高強度焼結鋼の疲労強度に及ぼす密度の影響*

田 中 紘 一**, 武 藤 睦 治**

The Effect of Density on Fatigue Strength in a High Strength Powder Metallurgical Steel

by Kohichi TANAKA and Yoshiharu MUTOH

The characteristic properties relevant to fatigue design, the high-cycle fatigue strength, the cyclic yield stress, and the crack propagation rate were obtained for a high strength powder metallurgical (PM) steel varying in five density levels. The fatigue limits σ_w and the cyclic yield stress σ_{ys} decreased as the porosity content increased. As the density decreased, the ratio of fatigue limit to tensile strength, σ_w/σ_B , decreased from 0.29 to 0.21, while that to cyclic yield stress, σ_w/σ_{ys} , decreased from 0.50 to 0.29. Thus, the latter ratio was more sensitive to density or porosity content. The crack propagation rates depended strongly on density: the two orders of magnitude differed between the highest-density steel and the lowest density steel. However, these were expressed in a unified form normalizing ΔK by Young's modulus E and multiplying da/dN by a factor defined as $l/(l-d)$, where d is the mean diameter of pores and l the mean inter-pore distance measured in an arbitrary cross section. Based on the unified crack propagation rate, the $S-N$ curves of the PM steels were successfully predicted using an elastic plastic fracture mechanics analysis.

Key Words: Fatigue, Strength, Powder Metallurgy (PM) Steel, Cyclic Yield Stress, Crack Propagation Rate, Density.

1. 緒 言

近年, 主として経済性の面から焼結構造部材は重要性を増し, 高強度部にも使用されるようになってきた。しかし, 今までのところ多くの技術者は焼結材は溶製材(以下, 本報では溶製材は鍛造, 圧延, 押出しなどにより加工された溶製材の意味に使う)に比べて強度的にかなり劣っているといまだに見られているようである。また, 設計上の観点からいうと, 焼結材の疲労特性と引張強度, 降伏応力, 伸びなどの一般的な性質との関連づけが不十分である。さらに従来の焼結鋼に関する報告は Haynes⁽¹⁾や徳永⁽²⁾らによってまとめられているが, 高サイクル疲労結果が主体で近代的な破壊力学的設計手法に入用な疲労き裂伝ばや繰返し応力ひずみ曲線に関するデータは極めて少なく, わずかに Esper らの報告⁽³⁾が目につくのみである。その上, 焼結材のように空孔を多数持つ材料に対し, 本来, 連続体で成立する破壊力学的手法が適用可能であるかどうかともよくわかっていない。

著者らは前報⁽⁴⁾において密度を広範囲に変化させた

高強度焼結鋼を作製し, 静的機械的性質, 破断特性および破壊じん性値と密度の関係を調べた。さらに空孔の体積含有率およびその平均間隔と破壊じん性値との理論的関連づけを簡単な破壊モデルを使って行った。本報は同鋼の疲労特性(高サイクル疲労 $S-N$ 曲線, き裂伝ば曲線, 繰返し応力ひずみ曲線)の密度依存性を調べ, その結果をもとに $S-N$ 曲線を定めている欠陥の大きさについて破壊力学的検討を加えた。

2. 供試材および実験方法

供試材は Fe-4 Ni-1.5 Cu-0.5 Mo-0.5 C で, 合金粉末を適当な条件で成形後, 変成ガス中 1150°C で一段焼結することにより密度 $\rho=6.5, 6.8, 7.1$ の 3 種類, 二段焼結することにより $\rho=7.4, 7.8$ の 2 種類を得た。それらの顕微鏡組織, ヤング率, 静的機械的性質, 破壊じん性値などは前報⁽⁴⁾に記した。試験片はすべて $10.5^t \times 10.5^w \times 56^l$ の焼結体より削り出し, 試験は容量 98 kN の油圧サーボ疲労試験機を用いて行った。高サイクル疲労試験は図 1(a) に示す丸棒試験片を用い軸荷重制御両振り下, 5~40 Hz の繰返し速度で行った。繰返し応力-ひずみ曲線は同じ試験片を用い, ひずみ制御で振幅漸増法で求めた。き裂伝ば試験は図 1(b) に示す試験片を用い, 応力比 $R=0.05$ の

