

# 室温大気中におけるフェライト／オーステナイト相比率の異なるステンレス鋼の疲労挙動

秋田 正之\*・中島 正貴\*<sup>2</sup>・戸梶 恵郎\*

Fatigue Behavior of Stainless Steels with Different Ferritic and Austenite Volume Fractions in Laboratory Air

Masayuki AKITA, Masaki NAKAJIMA and Keiro TOKAJI

**Synopsis** : Fatigue crack initiation and growth behavior of stainless steels with different volume fraction of ferritic ( $\alpha$ )-austenitic ( $\gamma$ ) phases were studied. Materials with five different volume fractions of  $\alpha/\gamma$  phases, *i.e.* SUS304 (100% $\gamma$ ), SUS329J4L (50% $\gamma$ , 28% $\gamma$ , 12% $\gamma$ ), and SUS444 (100% $\alpha$ ), were prepared. Fatigue tests were conducted in laboratory air using electro-hydraulic fatigue testing machine. Cracks initiated predominantly from slip bands within  $\gamma$  grains for SUS304, and SUS329J4L, and within  $\alpha$  grains for SUS444, *i.e.* transgranular crack initiation was found. Fatigue lives decreased in the order of SUS329J4L, SUS444 and SUS304. The same tendency was also seen in fatigue limits. In early crack growth region, while no remarkable differences were found in all materials, for three materials in SUS329J4L crack growth rates were faster in the order of 50% $\gamma$ , 28% $\gamma$ , and 12% $\gamma$ , *i.e.* early crack growth was influenced by the phase boundary. Moreover, the early crack growth was enhanced in comparison with the long crack in all materials. After allowing for crack closure, long cracks exhibited a similar growth behavior in all materials. Based on these results, the transition from small to large crack and the effect of  $\alpha/\gamma$  phase fraction were discussed.

**Key words** : fatigue; crack initiation; early crack growth; phase fraction; ferritic stainless steel; duplex stainless steel; austenitic stainless steel.

## 1. 緒言

近年、材料に対する要求は厳しくなっており、その疲労特性に対する期待も高くなってきている。疲労過程は、き裂の発生と微小き裂の成長が寿命の大半を占め、残りを主に力学的因子に支配される大きき裂の成長が占める。したがって、これらの過程における材料の疲労挙動に及ぼす影響因子について解明することは極めて重要である。

ところで、疲労き裂の発生および初期進展に影響を与える因子として材料の微視組織を挙げることができるが、個々の材料に対する研究は多く認められるものの<sup>1-8)</sup>、異なる相比率と、それに伴い異なる力学的性質を持つ組織における疲労特性について比較・評価した研究は、あまり見られない<sup>9,10)</sup>。加えて、こうした複数の材料にまたがる横断的な評価は実用的な観点からも重要であると考えられる。

著者らはこれまでに SUS304<sup>5,6)</sup>、SUS329J4L<sup>7,11)</sup>および SUS444<sup>12)</sup>の3種類のステンレス鋼について、疲労き裂の発生、初期進展および大きき裂の進展挙動を個々に検討してきたが、それらをまとめたかたちで比較・評価してこなかった。本研究では、上記3種類のステンレス鋼を用いて、オーステナイト( $\gamma$ )相100%からフェライト( $\alpha$ )相100%に至る5つの相比率を持つ材料について、き裂の発生、初期

進展および大きき裂の進展挙動に及ぼす相比率の影響を比較するとともに、相比率と疲労き裂進展特性との関係について検討した。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 材料および熱処理

供試材料はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼 SUS329J4L、およびフェライト系ステンレス鋼 SUS444 である。それぞれの化学成分を Table 1 に示す。SUS304 には 1100°C・30 分保持後水冷の溶体化処理を、また SUS329J4L については 1050°C、1150°C および 1250°C の温度において 15 分間保持後水冷の溶体化処理を施した。この場合、溶体化処理温度の上昇に伴い  $\gamma$  相の体積含有率は減少し<sup>11)</sup>、得られた  $\gamma$  相の体積含有率はそれぞれ 50%、28%、および 12% であった。SUS444 については納入された状態のまま試験に供した。

Table 1. Chemical composition of the materials (mass%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SUS304	0.05	0.46	1.33	0.031	0.003	8.21	18.25	0.28	Bal.
SUS329J4L	0.015	0.41	0.71	0.031	0.0002	6.71	25.60	3.06	Bal.
SUS444	0.004	0.06	0.1	0.024	0.006	0.11	18.72	1.81	Bal.

平成 14 年 5 月 7 日受付 平成 14 年 9 月 16 日受理 (Received on May 7, 2002; Accepted on Sep. 16, 2002)

\* 岐阜大学工学部 (Faculty of Engineering, Gifu University, 1-1 Yanagido Gifu 501-1193)

\* 2 豊田工業高等専門学校 (Toyota College of Technology)

Table 2. Mechanical properties of the materials.

