

鋳鋼の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. 3 (1988), pp. 363-368

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

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

The effects of small casting defects on the fatigue properties of medium carbon cast steel are studied using sample block cut from continuously cast steel bloom.

A series of variously defective specimens cut and machined from the single block are subjected to tensile, fatigue and fatigue crack growth tests. Some other specimens cut and machined from another hexahedrally forged block are also tested, in which defects are pressure welded to be almost removed without change in dendritic morphology.

The results are summarized as follows.

(1) Fatigue crack growth rate of defective cast steel is little affected by the defectivity and dendritic morphology.

(2) Fatigue properties of defective cast steel are almost governed by the magnitude of initial stress intensity factor of the defect from which fatigue crack originates.

(3) In defective cast steel, fatigue limit σ_w is closely related with the tensile fracture strain ε_f as well as the tensile strength σ_B . Therefore, σ_w is successfully correlated with the parameter $\sigma_B \sqrt{\varepsilon_f}$.

(Received November 2, 1987)

Keywords: continuously cast steel, small casting defect, defectivity, defect size, stress intensity factor, fatigue properties, tensile strength, tensile fracture strain, fatigue limit

I. 緒 言

鋳鋼の凝固過程で発生する各種の欠陥は、その機械的性質を左右する要因であるが、とくに、空洞状あるいはき裂状の不連続性欠陥が疲労特性に及ぼす影響は著しく、材料特性の評価に際しては極めて重要な問題である。一方、最近の鋳鋼部材の強度水準の向上に伴って、欠陥に対する感受性も増大しつつあり、従来見過され勝ちであった微小凝固欠陥の、材料特性に及ぼす影響が注目されるようになって来た。しかしながら、従来この方面の研究⁽¹⁾⁻⁽³⁾は、中、低強度の鋳鋼について、ブローホールや引け果など、比較的大きな欠陥の影響を調べたものが多く、また、高強度の鋳鋼について、微小欠陥の影響を調べた研究⁽⁴⁾⁽⁵⁾においても、欠陥の応力拡大係数に基づいて検討したもの⁽⁶⁾は少ない。

著者らは、引張り強さ 900 MPa 程度に調質した中炭素鋳鋼について、材料特性に及ぼす微小凝固欠陥の影響を調べてきたが、これまで研究⁽⁷⁾⁽⁸⁾において、引張り破断面上

に占める欠陥の投影面積率 R_c が、引張り破断延性 ε_f および、低サイクル疲労特性を評価する有効かつ適切なパラメータであることを明らかにした。この R_c に基づく評価は、破断の経路が内部欠陥を連結する形式となる延性破壊においては有効なものである。しかし、高サイクル疲労におけるき裂は、欠陥を起点として発生するが、その後は必ずしも欠陥と関係なく、応力軸と直角の方向に進展するので、欠陥率 R_c との関連性は稀薄である。したがって、ここではき裂の起点となった欠陥の寸法から求められる初期応力拡大係数に基づいた、線形破壊力学的な評価方法が有効であると考えられる。また、鋳鋼においては、引張り強さ σ_B と疲労限度 σ_w の関係は、圧延、鍛造材と比較してばらつきが大きく、満足すべき比例関係が得られないが、この理由は、 σ_B と σ_w の欠陥に対する感受性の差異に基づいて説明し得るものと考えられる。

本研究は、上述の観点に基づいて、種々の欠陥率を有する一連の試験片を用い、疲労特性と欠陥率および欠陥寸法ならびに引張り諸特性の関係を調べ、鋳鋼の疲労特性に及ぼす微小凝固欠陥の影響について明らかにすることを目的

* 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, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

として行なったものである。

II. 実験方法

供試材は前報⁽⁸⁾と同じく、S45C ブルーム連続铸造材から切り出したブロックで、その化学成分を Table 1 に、また連続铸造条件を Table 2 に示す。これを Fig.1 のように表面から中心に向けて分割し、凝固組織および欠陥率の異なる一連の試験片素材を採取して、Fig.2 に示す各種の試験片を製作した。なお、比較材として、ブロックを立方体に機械加工したのち、六面等方熱間鍛造を行なって、凝固組織をほとんど変えることなく内部欠陥だけを圧着し、欠陥を減少させたものについても、同様に試験片を製作した。

