

二相ステンレス鋼の超高サイクル疲労特性と き裂進展寿命評価

Ultra-High-Cycle Fatigue Properties and Evaluation of Crack Growth Life of Dual Phase Stainless Steels

東京工業大学

小林 英男 (Hideo KOBAYASHI)

轟 章 (Akira TODOROKI)

東京工業大学 (現 東燃ゼネラル石油株式会社)

大村 敏一 (Toshikazu OOMURA)

高圧ガス保安協会

佐野 尊 (Takeru SANO)

竹花 立美 (Tatsumi TAKEHANA)

This report shows results of fatigue properties and fracture mechanism of dual phase stainless steels. The dual phase stainless steels are often used because of advantageous properties of corrosion resistance for seawater, weldability and workability. Recently, a new fatigue problem becomes important, because number of cycles to failure that should be taken into consideration for maintenance increases over 10^7 . For the ultra-high-cycle fatigue, interior inclusions in materials are dominant factor in fatigue life, but the fracture mechanism is not made clear completely.

Results of the ultra-high-cycle fatigue properties are shown. The interior fracture takes place at ultra-high-cycle region. The crack growth life is predicted by using fracture mechanics.

Keywords: Fatigue, Life Prediction, Dual Phase Stainless Steel, Fatigue Properties, Fracture Mechanism, Fatigue Crack Growth

1. 緒言

近年、環境問題と経済面から、現在稼働中の設備をその寿命まで安全に使用することが求められ、疲労の考慮が保守管理において重要になってきている。さらに、対象とする設備のサイクル数も非常に大きくなり、 10^7 回以上の超高サイクル域で

の疲労の関心が高まっている^{1)~3)}。しかし、超高サイクル域では、材料内部に存在する介在物などを起点として疲労限度以下の応力で材料が疲労破壊する可能性があり、設備の安全を確保するために、超高サイクル域での疲労特性と破壊メカニズムの解明が急務となっている。

本研究では、二相ステンレス鋼の超高サイクル疲労特性と破壊メカニズムを解明することを目的

原稿受付日 16.11.16

とし、DP-3 と SUS329J4L を対象として室温で疲労試験を実施し、疲労破面の観察と分析から破壊メカニズムを検討し、さらに寿命予測を行った結果を報告する。

2. 試験方法

2.1 供試材と試験片

供試材として、DP-3 と SUS329J4L を用いた。試験片は最小断面直径 5mm の砂時計型とし、試験片軸方向と圧延方向が一致するように加工した。DP-3 と SUS329J4L の化学成分、熱処理条件および機械的性質をそれぞれ Table 1 ~ Table 5 に示す。また、試験片の形状・寸法を Fig. 1 に示す。

Table 1 Chemical composition of DP-3

(mass %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
Composition	0.021	0.43	0.85	0.022	0.001	25.27	7.31
Element	Mo	Cu	W	N	Ti	Al	
Composition	3.05	0.52	0.32	0.15	0.003	0.021	

Table 2 Chemical composition of SUS329J4L

(mass %)

Element	C	Si	Mn	P	S
Composition	0.018	0.64	0.80	0.027	0.002
Element	Ni	Cr	Mo	N	
Composition	6.64	25.01	3.19	0.12	

Table 3 Heat treatment

DP-3	Quenching : 1100°C, 2min./mm, WC
SUS329J4L	Quenching : 1050°C, 12.5min./mm, WC

Table 4 Mechanical properties of DP-3

0.2% proof strength [MPa]	Tensile strength [MPa]	Elongation [%]	Reduction of area [%]	Young's modulus [CPa]	Hardness [H _B]
537.8	789.5	33.5	64.0	197.7	235

Table 5 Mechanical Properties of SUS329J4L

0.2% proof strength [MPa]	Tensile strength [MPa]	Elongation [%]	Reduction of area [%]	Young's modulus [CPa]	Hardness [H _B]
523.2	743	33.8	70.5	191.3	230

