

UDC 669.18.014.8 : 669.14.018.85 : 539.43.09 : 539.375

論 文

SUS 321 ステンレス鋼の高温低サイクル疲労に おけるき裂伝ば速度*

山 口 弘 二**・金 澤 健 二***

Crack Propagation Rates of SUS 321 Stainless Steel under High-Temperature, Low-Cycle Fatigue Conditions

Koji YAMAGUCHI and Kenji KANAZAWA

Synopsis:

Crack propagation rates of SUS 321 stainless steel under high-temperature, low-cycle fatigue conditions were obtained from the observation of fracture surfaces. There were good linear relations between the crack propagation rate and the crack length in log-log plots, whether the fracture mode was transgranular or intergranular. The slopes in the log-log plots were varied from 1.2 to 1.5, but many of them were 1.3. The proportion of the cycles spent in Stage II to the fatigue life could be expressed as a function of the fatigue life. Its calculated proportion was coincident with the proportion of the number of striations on the fracture surface to the fatigue life. The crack propagation rate at 700°C could be expressed in terms of the plastic strain range, the strain rate and the crack length. This result was discussed in comparison with other studies.

1. 緒 言

火力、原子力発電プラントなどの高温機器の各要素はその起動、停止、出力変動などによつて大きな熱応力を受けるため、熱疲労や高温低サイクル疲労破壊の問題が重視されている。たとえば高温圧力容器の設計基準に、材料の高温低サイクル疲労寿命が取り入れられている¹⁾。高温機器の設計、保守に対して低サイクル疲労寿命ばかりでなく、機器の各部材に発生する微小き裂を評価するために疲労き裂の伝ば速度のデータもまた重要である。

高サイクル疲労では、PARISら²⁾がき裂伝ば速度を応力拡大係数で整理して以来、数多くの材料について疲労き裂の伝ば速度が求められている。また高温下においてもいくつかの測定例があり^{3)~5)}、き裂伝ば速度は応力拡大係数でまとめられている。しかし低サイクル疲労特にひずみ制御の試験では、繰返し荷重ひずみが普通大きい、試験片は全面降伏する場合が多い。全面降伏が生じる条件で破壊力学を適用するには、パラメータとしてき裂開口変位や J 積分（ひずみエネルギー解放率）など

が提案されている⁶⁾が、疲労き裂の伝ば速度にこれらを応用した例はまだ少ない⁷⁾。しかもこれらのパラメータを実際に測定することは、きわめて困難である。ひずみ制御の低サイクル疲労試験で、き裂伝ば速度を解析した例としては、TOMKINS⁸⁾によつて導びかれた理論式以外、BOETTNERら⁹⁾が室温の銅の結果にひずみ拡大係数という概念を導入しているものがあるにすぎない。高温下における耐熱鋼の低サイクル疲労試験では、現在疲労寿命のひずみ速度依存性や、ひずみ保持の影響などが活発に調べられており、き裂伝ば速度に関するデータはまだ十分とはいえない。

疲労き裂の伝ば速度を求める方法としては、試験片表面のき裂を逐次測定する方法と、試験後破面上に残されたき裂先端の模様から測定する方法がある。本実験の試験片は平滑丸棒であり、高温下の試験では加熱炉の中にあるため後者の方法をとつた。この方法では、破面上に明瞭なき裂先端の模様があれば、き裂発生点から巨視的なき裂伝ば方向（直径方向）にそつて、き裂伝ば速度とき裂長さを同時に求めることができる。

この報告は、321 オーステナイト系ステンレス鋼の高

* 昭和 53 年 2 月 15 日受付 (Received Feb. 15, 1978)

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

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

温低サイクル疲労におけるき裂伝ば速度を破面から求めて、き裂伝ば速度と疲労寿命の関係、700°Cのき裂伝ば速度のひずみ速度、ひずみ幅依存性などについて述べたものである。

2. 実験方法

高温低サイクル疲労試験方法はすでに前報¹⁰⁾で述べたとおりであるが、要点を述べる。供試材は市販の SUS 321-B 鋼で、溶体化熱処理 (1200°C で 30 min) 後実験に供した。結晶粒径は約 250 μ である。疲労試験片の形状は、Fig. 1 のような平行部の直径が 6 mm の平滑丸棒である。疲労試験は三角波のひずみ波形を用いて、全ひずみ幅 ($\Delta \epsilon_t$) 制御、完全両振りで行った。ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) は 40%/min と 0.4%/min、試験温度は室温、450°C、600°C、700°C である。試験片の加熱には電気抵抗炉を用いた。

