218. 2軸応力下におけるハステロイXRの 高温強度特性

武藤 康*, 羽田 一彦*,
小池上 一**, 大野 信忠**

(1990年 7月13日 受理)

High Temperature Strength of Hastelloy XR under Biaxial Stress States

By Yasushi MUTO, Kazuhiko HADA,
Hajime KOIKEGAMI and Nobutada OHNO

Biaxial(tension/torsion) creep and creep-fatigue tests were conducted on Hastelloy XR at 950°C in air. Hastelloy XR is a nickel base solution-annealed heat resistant alloy. Thin-walled tubular test specimens were employed. As results of the creep tests, the von Mises' flow rule was revealed to be applicable very well. Under the torsion load, sufficient growth of voids was necessary to initiate the fracture and this resulted in longer life time compared with that under the tension load. Only a few number of small voids could be observed and very long life times were attained under the compression load. The creep-fatigue tests revealed that superposition of constant torsion load on a cyclic axial load reduced the cycles to failure significantly and the amount of reduction was consistent with the prediction by the linear life fraction rule.

KEYWORDS: *mechanical tests, very high temperature, tension load, torsion load, biaxial stress state, creep strength, fatigue strength, Hastelloy XR, biaxial creep, creep-fatigue interaction*

I. 序 論

高温ガス炉を水素製造等の高温核熱利用に用いる場合、950℃以上の原子炉出口温度で熱を供給することが望ましい。ここで原子炉と熱利用系の間には、安全性を増すため中間熱交換器が設けられる。高温工学試験研究炉(HTTR)では、この中間熱交換器の伝熱管、高温ヘッダー等の高温構造物には、Ni基耐熱合金ハステロイXを改良したハステロイXRが用いられることになっている⁽¹⁾。

これらの高温構造物は、1次冷却材と2次冷却材の間の僅かな圧力差による小さな圧力荷重を常時受けるほか、原子炉の起動停止時には繰返し熱負荷を受けるので、クリープ疲労損傷が主たる破壊モードとなる。この時発生する熱応力は、板厚方向の温度差による熱応力のほか、子午線方向の温度差によっても曲げ応力を生じるので、円周方向と子午線方向の2軸の成分を

有するようになる。また圧力荷重は、その値自体は小さいものの円周方向と軸方向の2軸成分を有している。したがって、このような高温構造物の構造健全性を評価するためには、多軸応力下のクリープ疲労評価を行うことが必要である。この評価には、多軸応力下のクリープおよびクリープ疲労に関する材料データを必要とする。

これまで、多軸クリープに関しては、Johnsonら⁽²⁾(常温~650℃)、Dysonら⁽³⁾(750℃)、Huddleston⁽⁴⁾(593℃)、Delobelleら⁽⁵⁾(650℃)などにより試験研究が行われているが、ASMEのBoiler and Pressure Vessel Code, Case N-47⁽⁶⁾の適用限界(約800℃)を超える温度領域での試験データは数少ない。僅かに、大野ら⁽⁷⁾⁽⁸⁾、

* 日本原子力研究所 (Japan At. Energy Res. Inst.)

** 石川島播磨重工業(株) (Ishikawajima-Harima Heavy Ind. Co., Ltd.)

** 名古屋大学 (Nagoya Univ.)

Kennedyら⁽⁹⁾, Nickelら⁽¹⁰⁾および鈴木ら⁽¹¹⁾の研究があるだけである。

大野らはハステロイXRについて、900℃で薄肉円筒の軸力-振り組合せ負荷試験を行い、定常多軸応力クリープではMisesの流れ則が良く成立つことおよび振り応力の反転が繰返し軟化を生じさせること⁽⁷⁾, 振りクリープの破断時間は引張りの破断時間の約1.5倍となること⁽⁸⁾などを明らかにした。Kennedyらはインコネルについて、815℃で薄肉円筒の内圧-軸力組合せ負荷試験を行い、クリープ変形はTrescaよりもMisesの相当応力に従うこと⁽⁹⁾などを明らかにした。Nickelらはインコロイ800Hについて、950℃で円筒の内圧-軸力組合せ負荷試験を行い、クリープ変形および破壊のデータを取得⁽¹⁰⁾した。鈴木らはハステロイXについて、900℃で薄肉円筒の振りクリープ試験を行い、トルクを漸増および反転した時のデータを取得⁽¹¹⁾した。