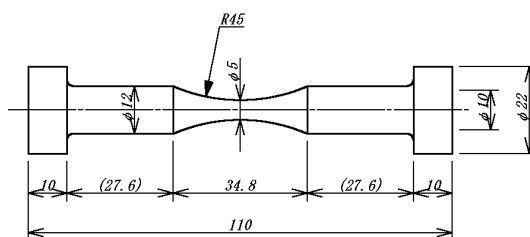


Fig. 1 Specimen for fatigue testing

2.2 試験装置

試験装置として、容量 ±10kN の油圧サーボ式疲労試験機を用いた。試験終了後の破面観察と成分分析には、走査型電子顕微鏡とエネルギー分散型 X 線分析装置を用いた。

2.3 試験条件

試験の負荷形式は軸荷重制御とし、荷重波形は引張・圧縮 (R = -1) の正弦波、繰返し速度は 3 ~ 15Hz の条件で試験を実施した。試験温度は RT (23 °C) とし、試験は繰返し数 2×10^8 回で打切った。

3. 試験結果

3.1 疲労試験結果

DP-3 の S-N 曲線を Fig. 2 に、SUS329J4L の S-N 曲線を Fig. 3 に示す。

応力振幅の低下に伴い破断繰返し数 (寿命) が増加し、データのばらつきはあるが、疲労限度をほぼ特定できた。DP-3 の場合、破断寿命が 10^7 回を越えた付近 (超高サイクル域) から、内部破壊 (内部起点) による破断が確認された。表面破壊 (表面起点) と内部破壊が混在し、内部破壊の破断寿命は表面破壊の破断寿命よりも長く、応力振幅に無関係に約 10^7 回である。疲労限度はあまり明確ではない。一方、SUS329J4L の場合、内部破壊は一例のみで、他は表面破壊であり、明確な疲労限度を示した。

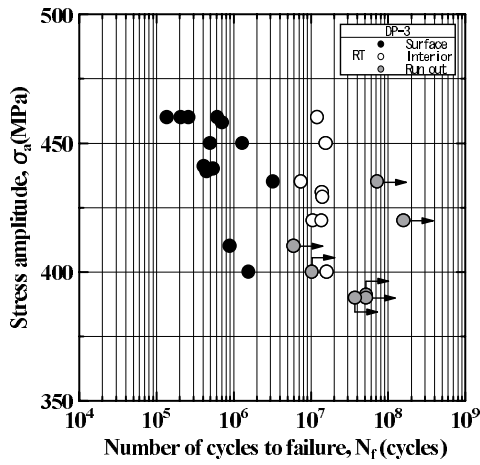


Fig. 2 S-N curve (DP - 3)

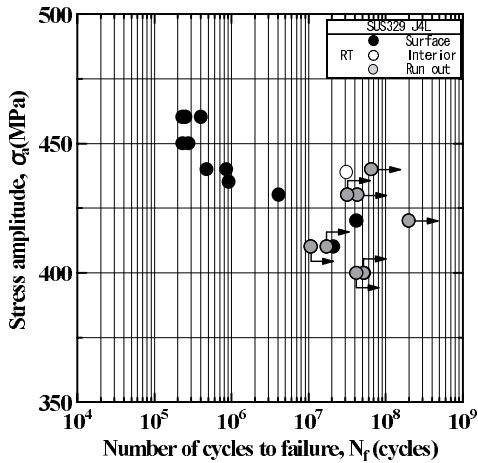
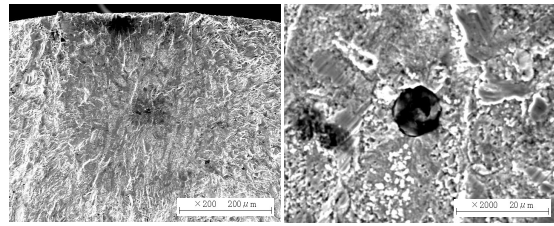


Fig. 3 S-N curve (SUS329J4L)