Material	0.2% proof stress	Tensile strength	Elongation	Reduction of area
	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_B$ MPa	$\delta$ %	$\phi$ %
SUS304 (100% $\gamma$ )	250	603	63	80
SUS329J4L	(50% $\gamma$ )	501	731	38
	(28% $\gamma$ )	548	731	36
	(12% $\gamma$ )	587	731	31
SUS444 (100% $\alpha$ )	293	445	34	83

材料の機械的性質を Table 2 に示す。引張強さ  $\sigma_B$  は SUS304 では 603 MPa, SUS329J4L では  $\gamma$  相の減少に伴って上昇し, 50%, 28% および 12%  $\gamma$  材に対してそれぞれ 731 MPa, 732 MPa および 742 MPa, SUS444 では 445 MPa である。

## 2.2 疲労試験

各材料とも寿命試験および微小き裂進展試験には, 板状試験片 (幅: 10 mm, 板厚: 6~8 mm) を用い, 圧延方向に対して垂直にき裂が進展するように試験片を採取した (L 方位)。さらに, 中央部にき裂発生箇所を限定する目的で浅い切欠きを付した。その応力集中係数は約 1.06 であり, ほぼ平滑材とみなせるものである。試験片形状に機械加工後, エメリー紙を用いて 2000 番まで順次研磨し, さらにバフ仕上げを行い試験に供した。疲労試験には容量 98 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用い, 室温大気中において応力比  $R=-1$  で実験を行った。繰返し速度は寿命試験では  $f=10\sim 20$  Hz, き裂進展試験では  $f=1\sim 3$  Hz である。微小き裂の発生および成長挙動の観察は, 所定の繰返し数ごとに試験機を停止させ, アセチルセルロースフィルムを用い, 試験片表面のレプリカを採取する方法によった。

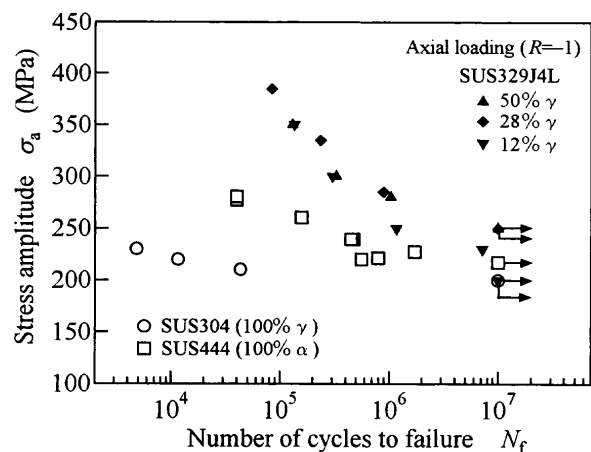
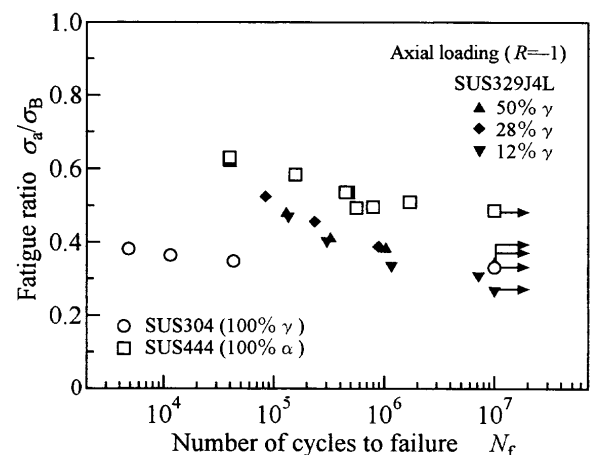
大きいき裂の進展特性は, L-T 方位に採取された厚さ 8 mm の CT 試験片を用い,  $R=0.05, f=1$  Hz の条件下で求めた。なお, き裂寸法の測定には移動式読取り顕微鏡を使用し, き裂開閉口挙動には除荷弾性コンプライアンス法を用いた。

## 3. 実験結果

### 3.1 疲労強度

各材料の  $S-N$  曲線を Fig. 1 に示す。図より, 有限寿命部では SUS329J4L の疲労強度が最も高く, 次いで SUS444, SUS304 の順となっている。SUS329J4L における 3 種類の異なる相比率の材料について比較すると, 有限寿命部における疲労強度に及ぼす相比率の影響はほとんど見られない。 $10^7$  回の繰返しに対する疲労限度は, SUS304 では 200 MPa, SUS329J4L では, 50% および 28%  $\gamma$  材に対しては 250 MPa, 12%  $\gamma$  材に対しては 200 MPa, SUS444 では 215 MPa である。

異なる静的強度を持つ材料について比較を行うにあたり, 引張強さに対する繰返し応力の比  $\sigma_a/\sigma_B$  (疲労比) と

Fig. 1.  $S-N$  diagrams.Fig. 2. Normalized  $S-N$  diagrams.

