

論 文

クリープ破断延性値を用いたクリープ疲れ
寿命予測法

© 1985 ISIJ

山口弘二*・鈴木直之*²・井島 清*²・金沢健二*

Prediction of Creep-fatigue Life by Use of Creep Rupture Ductility

Koji YAMAGUCHI, Naoyuki SUZUKI, Kiyoshi IJIMA and Kenji KANAZAWA

Synopsis :

It was clarified that tension strain hold reduced creep-fatigue life of many engineering materials in different degrees depending on material, temperature and test duration. However the reduction in the life due to holding for various durations could be correlated to the fraction of intergranular facets on fracture surfaces which was considered to be an index of the damage introduced during strain hold. This fraction of intergranular facets by creep-fatigue failure exhibited a direct relation to the creep rupture ductility of the material tested at the same temperature and for the same creep-fatigue life-time.

From these results an empirical equation has been derived as follow ;

$$\frac{\Delta \varepsilon_i}{D_c} N_h^\alpha = C,$$

where $\Delta \varepsilon_i$ is inelastic strain range, D_c is the creep rupture ductility for the same duration as creep-fatigue life time, N_h is the creep-fatigue life under tension strain hold conditions, and α and C are constants depending on the material and testing temperature. From the equation the life prediction is possible for a given inelastic strain range $\Delta \varepsilon_i$ if the constants α and C , and D_c are known.

The value of α was found to be 0.62 and 0.74 for various austenitic stainless steels and NCF800 at 600°C and 700°C, respectively, and 0.69 for 1 $\frac{1}{4}$ Cr-1/2Mo steel at 600°C. The value of C was found to be 0.50 and 0.59 for various austenitic stainless steels and NCF800 at 600°C and 700°C, respectively, and 0.49 for 1 $\frac{1}{4}$ Cr-1/2Mo steel at 600°C. The creep rupture ductility D_c is available in the NRI Creep Data Sheets up to 10⁵ h for multi-heats of many kinds of heat resistant alloys.

1. 緒 言

高温機器のある要素が装置の起動と停止によつて受ける温度変化を Fig. 1 (a) のように考えると、表面部は内部との温度差と内部からの拘束によつて Fig. 1 (b) のような熱応力を受け、その繰り返しによつて熱疲れ損傷を生ずる。表面部のこのような熱応力履歴を単純かつ合理的に模擬するには、Fig. 1(c) のような全ひずみ幅が $\Delta \varepsilon_i$ の引張り側ひずみ保持台形波を最高温度一定下で繰り返し与えれば良いと考えられている¹⁾。

クリープ温度域における材料の疲れ寿命は、引張り側にひずみ保持が導入されることによつて著しく低下する^{1)~4)}。そのため、いわゆるクリープ疲れ特性は高温機器の設計、保守管理等で重要な問題となる。実機の稼働条件から考えられる 1 サイクル当たりの時間は、火力発電プラントで半日か 1 日⁵⁾、原子力発電プラントで約 1 週間⁶⁾ と言われている。実際にはそのような長周期長時間試験は実施が困難であるため、現時点ではひずみ保持

時間が数時間程度までの試験が多くなされている。

本研究では、耐熱構造用材料として広く用いられている各種オーステナイトステンレス鋼、耐熱鋼、合金鋼についてクリープ疲れ試験を実施し、保持時間、試験温度、

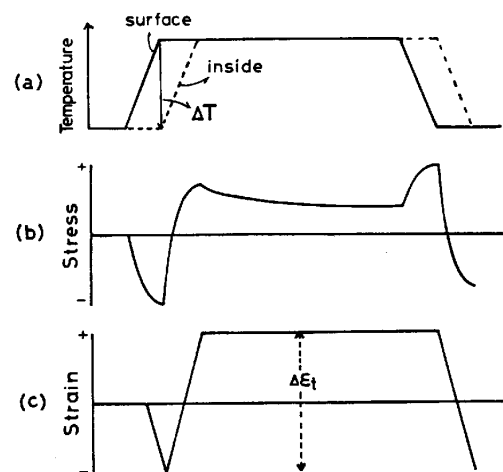


Fig. 1. Typical thermal history of high temperature component.

昭和 59 年 11 月 14 日受付 (Received Nov. 14, 1984)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

*² 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Materials used in this work.

Material	Heat treatment	Grain size No.	Product form	Chemical composition (wt %)										
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Al	N
SUS 304	1100°C/0.5 h WQ	6	plate	0.05	0.54	0.88	0.029	0.010	9.10	18.53	0.12	0.02	0.023	0.023
SUS 316 (P)	1080°C WQ	4	pipe	0.06	0.60	1.70	0.026	0.007	12.95	16.50	2.15	0.002		
SUS 316 (F)	1070°C/6.5 h WQ	4	bar	0.05	0.42	1.74	0.032	0.011	11.30	16.42	2.06	<0.001		
SUS 316 (Cl)	1050°C WQ	6	bar	0.081	0.52	1.60	0.027	0.006	10.15	16.73	2.18	0.033	0.002	0.040
SUS 321	1200°C/0.5 h WQ	1	bar	<0.05	0.83	1.78	0.025	0.012	9.68	18.18	0.17	0.33	0.058	0.0148
NCF 800	1100°C/0.5 h WQ	3	bar	0.07	0.33	0.84	0.010	0.004	33.92	19.55		0.38	0.53	0.028
1¼ Cr-1/2Mo	930°C/1.5 h AC 710°C/1.5 h AC 680°C/1 h FC	8	plate	0.13	0.61	0.59	0.008	0.006	0.14	1.36	0.55		0.002	0.0115