破面は走査型電顕を用いて観察し、き裂の伝ば速度を求めた。粒内き裂型破壊の場合は、破面上に疲労特有のストライエーションが認められる。明瞭に存在するストライエーションの一つ一つが繰返し変形の 1 サイクルごとに形成されることは、すでに多くの実験で確認されている¹¹⁾。また金澤らは、高温低サイクル疲労試験でこのことを確認している¹²⁾。したがって明瞭なストライエーションが観察される場合は、ストライエーション間隔を 1 サイクル当りのき裂伝ば速度とすることが出来る。一方、600°C 以上の高温でひずみ速度が 0.4%/min の試験では、粒界き裂破壊を起こし、ストライエーションが認められなくなる¹⁰⁾。この場合に 700°C でひずみ速度が 40%/min と 0.4%/min の三角波の試験をある回数ごと交互に与える試験を行い、その破面上に速いひずみ速度下で伝ばした領域と遅いひずみ速度下で伝ばした領域が交互に現われるようにし、平均的な粒界き裂の伝ば速度を求めた。

3. 実験結果

3.1 粒内き裂の伝ば速度

室温、450°C のすべての試験条件、および 600°C、700°C でひずみ速度が 40%/min の試験条件では、破

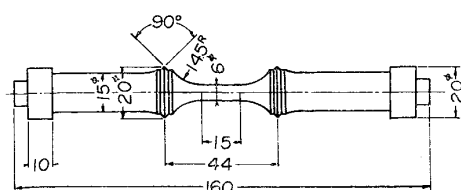


Fig. 1. Profile of the specimen. (in mm).

面はほぼ全面粒内き裂の破壊の様相を示した¹⁰⁾。破面の代表的な写真を Photo. 1 に示した。粒内破壊する場合一般的に破面は三つの部分から成っている¹³⁾。第一はき裂の発生といわれる Stage I¹⁴⁾ のき裂の成長に対応したところで、平らな面からなり、その大きさはほぼ一結晶粒の半分程度である。またオーステナイト系ステンレス鋼のき裂の発生場所は、主に試験片表面の双晶境界であった¹⁵⁾。第二は明瞭なストライエーションを形成しながらき裂が伝ばする Stage II¹⁴⁾ の領域で、破面の大部分を占めている。ストライエーション間隔は、内部に入る(き裂長さが大きくなる)ほど大きくなる。第三は最終破断部でデンプルよりなる延性破面を示す。しかし、最終破断部は Stage II の領域のうち、最後の 1 サイクルでき裂が伝ばした部分とも考えられる。またその大きさは、Photo. 1 (a) から 1 mm 以下であることがわかる。

Stage II の領域のストライエーション間隔を 1 サイクル当りのき裂の伝ば速度 dl/dN として、 dl/dN とき裂長さ l の関係のいくつかを Fig. 2, Fig. 3 に示した。き裂伝ば速度とき裂長さの間には、両対数グラフ上でよい直線関係があり、その傾きは大体 1.3 前後が多い。

3.2 粒界き裂の伝ば速度

600°C、700°C でひずみ速度が 0.4%/min の試験で

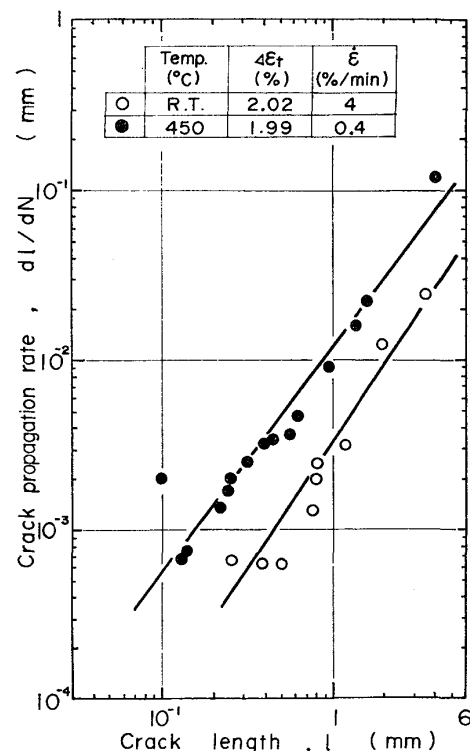


Fig. 2. Relation between crack propagation rate and crack length.