疲労寿命  $N_f$  との関係を求めた。結果を Fig. 2 に示す。ここで, 引張強さは Table 2 の値を用いた。図から明らかなように, 有限寿命部における  $\sigma_a/\sigma_B-N_f$  関係は SUS444, SUS329J4L, SUS304 の順に上方に位置している, 疲労限度については SUS444 の結果が相対的に優れているものの, SUS329J4L と SUS304 との間には大きな差はない。SUS329J4L における 3 種類の材料の比較では, 疲労比で表した疲労強度にも相比率の影響はほとんど認められない。

### 3.2 き裂発生挙動

各材料におけるき裂の発生挙動を観察した。試験応力レベルは, SUS304 では  $\sigma_a=200$  MPa, SUS329J4L では  $\sigma_a=350$  MPa, および SUS444 では  $\sigma_a=220$  MPa である。き裂はいずれの場合も  $\gamma$  相あるいは  $\alpha$  相内に生じたすべり帯から発生した。二相組織の SUS329J4L では  $\gamma$  相内のすべり帯から発生するケースが多く認められたが,  $\alpha$  相の増加に伴い  $\alpha$  相内で発生する例もわずかながら観察された。Fig. 3(a)~(d) にそれぞれの材料のき裂発生様相を示す。Fig. 3(a) は SUS304 であり,  $\gamma$  相内のすべり帯よりき裂が発生している。Fig. 3(b) および (c) は SUS329J4L のそれぞれ 28%  $\gamma$  材および 12%  $\gamma$  材であり, 前者では  $\gamma$  相内のすべり帯から発生した例を, 後者では  $\alpha$  相内から発生した例を示す。Fig.

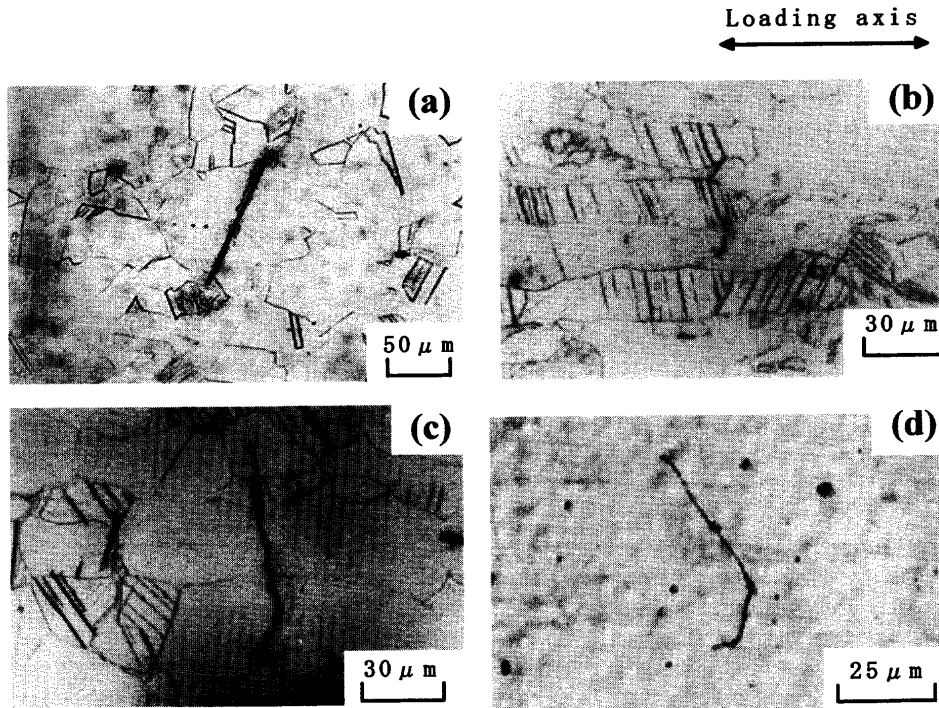


Fig. 3. Microscopic views of crack initiation sites.  
 (a) SUS304 (b) SUS329J4L (28% $\gamma$ )  
 (c) SUS329J4L (12% $\gamma$ ) (d) SUS444

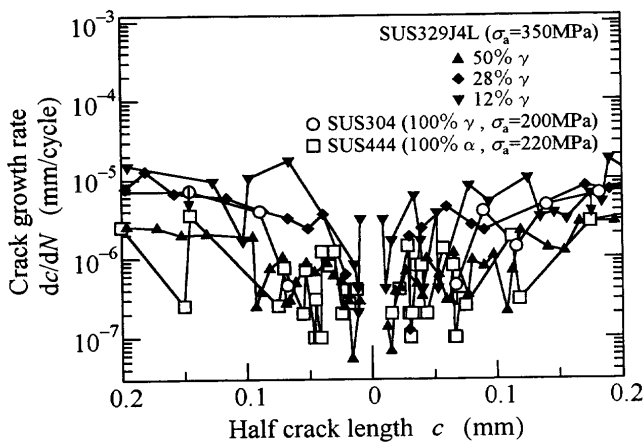


Fig. 4. Early crack growth behavior immediately after crack initiation.

