

論 文

高温ガス炉用 Ni 基耐熱合金の低サイクル
疲労特性に及ぼす試験温度の影響服部 博*・北川 正樹*²・大友 暁*Effect of Temperature on Low-cycle Fatigue Properties of Ni-base
Superalloys for HTGR

Hiroshi HATTORI, Masaki KITAGAWA and Akira OHTOMO

Synopsis:

In order to obtain fundamental information on the effect of test temperature on the low-cycle fatigue properties of two Ni-base wrought alloys, namely Inconel 617 and Hastelloy XR, a set of strain controlled fatigue tests has been carried out at temperatures up to 1 000 °C in air and partly in vacuum under a fully reversible triangular and a strain-hold waveforms.

Cyclic hardening behaviors were observed at temperatures up to 800 °C. The fatigue life was reduced with increasing temperature. At high temperatures above 800 °C the following results were obtained. The difference of lives between in air and vacuum became larger. The intergranular failure was dominant and the range of transition temperature from transgranular to intergranular was 600~800 °C depending on the strain range and waveform. Experimental fatigue lives for both alloys were shorter than fatigue lives predicted by the universal slope method and 10% rule.

Thus, the effects of creep deformation and high temperature oxidation on the fatigue properties were significant at high temperatures.

1. 緒 言

高温で使用される部材は機器や装置の起動、停止あるいは運転条件の変動に伴って長周期の比較的大きな熱ひずみや熱応力を受け、熱ひずみの拘束によつて起こる熱疲労¹⁾や応力集中部における高ひずみ域の疲労²⁾が問題となる。これらの現象に対応する熱疲労特性や高温低サイクル疲労特性は何サイクルの運動に耐え得るかといった有限寿命の問題を扱うので重要視される。

熱疲労特性の評価では、熱疲労が温度変動のもとでひずみを与えられる現象であるため、その特性把握は必ずしも容易でない。したがって、最高使用温度がクリープ温度域に入る場合には、最高温度に等しい一定温度下の低サイクル疲労特性によつて評価する手法が採用される場合が実用的には多い³⁾。しかしながら、クリープ領域よりも低温においても動的ひずみ時効の影響による疲労寿命低下など、前述の手法では予測困難な現象が存在することが指摘されている⁴⁾。したがって、負荷される温

度サイクルが低温から高温にわたつて変化する実働条件下では、特性の温度依存性を把握しておくことも必要である。

高温ガス炉関連機器は、その最高設計温度が極めて高温で、950~1 000 °C 付近までと考えられており、今まで経験しなかつたような広い温度幅の温度サイクルを受ける。しかし現状では最高温度での特性に興味を集中し、使用温度範囲を広く網羅したデータの蓄積が不十分で、研究もほとんどみられない。

本報では、高温ガス炉関連機器用の高温部材である Ni 基耐熱合金の高温低サイクル疲労特性に及ぼす温度の影響を室温から超高温にわたつて検討し、運転温度である超高温での特徴を明らかにした。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

試験に用いた Ni 基耐熱合金はインコネル 617 合金と Hastelloy XR 合金である。前者は通商産業省・工業技

昭和 60 年 12 月 25 日受付 (Received Dec. 25, 1985)

* 石川島播磨重工業(株)技術研究所 工博 (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Koutou-ku 135)

*² 石川島播磨重工業(株)技術研究所 Ph. D. (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

Table 1. Chemical compositions and ASTM grain sizes of Inconel 617 and Hastelloy XR tested.

Alloy	Chemical composition (wt%)														Form	ASTM grain size
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Co	Mo	W	Fe	B	Al	Ti	Ni		
Inconel 617	0.08	0.13	0.04	0.005	—	21.56	12.20	9.96	—	1.46	—	1.01	0.55	Bal.	Hot rolled plate : 20 mm in thickness	3.0
Hastelloy XR	0.07	0.25	0.99	0.006	0.003	21.45	0.012	8.96	0.47	18.36	0.001	0.01	0.02	Bal.	Hot rolled bar : 20 mm in diameter	3.5

術院の大型プロジェクト「高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発」における高温熱交換器テストループで採用⁵⁾され、また最近では西独での高温ガス炉開発において候補材として注目されている。後者は既存合金ハステロイ X を高温ガス炉用に改良した合金⁶⁾で、日本原子力研究所で開発中の多目的高温ガス実験炉の高温部候補材である。

本試験で用いた材料の化学成分および結晶粒度を Table 1 に示す。両合金とも熱間加工後、インコネル 617 合金には 1170°C/1 h、空冷、ハステロイ XR 合金には 1190°C/1 h、水冷の固溶化熱処理が施されている。Fig. 1 に両合金の疲労試験に対応する各温度における引張強さと破断絞りを示す。

2.2 実験条件

試験には雰囲気チェンバーをもつ高周波誘導加熱方式の電気油圧サーボ型疲労試験機を使用した。

試験片形状の詳細は別報⁷⁾に示すが、平行部直径 10 mm、長さ 30 mm (標点距離 25 mm) の中実丸棒型試験

片であり、一部インコネル 617 合金では最小断面部の直径 10 mm、弾性応力集中係数 $K_t=1.04$ の砂時計型試験片も用いた。

試験はすべて軸ひずみ制御で行い、砂時計型試験片ではアナログ・コンピューターを介して径ひずみを軸ひずみに変換して制御した。繰返し負荷されるひずみ波形は完全両振り三角波とし、ひずみ速度は $0.1\%s^{-1}$ を基準としたが、一部セレーション現象が顕著な温度域では $0.05\%s^{-1}$ あるいは $0.2\%s^{-1}$ に変更した。また、ひずみ保持の影響を調べる目的で引張側に 360 s のひずみ保持をもつ台形波も用いた。