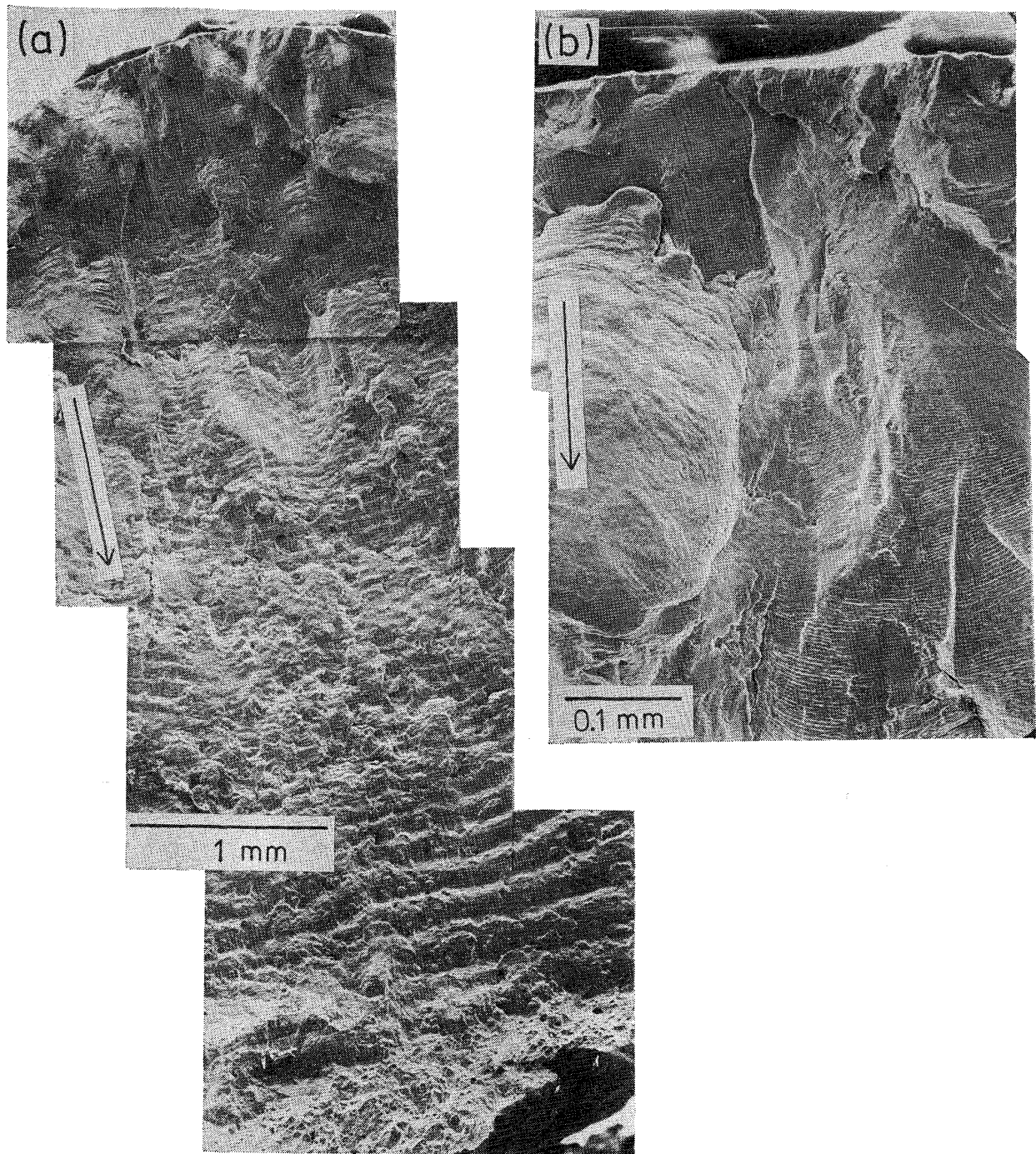


Photo. 1. Scanning electron micrographs of the fracture surface tested at 450°C , $\Delta\varepsilon_t=1.99\%$ and $\dot{\varepsilon}=0.4\%/ \text{min}$. Arrows indicate the direction of crack propagation.

は、破面は粒界型となつてストライエーションが認められなくなる。したがつて 700°C でひずみ速度が $0.4\% / \text{min}$ のときのき裂伝ば速度は、ひずみ速度を途中で変えた試験の破面から求めた。Photo. 2はこのような試験で得られた破面の写真の例である。ひずみ速度が $40\% / \text{min}$ から $0.4\% / \text{min}$ に変化すると、ストライエーションが見られる粒内破面から、ストライエーションの見られない破面にかわる。ひずみ速度が $0.4\% / \text{min}$ に変化

した直後は無特徴な破面となつているが、その前方には明瞭な粒界破面が見られる。この無特徴な破面の領域は粒内を伝ばしていたき裂が低ひずみ速度下で粒内から粒界に達するまで伝ばした遷移領域と考えられる。遷移領域は完全な粒界破壊ではないが、低ひずみ速度下でき裂が伝ばした全領域に比べ十分に小さい（無特徴な遷移領域の幅は 0.05 mm 程度であり、 $0.4\% / \text{min}$ のひずみ速度でき裂が伝ばした領域の全幅は $0.3\sim 0.4\text{ mm}$ 程度で