3(d)はSUS444であり、 $\alpha$ 相内のすべり帯よりき裂が発生した。

### 3.3 微小き裂の成長挙動

発生直後のき裂成長をFig. 4に示す。図はき裂発生点を原点として縦軸に試験片表面におけるき裂進展速度 $dc/dN$ 、横軸に両き裂先端間の寸法を表したもので、 $2c \leq 0.4$ mmの領域における初期成長挙動を示している。いずれの材料においても、き裂寸法が増加するにしたがって $dc/dN$ は増加する傾向にある。また、すべての材料において $dc/dN$ に大きな変動が認められる。この変動はき裂寸法の増加に伴い減少する傾向にある。この発生直後の領域におけるき裂進展では、SUS304, SUS329J4Lの50% $\gamma$ 材およびSUS444はほ

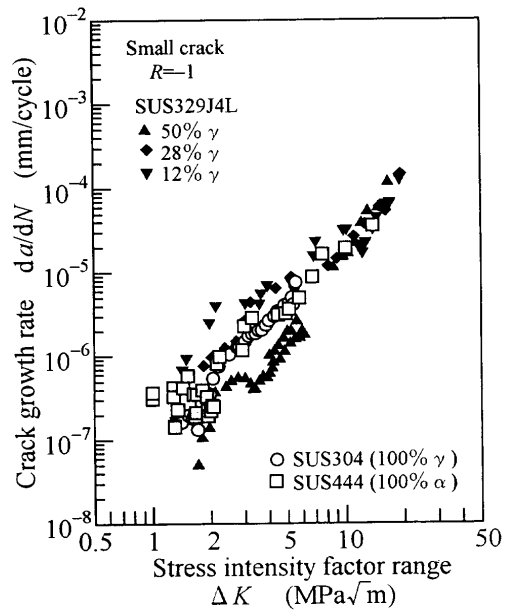


Fig. 5. Crack growth behavior for small cracks.

とんどの同じ $dc/dN$ を示している。また、SUS329J4Lの3種類の材料については50% $\gamma$ 材が最も低速度側に位置し、次いで28% $\gamma$ 材、12% $\gamma$ 材となり、相境界に出会う頻度の減少に伴い高速度側に位置する。このような $dc/dN$ の大きな変動は、き裂が隣接する結晶粒や異なる相に進展する際、粒界や相境界近傍で進展速度が低下することにより生じることが確認されている<sup>6)</sup>。

Fig. 5はすべての材料の微小き裂に関する $da/dN$ - $\Delta K$ 関係

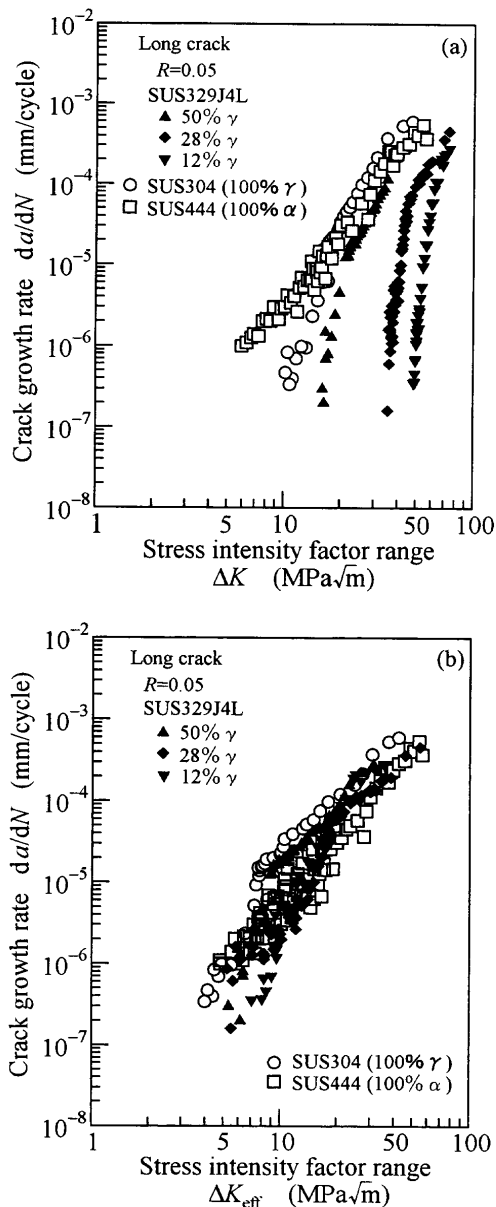


Fig. 6. Crack growth behavior for long cracks.  
 (a) Relationships between  $da/dN$  and  $\Delta K$ .  
 (b) Relationships between  $da/dN$  and  $\Delta K_{eff}$ .

を示したものである。なお、微小き裂の応力拡大係数の評価には、Newman-Rajuの表面き裂に関する解析結果<sup>13)</sup>を用い、その評価に必要なき裂のアスペクト比  $a/c$  ( $a$ : き裂深さ) は破断後の試験片より求めた。また、微小き裂の進展試験は  $R=-1$  で行われているので、 $\Delta K=K_{max}$  として整理している。SUS304, SUS329J4Lの28% $\gamma$ 材およびSUS444の $da/dN-\Delta K$ 関係はほぼ一致しているが、SUS329J4Lの50% $\gamma$ 材は低速度側、12% $\gamma$ 材は高速度側にあり、微小き裂進展における相比率の影響が明瞭に認められる。これもき裂が相境界に出会う頻度に依存した傾向と考えられる。

### 3.4 大きき裂の進展挙動

Fig. 6に大きき裂の進展挙動を示す。Fig. 6(a)は $da/dN-\Delta K$ 関係、(b)は $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係である。(a)の $da/dN-\Delta K$ 関係では、 $da/dN$ はSUS444, SUS304, SUS329J4Lの順に高速度