多軸クリープ疲労に関しては平ら⁽¹²⁾(450℃), 大路ら⁽¹³⁾(常温), 大南ら⁽¹⁴⁾(600℃), Kandilら⁽¹⁵⁾(550℃), Hamadaら⁽¹⁶⁾(650℃), Tanakaら⁽¹⁷⁾(常温)およびdelos Riosら⁽¹⁸⁾(550℃)の研究があるが, 著者らが調査した範囲内では800℃を超える領域での試験は報告されていない。また, 主応力軸および主ひずみ軸の変化しない比例負荷のような比較的単純な負荷状態の場合におい

てさえ, Misesの相当ひずみで破損寿命を整理できる場合とできない場合があることが報告されている⁽¹⁹⁾。さらに, 非比例負荷のような複雑な荷重条件下での試験研究は数少ない⁽¹⁹⁾。

以上のことから, クリープに関しては, HTTRの設計温度である950℃におけるハステロイXRのクリープ変形と破壊データ, 特に, これまで全くデータの無い振り+圧縮応力の領域でのデータを取得することを目指して試験を行なった。またクリープ疲労に関しては, 実機における複雑な応力条件を念頭におき一定の振り荷重に繰返し軸力が重畳する条件下で, ハステロイXRのクリープ疲労試験を行なった。

以下, これらの試験結果について述べる。

II. 試験方法

素材は固溶強化型Ni基耐熱合金ハステロイXRの直径65mm×長さ155mmの鍛造丸棒である。素材の成分をTable 1に示す。結晶粒度は3.5(JIS G 0551)であった。この素材から, Fig. 1に示すような3種類の薄肉円筒試験片を製作した。形状の異なる3種類の試験片を用いたのは, 試験機に油圧サーボ方式(Type A試験片)と重錐負荷方式(Type B, C試験片)を併用し, また座屈を避けるためゲージ長さを短くしたためである。加熱方式は電気炉, 雰囲気は大気中である。

Table 1 Chemical composition of Hastelloy XR

Chemical composition(%)								
Elem.	C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo
Ladle	0.07	0.95	0.35	<0.001	0.002	21.83	0.02	9.02
Ch. (T)	0.07	0.96	0.32	<0.001	<0.001	22.00	0.02	9.11
Ch. (B)	0.07	0.93	0.33	<0.001	<0.001	21.96	0.03	9.11
Elem.	W	Fe	B	Ni	Al	Ti	N	
Ladle	0.49	18.26	0.0004	Balance	0.01	0.01	0.003	
Ch. (T)	0.49	18.59	0.0002	Balance	0.01	0.01	0.007	
Ch. (B)	0.49	18.62	0.0001	Balance	0.02	<0.01	0.006	

Ch.(T): Check analysis at the top

Ch.(B): Check analysis at the bottom

クリープ試験の荷重は一定とした。初期応力はFig. 2(a)に示すように, Misesの相当応力で32, 40, 60MPaの3段階とし, 振り応力を横軸に, 引張応力を縦軸にとった応力平面での角度が30°間隔になるように応力状態を設定した。この際, 試験機の都合で, 単純振り(0°)に代り, 引張応力を少し加えた10°を選んだ。試験片数量は11本である。ここで, 応力状態が圧縮-振りとなるケースに対してはサーボ方式の試験機を使用