鋼種、ヒート等によるクリープ疲れ寿命の相違がクリープ損傷の度合と関連する事実に基づき、クリープ破断延性値を用いたクリープ疲れ寿命予測法を提案する。

2. 供試材と実験方法

本実験に用いた供試材は、SUS 304, 316 (3 ヒート), 321, NCF 800, 1¼Cu-1/2Mo 鋼で、熱処理条件、素材形状、化学成分等を Table 1 に示す。

クリープ疲れ試験は、平行部直径が 6 mm、平行部長さが 15 mm の平滑丸棒試験片を電気油圧サーボ型疲れ試験機を用いて、軸ひずみ制御で行った。加熱には傍熱型電気抵抗炉を用いた。ひずみ波形には対称三角波と引張り側ひずみ保持台形波を用いた。両波形の立ち上がりのひずみ速度は、 $3\sim 6 \times 10^{-3}/s$ と比較的速く設定し、保持時間は 1 h までを主としたが、一部 10 h までとした。試験はすべての供試材について 600°C で行い、304, 316 (C₁), 321, NCF 800 鋼については 700°C でも行なった。

供試材の高温引張り、クリープ破断試験も同時に行なった。高温引張試験のひずみ速度は基準的な $1.25 \times 10^{-3}/s$ とした。試験片直径は 6 あるいは 10 mm である。

破面の観察は走査型電顕を用いて行なった。粒界破面率は点算法によつて 9 枚の写真の平均値から求めた。

3. 実験結果

3.1 クリープ疲れ試験結果

Fig. 2 は 600°C における 304 と 321 鋼の三角波の疲れ、台形波のクリープ疲れ試験結果を全ひずみ幅 $\Delta\epsilon_t$ と破損繰り返し数 (以後寿命と称す) の関係で示したものである。寿命は一般に保持時間が長くなるほど短くなるが、Fig. 2 の両鋼は保持時間効果が比較的少ない方と著しい方の例である。

各鋼の寿命の保持時間依存性は、Fig. 3 のように全ひ

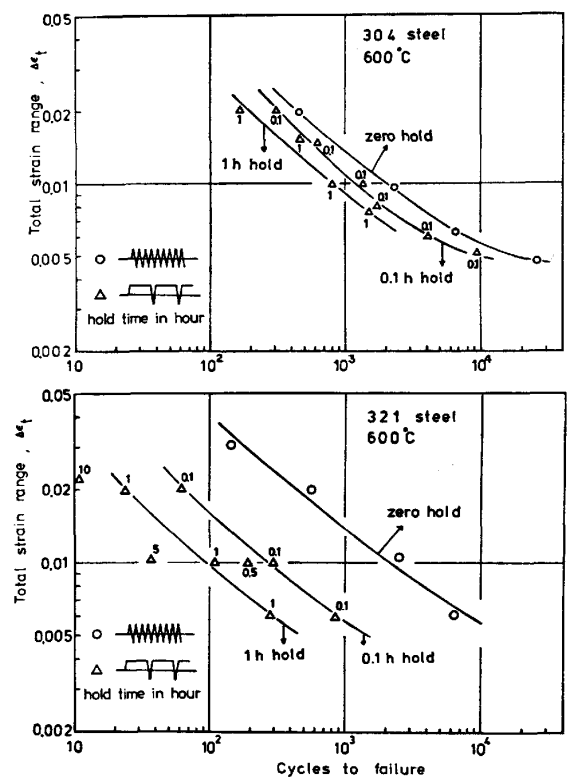


Fig. 2. Relationship between total strain range and cycles to failure.

ずみ幅が 2% と 1% の試験のときの寿命を用いて調べた。三角波試験では保持時間が 0 であるため、横軸は 1 サイクル当たりの時間を用いた。Fig. 3 から同じ試験条件に対しても鋼種やヒートによつて台形波の寿命は著しく相違し、たとえば 1 h 保持で 1 桁差がある。一方三角波の寿命は同一条件下ではほとんど一致し、鋼種等による相違はあまり認められない。

3.2 破面観察結果

三角波の疲れ破面には、明瞭なストライエーションがほぼ全域にわたつて認められ、破壊は完全な粒内破壊であつた⁷⁾。一方台形波のクリープ疲れ破面には、粒界フ

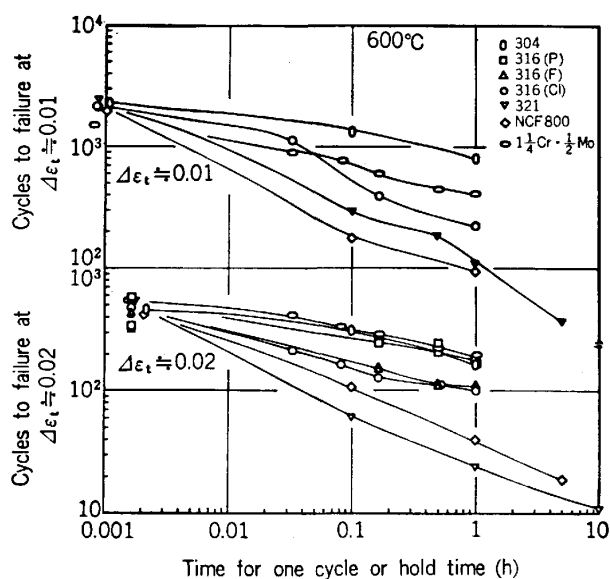


Fig. 3. Dependence of cycles to failure on hold time in tension side.