試験温度は、インコネル 617 合金では室温、200, 400, 600, 700, 800, 900 および 1000°C とし、ハステロイ XR 合金では室温、700, 800, 900 および 950°C とし、各合金での最高温度は対象機器の冷却ヘリウムガス温度に対応する。

雰囲気は主に大気中であるが、高温酸化の寿命への影響を調べる目的で真空中 (真空度: 約 10^{-2} Pa) でも一部の試験を実施した。

本報での破損繰返し数 N_f は引張側荷重が最大値あるいは飽和安定値から 25% 減少した繰返し数で定義した。

3. 実験結果および考察

3.1 繰返し変形挙動に及ぼす試験温度の影響

Fig. 2 に各試験温度における、同一ひずみ範囲の繰返しに伴う応力振幅の変化についてハステロイ XR 合金の例を示す。800°C 以下の温度域ではひずみの繰返しに伴い応力振幅が増加する繰返し硬化挙動を示すが、室温とそれ以上の高温域での硬化挙動には顕著な違いが認められる。インコネル 617 合金においても同様に 800°C 以下の温度域では繰返し硬化挙動を示すが、室温と 200°C での挙動は 400°C 以上の温度域の硬化挙動とは異なる。すなわち、室温近傍では全寿命の 5~10% の領域に当たる比較的寿命の初期に硬化の最大値が存在し、それ以降の繰返し領域で徐々に応力が低下する長い繰返し軟化過程を経て急激な応力減少が生じる。400°C 以上の中・高温域では全寿命の 80% 前後の領域に当た

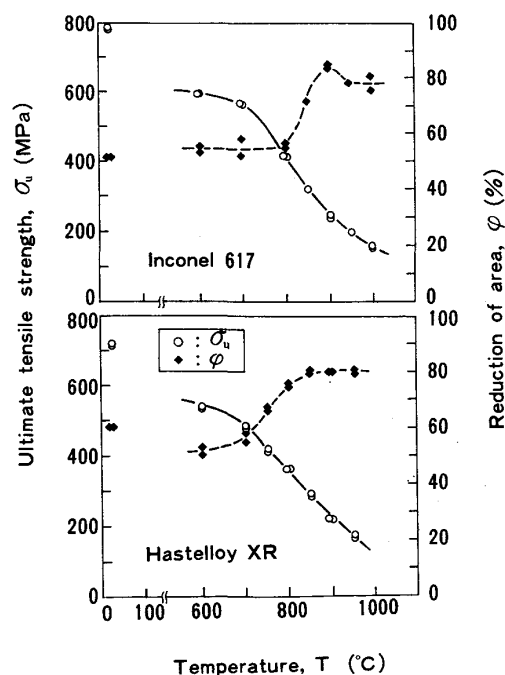


Fig. 1. Tensile properties of Inconel 617 and Hastelloy XR at high temperatures.

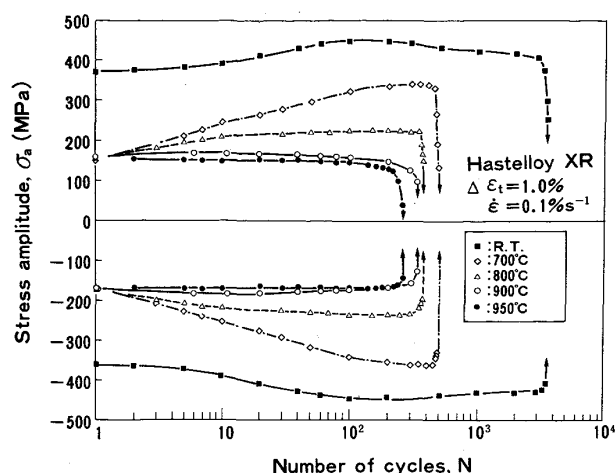


Fig. 2. Effect of test temperature on the changes in stress amplitude with increasing strain cycling for Hastelloy XR.

る寿命のかなり後期まで硬化が続き、その後急激な応力減少が生じる。900°C以上の超高温域では両合金とも1~10サイクル程度の領域で極めて微小な繰返し硬化を経たのち寿命の末期まで応力振幅がほとんど一定か、やや繰返し軟化挙動を示し、その後急激な応力減少を経て破損に至る。各温度における寿命末期の急激な応力減少過程は、マイクロき裂から有効断面積の大幅な減少を伴うマクロき裂への成長過程に対応するものと推察される。

Fig. 3にインコネル 617 合金の各試験温度における単調応力-ひずみ曲線と繰返し応力-ひずみ関係の比較を示す。単調応力-ひずみ曲線は $\frac{1}{4}$ サイクル目のヒステリシス・ループを用い、繰返し応力-ひずみ関係は $\frac{1}{2}N_f$ 近傍のヒステリシス・ループから求めた応力振幅、ひずみ振幅を用いた。したがって、後者の応力値は Fig. 2に示すように必ずしも応力振幅変化の最大値ではない。800°C以下では繰返し硬化挙動を、900°C以上では応力値がほとんど変化しないか、または少し繰返し軟化挙動を示すことがより明確に把握できる。

ひずみ繰返しに伴う応力変化は転位構造の変化や析出等の相変化に起因するものと考えられる。400~900°Cの温度域での単調応力-ひずみ曲線や初期のヒステリシス・ループには著しいセレーションが観察された。オーステナイト系ステンレス鋼で観察される著しいセレーションは動的ひずみ時効が原因で起こる⁴⁾と言われており、Ni基合金もこの温度域で動的ひずみ時効が起こっているものと思われる。一方、ひずみ繰返しに伴う応力変化は材料の転位組織に依存して、繰返し硬化または繰返し軟化することが指摘されており⁸⁾、高温におけるオーステナイト系ステンレス鋼においても転位の増殖、

