鋳鋼の低サイクル疲労特性に及ぼす微小凝固欠陥の影響

大島 聡 範* 林 忠 夫* 高橋 忠 義**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 52, No. 2 (1988), pp. 236-242

Effects of Small Casting Defects on the Low Cycle Fatigue Properties of Cast Steel

Toshinori Ohshima*, Tadao Hayashi* and Tadayoshi Takahashi**

Applicability of Manson's rule to low cycle fatigue of cast steel containing small casting defects is examined taking account of the dependance of fatigue life upon tensile fracture strain.

Results are summarized as follows.

(1) Manson's rule is applicable to the low cycle fatigue of the defective cast steel, on the ground of the correlation between the increase in defectivity and the reduction in tensile fracture strain.

(2) Low cycle fatigue lives of the defective cast steels decrease with the increase of the total strain intensity factor range of initial defects.

(3) Low cycle fatigue life prediction of the defective cast steel using Paris' rule based on the initial defect size corresponds well to the prediction using Manson's rule based on defectivity.

(Received June 30, 1987)

Keywords: low cycle fatigue, cast steel, small casting defect, defectivity, Manson's rule, Paris' rule, strain intensity factor

I. 緒 言

金属材料の低サイクル疲労過程は、一定の塑性歪範囲 $\Delta\epsilon_p$ の繰返しに伴う疲労損傷の累積によって破断に至るものであり、 $\Delta\epsilon_p$ と破断繰返し数 N_f の関係は一般に Manson の式によって次のように表わされる⁽¹⁾。

$$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^a = C \quad (1)$$

ここで、 a , C は定数であるが、 C は静的引張り試験における破断延性 ϵ_f に依存することが知られており、したがって N_f は ϵ_f によって支配されることになる。

しかしながら、この関係は一般に均質な圧延材について求められたものであるから、鋳造材のように、内在する微小凝固欠陥によって引張り破断延性 ϵ_f が左右される場合において、上述の ϵ_f と N_f の関係を適用し得るか否かは明確ではない。このような観点からの研究は少なく、鋳鋼⁽²⁾あるいは鋼板溶接部⁽³⁾などについての報告も、主として荷重制御条件で行なわれたものであり、Manson 則にもとづく低サイクル疲労特性と微小凝固欠陥の関係につい

て、十分な検討がなされているとは言い難い。

一方、著者らは前報で⁽⁴⁾、鋳鋼の引張り破断延性 ϵ_f が、破面中に占める欠陥の投影面積率 R_c の 1/2 乗に比例して減少することを見出し、これにもとづいて R_c および ϵ_f と N_f の関係を検討するならば、微小凝固欠陥を有する鋳造材に対する、Manson 則の適用性について明らかにすることができると考えられる。

また、最近の研究⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾において、低サイクル疲労損傷の実体は、高サイクル疲労におけるそれと同様に、微小き裂の発生から伝播拡大に至る過程に対応するものであることが明らかにされ、これを評価する有効なパラメータとして、歪拡大係数 K_e が用いられるようになった。 K_e は線形破壊力学における応力拡大係数 K_I の概念を弾塑性域に拡張して定義されたものであり、高サイクル疲労特性の評価における適用例⁽⁸⁾⁽⁹⁾と同様に、低サイクル疲労特性の評価においてもその有効性が期待される。

さらに、 K_e による評価を適用し得るならば、低サイクル疲労き裂の進展特性を Paris の関係式⁽¹⁰⁾で整理して破断寿命を予測計算し、これと、欠陥率 R_c をパラメータと

* 苫小牧工業高等専門学校機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Tomakomai College of Technology, Tomakomai)

** 北海道大学工学部金属工学科 (Department of Metallurgical Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

して Manson 則から求めた寿命予測値との対応性について検討することができる。

本研究は以上の諸点にもとづいて、微小凝固欠陥を有する鋳鋼の低サイクル疲労特性に対する Manson 則の適用性、ならびに歪拡大係数および Paris 則にもとづく破断寿命評価の有効性について検討を行なったものである。