し, 引張-振りとなるケースに対しては重錐負荷方式の試験機を使用した。

クリープ疲労試験では, Fig. 2(b)に示すように, 軸方向の両振り三角波のひずみ制御繰返し荷重に一定の振り荷重を重畳させた。中間熱交換器の伝熱管を高温ヘッダーに繋ぐ下部連絡管では, 熱負荷による繰返し振り応力に圧力による一定応力が重畳する。本試験において使用した試験機は, 軸方向荷重をサーボバルサ

Fig. 1 Configuration and dimensions of test specimens

Figures in circle : Specimen No.
(a) Stress-rupture test Figures in circle : Specimen No.
(b) Creep-fatigue test

Fig. 2 Stress or strain states

方式で、振り荷重を重錘により負荷するようになっていいる。このため、ここでは実際の下部連絡管の応力状態とは逆に繰返し軸力に一定の振り荷重を重畳させることにした。ひずみ範囲は0.2~0.5%であり、軸ひずみ速度は0.001%/sである。試験片数量は5本である。

Ⅲ. 試験結果

1. クリープ変形および破壊試験

横軸に振りクリープひずみ、縦軸に軸クリープひずみをプロットするとFig. 3のようになる。これまでに明らかにされている引張-振り組合せ応力状態のみならず、圧縮ひずみが生じるような応力状態に対しても、クリープひずみは偏差応力テンソルの方向に生ずる、すなわちMisesの流れ則に良く合致することがわかる。

Fig. 3 Coaxiality between deviatoric stress tensor and strain tensor

Misesの相当応力を等しく(40 MPa)とり、応力状態を変えた場合のクリープ曲線をFig. 4に示す。圧縮荷重の重畳した応力状態では、クリープひずみの小さい初期の頃より、引張荷重が重畳した応力状態に比べてクリープひずみ量が小さくなる傾向が認められる。この原因は試験機の特性的相違によるものと考えられ

Fig. 4 Effect of stress states on creep behavior

る。すなわち、圧縮荷重の場合にはサーボ方式の試験機を用い、引張荷重の場合には重錘負荷方式の試験機を用いたからである。

応力状態が $\theta=10^\circ$ と 60° の場合について、60, 40, 32 MPaの各応力に対してクリープ曲線を示すとFig. 5のようになる。クリープひずみ量の時刻歴特性はほぼ同様であるが、 $\theta=10^\circ$ (ほぼ単純捩り)の場合は、 $\theta=60^\circ$ (引張り応力成分が捩り応力成分の $\sqrt{3}$ 倍)の場合に比べ、破断時間が約2倍になっている。この値は、温度や材料のチャージの差および定応力試験と定荷重試験の違いを考えると、先に述べた捩りクリープの破断時間は引張りの破断時間の約1.5倍となるという900℃、定応力における試験結果⁽⁸⁾と矛盾するものではない。

Fig. 5 Comparison of creep strain behavior between stress states $\theta=10^\circ$ and 60°

相当応力が40 MPaの場合について、クリープ破断時間を応力平面上で半径方向にプロットするとFig. 6のようになる。ここで $\theta=-60^\circ$ 、 -90° の場合には、座屈破壊を生じたので、その点を示してある。これよ

Fig. 6 Dependence of stress-fracture time on stress states

り、多軸応力下のクリープ破断時間は、単軸引張り応力下のクリープ破断時間よりも長く、寿命評価に当り、多軸応力状態のデータを単軸のデータで代表させる場合に安全側になることがわかる。

破断後の試験片について、破断面より3.5~5 mm離れ、ネッキング領域に入っていない場合の、径方向に切断した断面の光学顕微鏡写真をPhoto. 1に示す。相当応力40 MPaの場合について $\theta=60^\circ$ 、 10° の写真を比較すると、 $\theta=10^\circ$ の捩り応力主体の方が、ポイド面積