* 昭和 60 年 10 月 1 日 第 63 期全国大会講演会において講演, 原稿受付 昭和 60 年 3 月 12 日。

** 正員, 長岡技術科学大学(〒949-54 長岡市上富岡町)。

三点曲げ試験で高伝ば速度域は荷重振幅一定条件下で、低伝ば速度域では荷重振幅を漸減させて行った(繰返し速度5~35 Hz)。その際、き裂は試験片底面中央部につけた半径0.5 mm、深さ1.25 mmの切欠部より発生させ、 K 値の算出は次式によった⁽⁵⁾。

$$\Delta K = (3/2)[S\Delta P/BW^2](\pi a)^{1/2} \\ \times \{1.09 - 1.735(a/W) + 8.20(a/W)^2 \\ - 1.418(a/W)^3 + 14.57(a/W)^4\} \dots\dots (1)$$

ここで ΔP は荷重振幅、 a はき裂長さ、 S はスパン長さ、 B は板厚、 W は板幅である。なお、き裂開口挙動を測定する目的で一部のき裂伝ば試験片には側面のき裂先端近傍にゲージ長さ2 mmのひずみゲージを貼付した。

3. 実験結果

3.1 高サイクル試験 図2にS-N曲線を示す。密度 ρ の低下とともに疲労強度は低下するがS-N曲線、折れ曲がり点などは ρ によらずほぼ同様である。図3に疲労限 σ_w の相対密度 ρ_r 依存性を片対数目盛で示した。ただし、ここで σ_w として繰返し数 2×10^6 回における疲労強度をとった。一段焼結品($\rho \leq 7.1 \text{ Mg/m}^3$)と二段焼結品($\rho \geq 7.4 \text{ Mg/m}^3$)ではその依存性が異なるようで、後者の強度は前者に比べるとやや低い傾向を有する。しかし、各々に対しては静的強

図1 試験片形状・寸法

図2 S-N 曲線 ($R = -1$)

*1 本論文はSI単位を使用している。使用単位の重力単位への換算値は以下のとおりである。
 $1 \text{ MPa} = 9.8 \text{ kgf/mm}^2$, $1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} = 0.316 \text{ kgf/mm}^{3/2}$,
 $1 \text{ Mg/m}^3 \equiv 1 \text{ g/cm}^3$

度⁽⁴⁾と同様に Salak らによって提唱された実験式の形式で表され、次式で与えられる。

図3 疲労限並びに繰返し降伏応力の密度依存性

$\rho = 6.8 \text{ Mg/m}^3 (\sigma_a = 150 \text{ MPa})$

$\rho = 7.8 \text{ Mg/m}^3 (\sigma_a = 400 \text{ MPa})$

図4 高サイクル疲労破面

$$\left. \begin{aligned} \sigma_w &= 350 \exp [6.85(\rho_r - 1)] \\ \rho &\leq 7.1 \text{ Mg/m}^3 \\ &= 280 \exp [6.85(\rho_r - 1)] \\ \rho &\geq 7.4 \text{ Mg/m}^3 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (2)$$

なお, Esper ら⁽³⁾の Fe-1.5 Cu-0.6 C および Fe-2.0 Cu-2.5 Ni の結果を参考までに同図に示したが彼らの結果は式(2)で表した本研究の二段焼成品の結果とよく一致している。

図4に破面を示す。密度の最も低い鋼($\rho=6.5 \text{ Mg/m}^3$)では引張破面⁽⁴⁾と同様に, 焼結鋼特有の粒界破面がほぼ全面を一様に覆っており [(a), (c)], 疲労破壊の起点部を明確に指摘することは不可能である。密度の上昇とともに焼結粒界破面は減じ, 粒内破面が増加してきて, 最も密度の高い鋼($\rho=7.8 \text{ Mg/m}^3$)では粒界破面は観察されず粒内破面が全面を覆う [(d) ~ (f)]。後者の疲労破壊の起点は図4(d)に示すような試験片内部にも存在し, 焼結前処理時に混入してくる異物に起因すると推定される。図5に試験片表面で観察された微小き裂の例を示す。これは密度の最も低い焼結鋼($\rho=6.5 \text{ Mg/m}^3$)を疲労限直下の応力振幅で試験したものである。き裂は試験片表面で無数に観察され, 大きなものは図に示すようにき裂同士がじくじく連結して1 mm 近くの長さになっている。

$\rho = 6.5 \text{ Mg/m}^3$ ($\sigma_a = 80 \text{ MPa}$)
図5 試験片表面の微小き裂

図6 繰返し応力ひずみ曲線 ($\rho = 7.1 \text{ Mg/m}^3$)

