低サイクル疲労における疲労損傷の検討*

森野 数博^{*1}, 西村 太志^{*1}, 西谷 弘信^{*2}

Study of Fatigue Damage on Low Cycle Fatigue

Kazuhiro MORINO, Futoshi NISHIMURA and Hironobu NISITANI

To study fatigue damage on low cycle fatigue, tensile tests after fatigue were carried out using cylindrical specimens, and the relationship between the change of residual fracture ductility and the cycle ratio was investigated. The main results obtained are as follows: (1) Until the last stage of fatigue life ($N/N_f=0.9$; crack length 1.5 mm), the residual fracture ductility ϵ_{FR} did not decreased remarkably and the tensile fracture mode did not vary from cup & cone type. These results differ from previous studies using hourglass specimens. (2) The exhaustion of ϵ_{FR} is caused by two factors: One is the internal damage due to cyclic work hardening and the other is the surface damage due to small cracks. The degree of these damages is bath small. (3) Most of the fatigue damage on low cycle fatigue depends on the length of surface cracks.

Key Words: Fatigue, Low Cycle Fatigue, Damage, Fracture Ductility, Stress-Strain Curve, Crack, Work Hardening, Cylindrical Specimen

1. 緒 言

低サイクル疲労に関する研究は、炭素鋼をはじめとする一般金属材料はもちろんのこと、球状黒鉛鋳鉄などに代表される比較的大きな欠陥を有する材料まで幅広く行われており、低サイクル疲労の実体は表面き裂の伝ば過程であることが明らかになっている^{(1)~(4)}。著者らもこれまでに球状黒鉛鋳鉄を用いて低サイクル疲労試験を行い、き裂の発生および伝ば過程を詳細に観察することにより、内部に比較的大きい欠陥を有する球状黒鉛鋳鉄においても一般金属材料と同様に主き裂が疲労寿命に対する支配因子となっており、そこでは微小き裂伝ば則が成り立つことを明らかにした⁽⁵⁾。さらに、微小き裂伝ば則が成立する材料では、疲労寿命が初期き裂長さ、限界き裂長さ(これらはともに定常的に伝ばするき裂伝ば曲線を外挿して求めた値)および相対き裂伝ば速度の三つの因子に支配されることを明らかにした⁽⁶⁾。

一般に、高サイクル疲労においては損傷が表面のみに蓄積することが明らかになっている⁽⁷⁾⁽⁸⁾。一方、塑性変形を伴う低サイクル疲労では損傷が表面のみでなく内部にも蓄積している⁽¹⁾⁽²⁾といわれているが、低サイクル疲労における損傷の物理的実体はいまだ明確なものとはされていない。そこで、それら疲労損傷の物理的実体を明らかにする有効な手段の一つとして残留破断延性値が用いられており、これまでにいくつかの研究が行われてきた^{(1)(9)~(13)}。

例えば、大谷ら⁽¹⁰⁾および小茂鳥ら⁽¹³⁾は、塑性ひずみ幅の増大に伴い残留破断延性値の低下傾向が三つのパターンに分けられ、疲労損傷が表面から内部に遷移するとしている。また、村上ら⁽¹¹⁾および原田ら⁽¹²⁾は、繰返しに伴い発生・成長する微小き裂により残留破断延性値の低下が一意的に支配されることから、疲労損傷は微小き裂の伝ばであることを示し、さらに残留破断延性値が急減する限界き裂長さが存在するとしている。しかしながら、これらの研究ではいずれも試験片に砂時計形のものが用いられてきた。

一方、著者らは低サイクル疲労試験において試験片形状が疲労挙動に大きく影響を及ぼす⁽¹⁴⁾ことを明らかにしており、破断延性値にも試験片形状が影響を与えることが考えられる。そこで本研究では、まず、中

* 原稿受付 1998年8月17日。

^{*1} 正員、徳山工業高等専門学校(☎745-8585 徳山市久米高城3538)。^{*2} 名誉員、九州産業大学工学部(☎813-8503 福岡市東区松香台2-3-1)。

E-mail: morino@tokuyama.ac.jp

中央部形状を数種類変化させた円柱形および砂時計形試験片を用いて正確な破断延性値を得るための試験片形状を決定し、さらにその試験片を用いて繰返し後の引張変形曲線を破断まで精度よく求め、残留破断延性値の変化を詳細に調べることににより、低サイクル疲労における疲労損傷について検討を行った。

