Cr 含有量の異なるフェライト系ステンレス鋼の 時効および高温疲労挙動[†]

秋田 正之^{*} 植松 美彦^{*}
戸梶 恵郎^{*} 藤澤 陽二^{**}

Aging and Fatigue Behaviour at Elevated Temperatures in Ferritic Stainless Steels with Different Cr Contents

by

Masayuki AKITA^{*}, Yoshihiko UEMATSU^{*}, Keiro TOKAJI^{*} and Yoji FUJISAWA^{**}

The purpose of the present study is to evaluate aging and fatigue behaviour at elevated temperatures in ferritic stainless steels with different Cr contents. The materials used were ferritic stainless steels, Type 430 (16.3Cr), 444 (18.72Cr) and 447 (30.66Cr). In all the alloys, hardness was increased by aging around 500°C due to the 475°C embrittlement and the most remarkable increase was observed in Type 447 with the highest Cr contents. Fully reversed axial fatigue tests have been performed at ambient and elevated temperatures (480–520°C). At both ambient and elevated temperatures, Type 430 and 444 had nearly the same fatigue strength and Type 447 showed higher fatigue strength than those alloys. When fatigue strength was characterized in terms of fatigue ratio (σ/σ_B), the difference of fatigue strength among three alloys became considerably small, but Type 447 still exhibited lower fatigue strength. Brittle fracture was seen at elevated temperature in Type 447, which could be responsible for the observed lower relative fatigue strengths. It was indicated by TEM analysis that the 475°C embrittlement occurred due to the spinodal decomposition of Cr phase that the decomposition was suppressed by stress cycling.

Key words: Fatigue, Ferritic stainless steel, Cr content, Elevated temperature, 475°C embrittlement, Aging

1 緒 言

フェライト系ステンレス鋼は、近年自動車の排気系部材に使用されている。¹⁾これはフェライト系ステンレス鋼がオーステナイト系ステンレス鋼より安価、熱膨張率が小さく耐熱疲労特性に優れる、高温でのスケールはく離が少ない、熱伝導率に優れるため触媒に送込まれる排ガス温度の低下が小さく排ガス浄化に有利、耐 SCC 特性が良いなどの特徴を有するためである。しかし、フェライト系ステンレス鋼を 400 ~ 550°C の温度域に加熱すると、硬さが上昇してじん性が低下する 475°C ぜい性が生じる^{2)~7)}ことが古くから知られている。この 475°C ぜい性は Cr 相がスピノーダル分解によって Cr 量の多い α' 相と少ない α 相に相分離し、大きな格子ひずみが導入されるために生じる現象であると理解されている。^{5)~7)}

ところで、自動車の排気系部材は排気マニホールド部の約 1000°C からテールエンドの 100°C 程度までの温度勾配を有し、ぜい化が問題となる温度に曝される部位が多い。したがって、475°C ぜい性が問題となる 500°C 近傍でのフェライト系ステンレス鋼の疲労挙動を把握する必要がある。Makhlouf ら⁸⁾は 18Cr-Nb 鋼の CT 試験片を用いて 500 ~ 700°C の温度範囲で疲労き裂進展試験を行い、500°C で下限界値が上昇することを報告している。また著者ら⁹⁾は、SUS444 (18Cr-2Mo 鋼) を用いて 400°C と

500°C で疲労試験を行い、500°C ではぜい性的な破面が認められることや疲労強度が繰返し周波数の影響を受けることなどを明らかにしている。しかし、475°C ぜい性が Cr 含有量の影響を強く受ける現象である⁵⁾にもかかわらず、475°C ぜい性の生じる温度域での疲労挙動に及ぼす Cr 含有量の影響についてはほとんど研究が行われていない。

そこで本研究では、Cr 含有量の異なる 3 種類のフェライト系ステンレス鋼に時効処理を施し、475°C ぜい性挙動について検討するとともに、室温と 500°C 近傍の温度域で軸荷重疲労試験を行い、高温疲労挙動に及ぼす 475°C ぜい性の影響について検討した。

2 試 験 方 法

2.1 材料および試験片

供試材は Cr 含有量の異なる 3 種類のフェライト系ステンレス鋼 SUS430, SUS444 および SUS447 である。それらの化学成分を Table 1 に示す。Cr 含有量は SUS430, SUS444, SUS447 に対してそれぞれ 16.3%, 18.72%, 30.66% である。