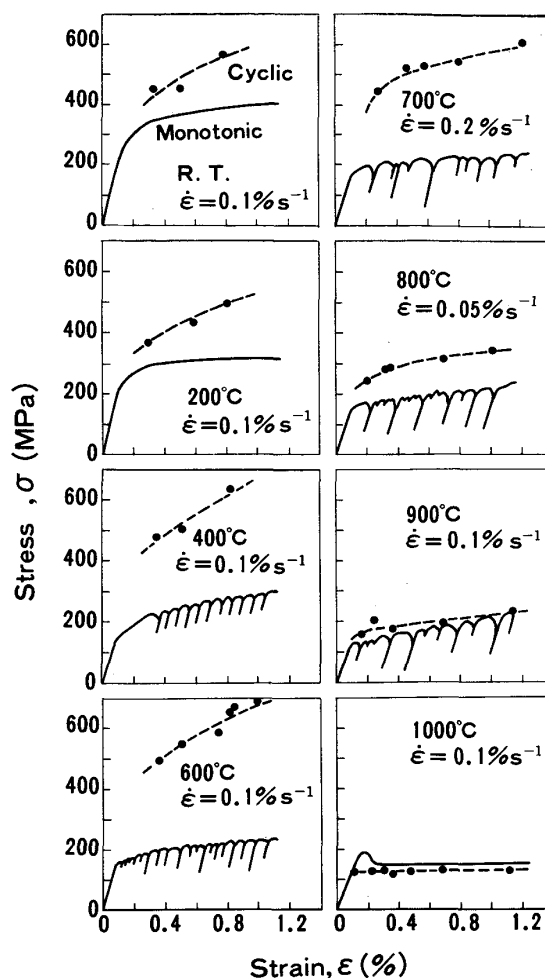


Fig. 3. Effect of test temperature on the monotonic and cyclic stress-strain relations of Inconel 617.

転位密度の増加、セル構造の発達、亜境界組織の生成等の転位組織変化に対応する硬化挙動が知られている⁹⁾。さらに、高温域で起こり得る変形機構として前述の動的ひずみ時効や転位組織変化の他に、(1)クリープ変形、および(2)析出、が考えられる。特に、析出に関してはインコネル 617 合金で600~700°C近傍の加熱で微細な $M_{23}C_6$ 炭化物の析出¹⁰⁾が報告されており、微細炭化物の粒内析出による析出強化の影響の寄与も期待できる。

Fig. 2およびFig. 3から明らかなように、応力振幅の変化は温度によつて異なり、特に600および700°Cでの繰返し硬化量は著しく大きい。前述の変形機構を組み合わせて各温度での特徴を定性的に説明するには、より詳細な検討が必要であろう。

3.2 低サイクル疲労強度に及ぼす試験温度の影響

各試験温度における全ひずみ範囲($\Delta\epsilon_t$)と破損繰返し数(N_f)との関係をFig. 4に示す。インコネル 617 合金およびハステロイ XR 合金とも試験温度の上昇に

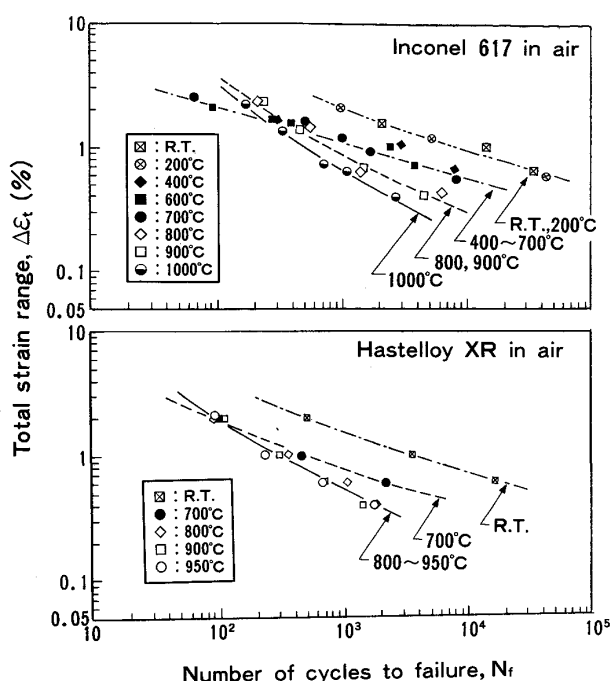


Fig. 4. Effect of test temperature on the low-cycle fatigue lives of Inconel 617 and Hastelloy XR.

Table 2. Effect of temperature on the stress-strain hysteresis loop in $\frac{1}{2}N_f$ for Hastelloy XR.