II. 実験方法

供試材は S45C 相当の中炭素鋼ブルーム連続铸造材から採取した $240 \times 300 \times 120 \text{ mm}^3$ のブロックで、Table 1 に化学成分を、Table 2 に铸造条件を示す。これを Fig.1 に示すように表面から中心に向かって分割し、1123 K-3.6 ks 焼鈍後、Fig.2 に示す試験片を製作し、1123 K-3.6 ks オーステナイト化後水焼入、823 K-3.6 ks の焼戻しを行なった。

引張り試験は高剛性のネジ駆動方式の試験機を使用し、引張り速度 $1.67 \times 10^{-5} \text{ m/s}$ で行なった。低サイクル疲労試験はクロズドループ型の電気油圧サーボ式試験機を使用し、周波数 0.1 Hz の完全両振り引張り圧縮で、標点間に取付けた動変位検出器によって歪制御を行なった。

き裂進展速度の測定は Fig.2 の試験片の平行部中央に直径 0.5 mm、深さ 0.5 mm の円孔切欠を設けたものを使

Table 1 Chemical composition of the steel/mass%.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	T.Al	Ca
0.45	0.21	0.78	0.018	0.029	0.02	0.011	0.037	0.010	0.0038

Table 2 Continuous casting condition of the steel.

Steel grade	S 45 C
Bloom size	$247 \times 300 \text{ mm}^2$
Casting temperature	1798-1803 K
Casting speed	$1.117 \times 10^{-2} \text{ m/s}$

Fig.1 Location of specimen bars in continuously cast steel bloom.

(a) Tensile specimen

(b) Low cycle fatigue specimen

Fig.2 Geometry of tensile (a) and low cycle fatigue (b) specimens.

用し、き裂長さの測定は 20 倍の読取顕微鏡とダイヤルゲージを併用した。ここで、き裂長さ $2c$ とき裂深さ a の関係は、丸棒表面からのき裂進展に関する多くの報告⁽⁷⁾⁽¹¹⁾⁻⁽¹³⁾にもとづいて $a/2c = 0.4$ としたが、これは本実験においても確認された。

破面は走査型顕微鏡で観察し、微小凝固欠陥を識別して、前報⁽⁴⁾と同様に欠陥率 R_c および初期欠陥寸法 a_0 を求めた。すなわち破面上の欠陥の投影形状を ASME sec. XI⁽¹⁴⁾の基準に準拠して円または楕円で近似し、その総和を A_c 、破面の面積を A_f とすれば $R_c = A_c/A_f$ である。また、疲労き裂の起点となった初期欠陥の寸法 a_0 も同様に ASME の基準に準拠して求めた。なお、低サイクル疲労試験片についての欠陥率の測定は、最終延性破断面を対象として行ない、引張り試験片における測定値との対応に留意した。

低サイクル疲労における全歪範囲 $\Delta \epsilon_t$ 、弾性歪範囲 $\Delta \epsilon_e$ および塑性歪範囲 $\Delta \epsilon_p$ と破断繰返し数 N_f の関係は次のように表わされる⁽¹⁵⁾。

$$\Delta \epsilon_t = C_e N_f^{-k_e} + C_p N_f^{-k_p} \quad (2)$$

$$\Delta \epsilon_e = C_e N_f^{-k_e} \quad (3)$$

$$\Delta \epsilon_p = C_p N_f^{-k_p} \quad (4)$$

ここで、 k_e 、 k_p は定数であり、多くの金属において $k_e = 0.12$ 、 $k_p = 0.6$ であることが知られている。また C_e は引張強さ σ_B 、ヤング率 E および定数 C によって次式で表わされる。

$$C_e = C(\sigma_B/E) \quad (5)$$

さらに C_p は α を定数として次式で表わされる

$$C_p = \epsilon_f^\alpha \quad (6)$$

したがって式(1)から Manson の関係は次のように表わされる。

$$\Delta \varepsilon_p N_f^{1/p} = \varepsilon_f^a \quad (7)$$

全歪拡大係数幅 ΔK_{ε} および塑性歪拡大係数幅 ΔK_{ε_p} は、応力拡大係数幅 ΔK_I との類似から次のように求めた⁽¹¹⁾。いま、き裂あるいは欠陥を半楕円形で近似し、深さを a 、幅を $2c$ とすれば、き裂最深部の歪拡大係数幅は Irwin の式⁽¹⁶⁾と Kobayashi, Moss の自由表面補正係数 M ⁽¹⁷⁾を組合わせて次のように表わされる。