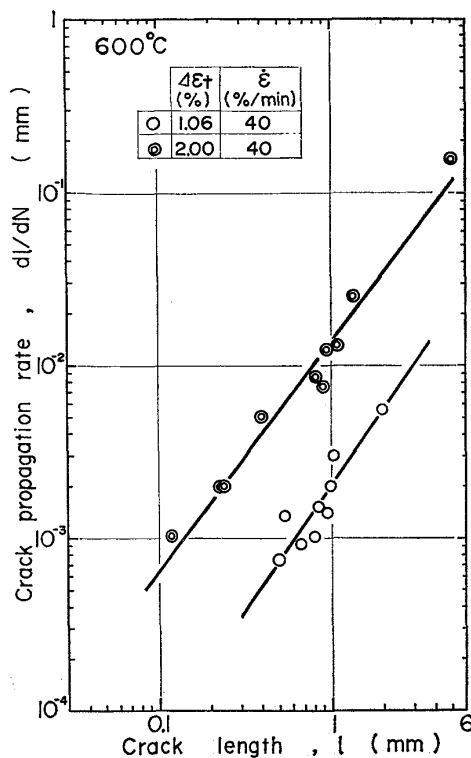


Fig. 3. Relation between crack propagation rate and crack length.

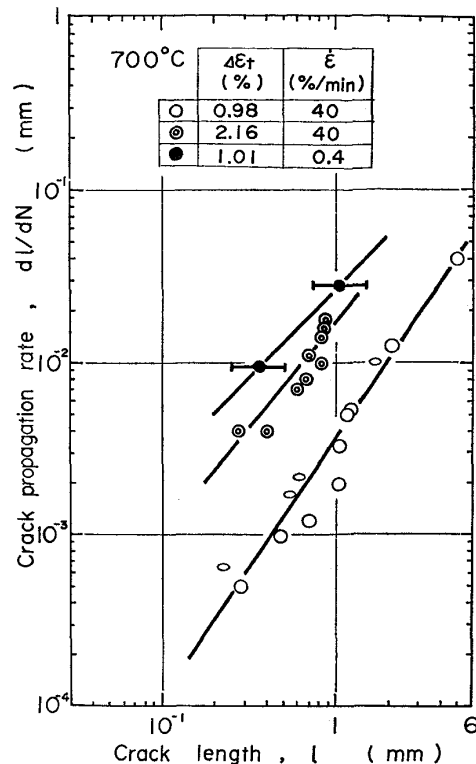


Fig. 4. Relation between crack propagation rate and crack length.

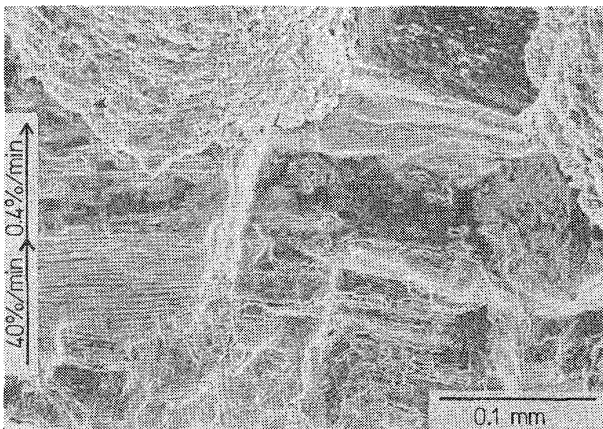


Photo. 2. Scanning electron micrograph of the fracture surface tested at 700°C with changing the strain rates. Arrow indicates the direction of crack propagation.

ある)。したがって 0.4%/min のひずみ速度下で伝ばした領域の幅を与えた繰返し数で割れば、平均的な粒界き裂の伝ば速度を求めることができる。その結果を Fig. 4 に示した。この図には、ひずみ速度が 40%/min 一定の試験で求めた粒内き裂の伝ば速度も同時に示した。粒界き裂の伝ば速度は、粒内き裂の伝ば速度に比べ著しく大きくなっていることがわかる。また図中の小さな長円印は、ひずみ速度を変化させた試験の破面でストライエ

ーションの見られる領域のき裂伝ば速度を示しており、ひずみ速度が 40%/min 一定の試験の結果（大きな白丸印）とほぼ一致していることがわかる。

4. 考 察

4.1 き裂伝ば速度と疲労寿命の関係

321 鋼で求めたき裂伝ば速度と、そのときの試験条件、疲労寿命などを Table 1 に例示した。き裂伝ば速度はき裂が粒内型あるいは粒界型であることを問わず、

$$dl/dN = A l^r \quad \dots\dots\dots (1)$$

で表わされることがわかった。ここで A は定数で、 $l = 1 \text{ mm}$ のときの dl/dN の値である。指数 r は試験条件によつて 1.2 から 1.5 の間にあるが、おおむね 1.3 である。

(1) 式は、定常的なき裂の伝ば過程すなわち Stage II の領域で成り立つと考える。そして、き裂は繰返し数が N_0 から N_f の間で、 l_0 から l_f の長さまで伝ばするとすれば、(1) 式を積分して

$$A(N_f - N_0) = (l_f^{1-r} - l_0^{1-r}) / (1-r) \quad \dots\dots (2)$$

が得られる。ここで l_0 は初期き裂長さ、 l_f は最終き裂長さ、 N_0 はき裂が l_0 の長さになるまでに要する繰返し数で、き裂の発生と Stage I のき裂の成長に対応している。 N_f は疲労寿命で、試験片が完全に二分されるまで

Table 1. Crack propagation rates and test conditions.