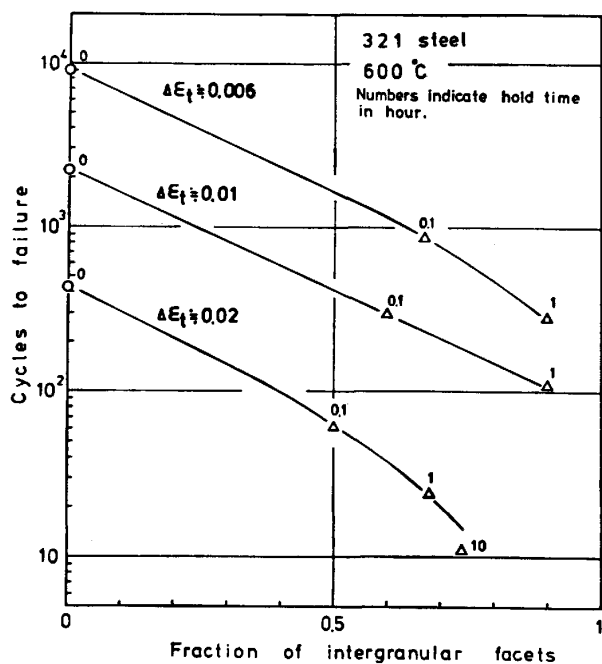


Fig. 4. Relationship between cycles to failure and fraction of intergranular facets on the fracture surface for 321 steel at 600°C.

セットが保持時間や鋼種等によつて一部あるいは広範囲に認められるようになり、粒界破壊が生じていた。

寿命と粒界破面率の関係は、321鋼の場合 Fig. 4 のようになる。各ひずみ幅とも保持時間が長くなることによる寿命の低下と粒界破面率の間には良い相関があることを示唆している。

この関係を一般化し各鋼種に対して調べるため、保持時間による寿命の低下度の目安としての寿命比 N_h/N_0

(同じひずみ幅に対する台形波のクリープ疲れ寿命 N_h と三角波の疲れ寿命 N_0 の比) と粒界破面率の関係を求めた。その結果が Fig. 5 で、寿命比はばらつきが大きいものの保持時間、鋼種等によらず粒界破面率と良い相関があると考えられる。

4. 考察

4.1 クリープ破壊とクリープ疲れ破壊の類似性

クリープ破壊の特徴は、試験中に粒界微小き裂が形成され、それらが連結して粒界破壊になることである⁹⁾。このような粒界破壊の特徴は、クリープ疲れ破壊においても同様である。Photo. 1 は 316 (C₁) 鋼のクリープ及びクリープ疲れの破面と断面写真を示したものである。粒界微小き裂や粒界破面の様相は、両者で良く似ている。

クリープ破面の粒界破面率は、クリープ破断延性値 D_c (真破断ひずみとも呼ばれ、破断絞り RA% を用いて $D_c = \ln 100 / (100 - RA)$ から求まる) と良い相関があると言われている⁹⁾。そこで本実験で得られたクリープ破面及びクリープ疲れ破面の粒界破面率とクリープ破断延性値の関係を調べた。その結果が Fig. 6 で、クリープと同様にクリープ疲れの粒界破面率とクリープ破断延性値の間にも保持時間、鋼種等によらず良い相関があると考えられる。ただし、各鋼のクリープ破断延性は Fig. 7 のように破断時間に依存する。そのため Fig. 6 のクリープ破断延性値には、クリープ破面に対してはそ