$$\Delta K_{\varepsilon} = M \Delta \varepsilon \sqrt{\pi a / Q} \quad (8)$$

$$\text{ここで } M = 1 + 0.12(1 - a/2c)^2 \quad (9)$$

$$Q = \phi^2 - 0.212(\sigma/\sigma_y)^2 \quad (10)$$

ϕ は第 2 種の完全楕円積分であり、次式で与えられる。

$$\phi^2 = (\lambda) = \int_0^{\pi/2} (\cos^2 \xi + \lambda^2 \sin^2 \xi)^{1/2} d\xi$$

ここで $\lambda = a/c$ である。

ただし、本報では次の近似式⁽¹⁸⁾を用いた。

$$\begin{aligned} \phi^2 &= 1 + 1.464(a/c)^{1.65} & a/c < 1 \\ &= 1 + 1.464(c/a)^{1.65} & a/c \geq 1 \end{aligned}$$

III. 実験結果および考察

1. 欠陥率と破断延性の関係

Fig.3 は鋳片の表面から中心への距離に対する引張り強さ σ_B 、破断延性 ε_f および欠陥率 R_c の関係を示す。 σ_B は中心部でやや低下するがあまり大きな変化はない。これに対して ε_f は表面部で高く、中間部へ向かって急激に低下し、そこではば一定となったのち、中心部でさらに低下する。一方、 R_c は表面で低く、中間部へ向かって急増し、そこではば一定となったのち、中心部へ向かってさらに増

Fig.3 Tensile properties and defectivity versus distance from surface of the continuously cast S45C bloom.

Fig.4 Fracture strain versus defectivity.

Fig.5 Fracture strain versus square root of defectivity.

加する。すなわち ε_f と R_c は鋳片表面からの距離に対してほぼ対称的に変化する。そこで ε_f と R_c を両軸にとって示せば、Fig.4 のように右下りの曲線となって R_c の増加にともなう ε_f の減少が明確となる。このような ε_f と R_c の変化は、鋳片表面から内部への冷却速度の減少にともなう凝固条件の変化によってもたらされるものであるから、それによっても凝固組織も粗大化する。しかし、この組織の粗大化が ε_f に及ぼす影響は、ほとんど無視し得るものであることが、前報⁽⁴⁾において明らかにされている。したがって、破断延性を支配する主要因は欠陥率 R_c であると考えることができる。

そこで Fig.4 の曲線を $\varepsilon_f = B - AR_c^n$ なる形式で表わし、 A, B を正の定数、 $n = 1/2$ とすれば、Fig.5 のように直線関係となる。これより A, B を定めれば次式を得る。

$$\varepsilon_f = 0.56 - 17.9\sqrt{R_c} \quad (11)$$

すなわち ε_f は R_c の $1/2$ 乗に比例して減少し、これは前報⁽⁴⁾の結果と一致する。ここで Fig.3 における R_c と ε_f の変化傾向から、両者が急激に変化する点をもって区分し、Fig.4 に示すように $R_c < 0.01$ を低欠陥率、 $0.01 \leq R_c <$

0.03 を中欠陥率, $0.03 \leq R_c$ を高欠陥とすれば, それに対応する ε_f の区分は, $\varepsilon_f \geq 0.4$, $0.4 > \varepsilon_f \geq 0.15$, $0.15 > \varepsilon_f$ となる.

2. 欠陥率と低サイクル疲労特性

Fig.6 は欠陥率 R_c の異なる試験片の低サイクル疲労特性を示す. 縦軸は塑性歪範囲 $\Delta\varepsilon_p$, 横軸は破断繰返し数 N_f である. 各試験片の欠陥率は 3 段階に区分して表わし, 高欠陥率は黒丸で $R_c \geq 0.03$, 中欠陥率は半黒丸で $0.01 \leq R_c < 0.03$, 低欠陥率は白丸で $R_c < 0.01$ とした.

