

316 ステンレス鋼の低サイクル疲労損傷 —変動荷重下での疲労寿命と内部き裂発生の影響—^{*2}

Damage due to Low-cycle Fatigue of Type 316 Stainless Steel —Fatigue Life under Variable Loading and Influence of Internal Cracks—

釜谷 昌幸 (Masayuki Kamaya)^{*1} 川久保 政洋 (Masahiro Kawakubo)^{*1}

要約 変動荷重下における疲労寿命を妥当に予測するためには疲労荷重による材料の損傷過程を理解することが重要となる。この研究では、316 ステンレス鋼を用いて低サイクル疲労における損傷プロセスについて検討した。まず、室温大気中において完全両振りの疲労試験を最大で6%までのひずみ制御下において実施した。そして、疲労寿命における荷重履歴の影響を調べるために2段2重の疲労試験も実施した。その結果、2段2重における疲労寿命は、線形累積損傷則によって推定される寿命よりも短くなる場合もあった。さらに、疲労寿命における表面き裂の発生・進展の影響を調べるため、2段2重試験で1段目の試験終了後に試験片表面を機械加工にて除去した場合の試験も実施した。疲労寿命は表面を除去しない場合に比べて大きくなったが、1段目の疲労損傷の影響が完全に回復するには至らなかった。表面を除去した試験片の破断面には多数の内部より発生したき裂が観察され、いくつかの試験片は内部から発生したき裂によって破断していた。以上の結果、316 ステンレス鋼の低サイクル疲労の疲労損傷の実態として、表面き裂、内部き裂とひずみの蓄積の3つの要因が考えられることが考察された。

キーワード 低サイクル疲労, ステンレス鋼, 内部き裂, 表面き裂, 変動荷重, 線形累積損傷則

Abstract To reasonably predict of fatigue life under variable loading, it is important to understand the damaging process. In this study, the damage process of low-cycle fatigue was investigated for Type 316 stainless steel. Fully-reversed axial fatigue tests were conducted in the ambient air at a room temperature by controlling strain amplitude, which was 6% at the maximum. Two-step strain tests were also conducted in order to assess the effect of loading history on fatigue life. The fatigue life was shown to be not always longer than that estimated using a linear damage accumulation rule. Furthermore, in order to evaluate the effect of initiation and growth of surface cracks on the fatigue life, the surface layer of specimens was removed after the first step. The fatigue life was extended by surface removal, although it was not recovered completely. Many internal cracks were observed on the fractured surface of the surface-removed specimens, and in some cases the specimens were fractured by these internal cracks. It was concluded that the low-cycle fatigue damage of Type 316 stainless steel consisted of three factors: surface cracking, internal cracking, and strain accumulation.

Keywords Low Cycle Fatigue, Stainless Steel, Internal Crack, Surface Crack, Variable Loading, Linear Damage Accumulation Rule

1. 緒論

原子力発電プラント構造機器は起動・停止時に生じる過渡的な温度変化などにより、主に低サイクルの疲労損傷を受ける。機器設計においては、供用期間中の各部位における荷重履歴を想定し、疲労損傷の蓄積が材料の疲労強度より小さいことを確認して

いる⁽¹⁾。このとき、機器はさまざまな大きさの荷重を受けることから、疲労損傷量の算出にはいわゆる線形累積損傷則（以後、マイナー則）を用いている。マイナー則は必ずしも安全側でないことが指摘されているが、機器設計に用いる疲労寿命は実験値に対して20倍の裕度が考慮されており、また運転期間中に蓄積される疲労損傷量も小さいため、マイナー則

* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

* 2 日本機械学会論文集 A 編 Vol.76, No.768(2010), pp.1048-1058 より転載

の妥当性が直ちに問題となることはなかった。しかし、近年、原子力発電プラントの高経年化や、過大な地震荷重による想定外の大きな荷重の影響、さらには疲労損傷に対する高温高圧水環境の影響の考慮など、評価上の累積損傷が大きくなる傾向にあり、将来的にはより合理的な損傷評価が望まれる。

合理的な疲労損傷評価のためには、まず繰り返し荷重によって材料にどのような損傷が蓄積されているかを理解することが重要となる。これまで、低サイクル疲労損傷の実態として、表面き裂と、材料内部に蓄積される損傷（以後、バルク損傷と呼ぶ）という2つの考え方が主に議論されてきた。

菊川ら⁽²⁾は、表面き裂とバルク損傷の影響を考察するために、S20Cを用いた最大塑性ひずみ振幅 $\Delta\varepsilon_p/2 = 6\%$ のひずみ制御疲労試験において、寿命の25%毎に①表面き裂除去、②焼きならし処理、③表面き裂除去と焼きならし処理、の3種類の処理を施して寿命の変化を調べた。その結果、表面き裂を除去した場合に寿命が長くなり、バルク損傷の回復を意図した焼きならしによる寿命回復は限定的であったことを示した。これは、表面き裂の発生と成長が疲労寿命を支配しており、表面き裂を除去することで疲労損傷が回復することを示唆する。ただし、ひずみ振幅が大きくなると、バルク損傷が残留破断延性の低下（延性消耗）をもたらす、疲労寿命を低下させるとも考察している。西谷と森田⁽³⁾も、S10Cを用いた最大ひずみ振幅2%のひずみ制御疲労試験で、寿命の25%毎に表面研磨を行い寿命が延びることを確認している。しかし、バルク損傷の蓄積により表面研磨による寿命回復には限界があることも指摘している。

村上ら^{(4)~(6)}は、S45Cの荷重制御疲労試験($\Delta\varepsilon_p/2 = 2\%$ 相当)において、最小 $40\mu\text{m}$ の微小穴からのき裂進展観察により、疲労寿命がほぼ100%き裂進展で支配されていることを示した。さらに、疲労寿命が塑性ひずみ振幅と相関を有するというManson-Coffin則が、き裂進展速度とき裂長さの関係を用いることで説明できることを示した。小茂鳥と清水も⁽⁷⁾、S20Cと純鉄を用いてピットからのき裂進展を観察することで、疲労損傷（破断寿命）がき裂進展で支配されており、Manson-Coffin則がき裂進展による寿命評価と同等であることを示している。

このように、疲労損傷の実態が主に表面き裂であることを示唆する結果が得られているが、ひずみ振

幅が大きくなると、バルク損傷も疲労寿命の低下に寄与するようである。とくに、破断繰り返し数が100回を下回るような極低サイクル領域においては、炭素鋼においてパーライト割れなどを起点とする材料内部から発生したき裂によって試験片が破壊することがある⁽⁸⁾⁽⁹⁾。また、原子力発電プラントの主要材料で、本研究の対象であるステンレス鋼では、ひずみ振幅が1%の場合でも内部き裂が発生することが指摘されている⁽¹⁰⁾。つまり、内部き裂をバルク損傷に含めれば、疲労荷重が大きくなると、表面き裂のみで疲労損傷を代表しているとはいえないようである。また、表面き裂の進展速度がバルク損傷によって変化することも考えられる。いずれにせよ、ステンレス鋼については、疲労損傷に対する表面き裂とバルク損傷の関係を系統的に調べた研究は見当たらない。