Temp. (°C)	$\dot{\epsilon}$ (%/min)	$\Delta\epsilon_t$ (%)	$\Delta\epsilon_p$ (%)	N_f	Crack propagation rate (mm)
R. T.	4	2.02	1.56	1 936	$dl/dN=3.4 \times 10^{-3} l^{1.5}$
450	0.4	1.99	1.44	579	$dl/dN=12 \times 10^{-3} l^{1.3}$
450	40	2.09	1.64	833	$dl/dN=11.5 \times 10^{-3} l^{1.4}$
600	40	1.06	0.67	2 541	$dl/dN=2.1 \times 10^{-3} l^{1.3}$
600	40	2.00	1.54	573	$dl/dN=14 \times 10^{-3} l^{1.3}$
700	0.4	1.01	0.66	190	$dl/dN=28 \times 10^{-3} l^{1.2}$
700	40	0.57	0.34	4 083	$dl/dN=1.5 \times 10^{-3} l^{1.3}$
700	40	0.98	0.67	1 221	$dl/dN=3.7 \times 10^{-3} l^{1.5}$
700	40	2.16	1.78	245	$dl/dN=18 \times 10^{-3} l^{1.3}$

の繰返し数である。 l_f を試験片直径の 6 mm, l_0 を結晶粒サイズのオーダの 0.1 mm, γ を 1.3 とすれば,

(2) 式は

$$A(N_f - N_0) = 4.70 \quad \dots\dots\dots (3)$$

となる。すなわち (3) 式は, $l=1$ mm のところのき裂伝ば速度 A と Stage II のき裂伝ば過程に費やされる繰返し数 ($N_f - N_0$) は, おたがいに反比例の関係にあることを示している。ディンプル状の最終破断部の長さを考慮して, たとえば l_f を 5 mm とおいても計算結果に大差はない。なぜならば, 最終破断部は最後の 1 サイクルで破壊したところであり, 大きさは 1 mm 程度あつても一つの繰返し数としか対応していないからである。

疲労寿命は, き裂の発生と Stage I のき裂の成長過程の繰返し数と Stage II のき裂伝ば過程の繰返し数の和である。疲労寿命に対する, き裂の発生と Stage I または Stage II の占める割合は, 疲労寿命に依存する。一般に平滑試験片の高サイクル疲労試験では, き裂の発生と Stage I の過程が疲労寿命の大部分を占め, 低サイクル疲労試験では, Stage II の過程が疲労寿命の大部分を占めると言われている。しかし, 低サイクル疲労の範囲においても, Stage II が疲労寿命の大部分を占めるのは N_f が 10^2 以下で, N_f が 10^2 から 10^4 の間では, Stage II の占める割合は当然 N_f に依存する¹⁶⁾。したがって, N_f に対して Stage II の占める割合は, N_f の関数で表わされると考えれば,

$$(N_f - N_0)/N_f = f(N_f) \quad \dots\dots\dots (4)$$

となる。(4) 式に (3) 式を代入すれば, Stage II の占める割合は

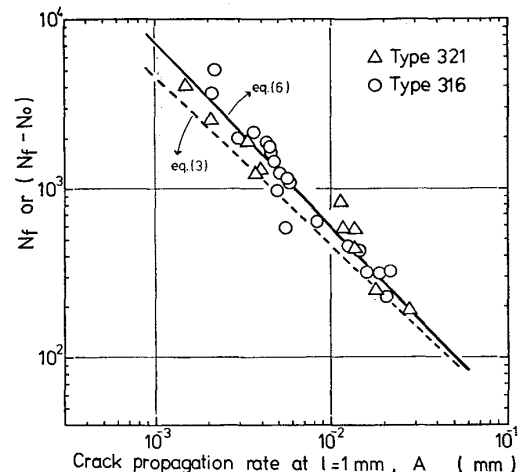


Fig. 5. Relation between fatigue life and crack propagation rate.

$$f(N_f) = \frac{4.70}{A \cdot N_f} \quad \dots\dots\dots (5)$$

で表わされるが, N_f だけの関数で表わすには, A と N_f の関係を知る必要がある。

ここで, き裂伝ば速度と実際の疲労寿命の関係を調べてみる。き裂伝ば速度は, (1) 式の A の値を用いる。その結果が Fig. 5 である。この図には著者らが, 316 鋼¹³⁾, 時効した 321 鋼¹⁷⁾ などについて同様に求めたデータも書き加えた。この図から N_f と A の間には,

$$A^{1.1} N_f = 3.66 \quad \dots\dots\dots (6)$$

という関係式が得られる。Fig. 5 には, (6) 式の実線とともに, (3) 式も破線で示した。(6) 式の関係は, (3) 式の関係より N_0 だけ上側にあり, この差は長寿命ほど大きくなる。すなわち, N_0 または Stage II の占める割合が, N_f に依存していることを示している。(6) 式を