納入材から Fig. 1 に示す疲労試験片の形状に機械加工した。試験片軸は圧延方向に平行である。試験片中央部片側にはき裂発生箇所を限定するために、深さ 0.5mm で円弧状の浅い切欠きを付しており、その応力集中係数 K_t は約 1.06 である。

[†] 原稿受理 平成 21 年 2 月 10 日 Received Feb. 10, 2009 ©2009 The Society of Materials Science, Japan

^{*} 正 会 員 岐阜大学工学部機械システム工学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Dept. Mech. Sys. Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

^{**} アイシン精機(株) 〒448-8650 刈谷市朝日町, Aisin Seiki Co. LTD., Asahi-machi, Kariya, 448-8650

Table 1 Chemical compositions of materials (mass.%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Cr	Mo	V	N	Fe
Type 430	0.04	0.24	0.59	0.24	0.05	0.09		16.3				Bal.
Type 444	0.004	0.06	0.1	0.024	0.006	0.11	0.17	18.72	1.81	0.06	0.068	Bal.
Type 447	0.002	0.29	0.31	<0.001	0.002			30.66	2.2		0.001	Bal.

Fig. 1 Configuration of fatigue specimen.

2・2 機械的性質および組織

JIS Z2201 に準拠した引張試験片を用いて求めた機械的性質および硬さを Table 2 に示す。試験機には万能型材料試験機を使用した。強度と硬さは SUS447 が最も高く、SUS430 と SUS444 は同程度である。

Fig. 2 に組織の光学顕微鏡写真を示す。いずれもほぼ等軸のフェライト結晶粒から成る組織であり、平均結晶粒径は SUS430, SUS444, SUS447 に対してそれぞれ $12\mu\text{m}$, $44\mu\text{m}$, $88\mu\text{m}$ である。

2・3 実験方法

疲労試験には容量 49kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用いた。荷重波形は繰返し速度 $f = 10\text{Hz}$ 、応力比 $R = -1$ の正弦波である。試験温度は室温と、後述する時効挙動で最も顕著に硬さが増加した温度で、SUS430 では 480°C 、SUS444 では 500°C 、SUS447 では 520°C である。温度制御には 5kW 高周波誘導加熱装置を用いた。試験片中央部と中央から 20mm 上部の位置に熱電対を溶接して温度検定を行い、実際の試験では上方の熱電対によって試験片中央部の温度を制御した。その温度制御精度は設定温度の $\pm 2 \sim 3^\circ\text{C}$ である。

Table 2 Mechanical properties of materials.

Material	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation ϕ (%)	Reduction of area ψ (%)	Vickers hardness HV
Type 430	290	473	37	70	168
Type 444	293	445	34	83	165
Type 447	343	522	33	75	202
Type 447					
Aged at	-	761	2.4	14	306
520°C-30h					
Aged at	-	864	1.5	8.3	350
520°C-100h					
Type 447					
520°C	-	777	3.5	35	318
10^7 cycles

Fig. 2 Microstructures : (a) Type 430, (b) Type 444, (c) Type 447.

Fig. 3 Tensile strength as a function of temperature.

き裂発生および微小き裂成長の観察は試験機を一時停止し、レプリカを採取する方法によった。微小き裂に対する応力拡大係数 K の評価には、Raju-Newman の式¹⁰⁾を用い、き裂のアスペクト比 $a/c = 1$ と仮定して求めた。Raju-Newman の式を以下に示す。

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \frac{1}{E(k)} \cdot F_s$$

$$F_s = \left\{ M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t} \right)^4 \right\} \cdot g \cdot F_\phi \cdot F_W$$

$$F_W = \sqrt{\sec \left(\frac{\pi c}{W} \cdot \sqrt{\frac{a}{t}} \right)}$$

ここで、 W は試験片幅、 t は試験片板厚、 a はき裂長さ、 c は表面におけるき裂半長、 ϕ はき裂表面から深さ方向への角度である。

下部組織観察には透過型電子顕微鏡 (TEM), 破面観察には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。また, 硬さ測定には微小ビッカース硬さ計 (荷重 4.9N) を用いた。