疲労損傷プロセスとマイナー則の関係について、菊川ら⁽¹¹⁾⁽¹²⁾は、炭素鋼、アルミニウム合金を用いた系統的实验から、マイナー則が表面き裂の進展から説明できることを考察している。そして、統計的な検討によりマイナー則が妥当であることを示している。村上ら⁽⁴⁾も、き裂進展の観点からマイナー則が成立することを示しており、その前提条件として、①き裂進展が寿命を支配している、②き裂進展速度はき裂サイズの一次関数である、③き裂進展に対するひずみ履歴の影響がないことの3点を挙げている。しかし、ステンレス鋼など繰り返し硬化/軟化が大きい材料について③は該当せず、①についても必ずしも明らかでない。また、同じ材料でも荷重レベルによって異なることが考えられる。そして、マイナー則が妥当でないという報告も少なくない⁽¹³⁾。また、マイナー則以外にも、累積損傷の評価方法がこれまで多数提案されている⁽¹⁴⁾。この中には、表面き裂の進展を疲労損傷としてとらえたモデル⁽¹⁵⁾の他に、エネルギー⁽¹⁴⁾や損傷力学⁽¹⁶⁾など、バルク損傷を想定したモデルも含まれている。ただ、実際の機器設計などには、取扱いの容易さから、マイナー則が広く用いられているようである。

ステンレス鋼に対するマイナー則の適用性については、いくつかの研究結果が報告されている。ここでは、1段目の荷重が2段目より大きい2段2重荷重条件（以後、H→Lと表記）では、疲労寿命がマイナー則による評価より短くなることが示されている。逆に、2段目が1段目より大きい場合（以後、L→H）はマイナー則より寿命が長くなることが報告

されている⁽¹²⁾⁽¹⁷⁾。このような荷重履歴効果は、繰り返し硬化/軟化特性が影響していることが考察されている⁽¹²⁾⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。

以上のように、ステンレス鋼についてはマイナー則が必ずしも安全側でない。妥当な評価のためにはまず、表面き裂かバルク損傷かを含めて、損傷の実態を明らかにする必要がある。そこで、本研究では2段2重のひずみ制御疲労試験を行い、ステンレス鋼におけるマイナー則の妥当性について検証した。とくに、地震などによる過大荷重の影響を考慮し、ひずみ振幅で最大6%の極低サイクル領域も含めた。また、試験途中で表面のき裂を除去することで、表面き裂およびバルク損傷が疲労寿命に及ぼす影響について考察した。

2. 実験方法

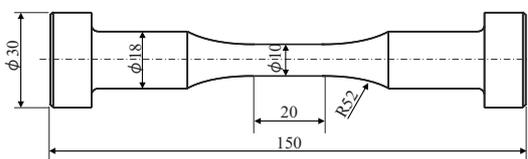
供試材は市販の溶体化316ステンレス鋼で、その化学組成を表1、機械的性質を表2に示す。この材料を直径10mm、平行部長さ20mmの平滑丸棒試験片、および最小径8mm、R20の砂時計型試験片に加工した(図1)。試験片表面はバフ研磨仕上げとした。そして、大気中室温において、軸方向完全両振りのひずみ制御疲労試験を行った。平滑丸棒試験片

表1 Chemical content of test material (wt%)

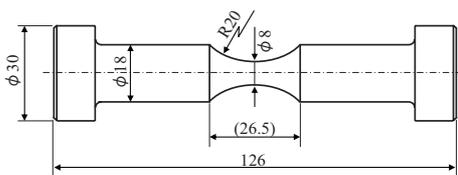
Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Bal.	0.05	0.25	1.31	0.032	0.030	10.17	16.81	2.00

表2 Mechanical properties of test material.

0.2% proof strength	Tensile strength	Elongation	Reduction of area
294 MPa	602 MPa	0.60	0.76



(a) Plane specimen



(b) Hourglass-type specimen

図1 Geometry of test specimen (unit: mm).

を用いた試験(以後、PL試験と呼ぶ)ではゲージ長さ12.5mmの伸び計を用い最大1.2%のひずみ振幅を与えた。また、砂時計型試験片を用いた試験(以後、HG試験)では径方向伸び計を用いて最大6%のひずみ振幅にて疲労試験を行った。径方向伸び計ではポアソン比を0.5と仮定し対数ひずみを用いたが、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon$ においては公称ひずみと対数ひずみの差は最大でも0.12%であったので、本研究では両者を区別せずを用いた。

疲労試験として、以下の3種類の試験を実施した。

- ① 一定ひずみ振幅試験(基本試験)
- ② 2段2重試験
- ③ 2段2重試験(表面削除試験)

③の試験では、1段目の試験が終了した後、試験片表面を直径で2mm切削加工・バフ研磨し、2段目の試験に供した。これにより、1段目の試験において試験片表面に発生した表面き裂を完全に除去した。以後、この試験を表面削除試験と呼ぶ。1条件あたり2回ないし3回の試験を実施した。HG試験の一部には、同じ材料を用いた以前の研究結果⁽¹⁰⁾を用いた。

試験終了後、破断面をデジタルマイクロスコープおよび走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。また、一部の試験では試験途中において試験片表面をSEMで観察するとともに、中断試験片断面の結晶方位の局所的な変化などを、電子後方散乱回折(EBSD)装置により測定した。

3. 試験結果

3.1 基本試験

基本試験の結果を表3に示す。ひずみ振幅が最大であった $\Delta\epsilon/2 = 6\%$ ではおおよそ30回で試験片が破断した。一方、ひずみ振幅0.4%のPL試験では破断寿命は30000回を超えた。本研究では、試験片が破断した時点を破断寿命と定義しているが、PL試験においては、き裂の成長により荷重が急激に低下し、試験装置が停止した場合も破断に含めた。破断寿命とひずみ振幅の関係(疲労寿命曲線)を図2に示した。JaskeとO'Donnell⁽²⁰⁾によって示されたステンレス鋼の疲労寿命曲線とよく一致していることが分かる。PL試験の結果がHG試験より相対的に高寿命側となっている。同じ負荷条件下でも、試験片形状によってき裂進展速度が異なるため、破断寿

表3 Summary of fatigue tests (monotonic strain).

Strain $\Delta\epsilon/2$ (%)	Specimen type	N_f	Internal cracks
0.4	Plane	32617	No
0.4	Plane	31563	No
0.4	Plane	33414	No
0.6	Plane	7694	No
0.6	Plane	7807	No
0.6	Plane	7806	No
0.8	Plane	3500	No
0.8	Plane	3873	No
0.8	Plane	3329	No
1.0	Plane	1555	No
1.0	Plane	1939	No
1.0	Plane	1628	No
1.2	Plane	915	No
1.2	Plane	1145	No
1.2	Plane	839	No
0.5	Hourglass	8634	-
0.5	Hourglass	7840	No
1.0	Hourglass	1340	No
1.0	Hourglass	1294	No
2.0	Hourglass	293	No
2.0	Hourglass	275	Primary
3.0	Hourglass	130	Sub
3.0	Hourglass	130	Sub
4.0	Hourglass	71	Sub
4.0	Hourglass	69	Sub
5.0	Hourglass	49	Sub
5.0	Hourglass	47	-
6.0	Hourglass	32	No
6.0	Hourglass	31	No

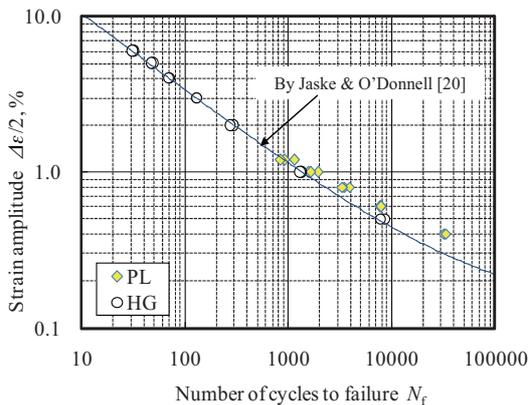
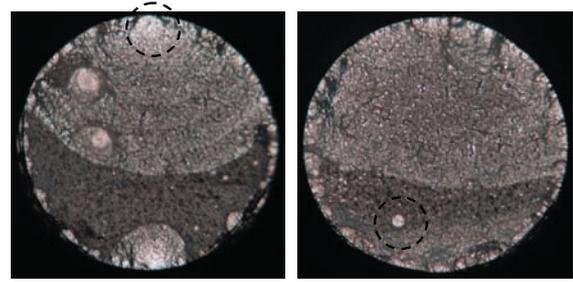


図2 Fatigue properties of Type 316 stainless steel.