熱処理は 1123 K-3.6 ks 焼鈍、1123 K-3.6 ks オーステナイト化後水焼入れ、823 K-3.6 ks の焼戻しを行なった。引張試験は Fig.2(a) の試験片について、インストロンタイプの試験機を使用し、引張り速度 1.67×10^{-5} m/s で行なった。疲労試験は Fig.2(b) の試験片について、クローズドループ型の電気油圧サーボ式試験機を使用し、応力比 0.1、周波数 25 Hz の片振り引張りで行なった。また、疲

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	247×300 mm ²
Casting temperature	1798-1803 K
Casting speed	1.67×10^{-5} m/s

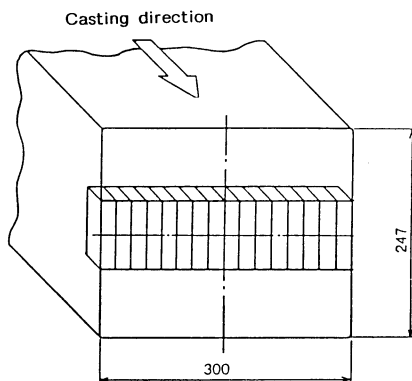


Fig.1 Location of specimen bars in continuously cast steel bloom.

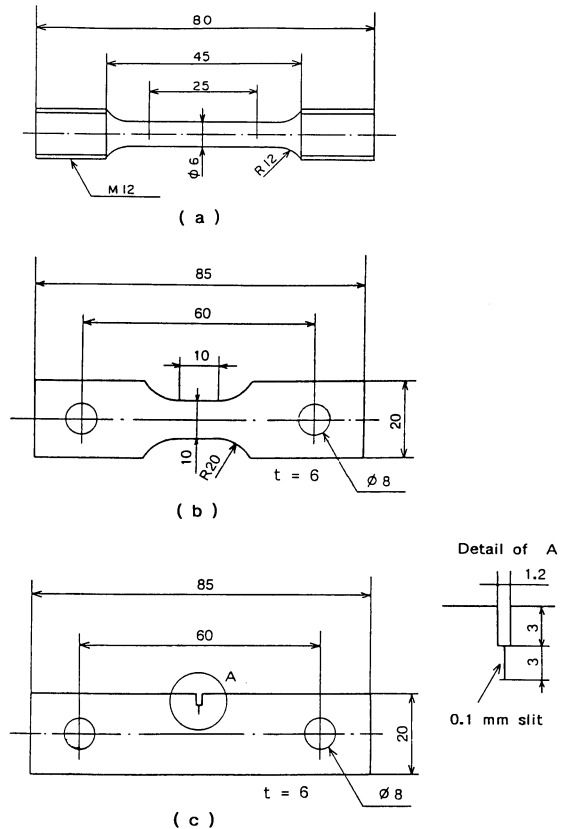


Fig.2 Specimen geometry and dimensions. (a) Tensile test specimen. (b) Fatigue test specimen. (c) Fatigue crack growth test specimen.

勞き裂進展特性試験は、Fig.2(c) の片側切欠付試験片を用いて、疲労試験と同じ条件で行ない、式(1)⁽⁹⁾を用いて応力拡大係数 ΔK を求めた。

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot F(\lambda), \lambda = a/w \quad (1)$$

ここで、

$$F(\lambda) = 1.12 - 0.231\lambda + 10.55\lambda^2 - 21.72\lambda^3 + 30.49\lambda^4 \quad (2)$$

$\Delta \sigma$: 応力範囲, a : き裂全長, w : 板幅

破面は走査型電顕で観察し、微小凝固欠陥を識別して、引張り破面については面積欠陥率 R_c 、疲労破面についてはき裂の起点となった初期欠陥の寸法 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⁽¹⁰⁾ の基準に準拠して円または楕円で近似し、それらの面積の総和を 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、初期欠陥の寸法 a_0 については、表面欠陥を半楕円で近似し、その短軸寸法すなわち深さを a 、長軸寸法すなわち長さを $2c$ とした。