2. 試験片, 使用材料および実験方法

図1に用いた試験片形状を示す。ここでは正確な破断延性値を求めるための試験片形状を決定する目的から、円柱形試験片においては直径 d_0 を一定(10 mm)とし、平行部長さ l_0 を5~50 mm まで5種類変化させ、砂時計形試験片においては最小部直径 d_0 を一定(10 mm)とし、曲率半径 ρ_0 を10~80 mm まで5種類変化させている。

素材には市販のS15C圧延丸棒(直径32 mm)を用いた。その化学成分を表1に、組織写真を図2に示す。900°Cで1h焼なましたものを図1に示す形状に機械加工した後、エメリーペーパーで#3000まで研磨し、ダイヤモンドペーストにより鏡面状に仕上げ、600°Cで1hの真空焼なましを行った。さらに加工層の影響を除く目的から、電解研磨により平行部の表面を直径

l_0/d_0	l_0	l_1	l_2	l
5.0	50	69.2		166
2.0	20	39.2		136
1.5	15	34.2		131
1.0	10	29.2		126
0.5	5	24.2		121

(a) Cylindrical type

ρ_0/d_0	ρ_0	l_1	l_2	l
8.0	80	39.6	13.7	137
5.0	50	31.2	13.4	128
3.3	33	25.2	13.4	122
2.0	20	19.4	13.3	116
1.0	10	13.2	13.4	110

(b) Hourglass type

Fig. 1 Shape and dimension of specimens

当たり 30 μm ほど除去している。

試験機にはオートグラフ(島津: AG-100 kNE)を使用し、引張圧縮低サイクル疲労試験ならびに引張試験を行った。軸方向のひずみ測定にはいずれも標点間距離が10 mmのひずみゲージ式伸び計を用いている。なお、引張試験におけるくびれ後のひずみは、所定の荷重になるたびに最小断面直径をブレードマイクロメータで測定することにより求めた。疲労試験は塑性ひずみ幅が一定となるように試験機を制御して行った。繰返し速度は5.0 mm/minであり、引張試験における変形速度は1.0 mm/minである。残留破断延性値は、ひずみ時効の影響を同程度とするため、疲労試験後約1時間放置し、その後引張試験を行って求めた。なお、疲労試験では荷重が最高値の9割に低下したときを破壊繰返し数と定義している。

3. 実験結果および考察

3.1 破断延性値の検討 図3に円柱形および砂時計形試験片の中央部形状が破断延性値に及ぼす影響を示す。ここで縦軸は破断延性 ϵ_F の相対値 ϵ_F/ϵ_{F0} であり、 ϵ_{F0} は正確な破断延性値だとみなしうる $l_0/d_0 = 5.0$ の値($\epsilon_{F0} = 1.143$)である。これより、 l_0/d_0 が2より大きくなれば ϵ_F は ϵ_{F0} とほぼ等しくなり、良好な破断延性値が得られることがわかる。また、 l_0/d_0 が2より小さくなると ϵ_F は次第に減少する傾向を示しているが、これは肩部による変形の拘束が原因として考えられる。これに対し、砂時計形試験片では、曲率半径がかなり大きい ρ_0/d_0 が8の場合でも ϵ_F は ϵ_{F0} より8%程度小さくなっている。図3(b)中に村上ら⁽¹¹⁾

Table 1 Chemical composition [wt.%]

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.16	0.19	0.4	0.11	0.09	0.08	0.03	0.05

100 μm

Fig. 2 Microstructure

および原田ら⁽¹²⁾の採用値を併記したが、これらの値も著者らの値とほぼ等しい。これは曲率がわずかも存在すると材料は容易にくびれることを意味しており、実質的には砂時計形試験片を用いて正確な破断延性値を求めることは難しいといえよう。

一方、正確な低サイクル疲労挙動を得るためには、 l_0/d_0 が1.5以上の円柱形試験片を用いる必要のあることがすでに明らかにされている⁽¹⁴⁾。これらのことから、正確な残留破断延性値を求めるためには円柱形試験片を用い、かつ平行部長さと直径の比 l_0/d_0 を2以上とする必要のあることがわかる。しかしながら、 l_0/d_0 を2以上とした場合、かなり大きなひずみ幅まで検討の対象としている本研究の場合、座屈が原因で低サイクル疲労試験の実施が困難となる。したがって、本研究では l_0/d_0 が1.5の試験片を用いて疲労試験を行い、その後引き続きその試験片を用いて引張試験を行