命が変化するようである⁽²¹⁾。また、HG 試験片ではひずみ振幅が小さくなるとポアソン比が低下し、軸方向のひずみ振幅が大きくなることも寿命が短くなる要因となる。

破断した試験片の断面をデジタルマイクروسコープで観察した結果を図3に示す。図3(a)に示すように、ひずみ振幅2%では、内部から発生したき裂

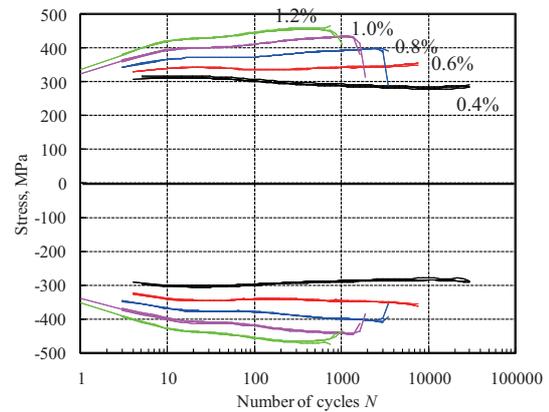


(a) $\Delta\epsilon/2 = 2\%$ ($N_f = 275$) (b) $\Delta\epsilon/2 = 4\%$ ($N_f = 71$)

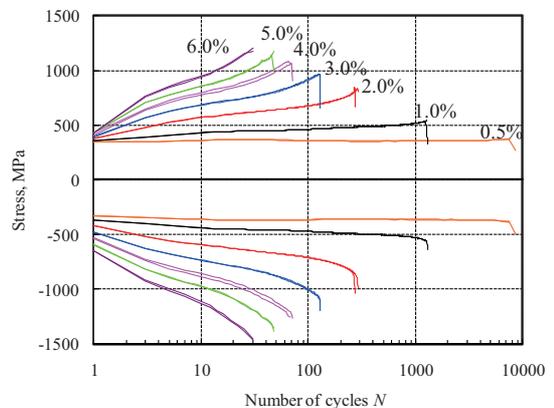
図3 Fractured surfaces of specimens after fatigue test.

(点線で示した)により破断した場合もあった。また、図3(b)に示すように、表面から発生したき裂によって破断したが、破面に内部き裂(点線部)が認められた場合もあった。表3において、前者の場合を“Primary”，後者を“Sub”と表示している。また、“-”と表示した試験では、試験片破断時に制御が不安定になり破面がつぶれ、観察できなかったことを示している。

図4に試験中のピーク応力の変化を示す。本論文



(a) PL test



(b) HG test

図4 Change in peak stress during fatigue tests.

では応力は公称応力で表す。いずれの試験も、20 サイクル程度までは繰り返し硬化し、その後、ひずみ振幅が0.6%以下の場合には軟化する傾向を示した。それ以上のひずみ振幅ではその後も繰り返し硬化を続け、ひずみ振幅4%以上においてはピーク応力が1000MPaを超えた。同じひずみ振幅で比べると、HG試験のピーク応力が、PL試験の場合より大きかった。

3.2 2段2重試験

2段2重試験の結果を表4に示す。表は通常の2段2重試験と、表面削除試験の場合に分けて表示している。いずれの試験も、1段目の試験回数 (N_1) の寿命消費率 (= 試験繰り返し数 / 予想破断寿命) はおおよそ50%とした。ここで、予想破断寿命は基本試験で得られた同一ひずみ振幅条件での破断寿命の平均を用いた。マイナー則による累積疲労損傷量 (UF) は次式で算出される。

$$UF = \frac{N_1}{N_{f(N1)}} + \frac{N_2}{N_{f(N2)}} \quad (1)$$

ここで、 N_2 は2段目の試験における試験片破断までの繰り返し数を示す。 $N_{f(N1)}$ 、 $N_{f(N2)}$ は1段目および2段目の、それぞれのひずみ振幅における予想破断寿

命を示す。マイナー則が妥当であれば UF は1となるが、表面削除加工のない場合の UF は、1段目の負荷が2段目の負荷より大きい $H \rightarrow L$ の全てのケースで1を下回り、最低で0.64となった。一方、表面削除加工を行うと UF は多くのケースで1より大きくなった。

PL試験の結果を2段目の疲労寿命に対して整理したものを図5に示す。1段目の寿命消費率を50%とすると、2段目の寿命消費率 $N_2/N_{f(N2)}$ が0.5の場合に $UF = 1$ となる。1段目のひずみ振幅が $\Delta\epsilon_1/2 = 1.2\%$ である $H \rightarrow L$ の場合、疲労寿命は $N_2/N_{f(N2)}$

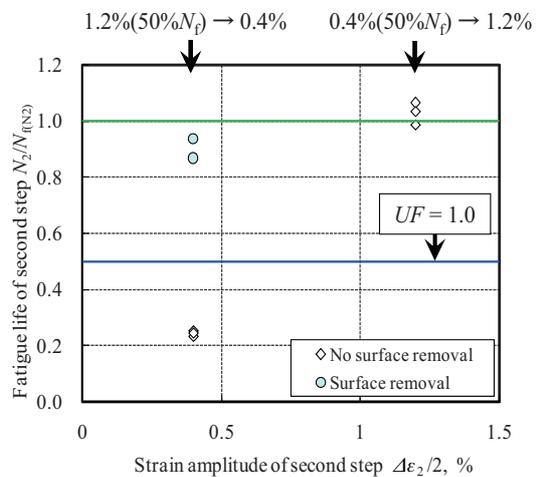


図5 Fatigue life in two-step tests (PL test).

表4 (a) Summary of fatigue tests (two-step test without surface removal).