これらの結果に対して式(7)の Manson の関係の適用性を検討したところ, $k_p = 0.6$, $\alpha = 1$ とした場合に, ほぼ実験結果を満足することがわかり, 次式を得る.

$$\Delta\varepsilon_p N_f^{0.6} = \varepsilon_f \quad (12)$$

Fig.6 の直線は式(12)において $\varepsilon_f = 0.4, 0.25, 0.15$ とした場合であるが, これらの ε_f の値は Fig.4 における R_c と ε_f の関係にもとづく区分値に対応する. すなわち, $R_c < 0.01$ の低欠陥率材は $\varepsilon_f = 0.4$ に対応する直線に沿って分布し, また, $0.01 < R_c \leq 0.03$ の中欠陥率材は $\varepsilon_f = 0.25$ に対応する直線に沿って分布する. さらに $0.03 \leq R_c$ の高欠陥率材は $\varepsilon_f = 0.15$ に対応する直線に沿って分布する. これより N_f は R_c を仲介として ε_f によって支配され, 欠陥を含む鋳鋼においても Manson の関係を適用し得ることがわかる.

Fig.7 は縦軸に全歪範囲 $\Delta\varepsilon_t$ をとって Fig.6 と同様に検討を行なったものである. ここでは式(2)において, $C = 2.5$, $k_p = 0.12$, $\sigma_B = 930 \text{ MPa}$, $E = 2.05 \times 10^5 \text{ MPa}$ とした場合に実験値とほぼ適合する結果となり, 次式を得る.

$$\Delta\varepsilon_t = 0.0113 N_f^{-0.12} + \varepsilon_f N_f^{-0.6} \quad (13)$$

式(13)で $\varepsilon_f = 0.4, 0.25, 0.15$ としたときの $\Delta\varepsilon_t - N_f$ 曲線は Fig.6 の場合と同様に低, 中, 高の欠陥率に対応し, $\Delta\varepsilon_p$ と同様に $\Delta\varepsilon_t$ についても Manson の関係が成立することがわかる.

ここで, ε_f と R_c の関係をあらわす式(12)と, Manson

Fig.6 Low cycle fatigue test results of variously defective cast steels arranged employing plastic strain range. Curves are plotted using Manson's rule.

Fig.7 Low cycle fatigue test results of various defective cast steels arranged by the total strain range. Curves are plotted using Manson's rule.

Fig.8 Number of cycles to failure versus square root of the defectivity. Lines are plotted using eq.(14)

Fig.9 Correlation between measured and calculated fatigue lives obtained from eq.(14)

則をあらわす式(13)を考慮して, $\sqrt{R_c}$ と N_f を両軸に取り, $\Delta\varepsilon_p$ をパラメータとしてプロットすれば, Fig.8 のように 3 本の平行な直線となる. これより R_c と N_f の関係を求めれば式(14)を得る.

$$\log N_f = 5.83 - 11.57 \Delta \epsilon_p^{0.3} - 4.32 \sqrt{R_c} \quad (14)$$

式(14)によって各 $\Delta \epsilon_p$ に対応する N_f を計算し、これを N_f の実測値に対してプロットすれば Fig.9 のように良好な直線関係が得られる。以上より、微小欠陥を含む鋳鋼の低サイクル破断寿命 N_f は、欠陥率 R_c および塑性歪範囲 $\Delta \epsilon_p$ の関数として式(14)で表わされる。

3. 欠陥率と初期欠陥寸法の関係

前節において破断寿命 N_f と欠陥率 R_c の間に一定の関係のあることを示したが、一般に疲労特性は疲労き裂の起点となる初期欠陥の寸法 a_0 に支配される傾向が強い。そこで R_c と a_0 の関係について検討することが必要となる。

引張り延性破断においては、欠陥を起点として発生したき裂は引張り変形の進行にともなって次々と欠陥を辿り、それらを連結しつつ伝播拡大して破断に至る。したがって破面上には多数の欠陥が現われる⁽⁴⁾。これに対して低サイクル疲労破断では、初期欠陥から発生したき裂は、応力の方向と垂直な方向に進展する傾向が強く⁽⁶⁾⁽¹⁹⁾、内在する欠陥を連結する形式となるにしても延性破断の場合ほど顕著ではないので、破面上に現われる欠陥は引張りの場合と比べて少なくなる。すなわち、引張り破断特性は破断に直接関与した欠陥の投影面積率としての欠陥率と密接に関係する⁽⁴⁾が、低サイクル疲労特性は、き裂発生点としての初期欠陥寸法に支配される傾向が強く、欠陥率との関係は稀薄であると考えられる。そこで各試験片について a_0 と R_c の関係をプロットすれば Fig.10 のように右上りの曲線となって両者の間には一定の関係がある。すなわち、 N_f を直接的に支配する要因としては a_0 の効果が大きい。が、 a_0 の増加とともに R_c もまた増加することから、 R_c は N_f を支配する間接的な要因としての意味を持つに至ったものと考えられる。しかしながら、低サイクル疲労特性に対する欠陥の影響は、き裂の発生過程に限られるのではなく、伝播過程においても、き裂と欠陥との相

