD_c によるき裂発生の評価について調べた結果を述べる。

2. 供試材と実験方法

ハステロイ X-R は VHTR 内不純物調整 He ガス中で耐腐食性を高めるために、成分の微量調整を行ったハステロイ X の改良材⁽¹³⁾である。冷間加工で厚さ 2 mm の板材とし、1463 K で 1 h の固溶化熱処理を施した。化学成分を表 1、機械的性質を表 2 に示す。1073 K の値は JIS 0567 に準じて行われた別ロット材による試験の参考値である。用いた両側切欠き付平板試験片の形状を図 1 に示す。

試験機は電気抵抗加熱方式の高温真空炉を据え付けた電気油圧サーボ方式で、炉心管は平面部を有する透明石英製の中空円筒である。公称応力の最大値 σ_{max} と

表 1 化学成分

C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo
.07	.94	.31	<.005	<.005	21.67	<.05	8.97
W	Fe	B	Ni	Al	Ti	N	
.49	18.31	<.001	BAL	<.05	<.05	.006	(Wt%)

* 昭和 61 年 4 月 3 日 第 63 期通常総会講演会において講演、原稿受付 昭和 60 年 10 月 21 日。

** 正員、日本原子力研究所 (〒319-11 茨城県東海村白方白根 2-4)。

*** 正員、東北大学工学部 (〒980 仙台市荒巻字青葉)。

負荷速度 $\dot{\sigma}$ を一定として、応力保持時間 T_h を 0, 10, 50, 600 s と破断までに変化させた (図 2)。応力比は 0.06 である。温度は 1073 ± 3 K, 真空度は 6.5×10^{-2} Pa であった。切欠き部の観察は写真撮影で自動的に行い、切欠き底より発生した正味き裂長さ a^* と切欠き開口変位 $\Delta\phi$ は拡大された写真上で測定した。試験片の伸びはサイクル中の最大荷重点におけるアクチュエータの変位より求めた。

3. 実験結果と考察

3.1 き裂長さ・切欠き開口変位・試験片伸び 切欠き底より発生した正味き裂長さ a^* , 切欠き開口変位 $\Delta\phi$, 試験片伸び δ の変化を、破断寿命 T_f で無次元化した時間 T/T_f に対して示した結果を図 3~5 に示す。高温疲労の場合 (図 3), $\Delta\phi$ と δ は $T/T_f \leq 0.8$ でほぼ一定値を示すが, a^* は T/T_f の増加とともに大きくなり $T/T_f \geq 0.7$ では $a^* > \Delta\phi$ となった。 a^* が増加しても $\Delta\phi$ と δ はほとんど変化しないことにより、き裂が母材の変形に先行して進展することがわかる。すなわち、高温疲労により受ける母材の損傷変形は、き裂先端の局所領域に集中するため、き裂の進展挙動とは対応していないことがわかる。高温クリープの場合 (図 5) は、き裂発生前より $\Delta\phi$ と δ は加速的に伸びているのに対し、 a^* は進展が遅い。したがって、

表 2 機械的性質

Temperature(K)	σ_u (MPa)	σ_y (MPa)	Elongation(%)
R. T.	700	320	54
1073	360	200	60

* 0.2% Off set

図 1 試験片形状

T_r = Rising time
 T_h = Holding time
 T_d = Descending time
 $\sigma_{\max} = 118 \text{ MPa}$
 $\dot{\sigma} = 20 \text{ MPa/s}$
 σ ; Stress

図 2 応力波形

母材の損傷変形は高温疲労に比べて広い領域に及んでいることがわかる。また、 a^* と $\Delta\phi$ の曲率はほぼ同じであることから、き裂成長速度は切欠き開口変位速度と対応しており、き裂は切欠き部周辺の変形と関連し

図 3 高温疲労における a^* , $\Delta\phi$, δ

図 4 保持時間がある場合の a^* , $\Delta\phi$, δ

図 5 高温クリープにおける a^* , $\Delta\phi$, δ

ながら進展していることがわかる。一方、図4の保持時間 $T_h=10$ s の結果は、高温疲労と高温クリープ特性のほぼ中間的な特性を示している。

3・2 き裂成長速度との対応 図6において、高温クリープおよび応力保持時間 $T_h \geq 50$ s のクリープ・疲労重畳条件の場合、き裂成長速度 $\dot{a}$ は切欠き開口変位速度 $\dot{\phi}$ とほぼ対応していることがわかるが、 $T_h=10$ s と高温疲労の場合には $\dot{a}$ が $\dot{\phi}$ より速くなっており、き裂が切欠き開口変位に先行して進展することを示している。 $\dot{a}$ が C^* 積分で評価できる根拠として、 $\dot{a}$ が $\dot{\phi}$ と対応していることが一つの前提条件と考えられる。本結果より、ハステロイ X-R でも高温ク

図6 き裂成長速度 $\dot{a}$ と切欠き開口変位速度 $\dot{\phi}$ の関係

図7 き裂成長速度 $\dot{a}$ と試験片伸び速度 $\dot{\delta}$ の関係

リープだけでなく、 $T_h \geq 50$ s のクリープ・疲労重畳条件においても、 $\dot{a}$ は $\dot{\phi}$ あるいは C^* 積分でほぼ一つの特性として表せることがわかる。各条件の $\dot{a}$ を試験片伸び速度 $\dot{\delta}$ で評価した図7の結果では、 $\dot{\phi}$ による評価と比較してばらつきが大きく対応も悪くなっている。