3 実験結果

3・1 引張強さの温度依存性

引張強さ σ_B と温度の関係を図 3 に示す。ここで, 高温での引張試験には Fig. 1 の試験片を用いて疲労試験機を用いて行った。また, 引張試験は目標温度に到達後, 5 分程度で開始しているため, 引張試験結果に及ぼす時効の影響はないと考えられる。図から明らかなように, いずれの材料も温度上昇に伴って σ_B は単調に低下する。室温から 400°C の温度範囲では低下の程度は緩やかであるが, 400°C 以上では大きい。

3・2 時効挙動

各材料を 400 ~ 520°C の温度範囲で 100h まで保持したときの時効挙動を図 4 に示す。SUS447 のみ 540°C での時効試験も実施した。いずれの材料も 400°C では硬さはほとんど変化しないが, 500°C 近傍では硬さが顕著に上昇する。最も大きく硬さが上昇する温度は, SUS430 では 480°C, SUS444 では 500°C, SUS447 では 520°C であり, Cr 含有量が多いほど高温となる。

各材料が最も硬化する温度における硬さの上昇率と時

効時間の関係を図 5 に示す。Cr 含有量が多いほど硬さの上昇率が大きいことがわかる。この傾向は Cr 含有量が多いと 475°C ぜい性が顕著に生じるという従来の研究報告⁵⁾と一致する。なお, 100h の時効後に SUS430 と SUS444 においてわずかに結晶粒が粗大化した。平均結晶粒径はそれぞれ 34 μ m, 56 μ m であった。

最も顕著に硬化する SUS447 の 520°C・30h および 100h 時効材を用いて引張試験を行った。その結果を図 2 と Fig. 3 に示す。引張強さは時効時間とともに上昇するが, 伸びと絞りが大きく減少し, 非時効材と比較して著しくぜい化する。Fig. 6 に非時効材と 100h 時効材の引張試験後の破面を示す。非時効材ではディンプルからなる延性的な破面 (Fig. 6 (a)) であるのに対して, 時効材ではへき開ファセットからなるぜい性的な破面 (Fig. 6 (b)) である。

3・3 疲労挙動

3・3・1 疲労強度 室温および前節の時効試験で最も顕著な硬さ上昇を示した温度で疲労試験を行った。S-N 線図を図 7 に示す。室温での疲労強度は SUS447 が最も高く, SUS430 と SUS444 は同程度である。高温では疲労強度が低下するが, 高温においても SUS447 が最も高い強度を有する。10⁷ 回の疲労強度を疲労限度とする

Fig. 4 Vickers hardness as a function of aging time : (a) Type 430, (b) Type 444, (c) Type 447.

Fig. 5 Increasing ratio of Vickers hardness as a function of aging time.

Fig. 6 SEM micrographs showing tensile fracture surfaces in Type 447 : (a) As-received, R. T., (b) Aged at 520°C for 100h, R. T., (c) Aged at 520°C for 100h, 520°C.

と, SUS430 では室温: 240MPa, 480°C: 130MPa, SUS444 では室温: 230MPa, 500°C: 130MPa, SUS447 では室温: 270MPa, 520°C: 170MPa である。

疲労強度を引張強さで正規化した疲労比 (σ/σ_B) で表した疲労強度を Fig. 8 に示す。疲労強度は温度や材料にかかわらずほぼ一致する傾向があるが, Cr 含有量の多い SUS447 がやや低い高温強度を示す。

3・3・2 き裂発生様相 SUS430, SUS444 および SUS447 のき裂発生箇所近傍の破面様相を室温と高温についてそれぞれ Fig. 9 および Fig. 10 に示す。いずれの材料も温度にかかわらず, き裂は繰返しすべり変形により表面で発生した。SUS444 (Fig. 10 (b)) や SUS447 (Fig. 10 (c)) の場合, 高温ではき裂発生起点近傍に若干ぜい性的な様相が認められるが, 室温での引張試験片 (Fig. 6) のような顕著な差違は認められなかった。

3・3・3 微小き裂成長 き裂成長試験は, 各温度で N_f が約 1×10^5 回程度になる応力振幅で行った。これらの応力は, Fig. 3 の各温度での引張強さで正規化すると 0.52 ~ 0.54 となり, ほぼ一致する。Fig. 11 に表面き裂

全長 $2c$ と繰返し数 N の関係を示す。SUS430 と SUS444 の場合, 高温でのき裂発生繰返し数は室温よりも早く, き裂発生抵抗は低下している。しかし SUS447 の場合, き裂発生寿命はほぼ同程度であり, 温度の影響は小さい。