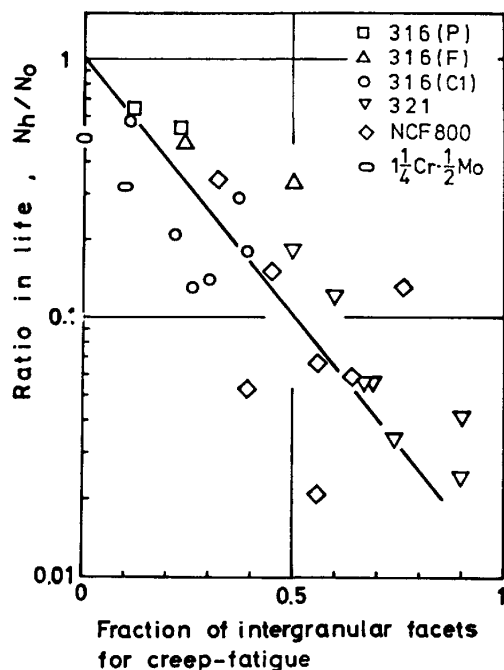
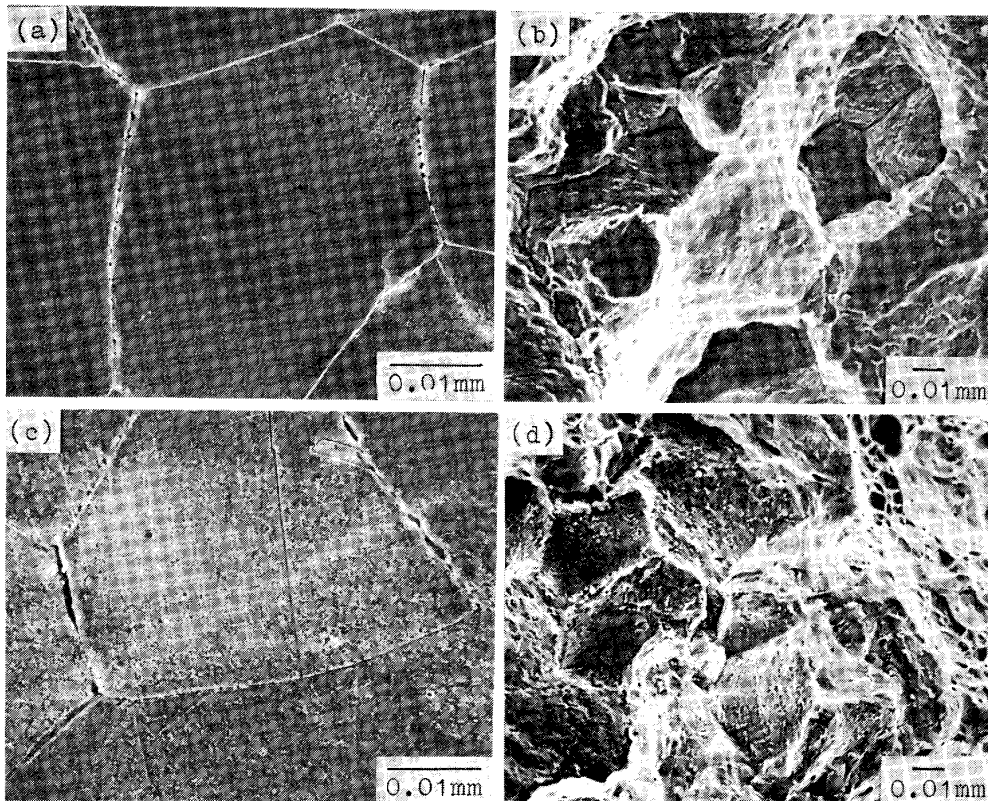


Fig. 5. Relationship between ratio in life and fraction of intergranular facets at 600°C.



(a)(b) 1 h hold creep-fatigue failure at 600°C (c)(d) creep rupture at 600°C
 Photo. 1. Fracture surface and interior micro crack for 316(C₁) steel.

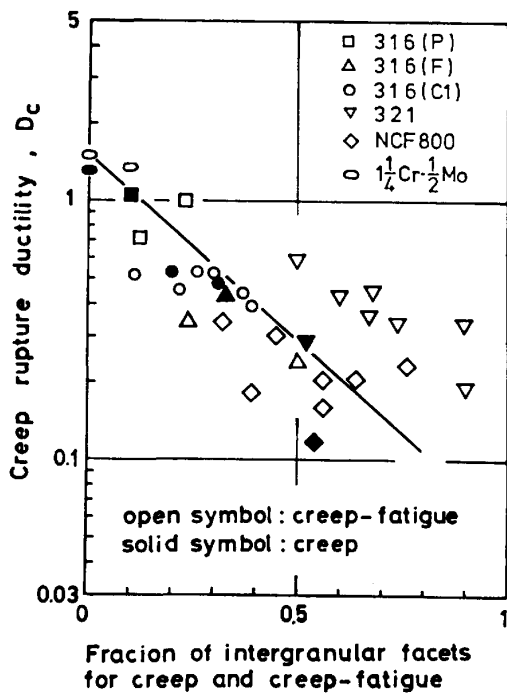


Fig. 6. Relationship between creep rupture ductility and fraction of intergranular facets for creep and creep-fatigue failure at 600°C.

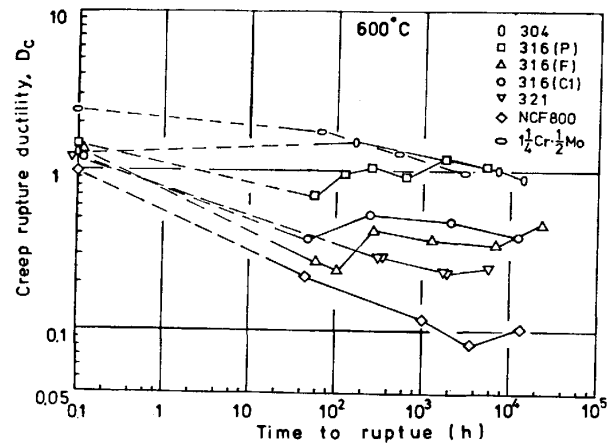


Fig. 7. Dependence of creep rupture ductility on time to rupture at 600°C.