また、温度や応力条件が異なる場合の $\dot{a}$ を評価するときには、これらの条件による構成方程式^{(7)~(9)}を導く必要がある。

3・3 き裂発生の評価 応力保持時間 T_h を変化させて繰返しの周波数 $\nu [=1/(T_r + T_h + T_d)]$ を変えた場合に測定されたき裂発生時の相対切欠き開口変位 $RNOD_c (= \Delta\phi/\phi_0, \Delta\phi = \phi_i - \phi_0, \phi_i$: き裂発生時の切欠き開口量, ϕ_0 : 初期切欠き開口量) の結果によると、 $T_h \geq 50$ s ($\nu \leq 0.02$ Hz) ではほぼ0.3で一定となるが、 $T_h < 50$ s の条件では応力繰返しの効果により0.1~0.15に減少した(図8)。ここで、き裂の発生は両側の切欠き底よりき裂が平均して30 μ m 成長したときと定義している。既に SUS 304 ステンレス鋼で示された $RNOD_c$ の値⁽¹²⁾と比較すると、高温疲労の場合にやや低い、 $T_h \geq 50$ s ($\nu \leq 0.02$ Hz) ではほぼ一致している。したがって、 $RNOD_c$ の概念⁽¹²⁾はハステロイ X-R でもき裂発生の予測評価に適用できることがわかる。

破断寿命 T_f に占めるき裂発生時間 T_i の割合 T_i/T_f は、 $T_h \geq 50$ s ($\nu \leq 0.02$ Hz) ではほぼ0.35で一定となったが、高温疲労の場合にはやや増加して0.5となった(図9)。また、この T_i/T_f の値は既に行った両側に切欠きを有する SUS 304 ステンレス鋼の実験結果⁽¹⁴⁾とも定量的にほぼ一致する。

図8 き裂発生時の相対切欠き開口変位

図9 き裂発生時間と破断寿命の比

4. 結 論

Ni 基耐熱合金 (ハステロイ X-R) の切欠き材を用いて高温クリープ・疲労重畳条件下の実験的研究を行い次の結論を得た。

(1) 応力繰返しの影響が強い高温疲労側の条件 ($T_h < 50$ s, $\nu > 0.02$ Hz) では、き裂が母材の変形に先行して進展するため、き裂成長挙動と母材の損傷変形とは対応していない。

(2) 高温クリープ側の条件 ($T_h \geq 50$ s, $\nu \leq 0.02$ Hz) では、母材の損傷変形は高温疲労の場合に比べて広い領域に及んでいる。また、き裂成長速度 $\dot{a}$ と切欠き開口変位速度 $\dot{\phi}$ とが対応しているため、 $\dot{a}$ を C^* 積分で評価することも可能である。

(3) き裂発生時の相対切欠き開口変位 $RNOD^* [= (\phi_i - \phi_0)/\phi_0]$ は、高温疲労側の条件を除いてほぼ一定値 0.3 を示し、SUS 304 ステンレス鋼の結果⁽¹²⁾とも一致した。したがって、 $RNOD_c$ の概念はハステロイ X-R にも適用できる。

(4) き裂発生時間と破断寿命の比は高温クリープから疲労の範囲で 0.35~0.5 の値であり、クリープ側

の条件では 0.35 一定であった。

文 献

- (1) Landes, J. D. and Begley, J. A., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 590 (1976), 128.
- (2) 大路・ほか 2 名, 機論, 42-354 (昭 51), 350.
- (3) Koterazawa, R. and Mori, T., *Trans. ASME, Ser. H.*, 99-October (1977), 298.
- (4) Sadananda, K. and Shahinian, P., *Metall. Trans., A*, 8 (1977), 434.
- (5) Taira, S., ほか, *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 101-April (1979), 154.
- (6) 大路・ほか 5 名, 機論, 45-394, A (昭 54), 550.
- (7) 横堀・ほか 2 名, 機論, 46-410, A (昭 55), 1062.
- (8) Yokobori, A. T. Jr., ほか 3 名, *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 105-January (1983), 13.
- (9) Yokobori, T. and Yokobori, A. T. Jr., *Advance in Fracture Research, Proc. 6th Int. Conf. Fracture (ICF-6)*, New Delhi, India (1984), 273.
- (10) Yokobori, A. T. Jr., ほか 4 名, *Proc. Int. Conf. Creep*, Tokyo, (1986), (to be published).
- (11) 横堀・ほか 3 名, 機論, No. 840-9 (昭 59), 134.
- (12) 横堀・ほか 3 名, 機論, 51-469, A (昭 60), 2049.
- (13) Shindo, M. and Kondo, T., *Proc. BNES Conf., Gas-cooled Reactor Today*, Bristol, (1982), Vol. 2, 179.
- (14) Yokobori, A. T. Jr., Yokobori, T. and Kyriyama, T., *Proc. ASTM Symp. Low Cycle Fatigue-Directions for the Future*, (1985), (in press).