3.2 破面観察と成分分析結果

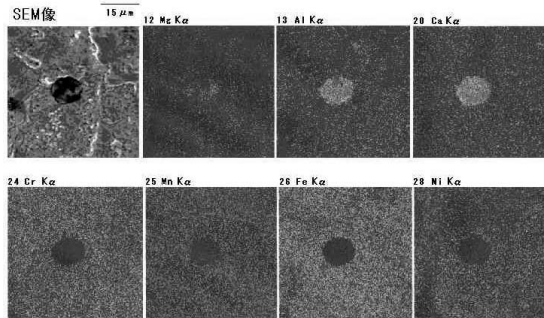
破断した試験片について破面観察を実施した。その結果、DP-3には応力振幅に無関係に破断寿命約 10^7 回でフィッシュアイが確認され、それらはすべて介在物を起点とするもの（以下、介在物起点型と称す）であった。また、フィッシュアイ外縁と試験片表面の間には、すべての試験片についてリガメントは存在しなかった。介在物は主成分が Al, Ca などの複合酸化物であった。フィッシュアイのフラクトグラフの一例を Fig. 4 に、成分分析結果の一例を Fig. 5 に示す。

SUS329J4L の場合、フィッシュアイが一例の



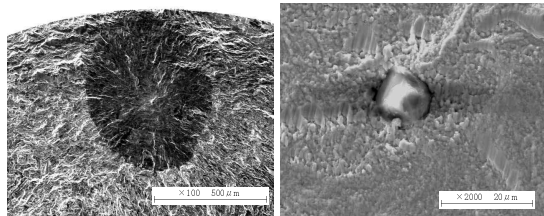
(a) Macrograph (b) Inclusion
(DP-3, $T=23^{\circ}\text{C}$, $\sigma_a=400\text{MPa}$, $N_f=1.612 \times 10^7$)

Fig. 4 Fractgraphs



(DP-3, $T=23^{\circ}\text{C}$, $\sigma_a=400\text{MPa}$, $N_f=1.612 \times 10^7$)

Fig. 5 Mapping photograph of EDX

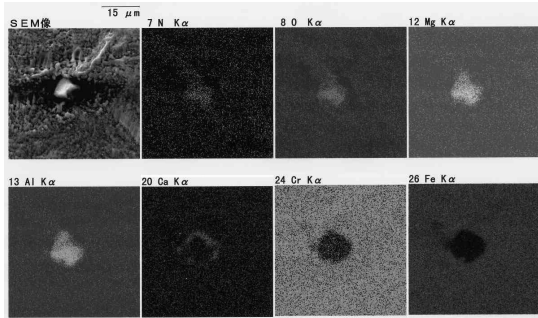


(a) Macrograph (b) Inclusion
(SUS329J4L, $T=23^{\circ}\text{C}$, $\sigma_a=435\text{MPa}$, $N_f=3.265 \times 10^7$)

Fig. 6 Fractgraphs

み確認された。フィッシュアイのフラクトグラフを Fig. 6 に、成分分析結果を Fig. 7 に示す。介在物は主成分が N, O, Al, Mg などの複合酸化物である。

フィッシュアイを定量的に評価するため、フィッシュアイの面積と表面からの起点深さ（分析物の中心位置）を測定した。DP-3 の場合に、フィッシュアイ面積の測定結果を Fig. 8 に示す。フィッシュアイ面積は、 $0.1\text{mm}^2 \sim 6.3\text{mm}^2$ と広範囲にわたるが、表面からの起点深さで一義的に



(SUS329J4L, $T=23^{\circ}\text{C}$, $\sigma_a=435\text{MPa}$, $N_f=3.265 \times 10^7$)