の試料のクリープ破断延性値そのものを、またクリープ疲れ破面に対してはクリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断延性値を Fig. 7 から求めて、その値をそれぞれ用いた。クリープ疲れ寿命時間は、1 サイクル当たりの時間と寿命の積と与えられるが、台形波の立ち上がりの時間は数秒程度であるため、保持時間と寿命の積と考えて良い。一方引張破断時間は、ひずみ速度が

$1.25 \times 10^{-3}/s$ で破断伸びが大体 50% 前後であつたので各鋼とも 0.1 h とした。

以上 Fig. 4 と Fig. 6 から、寿命比と粒界破面率の間に良い相関があり、また粒界破面率とクリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断延性値の間にも良い相関があつたことから、クリープ疲れ寿命はクリープ破断延性値の大きさに関係するものであると考えられる。

4.2 クリープ疲れ寿命とクリープ破断延性値の関係

疲れ寿命 N_0 と非弾性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_i$ (応力-ひずみヒステリシスループ上で応力が 0 のところのループの幅で定義され、塑性ひずみ幅とも呼ばれる) の間には一般に

$$\Delta\epsilon_i N_0^\alpha = C \dots\dots\dots (1)$$

なる関係式 (MANSON-COFFIN 式) が成り立ち、両対数グラフ上で直線関係になる。(1)式の α, C は鋼種、温度等に依存する定数である。また疲れ寿命は古くから引張破断延性値と良い相関があると指摘されている¹⁰⁾。

本研究では、疲れ寿命 N_0 と引張破断延性値 D_p 、クリープ疲れ寿命 N_h とクリープ破断延性値 D_c の関係を調べてみる。まず、疲れ寿命 N_0 と引張破断延性値 D_p の関係においては、Fig. 3 と Fig. 7 から明らかにように実用耐熱鋼の範囲では D_p が著しく低いものは存在せず、 N_0 の D_p 依存性を D_p の広い範囲にわたつて明らかにすることはできない。一方、クリープ疲れ寿命 N_h とクリープ破断延性値 D_c の関係においては、同様に Fig. 3 と Fig. 7 から N_h が低い鋼種ほど D_c は小さな値になつている傾向などが読みとれる。

このような傾向を一般化するため、非弾性ひずみ幅 $\Delta\epsilon_i$ を疲れ試験の場合 D_p で、クリープ疲れ試験の場合クリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間の D_c で割つた値と寿命の関係性を調べた。その結果が Fig. 8 で、各種のオーステナイトステンレス鋼と NCF 800 鋼の 600°C におけるすべての試験条件をプロットした。クリープ疲れの短寿命側でややばらつきが大きいものの、疲れ、クリープ疲れ試験の区別なく、また保持時間、鋼種等にも依存せず、図のような 1 本の直線関係にあると考えられる。すなわち、疲れ、クリープ疲れ試験に対し、それぞれ同一の次式で表される。

$$\frac{\Delta\epsilon_i}{D_p} N_0^{0.62} = 0.50 \dots\dots\dots (2)$$

$$\frac{\Delta\epsilon_i}{D_c} N_h^{0.62} = 0.50 \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 D_c はクリープ 疲れ寿命時間と同じ破断時間におけるクリープ破断延性値である。クリープ疲れの短寿命側でばらつきが大きいのは、一部の鋼種 (316(F) な

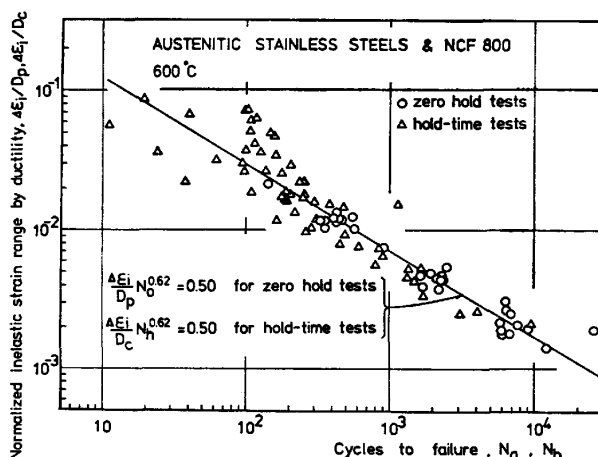


Fig. 8. Relationship between normalized inelastic strain range by ductility and cycles to failure for austenitic stainless steels and NCF800 at 600°C.

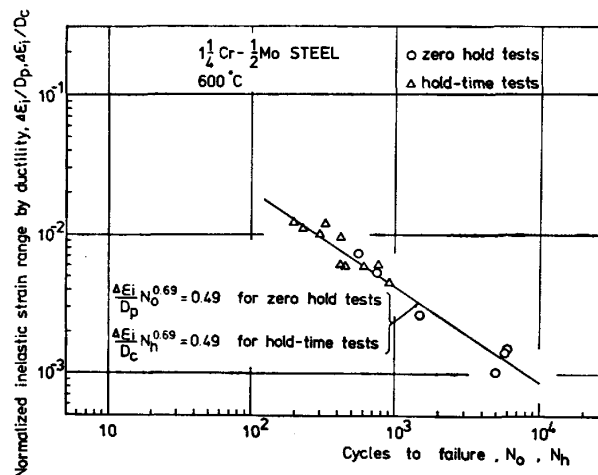


Fig. 9. Relationship between normalized inelastic strain range by ductility and cycles to failure for 1/4Cr-1/2Mo steel at 600°C.