欠陥の応力拡大係数は式(3)⁽¹¹⁾を用いて計算した。

$$\Delta K = M \Delta \sigma \sqrt{\pi a/Q} \quad (3)$$

ここで

$$M = 1 + 0.12(1 - a/2c)^2 \quad (4)$$

$$Q = \phi^2 - 0.212(\sigma/\sigma_y)^2 \quad \sigma_y: \text{降伏応力} \quad (5)$$

ϕ は第 2 種完全楕円積分であるが、ここでは次の近似式⁽¹²⁾を用いた。

$$\phi^2 = 1 + 1.464(a/c)^{1.65} \quad a/c < 1 \quad (6)$$

$$= 1 + 1.464(c/a)^{1.65} \quad a/c \geq 1 \quad (7)$$

III. 実験結果ならびに考察

1. 引張り特性と微小凝固欠陥

Fig.3 は鋳片の表面から内部への距離に対する、引張り強さ σ_B 、破断延性 ϵ_f ならびに欠陥率 R_c の変化を、鋳造材および六面鍛造材について示したものである。鋳造材では、表面部の柱状晶から中間部の分岐柱状晶、さらに中心部の等軸晶へと、凝固組織の変化にともなって欠陥率 R_c は順次増加し、それに対応して破断延性 ϵ_f は減少している。一方、六面鍛造材では、凝固組織は鋳造材と変わらず保たれるが、欠陥の圧着によって、 R_c は表面から内部に向かってほとんどゼロに近い値で推移し、これに対応して ϵ_f もほぼ一定の高い値を保っている。これより、鋳造材において表面から内部へ向かって生ずる破断延性の低下は、微小凝固欠陥の増加によってもたらされるものであり、凝固組織形態とはほとんど関係がないことがわかる。また引

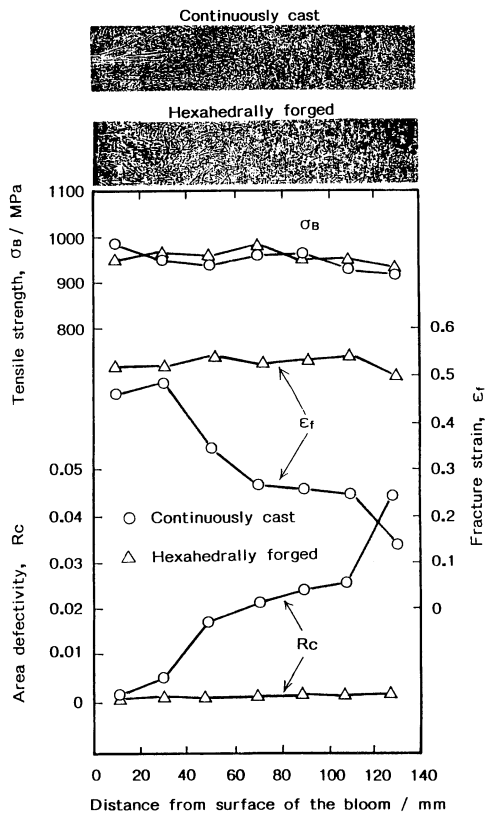


Fig.3 Tensile strength, fracture strain and area defectivity versus distance from surface of the bloom accompanied by change in dendritic morphology.

張り強さは、微小な欠陥に対する感受性が小さく、欠陥率 0.03 以下の範囲ではほとんどその影響を無視することができる。これらの事柄は前報⁽⁷⁾⁽⁸⁾の結果とほぼ一致し、それをさらに確認するものである。

2. 疲労特性と微小凝固欠陥の関係

Fig.4 は、鋳片の表面部から採取した低欠陥率の P 材、同じく中間部から採取した中欠陥率の M 材、さらに中心部から採取した高欠陥率の C 材について、疲労き裂進展特性試験の結果を $da/dN - \Delta K$ 線図として示したものである。ここで P, M, C の各材における測定値はほとんど 1 本の直線上に分布し、ほぼ同一のき裂進展特性を示す。これを Paris の関係⁽¹³⁾ $da/dN = C(\Delta K)^m$ で整理し、次式を得る。

$$da/dN = 1.25 \times 10^{11} (\Delta K)^{2.67} \quad (8)$$

すなわち、各材における欠陥率および凝固組織の差異は、疲労き裂進展特性に対してはほとんど影響を与えない。

Fig.5 は、P, M, C 材およびこれらを六面鍛造した、PF, MF 材の疲労試験による $S-N$ 線図を示す。PF 材から MF 材へ、さらに P 材から M 材、C 材へと $S-N$ 線図は順次低応力短寿命側へとシフトし、疲労限度は低下する。しかし、Fig.4 の結果から明らかなように、各材の疲労き裂進展特性はほとんど同じであるから、これらの $S-N$ 曲線の差異は、疲労き裂の発生条件の差異に起因するものと考えられる。Fig.6 は疲労破面の SEM 写真の例であるが、表面の微小凝固欠陥を起点として、疲労き裂が発生し伝