3.2 繰返し応力ひずみ曲線 図6に繰返し応力ひずみ曲線の例を示す。これは $\rho = 7.1 \text{ Mg/m}^3$ のものであるが他の密度のものもほぼ同様な繰返し軟化材で, 繰返し応力ひずみ曲線は応力振幅 σ_a , 塑性ひずみ振幅 ϵ_{pa} を使って次式で近似できた。

$$\sigma_a = C \epsilon_{pa}^n \dots\dots\dots (3)$$

この式における常数 C および繰返し硬化指数 n の測定値は表1にまとめた。繰返し降伏応力 σ_{yc} は $\epsilon_{pa} = 2 \times 10^{-3}$ における σ_a 値と定義して, 式(3)より密度別に計算して求めた値を図3に示した。これらの結果も Salak ら⁽⁶⁾の実験式で近似すると次のようになる。

$$\sigma_{yc} = 700 \exp [4.58(\rho_r - 1)] \dots\dots\dots (4)$$

Esper ら⁽³⁾のデータを比較のために示したが, 本試験結果の ρ_r 依存性は彼らと同傾向を示すが, 降伏応力値は全体的に20%ほど高い。

3.3 疲労き裂伝ば曲線 図7に $da/dN - \Delta K$ 曲線を示す。図8にき裂形態を示したが, 高密度材では溶製鋼のき裂と同様に試験片軸に垂直に進展し, き裂先端は明確に測定できたが, 低密度材では主き裂のま

表1 ヤング率(E), 繰返し応力ひずみ曲線 ($\sigma_a = C \epsilon_{pa}^n$) 疲労伝ば曲線 ($da/dN = C_0 \Delta K^m - C_0 \Delta K_{th}^m$) などの諸測定値

$\rho(\rho_r)$ Mg/m ³	E GPa	eq(3)				eq(5) ($R=0$)	
		C GPa	n	σ_{yc}/E ($\times 10^{-3}$)	m	C_0	ΔK_{th} MPa $\sqrt{m}$
6.5(0.82)	100	0.75	0.152	2.93	5.0	6.25×10^{-13}	5.0
6.8(0.86)	126	1.12	0.176	2.98	—	—	—
7.1(0.90)	144	1.22	0.172	2.91	6.0	4.70×10^{-14}	7.7
7.4(0.94)	175	1.76	0.180	3.29	5.1	3.41×10^{-15}	10.3
7.8(0.99)	208	2.50	0.233	2.83	4.3	4.03×10^{-14}	—

図7 疲労き裂伝ば曲線

わりに多数の支き裂が発生し、その先端の同定は難しく、き裂自体もじくじく伝ばするため測定誤差も大きくデータのばらつきは免れえなかった。 $da/dN-\Delta K$ 関係は溶製鋼の場合と同様に中間ならびに低速度領域において次の Luckas の式⁽⁷⁾が成立する。

$$da/dN = C_0 \Delta K^m - C_0 \Delta K_{th}^m \quad \dots\dots\dots (5)$$

図 7 中に示した回帰直線より得られた常数 C_0 と指数 m および測定された下限値 ΔK_{th} は表 1 にまとめた。ただし、結果は密度が同じでも焼結チャージが異なると異なってくるようである。例えば $\rho=7.8 \text{ Mg/m}^3$ の材料でダッシュ記号のものとダッシュなし記号のものはチャージが異なっており、両者では同 ΔK 値に対し速度は 3 倍程度異なっている。 da/dN に対する密度の影響は顕著で密度の最も大きいものと小さいものでは 2 けた以上の差がある。ただし、 $\rho=7.8 \text{ Mg/m}^3$ と 7.4 Mg/m^3 のものでは傾向が逆転し、前者のほうが da/dN は低速度領域で高くなっている。これは材料間のばらつきに起因するものと考えられるが、本質的に逆転する傾向をもつものかどうかは今後多数の試験を行って確かめる必要がある。なお、焼結鋼の場合にも下限値が存在し、下限の da/dN 値、 $(da/dN)_{th} \equiv C_0 \Delta K_{th}^m$ ⁽⁸⁾ は密度が低いほど高くなる傾向を有する。

Esper ら⁽³⁾は $\rho=6.57\sim 7.28 \text{ Mg/m}^3$ の Fe-Cu-Ni のき裂伝ば曲線を調べているがその結果を図 7 に点線で示した。本研究の高密度材では彼らの結果に近い da/dN を示すが曲線のこう配はやや緩やかである。低密度材 ($\rho \leq 7.1 \text{ Mg/m}^3$) ではひとけたほど da/dN は高くなっている。彼らは下限値を求めていないが、そのデータの傾向から推測すると本研究結果のほうが