ど) で 100 h 程度以内の短時間クリープ破断延性値がやや小さくなつているためであるが、実用上重要なクリープ疲れの長時間長寿命側ではばらつきは少ない。

引張りひずみ保持台形波のクリープ疲れ試験では、ひずみ保持中にクリープリラクセーションが生じてクリープ損傷が導入され、その結果粒界破壊となる。その破壊形態や粒界破面率は、クリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断の破壊形態や粒界破面率とほとんど同じであつたので、(3)式は 600°C でオーステナイトステンレス鋼や NCF 800 鋼がクリープ的に粒界破壊する条件下のクリープ疲れ寿命則と呼ぶことができる。一方、(2)式は 600°C で粒内破壊する条件下の疲れ寿命則である。(2)式と(3)式が一致した理由は、破壊形態が異なつても、それぞれの破壊条件下の破断延性値で非弾性ひずみ幅を一般化しているためである。

1¹/₄Cr-1/2Mo 鋼の 600°C の結果も同様な手法で整理すると Fig. 9 になり、それぞれ次式で表される。

$$\frac{\Delta \epsilon_i}{D_p} \cdot N_h^{0.69} = 0.49 \dots\dots\dots (4)$$

$$\frac{\Delta \epsilon_i}{D_c} \cdot N_h^{0.69} = 0.49 \dots\dots\dots (5)$$

Cr-Mo 系合金鋼の場合は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ同じ 600°C でも、寿命に及ぼす高温酸化の影響や組織の違い等によるためと考えられるが、(2)、(3)式に比べやや低寿命側に位置し、傾きもわずかに大きくなっている。

オーステナイトステンレス鋼と NCF 800 鋼の 700°C の結果は Fig. 10 に示す。ただし、700°C では三角波の疲れ寿命のデータは除いた。なぜならば、700°C の三角波試験では、ひずみ速度が 3~6×10⁻³/s であるため完全な粒内破壊となるが、引張試験では、ひずみ速度が 1.25×10⁻³/s であるため混合破壊となり、引張破断延性値が完全な粒内破壊する条件下の値とならないためである。700°C のクリープ疲れ試験結果は次式で表される。

$$\frac{\Delta \epsilon_i}{D_c} \cdot N_h^{0.74} = 0.59 \dots\dots\dots (6)$$

(6)式は、600°C の(3)式と比べ高温酸化の影響や組織変化の違い等によるためと考えられるが、やや低寿命側に位置し、傾きも大きくなっている。

4.3 クリープ疲れ寿命予測法

MANSON らが提案したひずみ幅分割法¹¹⁾によれば、本実験のような台形波の非弾性ひずみ幅は、時間に依存しない塑性ひずみ成分のひずみ幅 Δε_{pp} とクリープリラクセーション時に生じるクリープひずみ成分のひずみ幅 Δε_{cp} に分割される¹¹⁾。Δε_{pp} や Δε_{cp} などは、それぞれ独立な寿命 N_{pp}、N_{cp} などと MANSON-COFFIN 式の関係

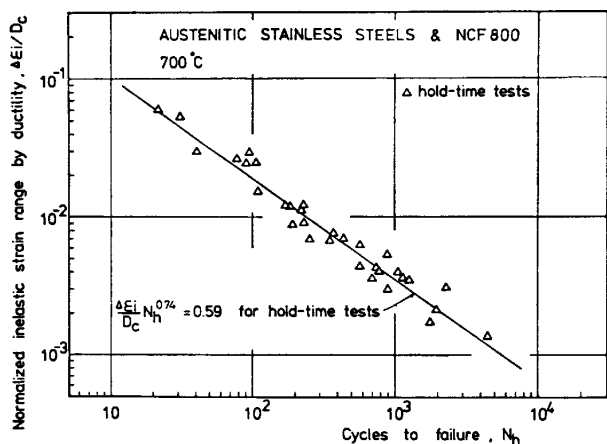


Fig. 10. Relationship between normalized inelastic strain range by ductility and cycles to failure for austenitic stainless steels and NCF800 at 700°C.

がある。

本実験で得られた実験式は、ひずみ成分を分割することなく非弾性ひずみ幅そのものをクリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断延性値で一般化した値を用いれば、次のような簡単な関係式で表すことができることに特徴がある。

$$\frac{\Delta \epsilon_i}{D_c} \cdot N_h^\alpha = C \dots\dots\dots (7)$$

ただし、(7)式の α と C は、鋼種や試験温度に依存する定数である。

(7)式の α、C 及び D_c の値がわかれば、任意の Δε_i に対する N_h が求まり、クリープ疲れ寿命予測が可能である。以下、この予測法の精度、応用等について検討する。