(a) $\sigma_{eq}=40$ MPa, $\theta=60^\circ$

(b) $\sigma_{eq}=40$ MPa, $\theta=10^\circ$

(c) $\sigma_{eq}=40$ MPa, $\theta=-60^\circ$

Photo. 1 Effect of stress states on microstructure in stress-ruptured specimens

が著しく大きくなっている。これは、破壊に関しては垂直引張り応力(最大主応力)が重要な役割を果たしており⁽²⁰⁾、したがって、 $\theta=60^\circ$ (最大主応力38.2 MPa)に対し引張り応力成分の小さい $\theta=10^\circ$ (最大主応力26.5 MPa)の場合には、ボイドが十分大きく成長するまで破壊に至らないために、Fig. 5に示したように破断時間が長くなったものと考えられる。また、 $\theta=-60^\circ$ の圧縮+振り応力下ではボイドの数も面積も非常に小さいことがわかる。

2. クリープ疲労試験

軸ひずみ範囲を縦軸にとり、振り応力(相当応力、すなわち $\sqrt{3}\tau$ として表示)をパラメータとして、横軸に破損サイクル数 N_f を示すと、Fig. 7 になる。ここでハステロイXRについて温度950℃、ひずみ速度0.001%/sで行われた服部らによる単軸の疲労試験結果⁽²¹⁾を比較のため併記した。これより、軸方向の繰返し負荷に対して、振り方向の一定荷重を重畳させると破損繰返し数が著しく低下することがわかる。

Fig. 7 Relationship between axial strain range and cycles to failure

振り荷重の重畳について調べるため、線形損傷則を用いて検討を行なった。まず、疲労損傷 D_f については、図中に破線で示した服部らによる試験結果より、与えられたひずみ範囲に対する N_{fb} を求め、次式により算出した。

$$D_f = \frac{N_{fb}}{N_{fu}} \quad (1)$$

ここで、 N_{fb} : 2軸クリープ疲労試験の破損サイクル数

N_{fu} : 単軸クリープ疲労試験の破損サイクル数

ここで基準にした単軸クリープ疲労データのひずみ速度は0.001%/sであって、800℃以上はもとよりCase N-47のクリープ効果の入らないひずみ速度0.1%/sよ

りもさらに遅い。このことは、 N_{fu} は過渡時のクリープ効果を含んだ破損サイクル数であり、(1)式で求めた D_f にも軸方向の引張圧縮荷重に起因するクリープ損傷が含まれているものと考えてよい。

次に、クリープ損傷を軸荷重による分と振り荷重による分に分けて考えると、前者については上述のようにすでに疲労損傷に含まれると考えてよいので、振り荷重によるもののみとし、次式により算出した。

$$D_c = \frac{N_{fb} \times \Delta t_c}{t_r} \quad (2)$$

ここで、 Δt_c : 1サイクルの時間

t_r : 振り応力($\sqrt{3}\tau$)に対する
クリープ破断時間

ここで用いた方法は、Code Case N-47に定められている方法とは異なっている。この理由は、繰返し軸荷重と振り荷重が重畳する2軸応力状態に対して、クリープ損傷がどのようになるかを調べるのが目的であり、Codeに規定されている線形損傷則の安全裕度を確認するのが目的ではないからである。この目的のためには上記より簡便な方法で十分であると考え。両者の方式による違いは以下ようになる。

Case N-47の方式では、(1)式に用いた N_{fu} として、ひずみ速度の影響を無視し得る速さ(800℃以下では0.1%/s)の疲労破損繰返し数を使用する。したがって、 D_f はもっと小さくなる。一方、クリープ損傷としては、軸荷重と振り荷重の組合せに対する相当応力の値を時間の関数として求め、クリープ破断時間との比の積分値をもって、クリープ損傷としている。したがって、クリープ損傷はここで求めた値よりもずっと大きくなる。この際、疲労損傷に関しては相当ひずみ範囲、クリープ損傷に対しては相当応力が用いられ、これらの計算は非常に複雑なものとなる。