(5) 式に代入すると

$$f(N_f) = 1.44 N_f^{-0.0909} \dots\dots\dots (7)$$

となる。(7) 式は、 N_f が 10^2 , 10^3 , 10^4 のとき、stage II の占める割合が、それぞれ 95%, 77%, 62% になることを示している。

一方、破面上にある全ストライエーションの数と実際の疲労寿命の比を求めれば、Stage II に費やされる割合が実際に求められる。全ストライエーションの数をかぞえるには、破面全体が完全に押しつぶされないで残っている必要がある。たとえば、 450°C , $\dot{\epsilon}=0.4\%/ \text{min}$, $\Delta\epsilon_t=1.99\%$ の試験条件の破面 (Photo. 1) で、全ストライエーションの数をかぞえることができ、その数は約 450 であった。このときの疲労寿命は 579 であったから Stage II の占める割合は 78% となり、この値は (7) 式から求められる 81% とよく一致していることがわかる。

4.2 700°C におけるき裂伝ば速度のひずみ幅、ひずみ速度依存性

700°C ではひずみ幅やひずみ速度の種々異なる試験条件でき裂伝ば速度を得たので、以下 321 鋼の 700°C におけるき裂伝ば速度のひずみ幅とひずみ速度依存性について考察してみる。

き裂伝ば速度と塑性ひずみ幅 ($\Delta\epsilon_p$) の関係は Fig. 6 のようになる。き裂伝ば速度は前節と同様に (1) 式の A の値を用いた。この図から、ひずみ速度が $40\%/ \text{min}$ のとき

$$A = 7.2 \times 10^{-3} (\Delta\epsilon_p)^{1.5} \dots\dots\dots (8)$$

という関係式が得られる。ひずみ速度が $0.4\%/ \text{min}$ の

ときは、データーが一点しかないので、 A の $\Delta\epsilon_p$ 依存性は今回の結果からだけでは求められない。しかし、低サイクル疲労寿命に対する $\Delta\epsilon_p$ の依存性は、一般に材料や試験条件などによつて、大きく変化するものではなく、Manson-Coffin 式 ($\Delta\epsilon_p N_f^m = \text{const.}$) で整理すると、 N_f の指数 m の値は真空中試験で $0.5^{18)19)}$ 、空气中試験で 0.6 前後²⁰⁾²¹⁾²²⁾ になる。前節で A の値すなわちき裂伝ば速度は、疲労寿命と密接に関連するものであることがわかつたから、ひずみ速度が $0.4\%/ \text{min}$ の試験の場合も、ひずみ速度が $40\%/ \text{min}$ の試験の場合と同様に A の値が $\Delta\epsilon_p$ の 1.5 乗に比例すると考えても大きい違いはないと思われる。したがって、ひずみ速度が $0.4\%/ \text{min}$ のとき

$$A = 52 \times 10^{-3} (\Delta\epsilon_p)^{1.5} \dots\dots\dots (9)$$

という関係式が得られる。さらに、(8) 式と (9) 式の常数項のひずみ速度依存性を考慮すると、 700°C におけるき裂伝ば速度は

$$dl/dN = 35 \times 10^{-3} (\Delta\epsilon_p)^{1.5} (\dot{\epsilon})^{-0.43} l^{1.3} \dots\dots (10)$$

で与えられる。ここで単位は $\Delta\epsilon_p$ が %, $\dot{\epsilon}$ が $\%/ \text{min}$, l が mm である。

(10) 式を前節と同様に積分して (3) 式、(6) 式を代入すると、ひずみ速度が $40\%/ \text{min}$ のとき

$$\Delta\epsilon_p N_f^{0.606} = 59.1 \dots\dots\dots (11)$$

ひずみ速度が $0.4\%/ \text{min}$ のとき

$$\Delta\epsilon_p N_f^{0.606} = 15.8 \dots\dots\dots (12)$$

という関係式、いわゆる Manson-Coffin 式が得られる。一方、実験で得られた 700°C の塑性ひずみ幅と疲労寿命の関係は Fig. 7 のようになり、ひずみ速度が $40\%/ \text{min}$ のとき