$\Delta\epsilon/2$ (%)		Specimen type	First step		Second step			UF	Internal cracks	
First step	Second step		N_1	$N_{f(N1)}$	$N_1/N_{f(N1)}$	N_2	$N_{f(N2)}$			$N_2/N_{f(N2)}$
0.4	1.2	Plane	17000	32531	0.52	1027	966	1.06	1.59	No
0.4	1.2	Plane	17000	32531	0.52	998	966	1.03	1.56	No
0.4	1.2	Plane	17000	32531	0.52	954	966	0.99	1.51	No
1.2	0.4	Plane	485	966	0.50	7544	32531	0.23	0.73	No
1.2	0.4	Plane	485	966	0.50	8260	32531	0.25	0.76	No
1.2	0.4	Plane	485	966	0.50	7969	32531	0.24	0.75	No
2.0	0.5	Hourglass	170	284	0.60	960	8237	0.12	0.72	-
2.0	0.5	Hourglass	170	284	0.60	1063	8237	0.13	0.73	No
2.0	1.0	Hourglass	170	284	0.60	402	1317	0.31	0.90	Primary
2.0	1.0	Hourglass	170	284	0.60	320	1317	0.24	0.84	Sub
2.0	6.0	Hourglass	170	284	0.60	21	32	0.66	1.25	No
2.0	6.0	Hourglass	170	284	0.60	19	32	0.59	1.19	No
6.0	0.5	Hourglass	15	32	0.47	1451	8237	0.18	0.64	No
6.0	0.5	Hourglass	15	32	0.47	1493	8237	0.18	0.65	-
6.0	1.0	Hourglass	15	32	0.47	348	1317	0.26	0.73	No
6.0	1.0	Hourglass	15	32	0.47	333	1317	0.25	0.72	No
6.0	2.0	Hourglass	15	32	0.47	113	284	0.40	0.87	No
6.0	2.0	Hourglass	15	32	0.47	102	284	0.36	0.83	Sub

表 4 (b) Summary of fatigue tests (two-step test with surface removal).

$\Delta\epsilon/2(\%)$		Specimen type	First step			Second step			UF	Internal cracks
First step	Second step		N_1	$N_{f(N1)}$	$N_1/N_{f(N1)}$	N_2	$N_{f(N2)}$	$N_2/N_{f(N2)}$		
0.4	0.4	Plane	17441	32531	0.54	36657	32531	1.13	1.66	No
0.4	0.4	Plane	17441	32531	0.54	33967	32531	1.04	1.58	No
1.2	0.4	Plane	489	966	0.51	28159	32531	0.87	1.37	No
1.2	0.4	Plane	489	966	0.51	30459	32531	0.94	1.44	No
2.0	0.5	Hourglass	170	284	0.60	3379	8237	0.41	1.01	Primary
2.0	0.5	Hourglass	170	284	0.60	1091	8237	0.13	0.73	Primary
2.0	1.0	Hourglass	170	284	0.60	597	1317	0.45	1.05	Primary
2.0	1.0	Hourglass	170	284	0.60	280	1317	0.21	0.81	Primary
2.0	2.0	Hourglass	155	284	0.55	214	284	0.75	1.30	Primary
2.0	2.0	Hourglass	155	284	0.55	162	284	0.57	1.12	No
2.0	6.0	Hourglass	170	284	0.60	33	32	1.03	1.63	Sub
2.0	6.0	Hourglass	170	284	0.60	26	32	0.81	1.41	Sub
6.0	0.5	Hourglass	15	32	0.47	2535	8237	0.31	0.78	Primary
6.0	0.5	Hourglass	15	32	0.47	4345	8237	0.53	1.00	Primary
6.0	1.0	Hourglass	15	32	0.47	693	1317	0.53	0.99	Sub
6.0	1.0	Hourglass	15	32	0.47	525	1317	0.40	0.87	No
6.0	2.0	Hourglass	15	32	0.47	219	284	0.77	1.24	Sub
6.0	2.0	Hourglass	15	32	0.47	198	284	0.70	1.17	Primary
6.0	6.0	Hourglass	15	32	0.47	31	32	0.97	1.44	No
6.0	6.0	Hourglass	15	32	0.47	34	32	1.06	1.53	-

= 0.5 を大きく下回っている。ただし、表面を削除することで、 $N_2/N_{f(N2)}$ は 1 近くまで上昇した。一方、1 段目が $\Delta\epsilon_1/2 = 0.4\%$ である L → H では、 $N_2/N_{f(N2)}$ は 1 以上となる場合もあり、見かけ上、1 段目の寿命消費の影響はなかった。

同様に HG 試験について、2 段目の疲労寿命 $N_2/N_{f(N2)}$ を図 6 に示す。 $\Delta\epsilon_1/2 = 2\%$ の場合、2 段目のひずみ振幅 ($\Delta\epsilon_2/2$) が 2% の場合を境界に H → L と L →

H に分かれるが、PL 試験の結果同様 H → L では $N_2/N_{f(N2)}$ が 0.5 を下回った。また、表面削除加工を行っても、 $N_2/N_{f(N2)}$ はほとんど変化しなかった。一方、L → H の場合は $N_2/N_{f(N2)}$ が 0.5 より大きくなったが、PL 試験の場合とは異なり、1 を上回ったのは表面を削除した場合のみであった。一方、 $\Delta\epsilon_1/2 = 6\%$ の場合は、全てのケースが H → L となる。表面削除加工のない場合は、全てのケースで $N_2/N_{f(N2)}$ が

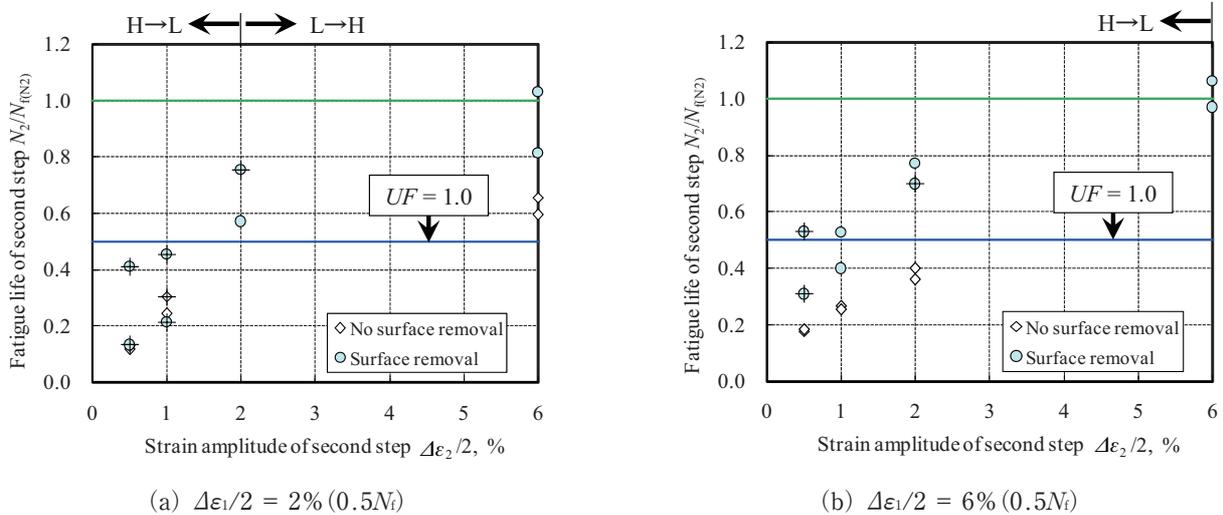


図 6 Fatigue life in two-step tests (HG test) (“+” shows specimen failed due to internal crack.).