Table 2 Mechanical properties

σ_{sl}	σ_B	σ_T	ψ
240	415	867	67.2

σ_{sl} : Lower yield stress MPa σ_B : Tensile strength MPa
 σ_T : True fracture stress MPa ψ : Reduction of area %

Fig. 3 Variation of fracture ductility due to shape of specimens

うことにより残留破断延性値を求めた。このとき、留破断延性値の正確な値に対する誤差は3%以下におさまることが図3(a)からわかる。 $l_0/d_0=1.5$ の円柱形試験片を用いて得られた機械的性質を表2に示す。

3・2 残留破断延性値の検討 図4に得られた低サイクル疲労寿命曲線を示す。図中には単純引張試験で求めた破断延性値の2倍の値を1/4サイクルの値として()内に併記した。塑性ひずみ幅 $\Delta\varepsilon_P$ を0.5%から4%と広範囲に変えて実験を精度よく行った結果、得られたデータにばらつきはあまりみられなかった。また、塑性ひずみ幅 $\Delta\varepsilon_P$ と破壊繰返し数 N_f の間にはManson-Coffin型の関係が成り立っており、最小二乗法で求めた寿命則は次式で表される。

$$\Delta\varepsilon_P \cdot N_f^{0.56} = 1.02 \quad (1)$$

Fig. 4 Low cycle fatigue life and points obtained residual fracture ductility

Fig. 5 Relation between the relative ratio of residual fracture ductility and the cycle ratio

このとき、本実験の範囲内では破壊はすべて表面から生じた。そこで、ここでは $\Delta\epsilon_P$ として1%と3%を選び、所定の回数繰返し変形させた後(図4中の●印)引張試験を行い、残留破断延性値 ϵ_{FR} を求めた。

図5に繰返し数比 N/N_f と残留破断延性の相対値 ϵ_{FR}/ϵ_F の関係を示す。ここで、 ϵ_F は疲労試験に用いた $l_0/d_0=1.5$ の円柱形試験片の値($\epsilon_F=1.114$)である。また、砂時計形試験片を用いて得られた従来の結果のうち表面型破壊だとみなされるひずみ幅の中から代表的なものを選び、図中に併記した。なおこのとき、繰返し数比 N/N_f に対応する表面き裂長さ l をレプリカ法により別途測定⁽⁶⁾し、図中に併せて示した。 $\ln l$ と N/N_f の関係は図6から求めている。これより、 N/N_f の増加に伴う ϵ_{FR}/ϵ_F の変化は、繰返しの初期($l < 23 \mu\text{m}$: $N/N_f < 0.2$)の段階で処女材より5%ほど低下していることがわかるが、これは従来の結果と大勢において傾向が似かよっている。しかしながら、砂時計形試験片を用いて得られた従来の結果では繰返し数比 N/N_f が0.7(本研究では l が0.5 mm)近傍でいずれも ϵ_{FR} が急激に低下^{(1)(10)~(13)}し、破断時の破壊形態も

Cup & Cone形からせん断形に遷移⁽¹¹⁾⁽¹²⁾していたが、本研究では N/N_f が0.9(き裂長さ l が1.5 mm)に達してもそのような ϵ_{FR} の低下はみられず、10%ほど値が減少しているにすぎない。またこのとき、破壊形態の遷移もみられなかった。この違いは試験片形状が異なることに起因しているものと思われる。

図7に $\Delta\epsilon_P$ が1%における低サイクル疲労後の引張変形曲線を公称応力と真ひずみの関係で示す。これより、 N/N_f が0.1とわずかに繰返し変形を与えただけで処女材の引張変形曲線とは曲線の傾向が異なっていることがわかる。すなわち、繰返し材では踊り場が消滅しており、この傾向は繰返し変形が進行しても本質的には変わっていない。図8には $\Delta\epsilon_P$ が3%の場合について示しているが、 $\Delta\epsilon_P$ が1%の場合と同様の

Fig. 7 Variation of tensile stress-strain curves after low cycle fatigue ($\Delta\epsilon_P=0.01$)

Fig. 8 Variation of tensile stress-strain curves after low cycle fatigue ($\Delta\epsilon_P=0.03$)

Fig. 6 Crack growth curve of S 15 C ($\Delta\epsilon_P=0.01$)

Fig. 9 Relation between the strains ϵ_{FR} , $(\epsilon_{FR} - \epsilon_M)$, ϵ_M and the cycle ratio