計算結果をプロットするとFig. 8 になる。ここで図中に、軸力と振り荷重の割合がわかるように、 $\frac{1}{2}N_{fb}$ における軸方向応力の振幅を $\Delta\sigma/2$ として付記した。これからわかるように、軸力と振り荷重はほぼ同程度の大きさである。図より、試験結果は線形損傷則と良く一致することがわかる。このことは、軸方向に引張圧縮変形する疲労現象に対して、重畳する振り荷重の最大主応力は45°の方向であり、45°ずれているにもかかわらず、同一方向の荷重によるクリープ損傷の重畳と同様の効果を及ぼしていることを示唆している。

2軸疲労の場合に、SUS 304について軸力と振り荷重を交互に加えた場合、550℃では主ひずみ軸の変動により破損寿命の低下が認められている⁽²²⁾が、650℃

Fig. 8 Applicability of linear life fraction rule

では寿命への影響は認められていない⁽²³⁾。これは、前者は粒内破壊であり、後者は粒界破壊であることに起因していると報告されている。

これに対し本試験は軸疲労+振りクリープであり直接比較することは適当でないが、本試験においても主ひずみ軸は変化する。すなわち、軸力が引張の最大値に達した時の主ひずみ軸は、試験開始直後は軸方向(90°)と振り方向(45°)の中間の方向を向いているが、振りクリープひずみが累積するに従い45°の方向に漸近する。また、軸力が圧縮の最大値に達した時の主ひずみ軸は、振り方向(45°)と円周方向(0°)の中間の方向を向いており、引張過程と圧縮過程でも主ひずみ方向は変動する。本試験では破損サイクル数は線形損傷則による推定値と良く一致しており、破損寿命の低下は特に認められなかった。本試験の温度領域では Hastelloy XR は完全な粒界破壊であり、したがって主ひずみ軸変動による破損寿命の低下が認められないことは SUS 304 の試験結果と合致している。

破断後試験片の側面の破面より 1mm 程度離れた点の SEM の写真を Photo. 2 に示す。表面亀裂の方向については、軸疲労の場合には軸に垂直な方向、振り疲

(a) $\sqrt{3}\tau = 60 \text{ MPa}$, $\Delta\sigma/2 = 40.1 \text{ MPa}$

(b) $\sqrt{3}\tau = 40 \text{ MPa}$, $\Delta\sigma/2 = 48.5 \text{ MPa}$

Photo. 2 Effect of stress states on surface crack in creep-fatigue specimens

劣の場合には、条件により、主応力軸に垂直な十字型の亀裂を生ずる場合⁽¹⁴⁾⁽¹⁸⁾と最大剪断応力の方向の亀裂を生ずる場合⁽¹⁷⁾があることが報告されている。本試験では、振り成分は正負に繰返し負荷されるのではなく、一方向に一定応力として負荷されているので、本試験で得られた結果と従来の結果を直接には比較できない。亀裂は写真の左に矢印で示した軸ひずみが引張で最大となる時点で求めた最大主応力の方向に垂直に走っている。これは軸力による疲労損傷と振りによるクリープ損傷の両者の要因により破損に至ったことを示すものと考えられる。線形損傷則は疲労損傷とクリープ損傷が同じ重みで寄与して破損に至ることを示しているわけであるから、亀裂が最大主応力に垂直の方向に生じていることは、推定寿命が線形損傷則と良く合致したものと符合している。

IV. 結 論

Ni基耐熱合金ハステロイ XR の950℃における高温多軸強度データを取得することを目的として、軸力と振り荷重を薄肉円筒試験片に負荷したクリープ試験およびクリープ疲労試験を行い、次の結論を得た。