0.5より小さくなったが、表面を削除することによって $N_2/N_{f(N_2)}$ が上昇した。

図6における図中の+記号は、試験片が内部き裂によって破断したことを示している。破断面をデジタルマイクロスコブおよびSEMで観察した結果を図7に示す。基本試験の場合より、内部き裂が明瞭に観察できる。内部き裂の起点には、介在物が見られる場合と、窪みとなっている場合があり、その起点の周囲では比較的フラットな破面が観察された。また、破面上には多くの空孔や、裂け目が観察された。ひずみ振幅が大きくなると、破面の凹凸が大きくなり、図7(c)に示した $\Delta\epsilon_1/2 = 6\%$ の場合、多数の内部き裂が観察された。

4. 考察

4.1 き裂進展による寿命変化

H→Lの2段2重試験では、表面を削除しない場合の UF は1を下回った。この原因は、図8に模式的に示すように、試験中のき裂進展に着目することで説明できる⁽¹⁵⁾。疲労損傷過程は、き裂発生までの潜伏期間と、き裂進展過程の2つに分けることができる。ひずみ振幅が大きくなると、き裂発生は促進され、き裂発生の潜伏期間の寿命に対する比率(N_f/N_i)が小さくなる。したがって、寿命消費率とき裂サイズの関係で考えると、同じき裂サイズでもひずみ振幅によって寿命消費率が異なることになる。したがって、本研究のように寿命消費率50% (以

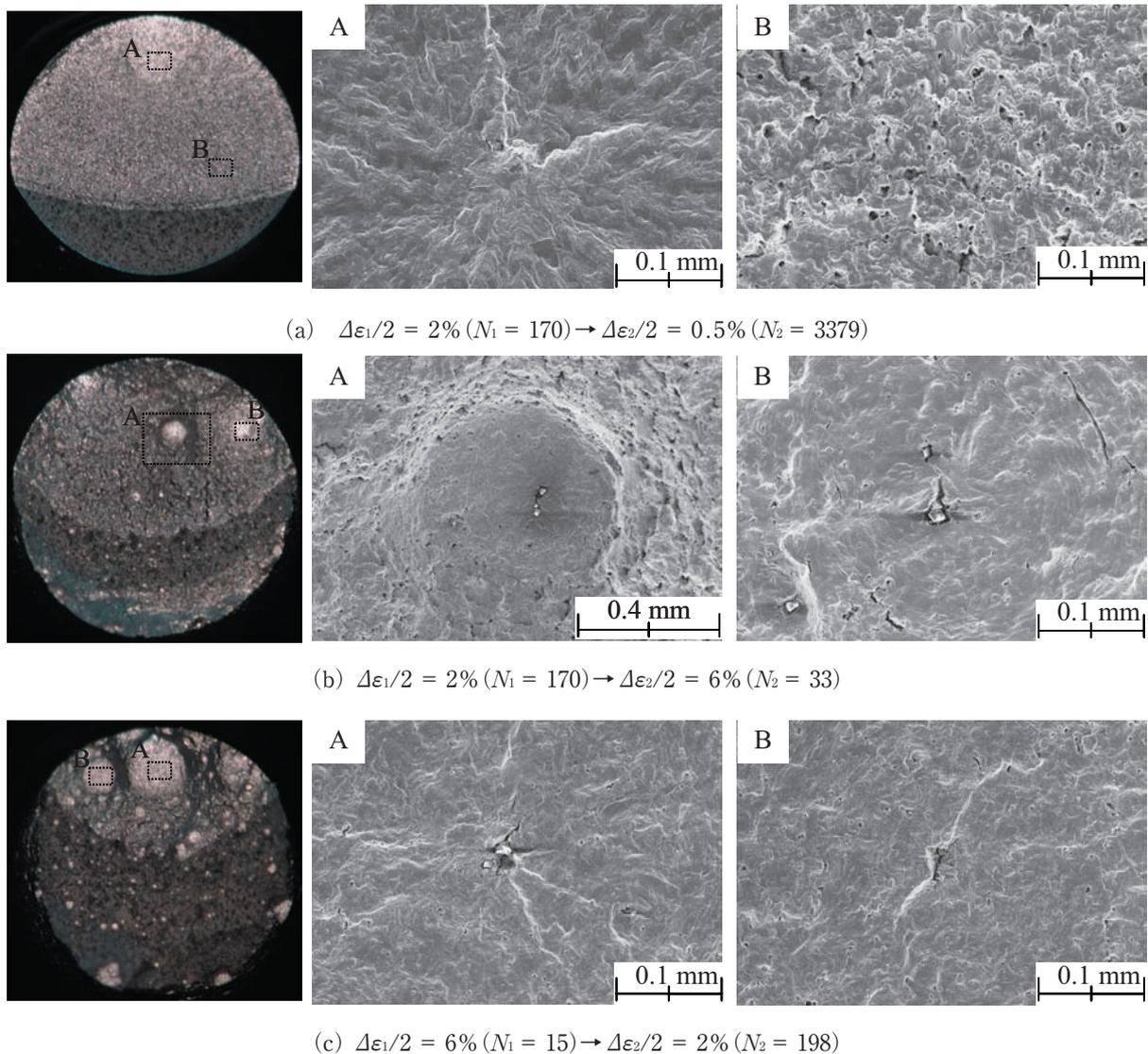


図7 Fractured surfaces observed by optical microscopy (left) and SEM (right) (surface removed two-step test).

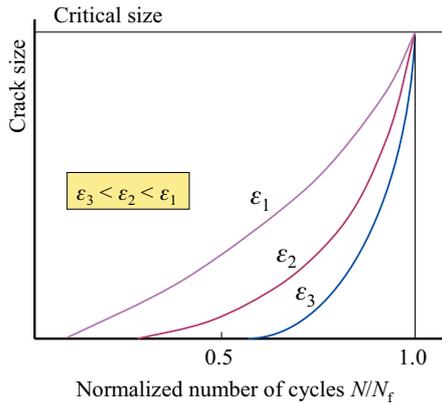


図8 A schematic drawing representing crack initiation and growth process.

後, $0.5N_f$ と表記する)においてひずみ振幅をH→Lに変更した場合, 2段目のひずみ振幅における寿命消費率は50%以上となり, 2段目は $0.5N_f$ より少ない繰り返し数で破断する. また, その変化は1段目と2段目のひずみ振幅の差が大きくなるほど大きくなる.

試験途中の試験片表面をSEMで観察した結果を図9に示す. PL試験の場合, ひずみ振幅0.4%では $0.5N_f$ において表面き裂の発生は認められなかったが, 1.2%では最大で $100\mu\text{m}$ 程度のき裂が発生している. HG試験においては, ひずみ振幅1%, 2%, 6%いずれの場合も $0.5N_f$ において表面き裂は発生しているが, 1%におけるき裂サイズが相対的に小さい. また, ひずみ振幅6%においては $0.1N_f$ (繰り返し数3回)の段階で $10\mu\text{m}$ 程度の表面き裂の発生が確認できた. このように, ひずみ振幅が大きくなると, $0.5N_f$ におけるき裂サイズは大きくなる傾向にあり, H→Lにおいては寿命が短くなることと整合する. HG試験の2%と6%はき裂数やサイズでは大きな違いは認められなかった. このことから, 1段目のひずみ振幅が2%と6%のH→L(2段目のひずみ振幅が0.5%と1%)でUFに明瞭な差が見られなかったと考えられる.

L→HにおいてUFが1以上となったことはH→Lの逆の場合として説明できる.