Temperature (°C)	Strain range (%)			Stress range (MPa)	N_f (cycle)
	Total	Elastic	Inelastic		
R. T.	1.02	0.61	0.41	852	3 560
700	0.98	0.44	0.54	700	470
800	1.00	0.28	0.72	464	360
900	1.00	0.20	0.80	333	300
950	1.05	0.20	0.85	312	230

に伴い寿命の低下が認められ、特定の温度域で極小値を持つというような特異な現象はない。両合金とも(1)室温～200°C、(2)400～700°C、(3)800～1 000°Cのグループに大別でき、比較的低ひずみ領域ではこの順に寿命が低下する。

Table 2 はハステロイ XR 合金を例にとり、ほぼ同一のひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_t \approx 1\%$) における $\frac{1}{2}N_f$ 近傍の応力-ひずみヒステリシス・ループから求めた、弾性および非弾性ひずみ範囲、応力範囲の温度依存性を示す。試験温度の上昇に伴い全ひずみ範囲に占める非弾性ひずみ量は増加し超高温域では 75 から 85% が非弾性ひずみとなる。応力範囲は逆に低下する。Fig. 5 は同様な方法で求めた非弾性ひずみ範囲 ($\Delta\epsilon_{in}$) と破損繰返し数の関係を示す。log $\Delta\epsilon_{in}$ -log N_f 線図には直線関係がほぼ成立し、試験温度の上昇に伴い短寿命側に移行する傾向にあり、その傾きは室温、200°C をのぞき高温ほど大きくなる。

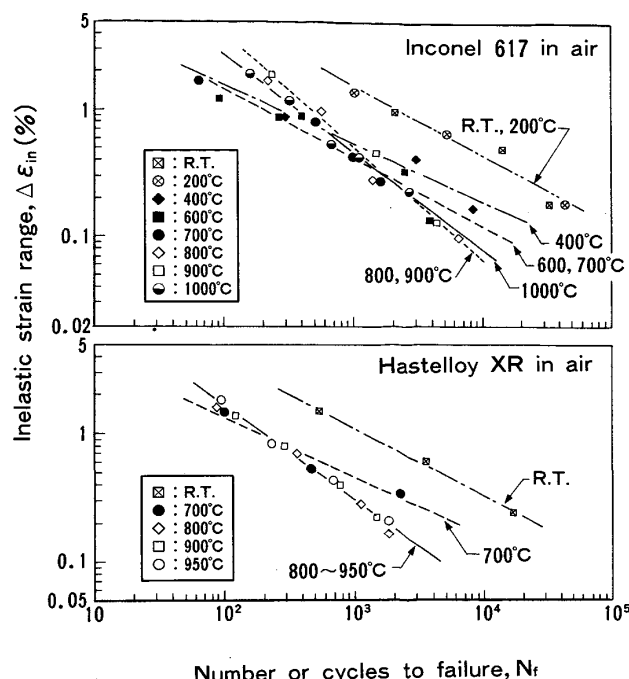


Fig. 5. Effect of test temperature on the inelastic strain-range-life relations of Inconel 617 and Hastelloy XR.

クリープを無視できる温度における多くの金属材料の低サイクル疲労試験においては非弾性ひずみ範囲と破損繰返し数との間には COFFIN-MANSON 則⁽¹¹⁾⁽¹²⁾と呼ばれる次式の関係が良く成立することが知られている。

$$\Delta\epsilon_{in}N_f^\beta = \epsilon'_f \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 β は疲労延性指数、 ϵ'_f は疲労延性係数と呼ばれる温度に依存する材料定数で、Fig. 5 の傾きが $-\beta$ 、 $N_f=1$ のときの $\Delta\epsilon_{in}$ が ϵ'_f にそれぞれ対応する。疲労破断延性 ϵ'_f は引張破断絞り ϕ を % で表したとき $\epsilon'_f = \ln(100/100 - \phi)$ で与えられる真の破断延性 ϵ_f と関係づけられており、COFFIN⁽¹¹⁾ によれば $\beta = -0.5$ 、 $\epsilon'_f = \frac{1}{2}\epsilon_f$ が提案されている。一方、MANSON⁽¹²⁾ によれば $\beta = -0.6$ 、 $\epsilon'_f = \epsilon_f^{0.6}$ で近似できることが提案されている。さらに、TAVERNELLI と COFFIN は高温低サイクル疲労に対しても同様な関係が成立し、高温になると $-\beta$ の値が 0.5 よりも大きくなることを報告している⁽¹³⁾。Fig. 6 に示すように $-\beta$ の温度依存性は TAVERNELLI らの報告と同様に室温から 700°C の温度域では $-\beta = 0.5 \sim 0.6$ の範囲であるが、800°C を境にそれ以上の超高温域では 0.8 近傍あるいはそれ以上の値になることがわかる。一方、 ϵ'_f の温度依存性は Fig. 6 に示すようにインコネル 617 合金においては 400～700°C で室温よりも低く、800°C で最大値をとり、それ以上の温度域では再び減少する。またハステロイ XR 合金では 700°C では室温よりも低く、800°C で増加し、それ以上の温度

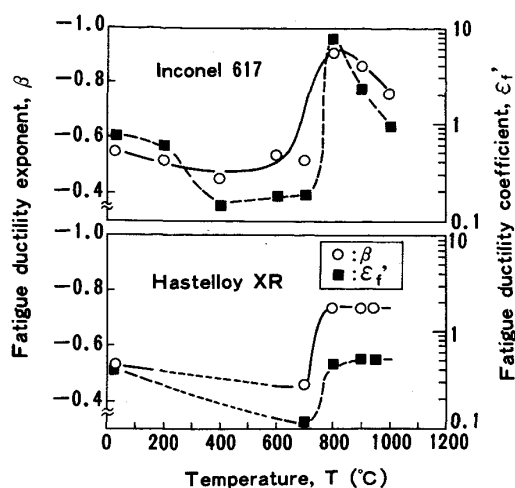


Fig. 6. Effect of test temperature on the fatigue ductility exponent and coefficient of COFFIN-MANSON rule for Inconel 617 and Hastelloy XR.