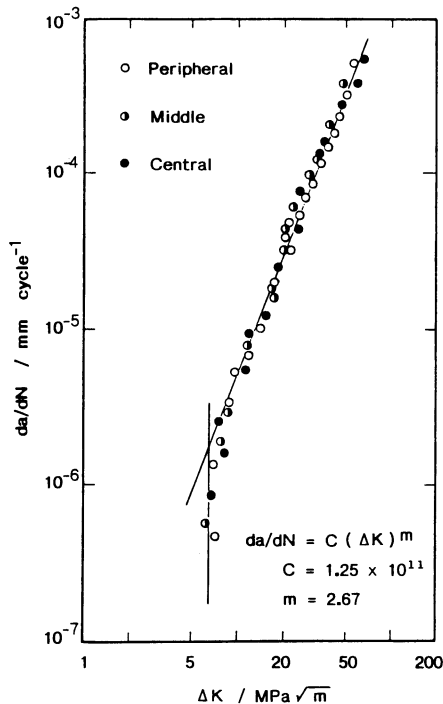


Fig.4 Fatigue crack growth test results of variously defective cast steel.

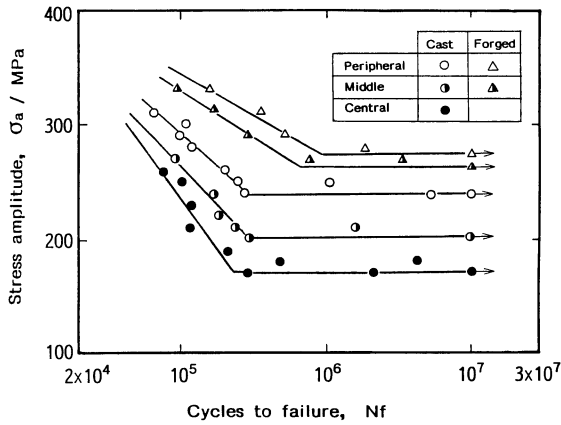


Fig.5 S-N diagrams for variously defective cast steel.

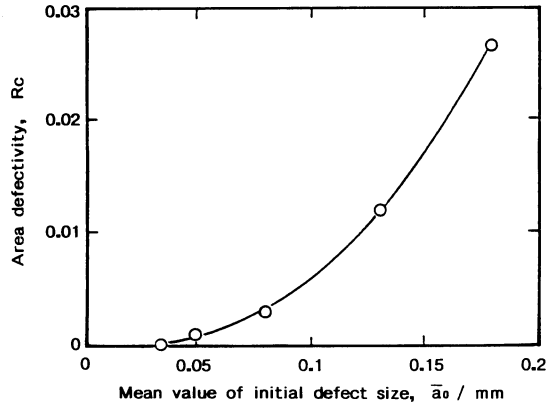


Fig.7 Relationship between mean value of initial defect size and area defectivity.

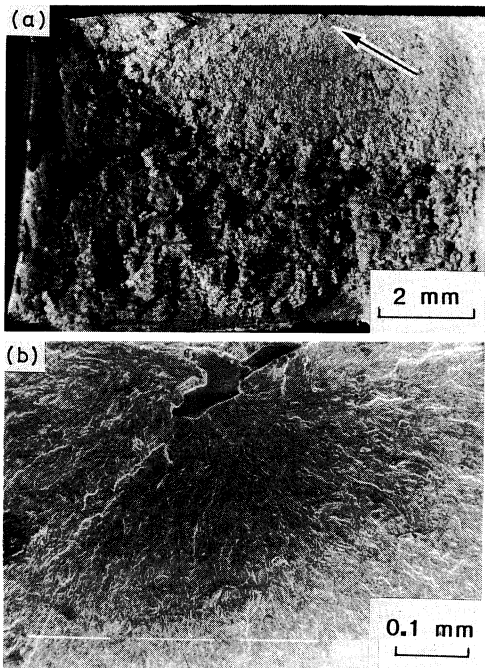


Fig.6 Scanning electron micrographs of the fatigue fracture surface. Arrow in (a) indicates the origin of fatigue crack which enlarged to (b) showing small casting defect.