4.2 バルク損傷による寿命変化

疲労損傷の実態が表面き裂であるという考え方が正しければ, 表面削除加工によって損傷は完全に除去され, 2段目の寿命 $N_2/N_{f(N_2)}$ は1となる. そして, PL試験のH→Lでは, 表面削除により $N_2/N_{f(N_2)}$

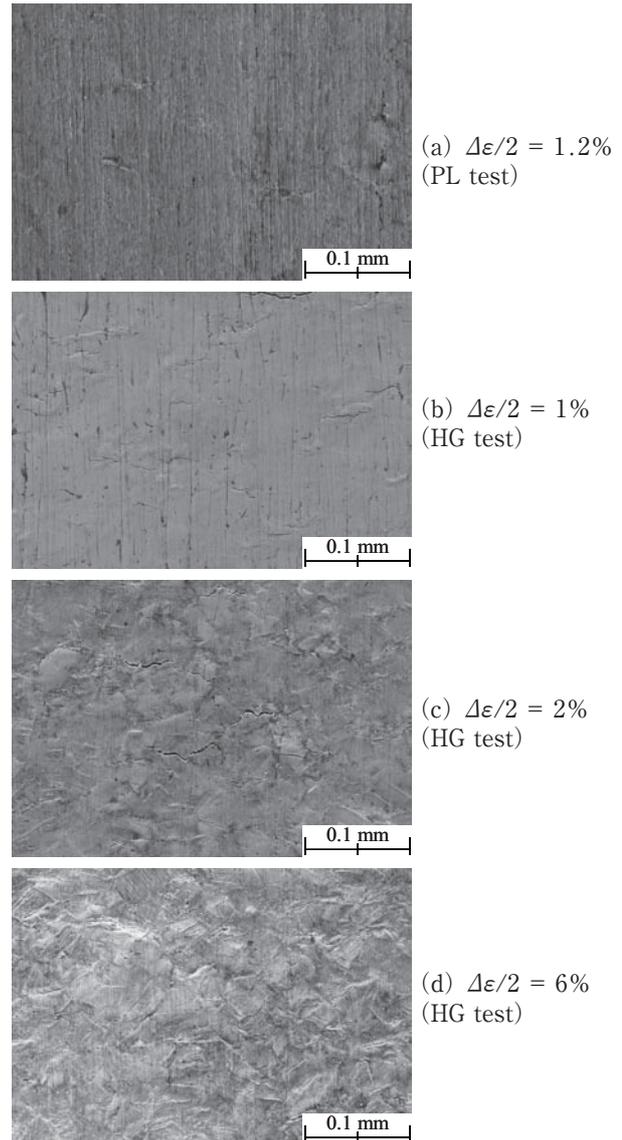


図9 SEM images of surface of specimens after $0.5 N_f$.

は1近くまで上昇した. したがって, ひずみ振幅1.2%においては, 破断寿命は主に表面き裂によって支配されている. しかし, HG試験では, $\Delta\epsilon_2/2 = 6\%$ の場合を除いて, $N_2/N_{f(N_2)}$ は1を下回った. したがって, HG試験においてはバルク損傷の影響も考えられる. とくに, $\Delta\epsilon_1/2 = 2\%$ のH→Lにおいては, 表面削除加工による寿命回復は明確には認められなかった.

バルク損傷の実態として, 試験で多く観察された内部き裂が考えられる(本研究では, 表面削除で除去できない内部き裂をバルク損傷に分類する). 表面削除試験において内部き裂が発生した全ての場合に, $N_2/N_{f(N_2)}$ は1を下回った. 一方, 内部き裂で破断しない場合にも, $N_2/N_{f(N_2)}$ は1を下回ったことから, 内部き裂と異なるバルク損傷が存在することも示唆

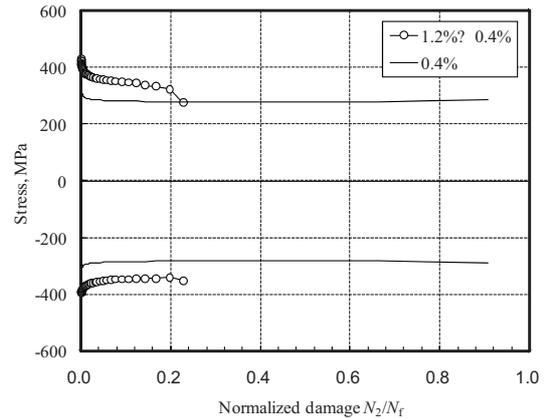
される。

バルク損傷のもう一つの損傷形態としてひずみ蓄積が考えられる。疲労負荷によって、材料内部にひずみが蓄積されると、繰り返し硬化などのマクロな材料特性が変化する。そして、マクロな材料特性の変化は、破断寿命を変化させる要因となる⁽¹⁹⁾。また、繰り返し負荷による転位エネルギーの蓄積がき裂を発生させるというモデルも提案されている⁽²²⁾。

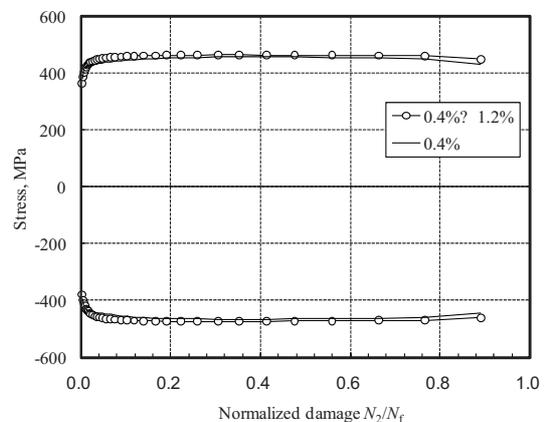
ひずみ蓄積のマクロな材料特性への影響を考察するため、2段2重試験における2段目のピーク応力の変化を図10に示した。比較のため、基本試験におけるピーク応力変化も示している。PL試験のH→Lでは、ピーク応力が基本試験の場合より大きくなっており、ひずみ蓄積の影響が認められる。き裂進展速度が応力拡大係数、またはJ積分値に依存する場合、同じひずみ振幅でもピーク応力が大きくなると、き裂進展速度が速くなり、寿命が短くなる。PL試験では表面削除加工をした場合でも $N_2/N_{f(N2)}$ は1まで回復しなかったのは、この影響が考えられる。一方、L→Hでは2段目のピーク応力に対する履歴効果が見られない。したがって、PL試験では破断寿命に1段目の寿命消費の影響がなかったと考えられる。一方、HG試験においては、H→LのみでなくL→Hにおいても履歴効果が確認でき、2段目のピーク応力が基本試験の場合より大きく、寿命を短くする要因となり得る。

著者による以前の検討⁽²³⁾では、316ステンレス鋼内部に蓄積した微視組織レベルの局所的な欠陥が、疲労き裂の起点となった。つまり、ひずみ蓄積はき裂発生にも影響を及ぼし、発生までの潜伏期間を短くする可能性がある。この場合、表面き裂が発生するまでの潜伏期間は、1段目より表面削除後の2段目の方が短くなる。ただし、先に述べたように6%のひずみ振幅では、表面き裂発生までの潜伏期間がほとんどないためひずみ蓄積による潜伏期間の変化の影響は少ない。このことは、 $\Delta\epsilon_1/2 = 6\%$ の表面削除試験で $N_2/N_{f(N2)}$ がおおよそ1で、ひずみ蓄積の影響が見られなかったことと整合する。逆に、ひずみ振幅が小さくなると、潜伏期間の変化が破断寿命に及ぼす影響が大きくなる。そして、表面削除試験において、 $\Delta\epsilon_2/2$ とともに $N_2/N_{f(N2)}$ が低下する傾向を示した。

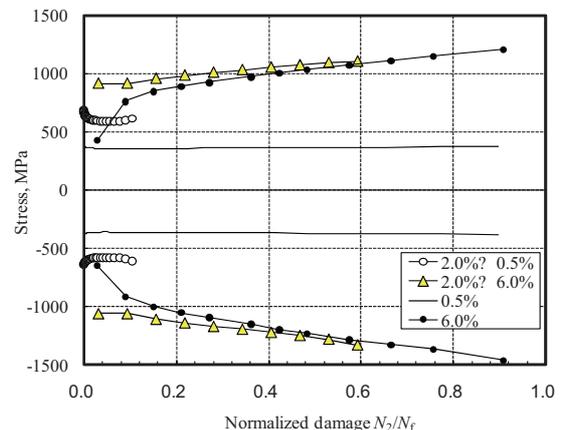
以上のように、表面き裂の他に内部き裂とひずみの蓄積という2種類のバルク損傷を考えることで、試験における破断寿命の変化を定性的に説明できる。



(a) PL test (H → L)



(b) PL test (L → H)



(c) HG test

図10 Change in peak stress during two-step fatigue tests.