き裂成長速度 da/dN と最大応力拡大係数 K_{max} の関係を Fig. 12 に示す。図から明らかなように, いずれの材料も高温の da/dN は室温より加速し, また SUS430 の da/dN は他の材料よりも速い。

4 考 察

4・1 時効に伴う微視組織変化

いずれの材料も 500°C 近傍で時効硬化し, Cr 含有量が多いほど硬さの上昇は顕著であった。これは一般的な 475°C ぜい性挙動に一致する。475°C ぜい性はスピノダル分解によって Cr 量が多い α 相と少ない α 相に相分離し, 大きな格子ひずみが導入されるために生じるとされている。そこで微視組織の TEM 観察を行った。SUS447 の非時効材と 520°C・277h の時効材の微視組織をそれぞれ Fig. 13 (a), (b) に示す。時効材 (Fig. 13 (b)) では非時効材 (Fig. 13 (a)) では見られないまだら模様が認め

Fig. 7 S-N diagram.

Fig. 8 S-N diagram characterized in terms of fatigue ratio.

Fig. 9 SEM micrographs showing fracture surfaces near crack initiation site at room temperature : (a) Type 430 ($\sigma = 300\text{MPa}$), (b) Type 444 ($\sigma = 250\text{MPa}$), (c) Type 447 ($\sigma = 270\text{MPa}$).

Fig. 10 SEM micrographs showing fracture surfaces near crack initiation site at elevated temperatures : (a) Type 430 (480°C, $\sigma = 140\text{MPa}$), (b) Type 444 (500°C, $\sigma = 160\text{MPa}$), (c) Type 447 (520°C, $\sigma = 180\text{MPa}$).

られた. 同様なまだら模様は Weng ら¹¹⁾Armas ら¹²⁾や Hättestrand ら¹³⁾によって時効した二相ステンレス鋼のフェライト相で観察されており, Cr 相のスピノーダル分解に起因するとされている. したがって, Fig. 13 の微視組織の観察結果は, 本研究における時効挙動も Cr 相のスピノーダル分解による 475°C ぜい性に起因することを示している.

4・2 疲労強度に及ぼす 475°C ぜい性の影響

Fig. 8 に示したように, 疲労強度を疲労比 (σ/σ_B) で評価すると, SUS430 と SUS444 は温度にかかわらず疲労強度は一致する傾向にあることから, 疲労強度の低下は引張強さの温度依存性と同程度である. これに対して, SUS447 では高温の相対的な疲労強度は他の材料よりも低かったが, これは破面が若干ぜい性的な様相 (Fig. 10 (c)) から 475°C ぜい性の影響と考えられる. しかし, SUS447 では時効により室温での硬さや引張強さが大きく変化したことを考慮すると, 高温疲労強度に及ぼす 475°C ぜい性の影響は相対的に小さい. ここで Fig. 8 において正規化に用いた σ_B には時効の影響が考慮されていない. すなわち, 実際には疲労試験中に時効が進行して σ_B は増加するので, 疲労比による評価は疲労強度を過大に見積もっている可能性がある. そこで時効材の σ_B を高温下で測定した. SUS447 の 520°C・30h および 100h 時効材を用いて, 疲労試験温度と同じ 520°C で引張試験を行った. その結果を前掲の Fig. 3 に示す. 図中には室温の引

張試験結果も併示した. 30h 時効材では, 室温で σ_B が上昇しているが, 520°C では非時効材と同程度である. また 100h 時効材は 520°C でも非時効材より高い σ_B を有するが, 室温に比べて非時効材との強度差は小さい. 100h 時効材の 520°C での引張試験片の破面を Fig. 6 (c) に示す. ディンプルの見られる延性的な破面となっており, 室温下の時効材の破面 (Fig. 6 (b)) と大きく異なる. すなわち, 520°C の高温下での強度特性に対しては, 母地の軟化により 475°C ぜい性の影響が減少したと考えられる.

以上の結果より, 疲労比で評価すると, 引張強さの温度依存性により, 温度にかかわらず疲労強度が一致する SUS430 と SUS444 に対し, SUS447 は 475°C ぜい性の影響で疲労強度は低下する. しかし, 室温での硬さや引張強さに比べ, 高温下では母地が軟化するため, 高温疲労強度に及ぼすぜい化の影響が減少したと考えられる.