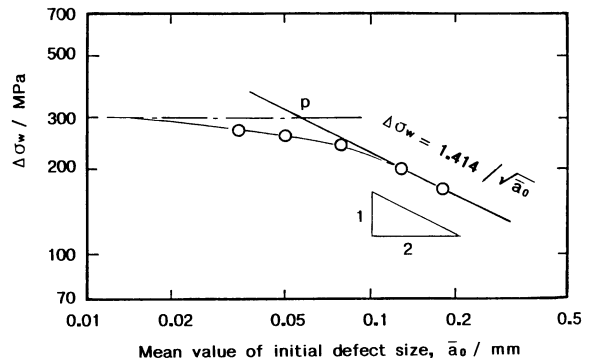


Fig.8 Relationship between the mean value of initial defect size and the fatigue limit stress range.

$$\Delta\sigma_w \bar{a}_0^n = A \tag{9}$$

$$\Delta\sigma_w(\text{MPa}) = 1.414 / \sqrt{\bar{a}_0} (\text{mm}^{-1/2}) \tag{10}$$

式(9)は式(1)と同じ形式であるが、 $\Delta K_{th} = \text{const}$ を意味するもので、欠陥寸法 a と疲労限応力範囲 $\Delta\sigma_w$ との関係をあらわす式として実用的な意味はより明確である。

また、 $\bar{a}_0 < 0.1 \text{ mm}$ の領域では \bar{a}_0 の減少ともななって $\Delta\sigma_w - a$ 曲線は、次第に式(9)の関係から離脱し、 $\bar{a}_0 < 0.015 \text{ mm}$ 以下で $\Delta\sigma_w = 300 \text{ MPa}$ に漸近する。ここで、欠陥から発生したき裂が進展せず停留する限界の応力範囲を $\Delta\sigma_{th}$ とすれば、 $\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_w$ と考えられるので、次式を得る。

$$\Delta K_{th} = \Delta\sigma_w \sqrt{\pi a / Q} \tag{11}$$

ここで Fig.8 から $\Delta\sigma_w = 300 \text{ MPa}$ 、P 点に対応する欠陥寸法 $\bar{a}_0 = 0.065 \text{ mm}$ 、また、欠陥形状を $a/2c = 0.4$ の半楕円形と仮定すれば $Q = 1.825$ であるから、 $\Delta K_{th} = 6.35 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ を得る。これは Fig.4 における ΔK_{th} の値とほぼ一致する。また、Fig.8 における $\Delta\sigma_w - \bar{a}_0$ 曲線の漸近点は、疲労限応力範囲が作用する場合に、欠陥からのき裂進展が開始する限界の欠陥寸法に相当するものと考えられる。したがって疲労限度に影響を及ぼす微小凝固欠陥の下限寸法は、ほぼ $a = 0.015$ 以下であると推定される。

播拡大していることがわかる。ここで、各材について疲労き裂の起点となった初期欠陥の寸法の平均値 a_0 と、これに対応する欠陥率 R_0 との関係をプロットすれば、Fig.7 のように R_0 の増加につれて a もまた増加することがわかる。すなわち、Fig.5 における S-N 曲線の差異は、 R_0 の増加と同時に a も増加することによってもたらされたものであることが明確となる。

Fig.8 は疲労限応力範囲 $\Delta\sigma$ と平均欠陥寸法 \bar{a}_0 の関係を示す。 $\bar{a}_0 > 0.1 \text{ mm}$ の領域では $\Delta\sigma_w$ と \bar{a}_0 は直線関係となり、A および n を定数として、式(9)から式(10)を得る。