4.3 内部き裂の発生要因

低サイクル疲労において内部き裂が発生する要因

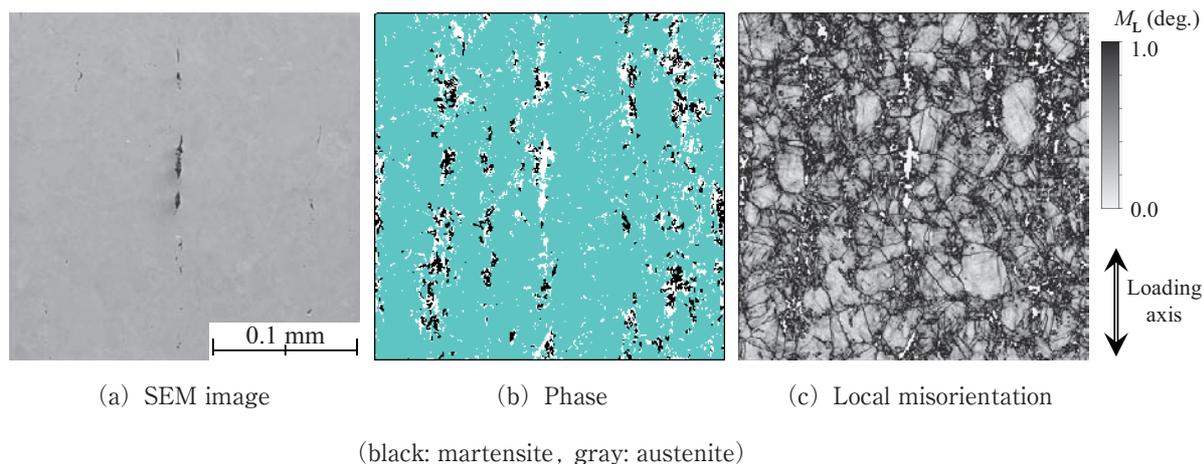


図11 Cross sectional view of SEM image, phase and local misorientation ($\Delta\varepsilon = 2\%$, $0.5N_f$)

としては、炭素鋼において、ひずみ振幅6%でパーライト割れを起点とすることが報告されている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。また、同時に顕著な繰返し硬化と、延性消耗が生じていることが指摘されている。本研究においても、図4に示すように、HG試験ではひずみ振幅0.5%の場合を除き、顕著な繰返し硬化を示し、破断寿命付近におけるピーク応力はひずみ振幅2%の場合、おおよそ840MPa、6%では1180MPaであった。

そこで、内部の組織変化や塑性ひずみの分布を調べるために、ひずみ振幅2%における $0.5N_f$ の試験片の断面についてSEMによる観察、およびEBSD測定を実施した。EBSD測定では $250 \times 250\mu\text{m}$ の領域を $0.5\mu\text{m}$ 間隔で結晶方位を同定し、さらに各測定点において上下左右の測定点の結晶方位との方位差の平均(局所方位差： M_L)を算出した⁽²⁴⁾。図11に局所方位差の分布、そしてSEM観察結果を示す。また、EBSDの回折パターンによって同定されたマルテンサイト組織の分布も示した。なお、図11(b)および(c)において白色は、結晶方位が同定できなかった箇所を示している。白色の箇所は、軸方向に分布しており、マルテンサイト組織の箇所とよく対応していた。これらの位置では結晶粒も小さく、局所方位差も比較的大きい。このことから、白色の箇所の多くは、ひずみが集中してマルテンサイト変態が発生し、結晶方位の同定が困難であった部位と考えられる。

SEMによる観察では、荷重方向に長いボイド状の欠陥が見られ、同様の箇所は図11以外にも数多く観察された。そして、ボイド状欠陥の位置は、マルテンサイト変態が発生した位置とよく対応している。したがって、ボイド状欠陥はマルテンサイト組織、

またはオーステナイト組織との境界で発生したと考えられる。つまり、疲労負荷により局所的にひずみが蓄積(局所方位差が上昇)し、一部がマルテンサイトへの変態、さらにはボイド状欠陥の発生に至ったと考えられる。図7に示した破断面には、内部き裂の起点のいくつかで空孔が観察されたが、ボイド状欠陥が内部き裂の起点となっていることが推測される。また、破面上には多くの空孔が観察されたが、これらはき裂がボイド状欠陥を通過した部位に相当すると考えられる。

内部き裂が局所的なひずみ蓄積に起因しているとする、内部き裂はひずみ振幅の大きい方が発生しやすい。しかし、本試験では2段目のひずみ振幅が6%の場合の内部き裂による破断は観察されなかった。この原因は、破断寿命に対するき裂発生率の潜伏期間の比率の違いから説明できる。先に述べたように表面き裂はひずみが大きくなるほど早く発生し、6%のひずみ振幅では3回の繰返し数で $10\mu\text{m}$ 程度のき裂が発生していた。一方、内部き裂が発生するには、図4に示すように局所的なひずみ蓄積が十分になるまでに相対的に長い繰返し数が必要となると考えられる。したがって、大きいひずみ振幅の条件では、表面削除試験においても、2段目の負荷において、比較的早い段階で表面き裂が発生し、内部き裂により破断しなかったと考えられる。

4.4 マイナー則の妥当性

本研究ではマイナー則が必ずしも安全側の評価とされないことが示された。緒論でも述べたように、表面き裂による損傷のみを想定した場合でも、マイ

ナー則が成立する条件は限られており、本研究で検討したように複数の損傷の影響が重畳するステンレス鋼に対しては、精度よい評価は困難なようである。しかし、本研究の試験条件に限れば、 UF は最低でも0.63であり、機器設計で考慮されている、20倍の裕度に対しては十分な精度と考えることもできる。

一方、疲労損傷過程を反映した累積損傷則を適用することで、より精度の高い破断寿命の予想が可能となる。本研究では、ステンレス鋼の疲労損傷の実態として、表面き裂、内部き裂、およびひずみ蓄積の3種類の損傷があることを示した。表面き裂や内部き裂を対象とした場合、き裂サイズと損傷量を対応させることで、2段2重試験のような荷重履歴効果を考慮することができる。具体的にはき裂サイズの変化をモデル化したDCA (Damage Curve Approach) などが提案されており⁽¹⁵⁾、ステンレス鋼に対しても適用されている⁽²⁵⁾。また、き裂の発生と成長を直接予測する手法もあり⁽²⁶⁾、荷重履歴の影響も考慮できることが示されている⁽²⁷⁾。ひずみ蓄積の影響については、荷重履歴効果を考慮した繰り返し硬化／軟化の構成式を適用することで、寿命への影響（き裂進展速度変化）を考慮することができる。しかし、いずれの場合も、き裂発生モデル化が問題となる。本試験においても、負荷や損傷形態により潜伏期間が変化することが考察された。実際に想定される複雑な変動荷重への対応を含め今後の課題となる。