$$\Delta\epsilon_p N_f^{0.60} = 46.4 \dots\dots\dots (13)$$

ひずみ速度が、 $0.4\%/ \text{min}$ のとき

$$\Delta\epsilon_p N_f^{0.56} = 13.7 \dots\dots\dots (14)$$

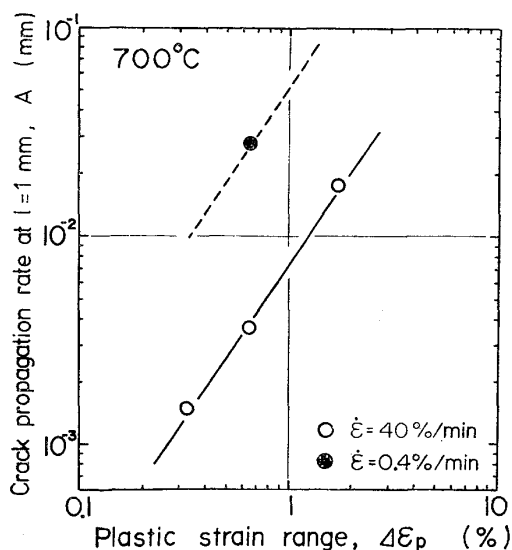


Fig. 6. Relation between crack propagation and plastic strain range at 700°C .

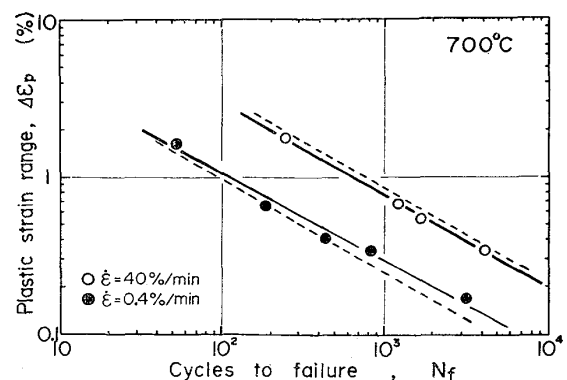


Fig. 7. Relation between plastic strain range and fatigue life at 700°C . Dotted lines show the calculated results.

Table 2. Comparison of crack propagation rate with others studies.

Materials	Temperature	Strain rate	α	β	γ	References
321	700°C	$\dot{\epsilon}=0.4\sim40\%/ \text{min}$	1.5	-0.43	1.3	this work
A 286	593°C	$\nu\geq 0.05 \text{ cpm}$	0.7	-0.45	1	(23)
1 018	R. T.	$\nu=2.5 \text{ cpm}$	1.86		1	(24)
316	625°C	$\nu=1 \text{ cpm}$	1.35		1	(25)
20/25 N b	725°C	$\nu=1 \text{ cpm}$	1.52		1	(25)
20/25 N b	750°C	$\dot{\epsilon}=0.16\sim3.9\%/ \text{min}$			4/3	(26)
S 15C	R. T. $\sim 600^\circ\text{C}$	$\nu=5 \text{ cpm}$	1.3 $\sim$ 1.4		1	(27)
304	R. T. $\sim 800^\circ\text{C}$	$\nu=1 \text{ cpm}$	1.3		1	(28)

$$dl/dN=B(\Delta\epsilon_p)^\alpha(\dot{\epsilon})^\beta l^\gamma$$

でそれぞれ与えられる。Fig. 7の実線は(13), (14)式を、破線は(11), (12)式をそれぞれ示しているが、試験結果とき裂伝ば速度から求めた結果は、かなりよく一致していることがわかる。

次に、他の研究者たち^{23)~28)}によつて得られた高温低サイクル疲労におけるき裂伝ば速度式のひずみ幅、ひずみ速度およびき裂長さ依存性をまとめたのがTable 2である。

き裂長さ(l)の指数 γ の値は、今回の結果と文献26)をのぞけば1になっている。 γ が1であると報告している文献では、すべて試験片表面のき裂長さを直接測定している。文献26)のき裂長さの測定方法は、potential drop method という電気的な方法であり、これは破面の模様から求める方法とよく一致するとされている²⁶⁾。その結果は、 γ が4/3となるが試験結果の一部で1の場合もある。試験片表面と試験片内部では力学的条件が必ずしも同じでなく、その伝ば速度も場所によつて異なる可能性がある。したがつて、き裂長さの測定方法のちがいによつて、き裂長さの指数にこのような相違がでてきたものと考えられる。

塑性ひずみ幅($\Delta\epsilon_p$)の指数 α の値は、A 286 鋼をのぞけば1.3から1.8の間にある。 α はManson-Coffin式の N_f の指数(m)とほぼ逆数関係にある。しかし、Manson-Coffin式の N_f の指数 m の値は、前述したように材料などによらずほとんど0.6前後であり、また今回の材料の700°Cの結果も0.60, 0.56であつた。したがつて今回321 鋼で得られた1.5という α の値は妥当なところであると思われる。A 286 鋼の α の値に対しては、著者自身が同じ材料におけるManson-Coffin式の N_f の指数 m の値と比べて異常に小さな値であると