域では飽和する傾向が認められる。この傾向は Fig. 1 に示す両合金の引張破断伸び φ の温度依存性と定性的にはほぼ一致している。 φ を用いて定義する真の破断延性 ϵ_f と ϵ_f' との間を COFFIN の提案式あるいは MANSON の提案式で整理すると、両式とも定性的傾向はほぼ一致するが、予測値と実験値の相関は極めて悪い。そこで $\epsilon_f' = (\alpha \cdot \epsilon_f)^m$ なる関係式を仮定し、両合金共通の定数を求めると $\alpha = 0.42$, $m = 0.72$ が得られた。本関係式を用いると前述の両提案式より相関関係は改善されるが、相関はあまり良くない。しかしながら、広い温度域で低サイクル疲労寿命は破断延性と関連していることが確認できた。 β が一定の場合には ϵ_f' の値の大きな材料が長寿命になる。しかし Fig. 6 に示すように β にも温度依存性が存在する場合には、寿命の温度依存性は必ずしも破断延性の値だけでは決定できない。各温度の疲労寿命はその温度における ϵ_f' と β との組合せで決まる。 ϵ_f' と β が共に大きな温度での寿命と両者が共に小さな温度での寿命を比較すると、ひずみ範囲の大きな領域では前者の温度が、ひずみ範囲の小さな領域では後者の温度の方が長寿命を示す可能性がある。したがって、Fig. 5 に示すように評価するひずみ範囲で、寿命の温度依存性は異なる。

クリープ・疲労重畳下での強度評価には、三角波にひずみ保持を付加し、この部分でクリープ損傷を主に与える意図で台形波を用いた試験方法が多く用いられている。Fig. 7 は引張側に 360 s のひずみ保持をもつ台形波とひずみ保持をもたない三角波との寿命をインコネル 617 合金について 600~1000°C で比較したものである。同合金は 650°C 近傍からいわゆるクリープ温度域と呼

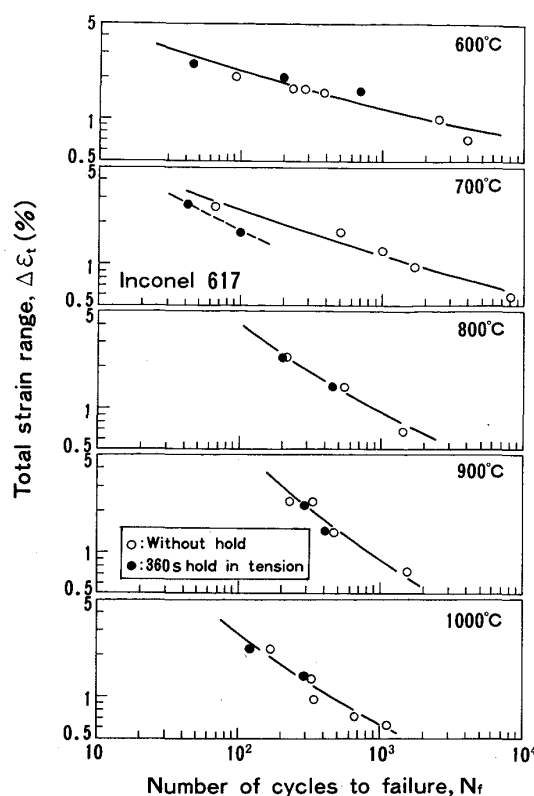


Fig. 7. Comparison of the lives under continuous strain cycling and strain hold in tension waveform for Inconel 617 at high temperatures.

ばれる温度域になる。600°C ではひずみ保持による寿命低下は認められない。700°C では寿命低下が最も著しく、800°C 以上ではひずみ保持の方が短寿命になる傾向があるが、その低下量は少ない。著者らは別報¹⁴⁾において、超高温域でのひずみ保持中の応力リラクセーション挙動を観察し、超高温ではオーステナイト系ステンレス鋼等のいわゆるクリープ・疲労相互作用下での試験で観察されるような緩やかな応力リラクセーション挙動と異なり、約 100 s 以上経過するとクリープ損傷が計算上ほとんど無視できる大きさの応力レベルまで急激な応力リラクセーションが起こることを報告した。ひずみ保持効果の温度依存性から推測すると、600°C ではひずみ保持によるクリープ損傷はほとんどなく、700°C 近傍がオーステナイト系ステンレス鋼で観察されるようなひずみ保持によるクリープ損傷の効果が最大に現れる温度域に当たるようである。800°C 以上になると、ひずみ保持を伴わない三角波での繰返し変形自体にも既に大きなクリープ損傷が存在し、ひずみ保持中の付加的なクリープ損傷の影響が小さい。このことは、ひずみ保持時間を長くしても寿命低下量がほとんど変化しないこと¹⁵⁾とも対応している。

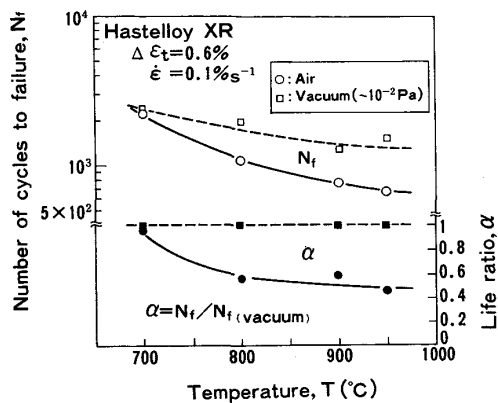


Fig. 8. Comparison of the lives for Hastelloy XR in air and vacuum at high temperatures.