5. 結論

本研究では、ステンレス鋼を用いて最大ひずみ振幅が6%の2段2重の低サイクル疲労試験を行い、マイナー則の成立性、および損傷過程について考察した。その結果、以下の結論を得ることができた。

- (1) $H \rightarrow L$ の2段2重試験において、マイナー則は危険側の評価となった。ただ、本研究の条件において UF は最低でも0.63であった。
- (2) 表面き裂、内部き裂、およびひずみ蓄積の3種類の損傷形態が破断寿命に影響を及ぼすことが示唆された。
- (3) 表面き裂と内部き裂は、 $H \rightarrow L$ では寿命を短く、 $L \rightarrow H$ では寿命を長くする方向に作用する。
- (4) ひずみの蓄積は、荷重履歴効果によりピーク応力の変化をもたらし、破断寿命を低下させる。
- (5) 内部き裂はひずみ振幅2%でも発生し、マルテン

サイトとオーステナイトの境界で発生したポイド状欠陥を起点としていることが示唆された。

文献

- (1) The Japan Society of Mechanical Engineers ed., *Rules on Design and Construction for Nuclear Power Plants*, JSME S NC-1-2005, (2005), Maruzen.
- (2) Kikukawa, M., Ohji, K., Ohkubo, H., Yokoi, T., and Morikawa, T., Damage and Recovery from it in Low Cycle Fatigue (in Japanese), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol. 38 (1972), pp. 8-15.
- (3) Nishitani, H. and Morita, T., Fatigue Damage in Low Cycle Fatigue of Carbon Steel (in Japanese), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol. 39 (1973), pp. 1711-1719.
- (4) Murakami, Y., Harada, S., Nishitani, H., Fukushima, Y. and Endo, T., Correlations among Propagation Law of Small Cracks, Manson-Coffin Law and Miner Rule under Low-Cycle Fatigue, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 49 (1983), pp. 1411-1419.
- (5) Murakami, Y., Makabe C. and Nishitani, H., Effects of Small Surface Cracks on Loss of Fracture Ductility after Strain Cycling in Low-Cycle Fatigue of 70/30 Brass, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 50 (1984), pp. 1574-1582.
- (6) Murakami, Y. and Miller, K. J. What is Fatigue Damage? A View Point from the Observation of Low Cycle Fatigue Process, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27 (2005), pp. 991-1005.
- (7) Komotori, J. and Shimizu, M., The Relation between Fracture Ductility and Low Cycle Fatigue Life, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 53 (1987), pp. 2288-2292.
- (8) Ohtani, N., Abe, T., Shimizu, M. and

- Kunio, T., Relationship between Residual Ductility and Microstructural Fracture Behavior in Low-cycle Fatigue of Low-carbon Steel (in Japanese), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 45 (1979), pp. 1304-1311.
- (9) Komotori, J. and Shimizu, M., Microstructural Effect Controlling Exhaustion of Ductility in Extremely Low-cycle Fatigue, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 57 (1991), pp. 2879-2883.
- (10) Kamaya, M., Fatigue Properties of 316 Stainless Steel and Its Failure due to Internal Cracks in Low-cycle and Extremely Low-cycle Fatigue Regimes, *International Journal of Fatigue*, Vol. 32 (2010), pp. 1081-1089.
- (11) Kikukawa, M., Ohji, K., Kamata, T., and Jono, M., Low Cycle Fatigue under Varying Strain Conditions (in Japanese), *Journal of the Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol. 70 (1967), pp. 1495-1509.
- (12) Kikukawa, M., Jono, M., Kamata, T., Sone J. and Himuro, H. Low Cycle Fatigue under Varying Strain Conditions: Effects of Mean Plastic Strain and Stress (in Japanese), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers*, Vol. 42 (1976), pp. 1625-1632.
- (13) Agerskov, H., Fatigue in Steel Structures under Random Loading, *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 53 (2000), pp. 283-305.
- (14) Fatemi, A. and Yang, L., Cumulative Fatigue Damage and Life Prediction Theories: A Survey of the State of the Art for Homogeneous Materials, *International Journal of Fatigue*, Vol. 20 (1998), pp. 9-34.
- (15) Manson, S. S. and Halford, G. R., Re-examination of Cumulative Fatigue Damage Analysis—An Engineering Perspective, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 25 (1986), pp. 539-571.
- (16) Toi, Y., Hirose, S. and Iwafuchi, K., Application of Computational Material Testing Based on Damage Mechanics to Fatigue Life Prediction, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*, Vol. 70 (2004), pp. 671-677.
- (17) Hayashi, M., Discussion on Miner's Rule in Type 304 Stainless Steel in Air at 288°C, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 46 (1997), pp. 432-437.
- (18) Wong, Y. K., Hu, X. Z. and Norton, M. P., Low and High Cycle Fatigue Interaction in 316L Stainless Steel, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 29 (2001), pp. 138-145.
- (19) Bernard-Connolly, M., Bui-Quoc, T. and Biron, A., Multilevel Strain Controlled Fatigue on a Type 304 Stainless Steel, *Transactions of the ASME Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 105 (1983), pp. 188-194.
- (20) Jaske, C. E. and O'Donnell, W. J., Fatigue Design Criteria for Pressure Vessel Alloys, *ASME Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 99 (1977), pp. 584-592.
- (21) Morino, K., Nishitani, H., Nishimura, F. and Beppu, T., Problems Related to the Shape of Central Part of Specimens on Low Cycle Fatigue Behavior under Axial Loading and the Measures), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A*, Vol. 60 (1994), pp. 682-689.
- (22) Ihara, C. and Tanaka, K., A Stochastic Damage Accumulation Model for Crack Initiation in High-cycle Fatigue, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 23 (2000), pp. 375-380.
- (23) Kamaya, M., A Influence of Bulk Damage on Crack Initiation in Low-cycle Fatigue of 316 Stainless Steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, to be published.
- (24) Kamaya, M., Characterization of Microstructural Damage due to Low-cycle Fatigue by EBSD Observation, *Materials Characterization*, Vol. 60 (2009), pp. 1454-1462.
- (25) Fissolo, A. and Stelmaszyk, J. M., A First Investigation on Cumulative Fatigue Life for a Type 304-L Stainless Steel Used for Pressure Water Reactor, *Proceedings of the ASME 2009 Pressure Vessels and Piping Division Confer-*

- ence (2009-7), paper no. PVP2009-77156.
- (26) Maurel, V., Rémy, L. Dahmen, F. and Haddar, N., An Engineering Model for Low Cycle Fatigue Life Based on a Partition of Energy and Micro-crack Growth, *International Journal of Fatigue*, Vol. 31 (2009), pp. 952-961.
- (27) Kalnaus, S. Fan, F., Jiang, F. Y. and Vasudevan, A. K., An Experimental Investigation of Fatigue Crack Growth of Stainless Steel 304L, *International Journal of Fatigue*, Vol. 31 (2009), pp. 840-849.