指摘している²³⁾。

ひずみ速度($\dot{\epsilon}$)の指数 β の値を求めているのは今回の結果とA 286 鋼だけである。A 286 鋼では、周波数(ν)の広い範囲にわたつて実験がなされ、 ν が0.002から0.05 cpmの範囲で β が-1となり、 ν が0.05から50 cpmの範囲で β が-0.45になつて²³⁾。今回の実験は周波数になおすと0.1から30 cpmの範囲にあり、 β の値はA 286 鋼の結果とほぼ等しくなつてい

5. 結 論

321 オーステナイト系ステンレス鋼の高温低サイクル疲労試験を室温から、700°Cの範囲で行い、破面からき裂伝ば速度を求めた結果、以下のことがわかつた。

(1) き裂伝ば速度 dl/dN は、き裂が粒内型あるいは粒界型であることを問わず

$$dl/dN=A l^\gamma$$

で表わされた。ここで l はき裂長さ、 A と γ は定数である。指数 γ は試験条件によつて、1.2から1.5の間にあるが、おおむね1.3である。定数 A は $l=1 \text{ mm}$ のときの dl/dN の値である。

(2) き裂伝ば速度と実際の疲労寿命の間には

$$A^{1.1} N_f=3.66$$

という関係式があつた。

(3) 疲労寿命に対してStage IIのき裂伝ば過程が占める割合 $f(N_f)$ は、 N_f に依存し

$$f(N_f)=1.44 N_f^{-0.0909}$$

で表わせた。この結果は、破面上にある全ストライエーションの数と疲労寿命との比とよく一致していた。

(4) 321 鋼の700°Cにおけるき裂伝ば速度の塑性

ひずみ幅 ($\Delta\epsilon_p$), ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$), き裂長さ (l) 依存性は

$$dl/dN = 35 \times 10^{-3} (\Delta\epsilon_p)^{1.5} (\dot{\epsilon})^{-0.43} l^{1.3}$$

で表わされた。ここで単位は $\Delta\epsilon_p$ が %, $\dot{\epsilon}$ が %/min, l が mm である。

文 献

- 1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III Case Interpretation 1592, (1974)
- 2) P. C. PARIS and F. G. ERDOGEN: Trans. ASME, J. Basic Eng., Series D, 85 (1963), p. 528
- 3) P. SHAHINIAN, H. H. SMITH, and H. E. WATSON: Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, (1973), p. 387
- 4) L. A. JAMES and E. B. SCHWENK, Jr.: Met. Trans., 2 (1971), p. 491
- 5) M. W. MAHONEY and N. E. PATON: Nuclear Tech., 23 (1974), p. 53
- 6) J. F. KNOTT: 破壊力学の基礎, 宮本博訳, (1977), p. 155 (培風館)
- 7) 小寺沢良一, 西川義富美, 森 時彦: 材料, 27 (1978), p. 92
- 8) B. TOMKINS: Phil. Mag., 18 (1968), p. 1633
- 9) R. C. BOETTNER, C. LAIRD, and A. J. McEVILY: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 379
- 10) 山口弘二, 金澤健二, 吉田 進: 鉄と銅, 64(1978), p. 1199
- 11) C. LAIRD and G. C. SMITH: Phil. Mag., 7 (1962), p. 847
- 12) 金澤健二, 吉田 進: 材料, 21 (1972), p. 219
- 13) K. YAMAGUCHI, K. KANAZAWA, and S. YOSHIDA: Mat. Sci. and Eng., 33(1978), p. 175
- 14) P. J. E. FORSYTH: Acta Met., 11 (1963), p. 703
- 15) 山口弘二, 金澤健二, 吉田 進: 材料, 24 (1975), p. 234
- 16) A. T. PRICE and W. J. ELDER: JISI, 204 (1966), p. 594
- 17) 山口弘二, 金澤健二, 吉田 進: 私信
- 18) L. F. COFFIN, Jr.: Met. Trans., 3 (1972), p. 1777
- 19) L. F. COFFIN, Jr.: Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, (1973), p. 5
- 20) S. S. MANSON: Exp. Mech., 4 (1965), p. 193
- 21) G. R. HALFORD, M. H. HIRSCHBERG, and S. S. MANSON: Fatigue at Elevated Temperatures, ASTM STP 520, (1973), p. 658
- 22) K. KANAZAWA and S. YOSHIDA: Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications, (1974), p. C226 (Inst. Mech. Eng.)
- 23) H. D. SOLOMON: Met. Trans., 4 (1973), p. 341
- 24) H. D. SOLOMON: G. E. Technical Information Series 71-C-327, (1971)
- 25) J. WAREING: Met. Trans., 6A (1975), p. 1367
- 26) R. P. SKELTON: Mat. Sci. and Eng., 19 (1975), p. 193
- 27) 平 修二, 藤野宗昭, 佐近淑郎, 丸山四郎: 材料 23 (1974), p. 632
- 28) 平 修二, 丸山四郎, 藤野宗昭: 材料, 24 (1975), p. 227