Fig.10 Initial defect size versus defectivity.

互関係は決して無視し得るものではないと考えられるので、この点については今後さらに検討が必要である。

4. 初期欠陥の歪拡大係数幅と破断寿命の関係

Fig.11 は疲労き裂の起点となった欠陥について、全歪拡大係数幅 ΔK_{ct} を求め、破断繰返し数との関係をプロット

Fig.11 Number of cycles to failure versus total strain intensity factor.

Fig.12 Scanning electron micrographs of low cycle fatigue fracture surface (a) and its enlargement (b) showing initial defects.

トしたものである。 ΔK_{e_t} の増加にともなう N_f は減少し、両者の間には直線関係が成立する。これより、破断寿命 N_f は初期欠陥寸法から決まる全歪拡大係数幅によって、ほぼ決定されることがわかる。これは、安定成長域におけるこの種のき裂が、一般にアスペクト比 $a/2c=0.4$ の半楕円形を保ちつつ拡大するという、多くの実験結果⁽⁷⁾⁽¹¹⁾⁽¹²⁾からも裏付けられる。ここでFig.11の関係から次式を得る。

$$N_f = 5 \times 10^2 (\Delta K_{e_t})^{-3.72} \quad (15)$$

なお、 N_f と ΔK_{e_p} の関係については、 ΔK_{e_t} の場合と比較してデータプロットが大きくばらつき、良い結果は得られなかった。この理由は明確ではないが、塑性歪成分にもとづく ΔK_{e_p} は、弾塑性歪成分にもとづく ΔK_{e_t} とくらべて非線形性が強く、線形破壊力学にもとづく ΔK_I との類似性が劣ることによるものと思われる。

Fig.12は、低サイクル疲労破面の一例で、(a)の矢印で示す部分が疲労き裂の起点となった初期欠陥である。(b)はそれを拡大したもので、デンドライト側枝の一部が観察されるが、その表面は平滑で凝固欠陥の特徴⁽⁴⁾を示している。

5. 疲労き裂進展特性と破断寿命の予測

Fig.13は円孔切欠試験の低サイクル疲労き裂進展特性を示す。 ΔK_{e_t} と da/dN の関係は $\Delta K_{e_t} < 2.5 \times 10^{-4} \sqrt{\text{m}}$ の範囲では直線関係となっており、 $da/dN = C(\Delta K_{e_t})^m$ のParis則が成立する。これより定数 C 、 m を求めて次式を得る。

$$da/dN = 8.5 \times 10^2 (\Delta K_{e_t})^{2.88} \quad (16)$$

式(16)の各定数の値は既存の報告⁽⁵⁾⁽⁷⁾⁽²⁰⁾⁽²¹⁾とはほぼ一致しており、妥当な結果であると判断される。そこでParis

Fig.13 Low cycle fatigue crack growth test result.

の式を積分した式(17)から a_0 の値に対する N_f を計算した。ここで a_f はFig.12で da/dN の急速な増加を生ずる ΔK_{e_t} の値から計算した。

$$N_f = \frac{1}{MQ^{-m/2} \Delta \epsilon_t^m \pi^{m/2}} \int_{a_0}^{a_f} \frac{1}{a^{m/2}} da \quad (17)$$

Fig.14は式(17)において $a_0=0.2 \text{ mm}, 0.5 \text{ mm}, 0.7 \text{ mm}$ として計算した $\Delta \epsilon_t$ - N_f 線図を示す。これらの a_0 の値はFig.4における高、中、低の各欠陥率区分に対応する大、中、小の欠陥寸法としてFig.10から求めたものである。計算値と実測値はおおむね良好な対応を示しており、低サイクル疲労における破断寿命はParisの関係式を用いて予測することができる。またこれより、Mansonの関係にもとづいて ϵ_f をパラメータとするFig.7と、Parisの関係にもとづいて a_0 をパラメータとするFig.14は、 R_c を仲介して対応関係にあることがわかる。そこで、Fig.7およびFig.14から所定の全歪範囲 $\Delta \epsilon_t = 0.0055, 0.012, 0.0175$ における破断寿命を求め、両者の関係を示せば、

Fig.14 Number of cycles to failure versus total strain range. Lines are calculated using Paris' rule.