側に位置する。とくにSUS329J4Lのき裂進展抵抗は極めて高い。これは、後述するように、顕著なき裂開口挙動に起因するものである。また、SUS329J4Lの3種類の材料について比較すると、 $\gamma$ 相の割合の減少に伴って高いき裂進展抵抗を示す。しかしながら、(b)に示すように、き裂開口挙動を考慮した $\Delta K_{eff}$ によって整理すると、 $da/dN-\Delta K$ 関係に見られた各材料のき裂進展抵抗の差異は小さくなり、相比率による違いはほとんど消失した。このSUS329J4Lに見られる特徴的なき裂進展挙動の原因として、溶体化处理材の水冷による残留応力の影響、それに伴うき裂前縁の湾曲の影響および $\alpha$ 相の増加に伴うき裂進展経路の屈曲に誘起された破面粗さの増大を挙げることができる<sup>11)</sup>。

## 4. 考察

### 4.1 微小き裂と大きき裂の比較

各材料における微小き裂と大きき裂の進展挙動を、それぞれ $da/dN-\Delta K$ および $\Delta K_{eff}$ 関係によって比較した結果をFig. 7に示す。Fig. 7(a)はSUS304, (b)はSUS329J4Lおよび(c)はSUS444である。微小き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係においては、いずれの材料も大きき裂より低い $\Delta K$ 値のもとでもき裂は進展しており、大きき裂の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係よりも高速度側に位置する。さらに、微小き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係は、き裂長さの増加に伴って大きき裂の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係に漸近し、一致する傾向を示している。Fig. 3にも見られたように、試験中に認められるき裂寸法の最小値は結晶粒径程度である。したがって、き裂先端に生じる塑性変形が結晶方位や粒界の影響を直接受ける微視組織的微小き裂の領域にある。この領域ではき裂の伝ば機構が大きき裂と異なるため、微小き裂の $da/dN$ が高速度側に位置したものと推定される。き裂が長くなるにつれて、き裂先端後方に残されるwakeの寸法も大きくなるが、絶対的な寸法が小さいため十分なき裂閉口が形成されず、Fig. 7において見られるように、き裂寸法の増加に伴って大きき裂の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係に漸近する傾向を示したものと考えられる。

各材料における微小き裂から大きき裂への遷移について北川線図<sup>14)</sup> ( $\Delta\sigma_{th}-\alpha$ 関係)を用いて考察する。Fig. 1ならびにFig. 6(b)より、疲労限度応力 $\sigma_w$ と下限界応力拡大係数 $\Delta K_{effh}$ を求めた。それぞれの値をTable 3に示す。ここでの考え方は以下の通りである。個々の材料における大きき裂の下限界応力拡大係数 $\Delta K_{th}$ はき裂寸法によらず一定となるが、き裂寸法が短くなるにつれてき裂伝播に必要な下限界応力幅 $\Delta\sigma_{th}$ は単調に増大し、平滑材の疲労限度 $\sigma_w$ を超えてしまうことになる。しかしながら、実際には平滑材の疲労限度以上にはなり得ないので、この $\Delta\sigma_{th}$ と $\Delta K_{th}$ 一定の条件が一致するときのき裂長さ $a_0$ が、疲労限度支配から破壊力学支配へとき裂進展機構を分ける寸法となる。本研究

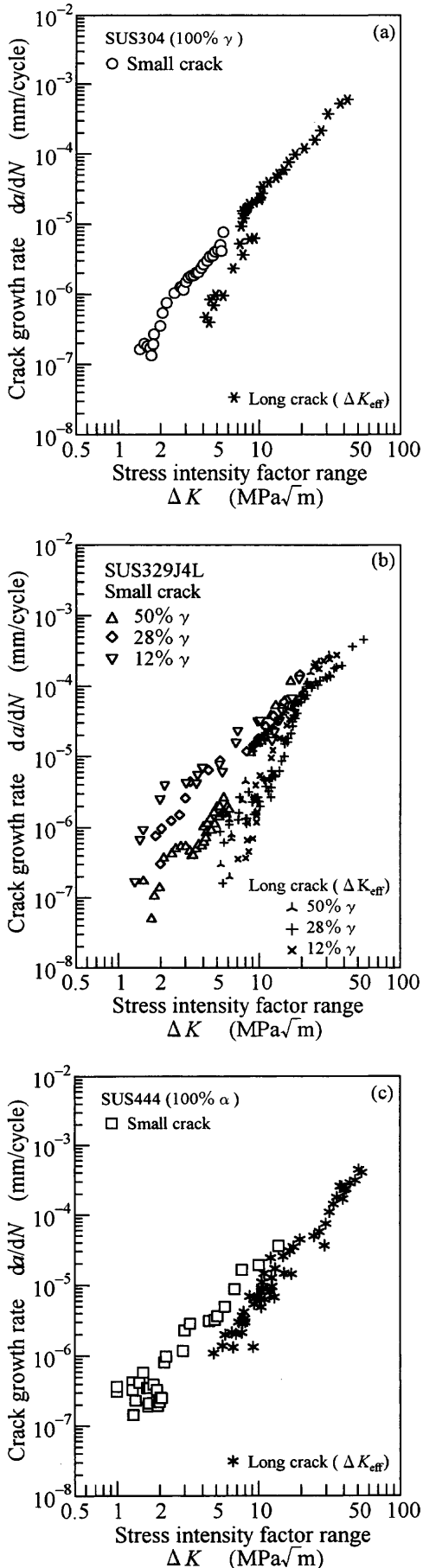


Fig. 7. Comparison of crack growth behavior between small and long cracks.  
 (a) SUS304 (b) SUS329J4L (c) SUS444

Table 3. Values of transition crack length,  $a_0$ .