4・3 疲労き裂成長挙動の温度依存性

いずれの材料も高温で da/dN が加速した (Fig. 12). そこで, 各温度の縦弾性係数 E で正規化した K_{max}/E を用いて da/dN を評価した結果を Fig. 14 に示す. ここで, E の値は文献値を引用した.¹⁴⁾ K_{max}/E で評価することにより da/dN の差はわずかに小さくなるが, 温度上昇に伴う E の低下を考慮しても高温での da/dN は加速し

Fig. 11 Surface crack length as a function of number of cycles.

Fig. 12 Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor.

Fig. 13 TEM micrographs showing microstructures of Type 447 : (a) As-received, (b) Aged at 520°C for 277h, (c) Fatigue specimen (520°C, $\sigma = 170\text{MPa}$, $N = 10^7$ cycles (277h)).

Fig. 14 Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor normalized with respect to elastic modulus.

ている。この原因として 475°C ぜい性が考えられるが、Cr 含有量が少なく、時効硬化能の小さい SUS430 でも他の材料と同程度に加速していることから、異なる要因で加速が生じたと考えられる。耐熱材料としても一般的に利用されるオーステナイト系ステンレス鋼の SUS304 では、クリープの生じない 538°C での da/dN が繰返し周波数の影響を受ける場合があり、ひずみ時効や雰囲気の影響が指摘されている^{15), 16)}。本材はフェライト系であり、厳密には同一ではないが、同様の理由で高温における da/dN が加速したと考えられる。

4・4 475°C ぜい性に及ぼす繰返し応力の影響

3・2 節の時効試験は無負荷状態で行ったが、疲労試験片は時効材と同じ熱履歴を繰返し応力負荷下で受けている。そこで 475°C ぜい性に及ぼす繰返し応力の影響を検討するために、SUS447 の高温疲労試験終了後に、破断

Fig. 15 Relationship between Vickers hardness and number of cycles for fatigue-failed specimens in Type 447.

試験片の中央部の硬さを測定した。その結果を Fig. 15 に示す。横軸は繰返し数とそれに相当する等価時間である。なお図中には、室温での疲労試験片の硬さ変化と 3・2 節の時効試験の結果も併せて示した。室温の疲労試験片では硬さが変化しないが、520°C では時効により硬さが増加している。しかし、無負荷状態での時効に比べて硬さ上昇の程度が小さい。そこで、520°C、 $\sigma = 170\text{MPa}$ で 10^7 回 (277h) に達して未破断であった試験片の微視組織観察を行った。その結果を Fig. 13 (c) に示す。無負荷状態で繰返し数 10^7 回と等価な時間である 277h 時効した材料 (Fig. 13 (b)) に比べて、スピノード分解によるまだら模様が少ないことがわかる。また、上述の試験片を用いて室温大気中で引張試験を行ったところ、Table 1 に示すように $\sigma_B: 777\text{MPa}$ 、 $\varphi: 3.5\%$ 、 $\psi: 35\%$ であった。すなわち、時効時間が長いにもかかわらず、520°C・100h 時効材より σ_B が低く、延性は高い。以上の結果より、繰返し応力負荷がスピノード分解の発達を阻害したことがわかる。時効材では室温で著しく硬さと引張強さが上昇するが、高温疲労強度に及ぼす 475°C ぜい性の影響は相対的に小さかった。これは、4・2 節で述べた高温下での材料軟化に加え、繰返し応力下ではスピノード分解が発達し難いためと考えられる。

以上のように、繰返し応力負荷下ではスピノード分解が発現し難いことが明らかになったが、詳細なメカニズムは不明であり、今後微視組織観察を詳細に行う必要がある。

5 結 言

Cr 含有量の異なる 3 種類のフェライト系ステンレス鋼 SUS430、SUS444、SUS447 を用いて、室温および 500°C 近傍で軸荷重疲労試験を行い、高温疲労挙動に及ぼす 475°C ぜい性の影響について検討した。得られた主な結論は以下の通りである。

(1) 500°C 近傍で時効すると、475°C ぜい性により硬さと引張強さが上昇し、Cr 含有量が多いほど顕著な上昇が見られた。また、475°C ぜい性が Cr 相のスピノード分解によって生じることを確認した。

(2) いずれの材料も高温では疲労強度は室温よりも低下した。室温および高温ともに SUS430 と SUS444 はほぼ同程度の疲労強度を示したが、Cr 含有量が多い SUS447 はそれらの材料よりも高い疲労強度を示した。