Fig. 7 Mapping photograph of EDX

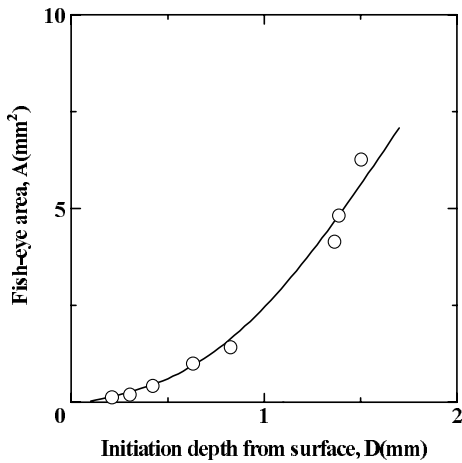


Fig. 8 Relationship between fish-eye area and initiation depth from surface

定まることがわかる。

4. 考察

4.1 内部破壊のき裂進展寿命の評価

DP-3の介在物起点型の内部破壊に対してき裂進展寿命の評価を行った。一般に、初期き裂寸法 a_0 の場合、初期応力拡大係数範囲 ΔK_0 は式(1)で、き裂進展速度 da/dN は式(2)で与えられ、初期応力拡大係数範囲 ΔK_0 、破断寿命 N_f および初期欠陥寸法 a_0 の間には、式(3)の関係が成立する⁴⁾。

$$\Delta K_0 = M \Delta \sigma \sqrt{\pi a_0} \tag{1}$$

$$da/dN = C \Delta K^m \tag{2}$$

$$\Delta K_0^m N_f / a_0 = \frac{2}{(m-2)C} \tag{3}$$

ここで、介在物のような内部き裂の場合、 $M = 0.5$ であり、 ΔK は応力拡大係数範囲、 m と C は材料定数である。

介在物面積から得られた応力拡大係数範囲を $\Delta K_{Inc.}$ 、介在物面積の平方根を $\sqrt{area_{Inc.}}$ とすれば、 $\Delta K_0 = \Delta K_{Inc.}$ 、 $a_0 = \sqrt{area_{Inc.}}$ であり⁵⁾、 N_f を破断寿命の実測値として、材料定数 m と C を推定することができる。なお、介在物寸法は介在物を楕円近似し、電子顕微鏡写真のスケールによって算出した。

$\Delta K_{Inc.}$ と $\sqrt{area_{Inc.}}$ の関係を Fig. 9 に示す。Fig. 9 から、 $\Delta K_{Inc.}$ と $N_f / \sqrt{area_{Inc.}}$ は両対数プロットで直線関係となった。この関係を用いて、 m と C を決定した結果、 $m = 2.5$ 、 $C = 1.9 \times 10^{-12}$ となった。

さらに、介在物起点型のき裂進展寿命を評価するために、得られた m と C 、および式(3)を用いて、測定した介在物寸法 $\sqrt{area_{Inc.}}$ からき裂進展寿命 N_{f-cal} を予測した。結果を Fig. 10 に示す。

Fig. 10 から、破断寿命の実測結果とき裂進展寿命の予測結果は大きく異なる結果となった。この評価手法は、2.25Cr-1Mo 改良鋼における介在物起点型内部破壊においては成立したが⁶⁾、DP-3の内部破壊のデータはほぼ同程度の破断寿命が多いため、その影響が顕著に現れたものと考えら

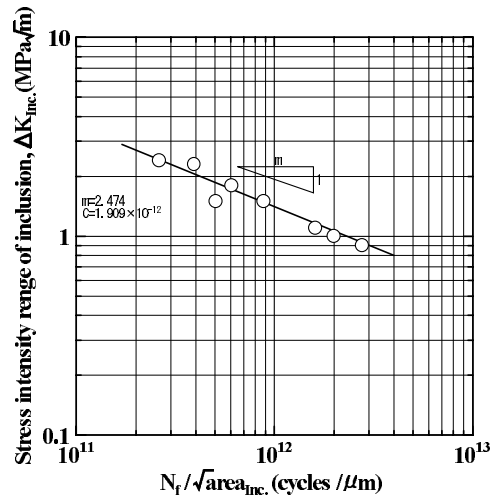


Fig. 9 Relationship between $\Delta K_{Inc.}$ and $N_f / \sqrt{area_{Inc.}}$ (DP-3)

れる。そこで、疲労強度に対する微小欠陥の形状及び寸法の影響が知られていることから⁵⁾、その影響を緩和する目的で、破断寿命 N_f とき裂進展寿命 $N_{f-Cal.}$ を介在物寸法 $\sqrt{area_{inc.}}$ で除した結果を Fig. 11 に示す。Fig. 11 から、介在物の影響により各点のばらつきはあるが、破断寿命とき裂進展寿命についていえば、各点及び回帰曲線の傾向は一致している。すなわち、介在物起点型の内部破壊において、内部破壊のき裂進展特性から破断寿命が予測できる。