Material	$\sigma_w$ MPa	$\Delta K_{eff}$ MPa√m	$a_0$ mm
SUS304 (100% $\gamma$ )	200	4.0	0.127
(50% $\gamma$ )	250	5.3	0.145
SUS329J4L (28% $\gamma$ )	250	5.3	0.141
(12% $\gamma$ )	200	7.1	0.399
SUS444 (100% $\alpha$ )	215	4.5	0.141

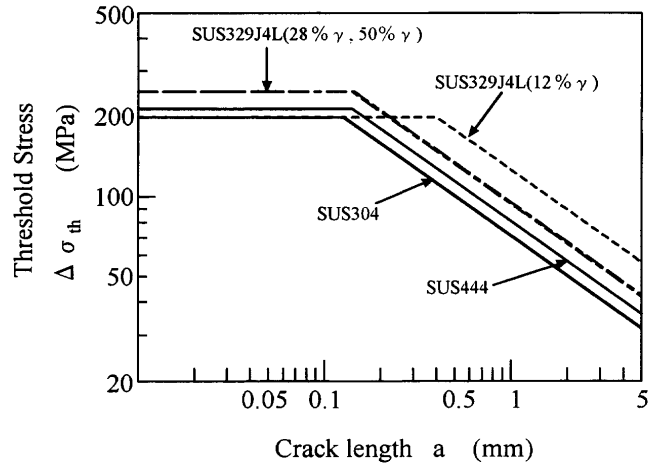


Fig. 8. Relationships between  $\Delta\sigma_{th}$  and crack length,  $a$ .

では以下の式によって $a_0$ を算出した。

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left[ \frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_{th}} \right]^2 \dots\dots\dots (1)$$

ここでの応力拡大係数の式は無窮平板中の単一き裂の式  $K = \sigma\sqrt{\pi a}$  を用い、 $\Delta K_{th}$ には下限有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff}$ を用いた。また $\Delta\sigma_{th}$ については、完全両振り（応力比 $R = -1$ ）で試験を行っているが、圧縮側を含む全振幅ではなく引張り側の値で評価した。得られた結果を Table 3 および Fig. 8 に示す。 $a_0$ の値は SUS329J4L 12% $\gamma$ 材が 0.399 mm と最大となり、SUS304 が 0.127 mm で最小となった。SUS329J4L 50% $\gamma$ 材、28% $\gamma$ 材および SUS444 は 0.141~0.145 mm とほぼ同じである。Fig. 7において、微小き裂の  $da/dN - \Delta K$ 関係が大きき裂の  $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係へ漸近する  $\Delta K$  値より求められるき裂寸法は、SUS304 では 1.17 mm, SUS329J4L の 50% $\gamma$ 材では 0.66 mm, 28% $\gamma$ 材では 1.66 mm, 12% $\gamma$ 材では 0.86 mm, SUS444 では 0.70 mm となった。これらの値を Table 3 の  $a_0$ 値と比較すると、明らかに大きな値をとっている。一般に、北川線図による評価に実験値を当てはめると、 $a_0$ 値より大きい値において  $\Delta K_{th}$ 一定条件からの逸脱が認められることが知られており<sup>15)</sup>、本研究でもそうした傾向が現れたものと考えられる。この  $a_0$ 値と微視組織寸法との関係については不明な点が多く、微視組織の何を代表寸法と考えるかを含めて今後の検討課題である。