傾向が見受けられる。

そこで、 ϵ_{FR} の値を最高荷重点までのひずみである ϵ_M とくびれ後から破断までのひずみ ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) に分け、まとめ直したものを図9に示す。これより、 ϵ_M および ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) は塑性ひずみ幅にほとんど関係なく、いずれも繰返しが増すに伴い値が低下していることがわかる。しかしながら、両者には多少傾向の異なる点も見受けられる。すなわち、 ϵ_M は繰返し初期に値が低下した後、 l が 1.5 mm (N/N_f が 0.9) を越えるまで値がほぼ一定であるのに対し、($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) では繰返しが増すにつれ、わずかずつではあるが値が直線的に低下している。また、その低下量は ϵ_M のほうが多少大きい。

一般に、破断延性値が低下する要因としては試料内部の初期欠陥体積率や試料表面に発生する微小き裂あるいはボイドやき裂の発生・成長に伴う内部損傷の変化や材料の加工硬化度の変化などが考えられる⁽¹⁵⁾。このうち、第一の要因については、行っている実験条件を考えれば除外すべきであることがわかる。また、

Fig. 10 Variation of tensile stress-strain curves on annealed specimens after low cycle fatigue

Fig. 11 Variation of tensile stress-strain curves on polished and annealed specimens after low cycle fatigue

残りの要因のうち、本研究において実験した範囲内では、繰返しに伴う加工硬化ならびに試料表面の微小き裂がその原因として考えられる。そこで、このことを検討するため、 $\Delta\epsilon_p$ が 1% および 3% の場合について $N/N_f = 0.8$ (き裂長さ l が 0.9 mm) まで繰返した試験片に対し、まず 900°C で 1 h の真空焼なましを行い、繰返しに伴う加工硬化の影響を取り除いた場合の残留破断延性値を求めた。

図10に焼なましを行った後の引張変形曲線(真応力-真ひずみ曲線)を処女材の変形曲線とともに示す。なおこのとき、破断時の最終荷重は破断時のひずみをもってあてた。これより、いずれのひずみ幅においても、最高荷重点までのひずみ ϵ_M はほぼ回復しているのに対し、くびれ後のひずみ ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) は完全には回復していないことがわかる。そこで、次に、この試験片の表面を直径あたり 1 mm 研磨することで疲労により生じた表面き裂を完全に除去した後 900°C で 1 h 真空焼なましを行い、残留破断延性値を求めた。図11にその結果を示しているが、表面研磨と焼なましをともにを行った後の引張変形曲線では、最高荷重点までのひずみ ϵ_M だけでなく、くびれ後のひずみ ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) もほぼ回復しており、いずれのひずみ幅においても残留破断延性値 ϵ_{FR} は処女材の値と等しくなっている。

以上の ϵ_{FR} の結果を ϵ_M と ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) に分け、まとめ直したものを図12に示す。これより、焼なましを行うことで ϵ_M が処女材と同程度まで回復していることから、疲労を与えたことによる ϵ_{FR} の低下のうち

Fig. 12 Variation of the strains ϵ_{FR} , ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$), ϵ_M under various conditions after low cycle fatigue

ϵ_M が低下した原因は、繰返しに伴う材料全体の加工硬化であることがわかる。また、表面の研磨を行ったことにより ($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) が回復していることから、($\epsilon_{FR} - \epsilon_M$) が低下した原因は表面き裂に代表される試料表面層の劣化であることがわかる。したがって、表面型の破壊形態を示すひずみ幅の領域で残留破断延性値を低下させる要因は、菊川ら⁽¹⁾や西谷ら⁽²⁾が指摘したように繰返しに伴う材料全体の加工硬化ならびに表面層の劣化によるものであるといえよう。ただしその影響は破断直前まで及んでおり、またそれらの低下の傾向は互いに異なるものの低下の程度はいずれも非常に小さく、ただだか5%程度にとどまっていることが新たにわかった。以上のことから、低サイクル疲労においては繰返しに伴う加工硬化により損傷がわずかに内部に蓄積するが、疲労損傷の大半は、従来から指摘されているように表面のき裂の大きさによって代表されるものであり、この二つが低サイクル疲労損傷の物理的実体であることが明らかとなった。

4. 結 言

S15C を用いて残留破断延性値の変化を求め、低サイクル疲労における疲労損傷について検討を行った。試験片には円柱形を用い、繰返し後の引張変形曲線を詳細に求めた結果、次の結論を得た。