やや低いようである。

図 9 にき裂開口比 $U (= K_{max} - K_{op} / \Delta K, K_{op}$: き裂開口 K 値, K_{max} : 最大 K 値) の測定結果を示した。き裂開口は高密度材では溶製鋼とほぼ同様の挙動を示したが、密度が低くなると下限値近傍でわずかに観測されるが、それ以外の領域ではあまり明りようには観測されなかった。破面は高サイクル疲労破面と類似し、高密度材は溶製鋼と同様であったが、低密度材は焼結粒界破面が全面を覆っていた。後者のように空孔が多いと、き裂開口を導く残留塑性域が形成されても空孔部に緩和されて閉口挙動が起こり難くなってくると考えられる。

4. 考 察

4.1 疲労限の引張強度比および繰返し降伏応力比

図 10 に疲労限の引張強度に対する比 σ_w / σ_B を丸印で示した。この引張強度比も一段焼結と二段焼結では若干異なるが、Salak ら⁽⁶⁾の直線近似関係が成立している。しかし、 $\rho_r=1$ に外そうした値は 0.295 となり溶

図 9 き裂開口比 U と ΔK の関係

図 8 疲労き裂伝ば試験におけるき裂の形態

図 10 疲労限の引張強度比および繰返し降伏応力比

製鋼で期待される値⁽⁸⁾ (図中の矢印, 低炭素焼ならし鋼: 0.43, 調質鋼: 0.53) よりかなり低い, Esper ら⁽³⁾の結果も比較のために同図に示したが, 彼らの結果は材料によって異なり 0.3~0.4 となっている。Haynes の集録⁽¹⁾では焼結ニッケル鋼の場合, 平均値で 0.4 を与え溶製鋼の値にかなり近くなっている。本研究の結果はこれらのいずれの結果と比べてもかなり低い。これは試験片作製方法に問題があると考えられる。すなわち, 本試験片は 10.5 mm 角の棒材から削り出してその中心 4 mm^φ 部が試験片平行部となっているが, 焼結体の場合中心部は表面部に比べると焼結状態が悪く, 必然的に強度劣化は免れえない。

材料の疲労は繰返し塑性変形によって起こるのであるから疲労限 σ_w は繰返し降伏応力 σ_{yc} と密接な関係があり, 溶製鋼の場合, σ_w/σ_{yc} 比は低炭素焼ならし材で 0.69, 調質材で 0.88 となる⁽⁸⁾。また, 繰返し降伏応力 σ_{yc} と引張強度 σ_B とには一定の経験則 $\sigma_{yc}/\sigma_B = 0.61$ が成立するため, σ_w も σ_B と一定の関係を持つようになる⁽⁸⁾。しかし, 焼結鋼のように空孔を多く含む材料の場合, σ_{yc} と σ_B に対する空孔の影響は後者により大きいと予想され, 相対的に前者の値が高くなるはずである。事実, 本研究の場合, 二段焼成品で $\sigma_{yc}/\sigma_B = 0.52 \sim 0.65$ と溶製鋼と同程度であったが, 一段焼成品では 0.72~0.76 と高くなった。また, Esper ら⁽³⁾のデータは Fe-Cu-C で 0.74~0.77, Fe-Cu-Ni で 0.85~0.96 となり, かなり材料によって異なってくるが一貫性がない。したがって, σ_w の材料依存性を調べるためには σ_{yc} で基準化するほうが σ_B で基準化するよりもより本質的で適切であると考えられる。図 9 に σ_w/σ_{yc} 比を本研究および Esper ら⁽³⁾の結果を三角印でプロットした。このようにしてみると密度依存性が異なった傾向を示した本研究における一段焼結品と二段焼結品, Esper らの Fe-Cu-C と Fe-Cu-Ni は σ_w/σ_{yc} 比の密度依存性は各々一致した傾向を示している。一方, 図 3 によると本研究の焼結鋼と Esper らのそれは σ_w の絶対値はほぼ同程度と見えるが, σ_w/σ_{yc} 比は 45% も異なっており, 本研究の焼結鋼の疲労強度の劣下は大きい。しかし, Esper らの焼結鋼も溶製鋼に比べると密度の低い材料では σ_w/σ_{yc} 値は 50~60% も低く空孔の影響が著しいことを示唆する。