超高温域においては、その材料のクリープ強度とも関連するがひずみ保持台形波による試験は、クリープ・疲労重畳下の寿命評価には必ずしも最適な手法ではないのかもしれない。

高温低サイクル疲労強度に及ぼす時間依存型の損傷としては、前述のクリープによる影響と高温酸化に代表される雰囲気の影響が考えられる。COFFIN は周波数修正疲労寿命則の提案において、一見クリープの影響のように思われている時間依存型の損傷は高真空中では認められないので雰囲気の影響を強調している²⁾。Fig. 8 はハステロイ XR 合金を用いて 700~950°C の範囲で真空中と大気中の寿命を比較したものである。両雰囲気とも温度上昇に伴い寿命の低下が認められ、温度上昇に伴うクリープ損傷の増加が存在しているようにみえる。本試験における真空中では高温酸化の影響を排除できる雰囲気ではないが、真空中での寿命を基準に大気中との寿命比

を求めると 700°C ではほとんど寿命差が存在しないが、800°C 以上では約半分程度まで寿命が低下しており、大気中での寿命低下にはクリープ損傷による寿命低下ばかりでなく、雰囲気、主にこの場合は高温酸化による影響も加味されていることが確認できた。高温疲労に及ぼす雰囲気効果に関する研究は 700°C 以下の温度域で比較的多く行われており、前述の COFFIN²⁾ は A286 鋼について大気中の高温疲労強度はクリープ効果ではなく、雰囲気効果で寿命が低下することを最初に示した。しかしながら、800°C 以上の超高温ではクリープ効果を見捨てることできず¹⁶⁾、クリープ・疲労重畳下での寿命評価という面からは雰囲気の影響も重要な影響因子となる。

次に、簡便な寿命予測法の低サイクル疲労寿命の温度依存性を含めた有効性について検討を加えた。MANSON は種々の材料の室温における低サイクル疲労試験結果の解析から、疲労寿命を引張破断特性より推定する次式で表示されるユニバーサル・スロープ (Universal slope) 式を提案した¹⁷⁾。

$$\Delta \epsilon_t = (3.5 \sigma_u / E) N_f^{-0.12} + \epsilon_f^{0.6} N_f^{-0.6} \dots \dots (2)$$

ここで、 σ_u は引張強さ、 E はヤング率および ϵ_f は前述の真の破断延性である。その後、MANSON は高温における材料特性を用いユニバーサル・スロープ式で計算される $\Delta \epsilon_t$ - N_f 関係はその温度での上限寿命を表し、 N_f の代わりに $10 N_f$ を用いた関係は (2) 式による推定値の 1/10 の寿命を示すので 10% 則と呼ばれる推定寿命を提案し、10% 則を用いると高温疲労における温度上昇およびひずみ速度の低下に伴う寿命減少があつても下限寿命を推定できることを示した¹⁸⁾。Fig. 9 はインコネル 617 合金とハステロイ XR 合金について Fig. 1 に与えた各温度の引張破断特性を用いてユニバーサル・スロー

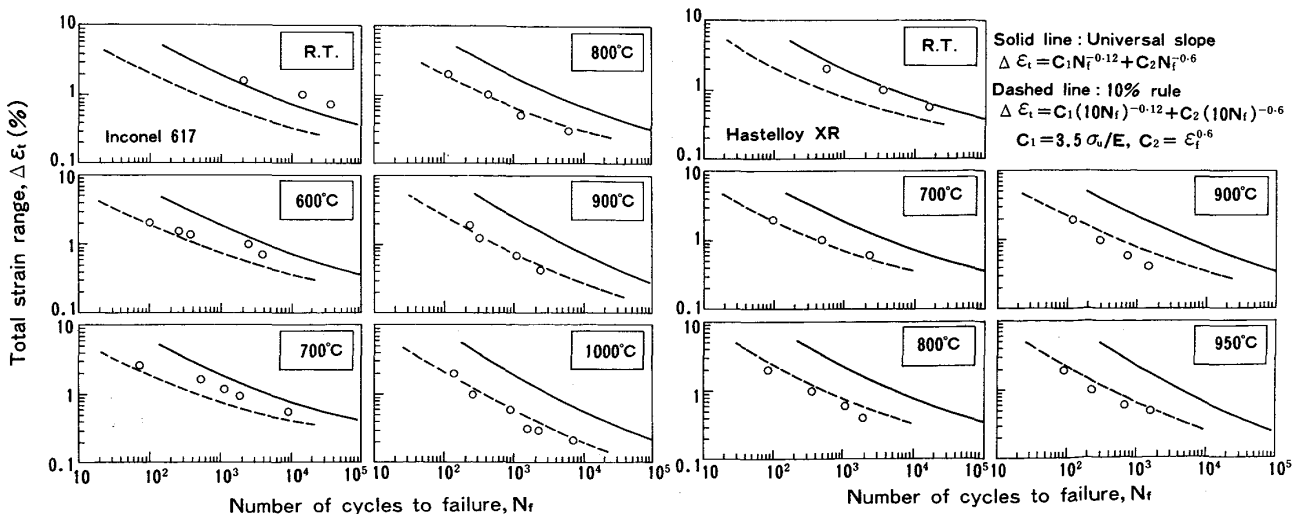


Fig. 9. Comparison of fatigue lives for Inconel 617 and Hastelloy XR with fatigue curves predicted by the universal slope and 10% rule.