4.2 微小き裂成長挙動と相比率の関係

Fig. 4 および Fig. 5 の結果より、各材料間の比較をより容

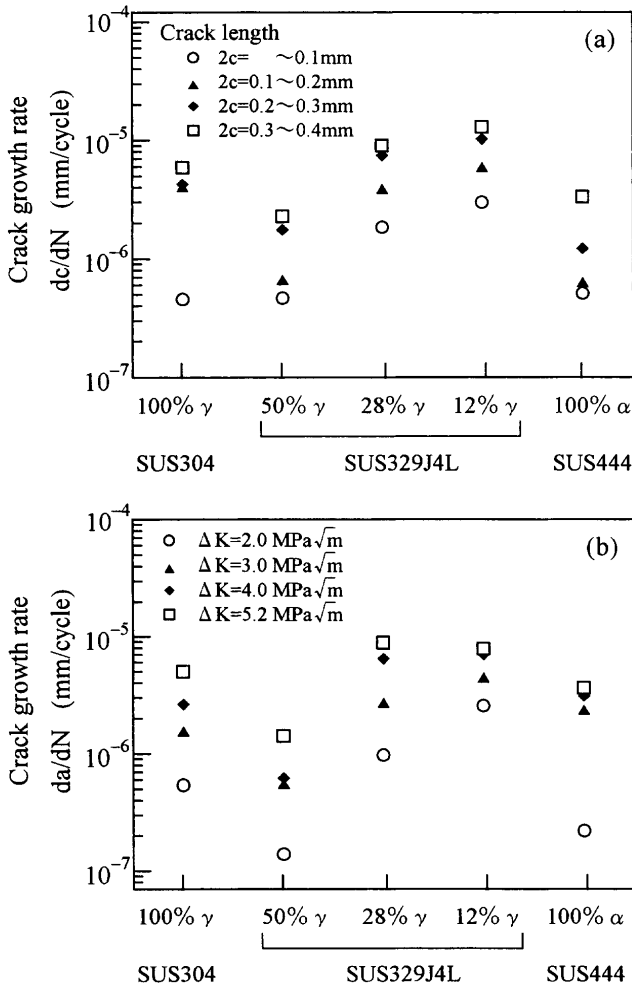


Fig. 9. Relationships between crack growth rate and volume fraction of  $\alpha/\gamma$  phase.  
 (a) Arrangement by crack length  
 (b) Arrangement by  $\Delta K$

易にするために相比率とき裂進展速度の関係を、表面き裂寸法  $2c$  および応力拡大係数幅  $\Delta K$  を媒介することにより求めた。結果を Fig. 9(a) および (b) に示す。き裂寸法に注目した整理 (Fig. 9(a)) では、いずれの材料も  $2c$  の増加に伴い、それぞれの寸法区間における平均き裂進展速度は上昇する傾向にある。各材料間の傾向に関しては、SUS329J4L 50%  $\gamma$  材および SUS444 の微小き裂領域におけるき裂進展速度が他の材料と比べて低いことがわかる。SUS329J4L の 3 種類の材料については、き裂寸法  $2c$  を媒介した評価において、50%  $\gamma$  材が最も低速度側に位置し、 $\gamma$  相の減少に伴い高速度側に位置する。これは、発生直後の微小き裂の領域においては、き裂が相境界を横切ることに起因してき裂成長速度が減少するためである<sup>9)</sup>。したがって、 $\alpha/\gamma$  相境界を横切る頻度の大きい 50%  $\gamma$  材が最も低速度側に位置し、異なる相境界に出会う機会に乏しい 12%  $\gamma$  材が高速度側に位置したものと考えられる。

次に、実験に用いた応力が異なることから応力拡大係数幅  $\Delta K$  に注目して行った整理 (Fig. 9(b)) でも、表面き裂寸法  $2c$  に注目した場合と同様な傾向が認められる。すなわち、

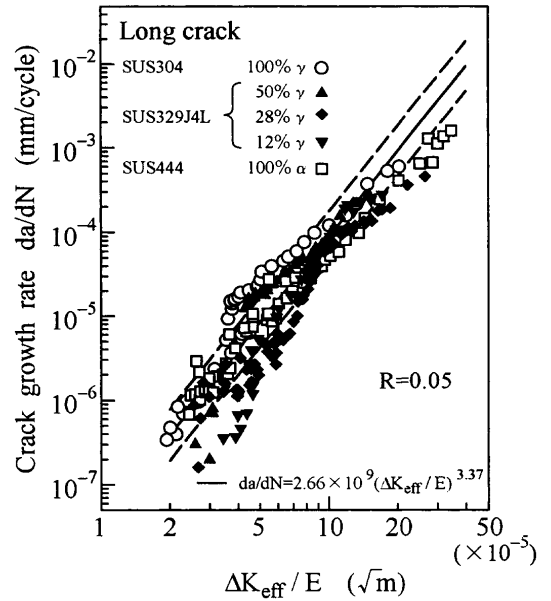


Fig. 10. Relationships between  $da/dN$  and  $\Delta K_{\text{eff}}/E$  for long cracks.

SUS329J4L 50%  $\gamma$  材と SUS444 が低速度側に位置し、SUS329J4L 28%  $\gamma$  材および 12%  $\gamma$  材が高速度側にある。縦軸のき裂進展速度  $da/dN$  はき裂の深さ方向の速度であり、Fig. 9(a) における表面方向の速度である  $dc/dN$  とは完全には一致しないが、傾向としては同様となった。さらに、ここでも  $\Delta K$  の増加に伴い、き裂進展速度は上昇するとともに、SUS329J4L と SUS444 のき裂進展速度が低く現れている。SUS329J4L の 3 種類の材料においても  $\gamma$  相の相比率の減少に伴ってき裂進展速度は上昇する傾向にある。

#### 4.3 大き裂における材料間の比較

Fig. 10 は、有効応力拡大係数範囲  $\Delta K_{\text{eff}}$  を縦弾性係数  $E$  で除した  $\Delta K_{\text{eff}}/E$  によって大き裂の進展挙動を評価した結果である。ここで  $E$  には 206 GPa を用いた。図中の実線は 3 種類の鋼、球状黒鉛鋳鉄および Al 合金について大気中において得られた  $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}/E$  関係であり、次式で与えられる<sup>16)</sup>。

$$da/dN = 2.66 \times 10^{-9} (\Delta K_{\text{eff}}/E)^{3.37} \dots\dots\dots (2)$$