Fig.15 Correlation between fatigue lives calculated using Paris' rule and Manson's rule.

Fig.15 のように良好な相関関係が成立する。これより、微小欠陥を有する鑄造材において、初期欠陥寸法 a_0 にもとづく Paris 則と、破断延性 ε_f にもとづく Manson 則の両者による寿命予測は、ほぼ一致することが確認された。

IV. 結 言

微小凝固欠陥を有する中炭素鑄鋼について引張りおよび低サイクル疲労試験を行ない、欠陥材に対する Manson 則の適用性を調べ、歪拡大係数および Paris 則にもとづく評価を行なって、次の結果を得た。

(1) 低サイクル疲労における Manson 則は、微小凝固欠陥を含む鑄鋼においても適用できる。

(2) 疲労き裂の起点となった初期欠陥の全歪拡大係数範囲 ΔK_{e_i} と、破断寿命の間には相関関係が成立する。

(3) 初期欠陥寸法 a_0 にもとづいた Paris 則による破断寿命の予測と、欠陥率 R_c にもとづいた Manson 則による予測は対応関係が成立する。

文 献

- (1) S.S.Manson : NACA Tech. Note, 2933(1953).
- (2) 星野次郎 : 日本海事協会会誌, No143(1973), 138.
- (3) 飯田国広, 石井勇五郎 : 第 15 回材料強度と破壊国内シンポジウム論文集, April 7, (1970), 116.
- (4) 大島聡範, 高橋忠義, 林 忠夫 : 日本金属学会誌, 51(1987), 375.
- (5) H.Kitagawa, S.Takahashi, C.S.Suh and S. Miyashita : ASTM, STP, 675(1982), 420.
- (6) 村上敬宜, 原田昭治, 谷口彦文, 福島良博, 遠藤達雄 : 日本機械学会論文集, A 49-447(1983), 1411.
- (7) 山田敏郎, 星出敏彦, 藤村 哲, 真鍋雅信 : 日本機械学会論文集, A 49-440(1983), 441.
- (8) L.P.Pook, A.F.Greenan, M.S.Found and W. J.Jackson : Int. J. Fatigue, July, (1981), 149.
- (9) 笠井憲一, 小林英男, 中沢 一, 川本 弘, 片桐利朗, 杉浦正規 : 材料, 23, 25(1974), 737.
- (10) P.C.Paris and F.Erdogan : Trans. ASME, Ser. D, 85(1963), 529.
- (11) 今井康広, 真武友一 : 材料, 32, 361(1982), 1158.
- (12) 西谷弘信, 皮籠石紀雄 : 日本機械学会論文集, A 48-440(1982), 431.
- (13) 幡中憲治, 藤満達朗, 渡辺秀明 : 日本機械学会論文集, A 50-452(1984), 737.
- (14) ASME, Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. XI Div. I, (1977).
- (15) 日本機械学会編 : 金属材料の疲労強度の設計資料IV, 低サイクル疲労強度, 4.
- (16) G.R.Irwin : Trans. ASME. J. Appl. Mech., 29, 651(1962).
- (17) A.S.Kobayashi and W.L.Moss, : *Fracture*, Ed. by P. L. Pratt. et. al., Chapman and Hall, (1969).
- (18) J.C.Newman : ASTM, STP, 687, 16(1979).
- (19) 原田昭治, 村上敬宜, 福島良博, 石松 豊, 遠藤達雄 : 日本機械学会論文集, A 51-464(1985), 1215.
- (20) 幡中憲治, 藤満達朗, 渡辺秀明 : 日本機械学会論文集, A 52-475(1986), 579.
- (21) 同上 : A 51-463(1985), 790.