まず、予測法の精度は文献データとの比較から調べてみる。クリープ破断延性値も同時に明らかにされている材料のクリープ疲れ試験の文献データ (593°C の 316 鋼^{12)~14)}、705°C の 316 鋼¹⁵⁾¹⁶⁾、593°C の 2¹/₄Cr-1Mo 鋼¹⁷⁾ について鋼種、温度ごとにそれぞれ(2)式~(6)式を用いた寿命の予測値と実験値を比較した。その結果が Fig. 11 で、本実験結果についても同様にプロットした。文献データ 36 点中 70%、本実験データ 135 点中 90% 程度は factor of 2 の範囲におさまり、ほぼ満足できる精度を有していると考えられる。ただし、この予測寿命は、クリープ疲れ寿命が既知であることを利用して、そのクリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断延性値から計算されたものである。そのため予測法の精度は検証されても、実際の寿命予測にはならない。

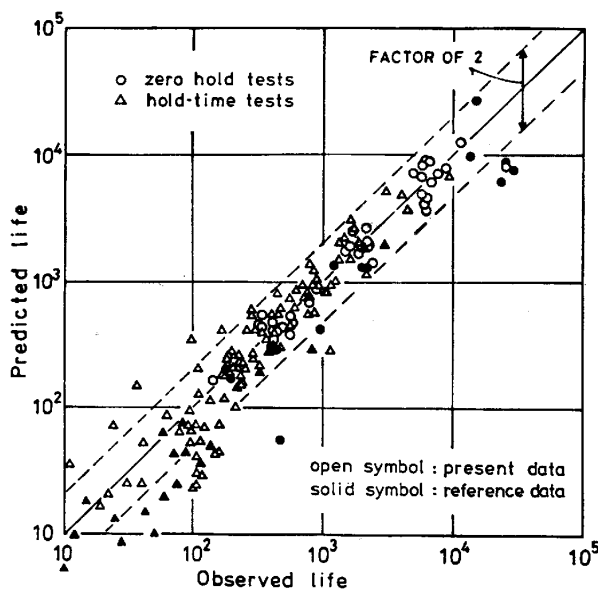


Fig. 11. Relationship between predicted life and observed life.

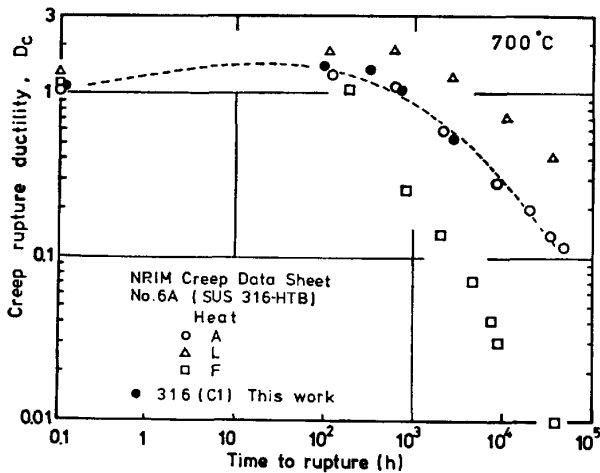


Fig. 12. Dependence of creep rupture ductility on time to rupture at 700°C for 316-HTB steels of NRIM Creep Data Sheet No. 6A.

そこで、ある材料のクリープ疲れ寿命予測法について検討してみる。その材料のクリープ破断延性値 D_c は、現実には不明であつたり、あるいは長時間側のデータが欠けている場合が多い。しかし、 D_c のデータに関しては、金材技研のクリープデータシートが参考となろう。このデータシートには、各種耐熱構造用材料の多数ヒートについて約 10 万 h までのデータが載っている。たとえば、316-HTB 鋼の 9 ヒートのうち、700°C で D_c が最も大きい L、中間の A、最も低い F の各ヒートの D_c の破断時間依存性は Fig. 12 のようになる¹⁹⁾。同図には、本実験で行つた 316(C₁) 鋼の 700°C の結果もプロットしたが、この鋼のデータは A ヒートの値とほとんど同じであつた。

新谷らの研究によれば、ヒートによるクリープ破断延性値の相違は、オーステナイトステンレス鋼では化学成分中の Al 含有量で説明がつけられる¹⁹⁾。この考え方を応用すれば、ある程度クリープ破断延性値を化学成分等から推定することができるであろう。

たとえば、Fig. 12 の A ヒートのクリープ疲れ寿命を予測するには、まずクリープ破断延性値 D_c の破断時間 (t_r) 依存性を次のような 3 次多項式で近似してみる。

$$\log D_c = 0.106 + 0.0903 \log t_r - 0.00957 (\log t_r)^2 - 0.0129 (\log t_r)^3 \dots\dots\dots (8)$$

この関係を図示すると、Fig. 12 の点線のようになる。A ヒートのクリープ疲れ予測寿命を N_h とすれば、クリープ疲れ寿命時間、すなわち破断時間 t_r は、1 h 保持台形波試験の場合 $t_r = N_h$ 、10 h 保持台形波試験の場合 $t_r = 10N_h$ のように保持時間と寿命の積で近似できる。各保持時間試験ごとに、この関係を (8) 式に代入すると、 D_c は N_h だけの関数で与えられる。この D_c を

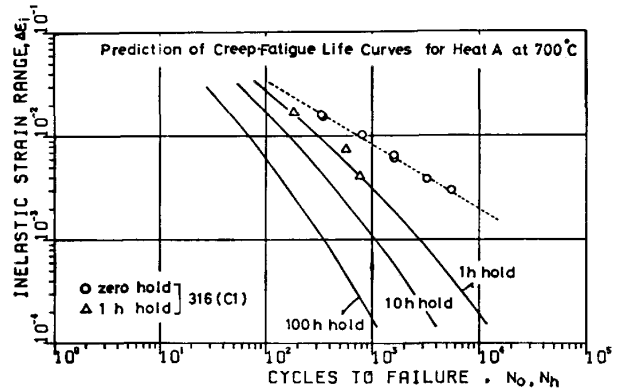


Fig. 13. Prediction of creep-fatigue life curves at 700°C for Heat A of NRIM Creep Data Sheet No. 6A.