3. 欠陥の初期応力拡大係数と破断繰返し数の関係

Fig.9 は、疲労破面からき裂の起点となった欠陥の寸法 a_0 と、附加応力範囲 $\Delta\sigma$ から初期応力拡大係数範囲 ΔK_0 を求め、破断繰返し数 N_f に対してプロットしたものである。 ΔK_0 の増加にともなって N_f は減少し破断繰返し数は ΔK_0 によってほぼ決定されることがわかる。しかしながらデータのばらつきは大きく、全体を1本の直線で表わすことは無理である。そこで種々の検討を行なった結果、 ΔK_0 を $a_0 = 0.1 \text{ mm}$ で区分し、 $a < 0.1 \text{ mm}$ の場合を黒丸、 $a \geq 0.1 \text{ mm}$ の場合を白丸で表示した。この区分値は、Fig.8 で $\Delta\sigma_w - \bar{a}_0$ 曲線が式(9)の関係から明確に離れる点に対応する a_0 の値とした。その結果、データは ΔK_0 に関して高低二つのグループに分かれ、ほぼ同一勾配の2本の直線で表される。これは、初期欠陥寸法が $a_0 < 0.1 \text{ mm}$ の場合、 $a_0 \geq 0.1 \text{ mm}$ の場合と比較して、同一の ΔK_0 レベルに対応する破断繰返し数が常に小さいこと、すなわち、欠陥から発生したき裂の進展速度が大きいことを意味するものである。いま、長さ a の欠陥から発生したき裂の長さを Δl とすれば、き裂先端の応力拡大係数は $K = \sigma \sqrt{\pi(a + \Delta l)}$ であり、き裂進展の初期では Δl は小さいので、 K は a によって決まる。このような微小き裂の進展挙動についての最近の報告⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾によれば、長いき裂と比較して同一の ΔK レベルに対応する進展速度が大きく、その挙動は不安定で、通常の線形破壊力学の概念に基づく取扱いは必ずしも有効ではないことが明らかにされている。したがって、Fig.9の結果は、上述のような、微小き裂の特異な進展特性によるものとして理解される。

ここで、Parisの関係に基づいた破断繰返し数 N_f の予測式を用いて、所定寸法の欠陥に対する破断繰返し数 N_f の予測値 N_{fp} を求め、実測値 N_{fm} と比較することを試みた。 N_f の予測式は Paris の式を積分して、次のように得られる。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \tag{12}$$

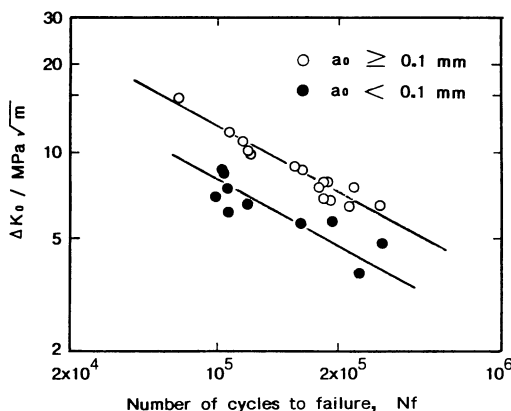


Fig.9 Relationship between the initial stress intensity factor of defect and number of cycles to failure.

$$N_f = \frac{1}{M^m Q^{-m/2} \pi^{m/2} \Delta\sigma^m} \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{a^{m/2}} \tag{13}$$

ここで a_0 は初期欠陥寸法、 a_f は最終破断時のき裂寸法である。

Fig.10 は N_{fm} と N_{fp} の相関関係を示す。データはほぼ 45° の相関線に沿って分布しているが、 $a_0 < 0.1 \text{ mm}$ のデータはほとんどがこの相関線よりも左上方に分布している。これは、予測値 N_{fp} が、実測値 N_{fm} よりも小さいこと、すなわち、常に危険側の予測値を与えることを意味する。このことは、Fig.9において、 $a_0 < 0.1 \text{ mm}$ の場合、同一レベルの ΔK_0 に対応する N_f の値が $a_0 \geq 0.1 \text{ mm}$ の場合とくらべて常に小さいことと一致するものである。これに対して $a_0 \geq 0.1 \text{ mm}$ のデータは、ほとんどが相関線の右下方にあり、安全側の予測値を示す。

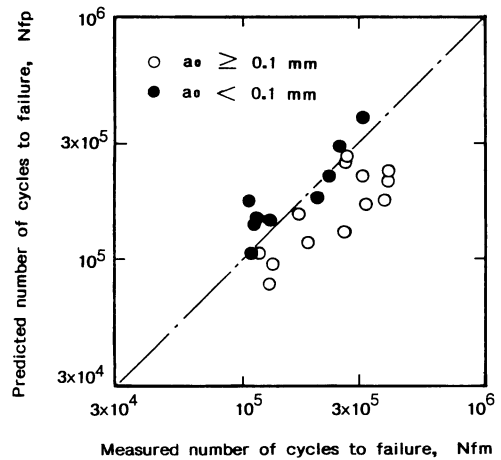


Fig.10 Correlation between the measured and predicted numbers of cycles to failure.