プ式および 10% 則で求めた推定寿命と実験結果との比較を示す。(2)式に用いる材料特性は疲労試験と同一のひずみ速度における引張特性が望ましいが、ここでは便宜上 JIS G0567 に準拠した引張試験結果を用いた。

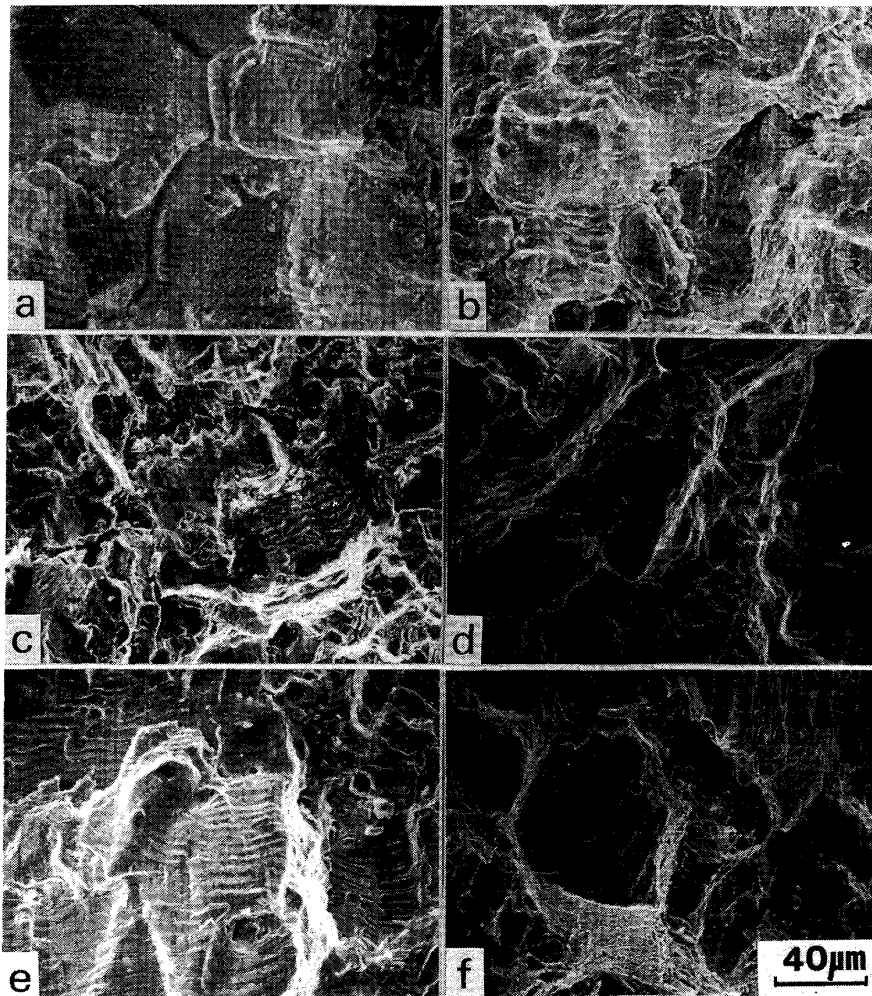
室温~700°C の範囲では各温度での寿命はユニバーサル・スロープ式による推定寿命と 10% 則による推定寿命の間に存在するが、800°C 以上になると 10% 則による推定寿命でも長寿命を予測して危険である。304, 316 および 348 (ASME 規格) ステンレス鋼について BERLING ら¹⁹⁾ は、室温における材料特性を用いて 816°C でも 10% 則による下限寿命より安全側にあり、室温より $1/10$ 以内の寿命低下におさまるとの結果を報告しているが、超高温域になると高温における材料特性を用いた 10% 則でも寿命の下限を示さず、クリープおよび雰囲気の影響が極めて過酷な温度域であることがわかる。

3.3 破壊形態に及ぼす試験温度の影響

Photo. 1 にインコネル 617 合金の走査型電子顕微鏡による各試験温度での代表的な破面観察結果を示す。

700~800°C 近傍を境に低温側ではストライエーションが観察される粒内割れが支配的な破面であり、高温側では粒界割れが支配的な破面である。両合金における破面形態観察結果を Fig. 10 にまとめて示す。

粒内割れ支配から粒界割れ支配に遷移する温度域、すなわち両者の混合形態が観察される温度域では高ひずみ範囲では粒界割れ、低ひずみ範囲では粒内割れが支配的になる傾向が認められる。また、この遷移温度域は 800°C 近傍であるが、インコネル 617 合金の方がハステロイ XR 合金よりもやや高いようである。インコネル 617 合金の例が示すように、引張側にひずみ保持をもつ台形波では三角波の場合よりも低温側で粒界割れへの遷移温度域がある。700°C ではひずみ保持によるクリープ付加の効果でクリープ変形の影響が強い粒界割れ支配の破面形態になり、Fig. 7 の寿命低下がこれに対応しているものと思われる。しかしながら、600°C では Fig. 7 に示すように寿命低下が認められず、クリープ変形の影響が大きい温度域と考えられるが、粒内、粒界混合型のき裂が観察されることは、ひずみ保持中に



a: $\Delta\epsilon_f=0.7\%$, $t_H=0$, 900°C
b: $\Delta\epsilon_f=0.6\%$, $t_H=0$, 800°C
c: $\Delta\epsilon_f=1.6\%$, $t_H=0$, 700°C
d: $\Delta\epsilon_f=1.7\%$, $t_H=360$ s, 700°C
e: $\Delta\epsilon_f=1.6\%$, $t_H=0$, 600°C
f: $\Delta\epsilon_f=1.7\%$, $t_H=360$ s, 600°C

Photo. 1. SEMs of fracture surface of the Inconel 617 specimen fatigued at high temperatures.