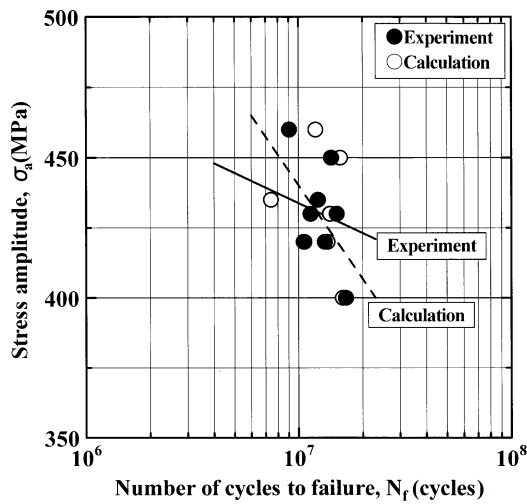


Fig. 10 S-N curves (DP-3)

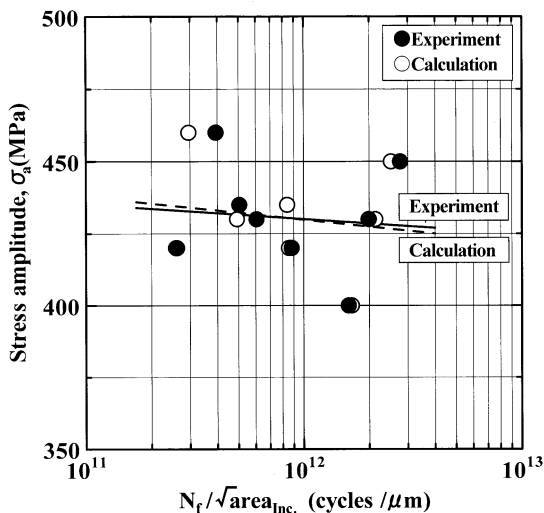


Fig. 11 Relationship between stress amplitude and $N_f / \sqrt{area_{inc.}}$ (DP-3)

5. 結 言

- 1) SUS329J4L は内部破壊が一例のみで、他は表面破壊であり、データのばらつきはあるが、明確な疲労限度を示した。
- 2) DP-3 は表面破壊と内部破壊が混在する。内部破壊の破断寿命は表面破壊の破断寿命よりも長く、応力振幅に無関係に約 10^7 回である。明確な疲労限度は認められない。
- 3) DP-3 と SUS329J4L の内部破壊はすべて介在物起点型である。
- 4) DP-3 の場合、介在物起点型の内部破壊のき裂進展パラメータとして $m = 2.5$, $C = 1.9 \times 10^{-12}$ を得た。
- 5) DP-3 の場合、介在物起点型の内部破壊のき裂進展パラメータを用いて、き裂進展寿命を評価した結果、き裂進展寿命から破断寿命を予測することができる。
- 6) 同一鋼種でも、介在物起点型の内部破壊が生じる場合と生じない場合がある。この原因究明が今後の課題である。

本研究は、平成 10 年度～平成 14 年度まで実施された経済産業省委託事業によるものである。

参考文献

- 1) 高サイクル疲労に関する調査研究分科会 RC130 研究報告書, 日本機械学会 研究協力部会 (1996)
- 2) 原子力機器用構造材の高サイクル疲労評価研究 平成 13 年度最終報告書, 日本溶接協会 原子力研究委員会 GCF 小委員会 (2003)
- 3) 越智保雄, 酒井達雄, 疲労の基礎と最近の課題 3. 金属材料の超長寿命域における疲労特性, 材料, 52-4, pp 433 - 439 (2003)
- 4) 小林英男, 破壊力学, 共立出版, p.143 (1993)
- 5) 村上敬宜, 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂 (1993)
- 6) 小林英男, 轟章, 大村敏一, 佐野尊, 竹花立美, Cr-Mo 改良鋼の高温超高サイクル疲労特性と破壊メカニズム, 日本機械学会論文集 (A 編), 70 巻 696 号, pp .1087 - 1092 (2004)