- (1) 正確な破断延性値を得るためには、 l_0/d_0 が2以上の円柱試験片が必要である。砂時計形試験片では、 ρ_0/d_0 をかなり大きくしても正確な値は得られない。
- (2) 円柱形試験片を用いた場合、残留破断延性値は疲労の初期(き裂長さ $l < 23 \mu\text{m}$: 繰返し数比 $N/N_f < 0.2$)で5%ほど低下するが、その後の変化は少なく、 N/N_f が0.9(l が1.5 mm)と破断直前になっても10%ほど値が低下するにすぎない。
- (3) 従来の報告では N/N_f が0.7近傍で残留破断延性値の急激な低下やそれに伴う破壊形態の遷移がみられたのに対し、円柱形試験片を用いた本研究の結果では N/N_f が0.9(き裂長さ l が1.5 mm)に達してもそのような傾向はみられない。これは、試験片形状の違いに起因しているものと思われる。
- (4) 残留破断延性値が低下する要因は二つある。一つは繰返しに伴う材料全体の加工硬化であり、他の一つは表面層の劣化によるものである。前者は疲労の初期に値が5%ほど低下した後破断直前まで値がほぼ

一定であるのに対し、後者は繰返しが増すにつれわずかずつながら値が直線的に低下する。その低下量は前者のほうが多少大きい。

(5) 低サイクル疲労においては繰返しに伴う加工硬化により損傷がわずかに内部に蓄積するが、疲労損傷の大半は表面のき裂の大きさによって代表されるものである。

最後に、実験にご協力いただいた当時本学学生永田正道君と高松光広君に謝意を表する。

文 献

- (1) 菊川真・大路清嗣・大久保尚義・横井玉雄・森川隆, 低繰返し数領域における疲れ損傷とその回復, 機論, 38-305(1972), 8-15.
- (2) 西谷弘信・森田尚文, 炭素鋼の低サイクル疲れにおける疲れ被害, 機論, 39-322(1973), 1711-1719.
- (3) 村上敬宜・原田昭治・谷石彦文・福島良博・遠藤達雄, 微小き裂の伝ば則, 低サイクル疲労法則およびマイナー則成立の相互関係について, 機論, 49-447, A(1983), 1411-1418.
- (4) 村上敬宜・真壁朝敏・西谷弘信, 70/30 黄銅における低サイクル疲労法則と微小き裂伝ば則の関係, 機論, 50-459, A(1984), 1828-1835.
- (5) 森野数博・西谷弘信・西村太志, 球状黒鉛鋳鉄の低サイクル疲労における微小き裂伝ば則の検討, 機論, 61-589, A(1995), 2003-2008.
- (6) 森野数博・西谷弘信・西村太志, 低サイクル疲労寿命の支配因子の検討, 機論, 63-608, A(1997), 657-664.
- (7) Thompson, N., Wadsworth, N. and Louat, N., The Origin of Fatigue Fracture in Copper, *Phil. Mag.*, 1(1956), 113-126.
- (8) 石橋正, 繰返し応力によって6-4黄銅が受ける被害について, 機論, 28-194(1962), 1301-1305.
- (9) Sessler, J. G. and Weiss, V., Low Cycle Fatigue Damage in Pressure-Vessel Materials, *Trans. ASME, Ser. D*, 85-4(1963), 539-547.
- (10) 大谷信雄・阿部隆・清水真佐男・国尾武, 低炭素鋼の低サイクル疲労における残留破断延性変化と微視破壊挙動との関連について, 機論, 45-399, A(1979), 1304-1310.
- (11) 村上敬宜・真壁朝敏・西谷弘信, 70/30 黄銅の低サイクル疲労過程における破断延性の低下について, 機論, 50-457, A(1984), 1574-1580.
- (12) 原田昭治・福島良博・秋庭義明・福田武, 微小き裂伝ばに注目した低サイクル疲労寿命評価(残留破断延性と残存寿命の関係), 機講論, No. 900-86(1990-11), 557-559.
- (13) 小茂鳥潤・清水真佐男, 極低サイクル疲労における延性低下挙動とその支配要因について, 機論, 57-544, A(1991), 2879-2883.
- (14) 森野数博・西谷弘信・西村太志・別府忠, 引張圧縮低サイクル疲労試験片形状の問題点とその対策, 機論, 60-571, A(1994), 682-689.
- (15) 森野数博・西谷弘信・西村太志・別府忠, 予ひずみ材における破断延性値の低下機構, 機論, 59-567, A(1993), 2540-2545.