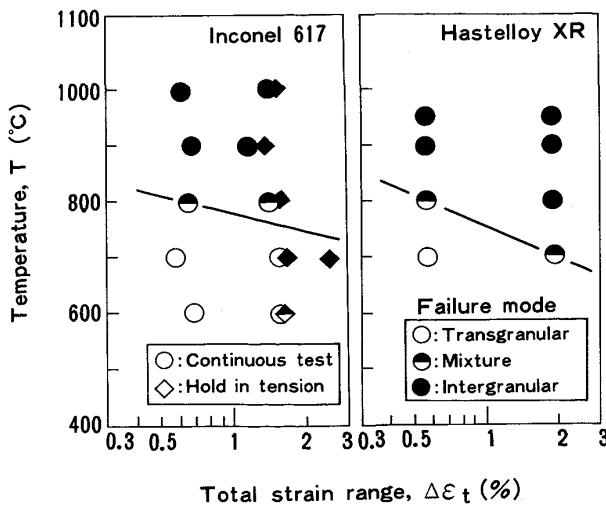


Fig. 10. Effect of temperature on the failure mode of Inconel 617 and Hastelloy XR.

並行して生ずる時効の効果で粒内が強化されるので相対的に粒界の強度が低下するため粒界割れが起こる可能性が考えられる。

この温度域を除くと、前述の低サイクル疲労強度の温度依存性と破面形態の温度依存性との間には極めて良好な相関があり、雰囲気効果を含むいわゆるクリープ変形の影響が顕著に現れる温度域では、本質的に粒界強度が低下するのに加え、変形ひずみに占める粒界すべりによるひずみ成分が大きくなるため粒界割れの破面形態が支配的になるものと考えられる。

4. 結 言

高温ガス炉用 Ni 基耐熱合金インコネル 617 とハステロイ XR の低サイクル疲労特性に及ぼす試験温度の影響について室温から 1000°C 近傍まで検討し、高温ガス炉温度域はクリープ変形と雰囲気の影響が極めて過酷な温度域であることを明らかにした。得られた主な知見は以下のとおりである。

(1) 両合金とも試験温度の上昇に伴い 800°C 近傍で繰返し硬化挙動からやや繰返し軟化挙動に移移する。

(2) 疲労寿命は温度上昇に伴って低下し、室温～200°C、400～700°C、800～1000°C の三グループに大別できた。

非弾性ひずみ範囲と破損寿命との関係を COFFIN-MANSON 則で整理すると、疲労延性指数 β は室温～700°C で $-0.5 \sim -0.6$ 程度であるが、それ以上の温度域では $-0.8 \sim -1.0$ 近傍の値に増加する。一方、疲労延性係数 ϵ'_f と真の引張破断延性 ϵ_f の温度依存性は定性的には一致するが、両者を結びつける数式化はできな

かった。

(3) 三角波に対するひずみ保持台形波による寿命低下は 700°C が最も顕著であり、それ以上の温度域では低下傾向にはあるが低下量は小さい。三角波による寿命自体に既にクリープ損傷が含まれ、ひずみ付加に伴う付加的なクリープ損傷の効果は少ないためと思われる。

(4) 大気中と真空中での寿命差は 800°C 以上の温度域で大きく、超高温域での寿命低下にはクリープ変形による影響ばかりでなく雰囲気の影響も含まれていることを確認した。

(5) 高温での材料特性を用いたユニバーサル・スロープ式および 10% 則による簡便な寿命予測は 800°C 以上の超高温域では下限寿命を示さず、危険側の寿命推定を与える。

(6) 破面形態は低温側では粒内割れが支配的であるが 700～800°C 近傍で粒界割れが支配的な破面に遷移する。この遷移温度は高ひずみ範囲の方が低ひずみ範囲より、またひずみ保持台形波の方が三角波より低温側にずれる。

文 献

- 1) 平 修二編：熱応力と熱疲労 (1975) [日刊工業新聞]
- 2) L. F. COFFIN : ASTM STP520 (1973), p. 5
- 3) 平 修二, 大谷隆一著：材料の高温強度論 (1980), p. 250 [オーム社]
- 4) 平川賢爾, 時政勝行, 外山和男：材料, **27** (1973), p. 948
- 5) M. KITAGAWA, H. HATTORI, A. OHTOMO, M. FUKAGAWA and Y. SAIGA : Elevated Temperature Design Symposium, Mexico city, Mexico (1976 年 9 月), p. 33 [ASME]
- 6) 日本原子力研究所：多目的高温ガス炉の研究開発の現状 (1976), p. 40
- 7) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁：材料, **35** (1986), p. 343
- 8) C. E. FELTNER and C. LAIRD : Acta Metall., **15** (1967), p. 1621
- 9) 例えば山口弘二, 金澤健二：日本金属学会誌, **40** (1976), p. 315
- 10) W. L. MANKINS, J. C. HOSIER and T. H. BASSFORD : Metall. Trans., **5** (1974), p. 2579
- 11) L. F. COFFIN : Trans. ASME, **76** (1954), p. 931
- 12) S. S. MANSON : NASA TN-2933 (1953)
- 13) J. F. TAVERNELLI and L. F. COFFIN : Trans. ASM, **51** (1959), p. 438
- 14) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁：材料, **35** (1986), p. 305
- 15) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁：鉄と鋼, **71** (1985), A293
- 16) 服部 博, 北川正樹, 大友 暁：材料, **35** (1986), p. 427
- 17) S. S. MANSON : Expl. Mech., **5** (1965), p. 193
- 18) S. S. MANSON and G. HALFORD : Proc. Int. Conf. Thermal and High Strain Fatigue, The Metals and Metallurgy Trust, London (1967), p. 154
- 19) T. BERLING and T. SLOT : ASTM STP459 (1969), p. 3