(6) 式に代入すれば、(6) 式は $\Delta \epsilon_i$ と N_h だけの関係式となり、 $\Delta \epsilon_i - N_h$ 関係は Fig. 13 の実線のように求まる。

316(C₁) 鋼の D_c は、A ヒートのそれとほとんど同じであつたから、316(C₁) 鋼の 1 h 保持試験のデータは、予測された A ヒートの 1 h 保持の $\Delta \epsilon_i - N_h$ 関係とほとんど一致した。

また、クリープ疲れの $\Delta \epsilon_i - N_h$ 関係は、 D_c の時間依存性にもよるが Fig. 13 のような上に凸の曲線になることが多く、三角波試験のような直線関係ではなくなり、MANSON-COFFIN 式が成り立たなくなる。

以上、金材技研クリープデータシートを参考にすれば、本研究で提案したクリープ疲れ寿命予測法の応用は広がると考えられる。

5. 結 論

SUS 304, 316 (3 ヒート), 321, NCF 800, 1¹/₄Cr-1/2Mo 鋼について引張り側ひずみ保持台形波のクリープ疲れ試験を行つた結果、以下のことが明らかになつた。

- (1) 寿命に及ぼすひずみ保持効果は、保持時間、鋼種、ヒート、試験温度等によつて著しく異なつた。しかし、保持時間による寿命の低下度の目安となるクリープ疲れ寿命と疲れ寿命の寿命比は、保持時間、鋼種等によらず粒界破面率と良い相関があつた。
- (2) クリープ疲れの粒界破面率は、クリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断延性値との間にも良い相関があつた。
- (3) クリープ疲れ寿命時間と同じ破断時間のクリープ破断延性値で割つた非弾性ひずみ幅 $\Delta \epsilon_i / D_c$ とクリープ疲れ寿命 N_h の間には

$$\frac{\Delta \varepsilon_i}{D_c} \cdot N_h^\alpha = C$$

なる実験式が得られた。αとCの値は、オーステナイトステンレス鋼、NCF 800 鋼の 600°C の場合それぞれ 0.62, 0.50, 700°C の場合 0.74, 0.59, 1¹/₄Cr-1/2Mo 鋼の 600°C の場合 0.69, 0.49 であった。

(4) 上記実験式を用いたクリープ疲れ寿命予測は、満足できる精度を有するとともに、クリープデータシートなどを参考にクリープ破断延性値の破断時間依存性を知れば広く応用できる。

文 献

- 1) D. P. TIMO: Thermal Stresses and Thermal Fatigue (1971), p. 453 [Butterworths]
- 2) E. KREML and B. M. WUNDT: ASTM STP 489 (1971), p. 1
- 3) C. E. JASKE, J. S. PERRIN and H. MINDLIN: Reactor Tech., 15 (1972), p. 185
- 4) J. WAREING: Fatigue Eng. Mat. Struc., 4 (1981), p. 131
- 5) I. EWALD, W. JAKOBEIT, K. H. MAYER and W. WIEMANN: Fracture 1977, ICF 4, vol. 2, p. 777
- 6) A. C. GANGADHARAN, D. H. PAI and I. BERMAN: Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications (1973), p. 215 [Inst. Mech. Eng.]
- 7) 山口弘二, 金沢健二: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 89
- 8) B. K. MIN and R. RAJ: Acta Metall., 26 (1978), p. 1007
- 9) T. TAKASUGI and D. P. POPE: Mat. Sci. Eng., 57 (1983), p. 15
- 10) S. S. MANSON: Exp. Mech., 5 (1965), p. 193
- 11) S. S. MANSON: ASTM STP 520 (1973), p. 658
- 12) C. R. BRINKMAN, G. E. KORTH and R. R. HOBBS: Nucl. Tech., 16 (1972), p. 297
- 13) C. R. BRINKMAN, K. C. LIU and M. L. GROSSBECK: ASTM STP 683 (1979), p. 490
- 14) C. R. BRINKMAN, J. P. STRIZAK and M. K. BOOKER: AGARD Conf. Proceedings No. 243 (1978), p. 15
- 15) J. F. SALTSMAN and G. R. HALFORD: Trans. ASME, J. Pressure Vessel Tech., 99 (1977), p. 264
- 16) G. R. HALFORD, M. H. HIRSCHBERG and S. S. MANSON: NASA TMX-68023 (1972)
- 17) S. S. MANSON, G. R. HALFORD and M. H. HIRSCHBERG: NASA TMX-67838 (1971)
- 18) NRIM Creep Data Sheet No. 6A (1978) [金属材料技術研究所]
- 19) 新谷紀雄, 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 横井信: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 114