また、図中の破線は上式の  $da/dN$  の 2 倍および 1/2 倍を表している。 $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}/E$  関係において、各材料の  $da/dN$  は SUS329J4L, SUS444, SUS304 の順に高速度側に位置しており、とくに SUS329J4L の結果は、他のステンレス鋼に比べて  $\Delta K_{\text{eff}}/E$  の全領域において低速度側にある。しかし、その差異はわずかであり、き裂開閉口挙動に加えて弾性係数を考慮するとき、5 種類の相比率をもつステンレス鋼の  $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}/E$  関係はいずれの材料も既存の他の材料において認められた関係の枠内にあることがわかる。

最後に、これまでの結果全体を通してみると、二相ステンレス鋼 SUS329J4L の 50%  $\gamma$  材が、疲労限度ならびにき裂

進展抵抗を考慮したときに優れていた。相比率をそのままにして相組織を微細化することができれば、疲労限度が上昇することにより北川線図における $a_0$ の値を小さくすることが可能となり、破壊力学支配の大き裂の領域が広がることで破壊力学による機械構造物の設計に寄与できるものと考えられる。

## 5. 結言

本研究では3種類のステンレス鋼、SUS304 (100% $\gamma$ 材)、SUS329J4LおよびSUS444 (100% $\alpha$ 材)を用いて、オーステナイト( $\gamma$ )相100%からフェライト( $\alpha$ )相100%に至る5つの相比率を持つステンレス鋼について疲労試験を行い、疲労強度、き裂発生、初期進展および大き裂の進展挙動に及ぼす相比率の影響について比較・検討した。主な結果は以下の通りである。

(1) 異なる相比率を持つステンレス鋼のS-N曲線を比較すると、有限寿命部ではSUS329J4Lの疲労強度が最も高く、次いでSUS444、SUS304の順となった。SUS329J4Lの3種類の異なる相比率を持つ材料について比較すると、有限寿命部における疲労強度に及ぼす相比率の影響はほとんど見られなかった。10<sup>7</sup>回の繰返しに対する疲労限度は、SUS304で200 MPa、SUS329J4Lの50%および28% $\gamma$ 材に対して250 MPa、12% $\gamma$ 材に対しては200 MPa、SUS444では215 MPaであった。

(2) き裂発生は、いずれの材料でも $\gamma$ 相あるいは $\alpha$ 相内に生じたすべり帯から発生した。SUS329J4Lの3種類の材料については、 $\gamma$ 相内から発生するケースが多く認められたが、 $\gamma$ 相の減少に伴い、 $\alpha$ 相内で発生する例も観察された。

(3) 初期き裂成長挙動では、いずれの相比率の場合もき裂成長速度は大きく変動した。これはき裂が相境界や粒界を横切る際に成長挙動が減少するためである。とくにSUS329J4Lの3種類の異なる相比率について比較すると、相比率が等しくなるにつれてき裂成長速度は減少した。

(4) 微小き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係において、SUS304、

SUS329J4Lの28% $\gamma$ 材およびSUS444はほとんど同じ成長挙動を示したが、SUS329J4Lの50% $\gamma$ 材は低速度側、12% $\gamma$ 材は高速度側に位置した。これは、き裂が相境界に出会う頻度に依存した傾向と考えられた。微小き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係は、発生直後のき裂長さが短い領域では、大き裂の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係よりも高速度側に位置した。その後、き裂寸法の増加に伴って大き裂の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係に一致する傾向を示した。

(5) 大き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係について比較すると、とくにSUS329J4Lのき裂進展抵抗は高い。また、SUS329J4Lの3種類の異なる材料について比較すると、溶体化処理温度の上昇に伴い、高いき裂進展抵抗を示した。しかしながら、き裂閉口を考慮すると、各材料のき裂進展抵抗および相比率の差異はほぼ消失した。

## 文 献

- 1) C.Amzallag, P.Rabbe and A.Desestret: *ASTM STP*, **642** (1978), 117.
- 2) J.A.Moskovitz and R.M.Pelloux: *ASTM STP*, **642** (1978), 133.
- 3) H.Ogiyama, H.Tsukuda, Y.Soyama and I.Tamura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **28** (1979), 312.
- 4) K.Komai and K.Irifune: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **36** (1987), 1104.
- 5) M.Nakajima, K.Tokaji and Y.Akatsuka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A-63** (1997), 487.
- 6) M.Nakajima and K.Tokaji: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A-64** (1998), 487.
- 7) M.Nakajima, K.Tokaji and Y.Okamoto: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A-67** (2001), 1024.
- 8) K.Fukaura, H.Izumi and H.Kawabe: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **35** (1986), 610.
- 9) H.Ogiyama, H.Tsukuda, Y.Soyama and I.Tamura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **36** (1987), 129.
- 10) M.Nyström and B.Karlsson: *Proc. 4th Int. Conf. Duplex Stainless Steels*, Vol. 1, Welding Institution Adington Publ., (1994), 259.
- 11) M.Nakajima, K.Tokaji and Y.Okamoto: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 1379.
- 12) M.Nakajima, M.Akita, K.Tokaji and T.Shimizu: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A-68** (2002), 1085.
- 13) J.C.Newman, Jr.: *ASTM STP*, **687** (1979), 16.
- 14) H.Kitagawa and S.Takahashi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A-45** (1979), 1289.
- 15) K.Tanaka: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **33** (1984), 961.
- 16) T.Ogawa, K.Tokaji and Y.Kameyama: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **38** (1988), 1026.