(3) 疲労強度を引張強さで正規化した場合、SUS447 の高温における相対的な疲労強度は 475°C ぜい性の影響によって低下した。

(4) いずれの材料の高温き裂成長抵抗は縦弾性係数を考慮しても室温より低下した。

(5) 高温疲労強度に及ぼす 475°C ぜい性の影響は、室温下での硬さや引張強さに対する影響よりも相対的に小さかった。これは高温では材料軟化によりぜい性の影響が低減されること、繰返し応力負荷下では Cr 相のスピノード分解が生じ難くなることに起因している。

本研究の実験遂行には、当時岐阜大学工学部学生 水野陽一朗君に多大な協力をいただいた。また、本研究の

一部はスズキ財団の補助を受けた。ここに記して謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) The Iron and Steel Institute of Japan, Ferrum, Vol.11, No.10, pp.618-622 (2006).
- 2) R. M. Fisher, E. J. Dulis and K. G. Carroll, "Identification of the precipitate accompanying 885°F embrittlement in chromium steels", Journal of Metals, Transactions AIME, Vol.197, pp.690-695 (1953).
- 3) T. Denys and P. M. Gielen, "Spinodal decomposition in the Fe-Cr system", Metallurgical Transactions, Vol.2, No.5, pp.1423-1428 (1971).
- 4) M. Hasegawa, K. Takeda and K. Takeshita, "The effect of impurity elements on transition temperatures and 475°C embrittlement of ferritic stainless steels", The Iron and Steel Institute of Japan, pp.1353-1362 (1973).
- 5) P. J. Grobner, "The 885°F (475°C) Embrittlement of ferritic stainless steels", Metallurgical Transactions, Vol.4, No.1, pp.251-260 (1973).
- 6) T. Miyazaki, M. Nagasaki and E. Yajima, "Phase decomposition and 475°C embrittlement in Fe-Cr and Fe-Cr-Co alloys", Japan Institute of Metals, Vol.38, No.1, pp.70-77 (1974).
- 7) J. Agren and H. Johansson, "Fracture toughness of 18Cr-2Mo ferritic stainless steel subjected to 475°C embrittlement", Materials Science and Engineering, Vol.34, No.3, pp.285-289 (1978).
- 8) K. Makhoul and J. W. Jones, "Near-threshold fatigue crack growth behaviour of a ferritic stainless steel at elevated temperatures", International Journal of Fatigue, Vol.14, No.2, pp.97-104 (1992).
- 9) Y. Uematsu, M. Akita, M. Nakajima and K. Tokaji, "Effect of temperature on high cycle fatigue behaviour in 18Cr-2Mo ferritic stainless steel", International Journal of Fatigue, Vol.30, No.4, pp.642-648 (2008).
- 10) I. S. Raju, J. C. Newman and S. N. Atluri, "Crack-mouth displacements for semielliptical surface cracks subjected to remote tension and bending loads", Vol.2, pp.19-28 (1992) American society for testing and materials special technical publication 1131.
- 11) K. L. Weng, H. R. Chen and J. R. Yang, "The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel", Materials Science and Engineering: A, Vol.379, pp.119-132 (2004).
- 12) A. F. Armasa, S. Herenu, I. Alvarez-Armasa, S. Degallaix, A. Condo and F. Lovey, "The influence of temperature on the cyclic behavior of aged and unaged super duplex stainless steels", Materials Science and Engineering : A, Vol.491, pp.434-439 (2008).
- 13) M. Hattestrand, P. Larsson, G. Chai, J. O. Nilsson and J. Odqvist, "Study of decomposition of ferrite in a duplex stainless steel cold worked and aged at 450~500°C", Materials Science and Engineering : A, Vol.499, pp.489-492 (2009).
- 14) M. Oku, S. Nakamura, N. Hiramatsu and Y. Uematsu, "Thermal fatigue properties and high temperature properties of ferritic stainless steels", Nissin Steel Technical Reports, Vol.66, No.9, pp.37-48 (1992).
- 15) L. A. James, "The effect of frequency upon the fatigue-crack growth of type 304 stainless steel at 1000°F", pp.218-229 (1972) American society for testing and materials special technical publication 513.
- 16) S. Taira and R. Ohtani, "Zairyo no koh-on kyoudo-ron", pp.201-205 (1980) Ohmsha.