4. 疲労限度と破断延性および引張り強さとの関係

Fig.11 は本実験の結果と、既存の報告⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽¹⁷⁾⁻⁽¹⁹⁾によるデータをあわせて、鋳鋼の引張り強さ σ_B と疲労限度 σ_w の関係を両対数表示したものである。全体としては σ_B の増加にともなって σ_w は増加し、両者は比例関係にあるが、ばらつきは非常に大きく、データは左右に大きく分かれる。図の中央に分布する△印のデータ群は焼鈍、焼準材であり、材質、熱処理の差異にともなって σ_B および σ_w が変化している場合に相当するが、凝固条件の差異は明確でなく、したがって欠陥率については明らかではない。この場合、 σ_B と σ_w の関係は、鋳鋼特有のばらつきの大きな比例関係として表示される。これに対して図の右側に分布する○印のデータ群は、各データ・グループ内で材質、熱処理条件が同一の調質材であるが、供試材の鋳造条件による冷却凝固条件の差異によって欠陥率が異なり、それにともなって σ_w に変化を生じているものである。前述のように σ_B は欠陥率によってはほとんど左右されないの、 σ_B と σ_w の関係は垂直に近い急勾配の直線として表わされる。このように、鋳鋼の σ_w を単なる σ_B との比例関係として

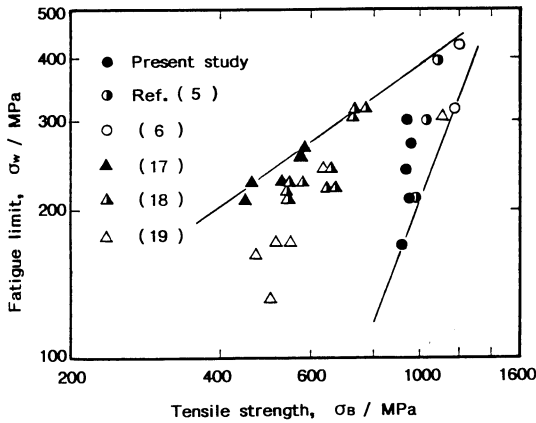


Fig.11 Relationship between tensile strength and fatigue limit of several variety of cast steels.

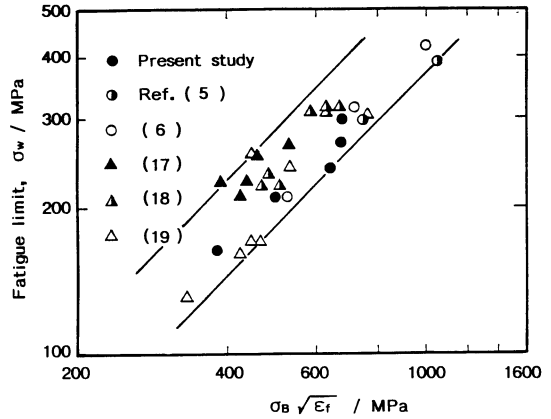


Fig.12 Relationship between parameter $\sigma_B \sqrt{\epsilon_f}$ and fatigue limit of several variety of cast steels.