- (1) 圧縮も含めた軸力と振り荷重の組合せ応力下で、クリープひずみ速度テンソルと偏差応力テンソルの共線性が精度良く成立つ。
- (2) 振り主体の荷重と引張主体の荷重を比較すると、クリープひずみ曲線は類似しているが、前者の破断時間は後者の約2倍となる。破断後の顕微鏡写真を見ると、前者ではボイドが大きく成長しており、これより、引張応力成分の小さい振り荷重では破壊が起こり難いために、このように破断時間が長くなったものと解釈される。
- (3) 軸力と振り荷重の組合せ荷重下の破断時間を相当応力一定で比較すると、いずれも単軸引張の値より長く安全側である。
- (4) 軸方向の繰返し荷重に一定の振り荷重を重ねさせると、荷重方向が異なるにもかかわらず破断寿命に大きな影響を及ぼす。この影響の度合いは線形損傷則による推定と良く一致する。

本研究の実施に際してご助言、ご協力を頂いた石川島播磨重工業(株) 浜中順一氏および日本原子力研究所 菊地賢司氏に感謝します。

— 参 考 文 献 —

- (1) HADA, K., OKUBO, M., BABA, O.: To be published in *J. Nucl. Eng. Des.*
- (2) JOHNSON, A.E., HENDERSON, J.: Complex-stress creep, relaxation, and fracture of metallic alloys, Natl Eng. Lab., Edinburgh, Her Majesty's Stationary Office (1962).
- (3) DYSON, B.F., McLEAN, D.: *Metal Sci.*, **11**, 37 (1977).
- (4) HUDDLESTON, R.L.: *J. Press. Vessel Technol.*, **107**, 421 (1985).
- (5) DELOBELLE, P., TRIVAUDEY, F., OYTANA, C.: *Trans. 9th SMIRT Conf., Lausanne*, 253 (1987).
- (6) Cases of ASME Boiler & Pressure Vessel Code, N-47-23, (1986).
- (7) 大野信忠, 村上澄夫, 服部 満, 武藤 康: 機 論, **53**, A編, 1191 (1987).
- (8) 大野信忠, 松木 宏, 武藤 康: 機械学会講演論文集, No. 893-1, 3 (1989).
- (9) KENNEDY, C.R., HARMS, W.O., DOUGLAS, D.A.: *J. Basic Eng., Trans. ASME*, **81**, 599 (1959).
- (10) NICKEL, H., et al.: *Int. Conf. on Creep, Tokyo*, 509 (1986).
- (11) 鈴木道明, 島川貴司, 本田義雄: *FAPIG*, No. 117, 9 (1987).
- (12) 平 修二, 井上達雄, 高橋光夫: 機 論, **32**, 1788 (1966).
- (13) 大路清嗣, 小倉敬二, 原田昭治, 千賀平造: 同 上, **39**, 1416 (1973).
- (14) 大南正瑛, 坂根政男: 同 上, **43**, 3955 (1977).
- (15) KANDIL, F.A., MILLER, K. J., BROWN, M. W.: "Mechanical Behaviour & Nuclear Applications of Stainless Steel at Elevated Temperature", 203 (1982) Metals Soc.
- (16) HAMADA, N., SAKANE, M., OHNAMI, M.: *Fatigue Eng. Mat. Struct.*, **7**, 85 (1984).
- (17) TANAKA, K., MATSUOKA, S., KIMURA, M.: *ibid.*, **7**, 195 (1984).
- (18) delosRIOS, E.R., KANDIL, F.A., MILLER, K.J.: *Multiaxial Fatigue, ASTM STP* 853, 669 (1985).
- (19) 大南正瑛, 坂根政男, 浜田直巳: 材 料, **35**, 230 (1986).
- (20) CANE, B.J.: *Proc. 3rd Int. Conf. on Mechanical Behavior of Mater., Cambridge*, Vol. 2, ICM 3, 173 (1979).
- (21) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁: 材 料, **35**, 427 (1986).
- (22) 大南正瑛, 浜田直巳: 同 上, **30**, 822 (1981).
- (23) OHNAMI, M., SAKANE, M., HAMADA, N.: *Multiaxial Fatigue, ASTM STP* 853, 622 (1985).