整理することは必ずしも有効ではない。

従来、鋳鋼の σ_B と σ_w の関係が、圧延、鍛造材とくらべてばらつきが大きいことの原因は漠然と鋳鋼特有の凝固欠陥や材質の不均一性によるものとされていた。しかしながら、Fig.3, Fig.5 および Fig.11 の結果からすれば、このばらつきは主として欠陥に対する感受性が σ_B と σ_w で異なることに起因するものと考えられる。すなわち、 σ_w は基本的には σ_B に比例するものであるが、欠陥に対する感受性の大きな σ_w を、感受性の小さな σ_B によって整理することは無理であり、したがって単なる σ_B のみでなく、欠陥に対する感受性の大きい材料特性をあわせて取り入れることが必要である。そこで、機械的性質のなかで、これに該当する特性として引張り破断延性 ϵ_f に着目し、 σ_B とあわせてパラメータを構成して σ_w との関係を整理事を試みた。

Fig.12 はこのような観点から Fig.11 のデータを再整理したもので、縦軸に疲労限度を、横軸には σ_B にかえて $\sigma_B \sqrt{\epsilon_f}$ なるパラメータを用いている。Fig.11 で左右に大きくばらついていたデータは、すべてある幅をもった直線関係の範囲内に入り、統一的に整理される。とくに、Fig.11 の右側に分布していたデータ群は、ほとんど 1 本の直線で表わされる。これは、 $\sigma_B \sqrt{\epsilon_f}$ が、疲労限をあらわすパラメータとして、簡便かつ適切なものであることを示している。Fig.11 より鋳鋼の疲労限 σ_w は次式で表わされる。

$$\sigma_w = S(\sigma_B \sqrt{\epsilon_f})^r \tag{14}$$

ここで、 S, r は定数であり、本実験においては、 $S=0.4 \sim 0.7, r=1$ を得たが、その意味については明確でなく、今後さらに検討が必要である。

IV. 結 言

中炭素鋼ブルーム連続鋳造材から切り出したブロック、およびこれを六面等方鍛圧したものについて、表面から、内部への欠陥率および欠陥寸法の変化と、引張り特性および疲労特性との関係を調べ、次のような結果を得た。

- (1) 鋳鋼の疲労き裂進展速度は、凝固組織形態および欠陥率によっては、ほとんど影響されない。
- (2) 鋳鋼の疲労特性は、き裂の起点となった欠陥の初期応力拡大係数 ΔK_0 によってほぼ決定され、破断繰返し数 N_f は ΔK_0 に比例して減少する。
- (3) 鋳鋼の疲労限度 σ_w は、引張り強さ σ_B のみならず、引張り破断延性 ϵ_f と密接に関連し、 σ_w はパラメータ $\sigma_B \sqrt{\epsilon_f}$ と良好な比例関係を示す。

文 献

- (1) 松浦佑次：日本機械学会誌，63(1960)，1622.
- (2) 千々岩健児，大内田 久，星野次郎，西岡邦夫：日本機械学会誌，69(1966)，1134.
- (3) L.F.Pook, A.F.Greenan, M.S.Found and W. J.Jackson: Int. J. Fatigue, July (1981), 149.
- (4) F.De Kazinczy: J. Iron Steel Inst., 208(1970), 851.
- (5) R.F.Polich and M.C.Flemings: Modern Castings, 65(1965), 84.
- (6) 河合末男，鯉淵興二：材料，25(1976)，61.
- (7) 大島聡範，高橋忠義，林 忠夫：日本金属学会誌，51(1987)，375.
- (8) 大島聡範，高橋忠義，林 忠夫：日本金属学会講演概要，(1986・10月)，298.
- (9) W.F.Brown Jr. and J.Srawly: ASTM, STP, 410(1966)，1.
- (10) ASME, Boiler and Pressure Vessel Code Sec.XI Div.I, (1977).
- (11) G.R.Irwin: Trans. ASME., J. Appl. Mech., 29-651(1962).
- (12) J.C.Neuman: ASTM, STP, 687, 16(1969).
- (13) P.C.Paris and F.Erdogan: Trans. ASME, Ser. D, 85(1963)，529.
- (14) 北川英夫，高橋 進：日本機械学会論文集 A, 45(1979)，1289.
- (15) D.Taylor and J.F.Knott: Fatigue of Eng. Mater. and Struc., 4-2(1981)，147.
- (16) 田中啓介：材料，33(1984)，961.
- (17) 日本材料学会編：金属の疲労，丸善，(1964)，100.
- (18) 日本機械学会編：金属材料疲労強度の設計資料 (I) 改訂第 2 版，日本機械学会，(1982)，84.
- (19) 鋳物の実体強度調査研究部会編：鋳物の実体強度に関する調査研究報告書 (II)，総合鋳物センター，(1983)，132.