σ_{yc} と σ_w の密度依存性が各々 Salak ら⁽⁶⁾の直線則に厳密に従うならば, σ_w/σ_{yc} 値も同様な直線則が成立しなければならない。しかし, 図 10 に示すように σ_w/σ_{yc} 値は低密度側で一定値となって高密度側でのみほぼ直線則が成立するようである。一方, 興味あることに, 表 1 に示したごとく σ_{yc}/E はほぼ一定値となる。

Esper ら⁽³⁾のデータに対しても同様の傾向があることが指摘できる。この後者の事実の物理的な根拠は不明であるが, σ_w/σ_{yc} 値の密度依存性に関連づけられる。すなわち, 高密度側においては焼結鋼に存在する空孔の疲労強度に対する影響は相対的に大きく, 密度依存性が出てくるが, 低密度側では空孔が多数あるため逆に空孔間同士の干渉により応力緩和が大きく空孔の影響は相対的に小さくなり, 結局その影響はヤング率に対する影響と同程度となってしまうと推測される。

4.2 疲労き裂伝ば曲線の一般化 疲労き裂伝ば曲線は図 7 に示したごとく, 密度に依存して大幅に変化する。この密度依存性に対して最も大きな寄与をしているのは次の二点であると考えられるので, これらを考慮して伝ば曲線の一般化を試みた。

(1) 疲労き裂伝ば曲線の材料依存性は ΔK をヤング率 E で基準化することによって一元化できることがよく知られている⁽⁸⁾⁽¹⁰⁾。また, 小川ら⁽¹¹⁾は球状黒鉛化鋳鉄においても同様な処理することによりそのき裂伝ば曲線が他と同様組成の鋼の伝ば曲線と一致することを見出している。そこで焼結鋼の場合も, 空孔率が異なると E も大幅に変化するので ΔK を E で基準化した。

(2) き裂伝ば試験破面は図 4 の破面形態と類似していたが, 特に密度の低い焼結鋼の場合, 焼結粒界破壊がほぼ全面を占めている。これは疲労き裂は隣接する空孔を伝わっていくことを示唆する。したがって, 空孔間をつなぐ地部の伝ばが全体の伝ば速度 da/dN を律速していると考えて, da/dN は有効伝ば速度 $da'/dN \equiv (1/\alpha) \times (da/dN)$ で置き換えた。 α は空孔の

図 11 一般化された疲労き裂伝ば曲線

存在による伝ば速度の加速係数で、単位長さ当たりにおける地部の長さの占める割合の逆数で $\alpha = l/(l-d)$ で定義した。ここで d は焼結体の任意断面上の空孔の平均径、 l は空孔間隔であり、それらと気孔の体積率 $(1-\rho_r)$ との関係は前報の式(17)で与えられる。本研究の焼結鋼の場合について求めた α 値は表2に示した。

以上の2仮定に基づき、表1および表2の諸数値を使って、図7の da/dN - ΔK 関係の測定結果を一般化して da'/dN - $\Delta K/E$ の関係として図11に示した。これらの結果はばらつきが多く十分よい一致をみているとはいえないが、 $\rho = 7.4 \text{ Mg/m}^3$ の結果を除くと、 da'/dN 値は3倍程度のばらつき範囲に収っておりもとのデータの大きな密度依存性から考えるとほぼ満足すべき一元化がされている。これらの結果を最もよく表す曲線を試行錯誤的に求めて図中に実線で示した。この曲線は次式で表される。

$$da'/dN = (1/\alpha)(da/dN) \\ = 1.32 \times 10^{12} (\Delta K/E)^5 - 3 \times 10^{-10} \dots\dots\dots (6)$$

式(6)にヤング率、 α 値を代入し、逆にもとの da/dN - ΔK 関係〔式(3)〕を推定して得た各密度における C_0 , ΔK_{th} 値を表2に示した。また、上記の疲労き裂伝ば曲線の一般化は Esper ら⁽¹⁾の測定結果に対してもよく当てはまる。図7に示した彼らの結果に対し同様一般化処理を施して、図11中に2本点線の曲線で示した。4種類の密度に対する一元化曲線は、この2本の曲線の範囲内に収り、極めてよい一元化がなされる。本研究で用いた焼結材に比べると彼らの Fe-Cu-Ni は全般的に伝ば速度は低くなっている。このことは彼らの焼結材の疲労強度のほうが本研究のものより相対的に高くなっていることと対応する。

本研究で用いた最も密度の大である材料 ($\rho = 7.8 \text{ Mg/m}^3$) は引張強度 1130 MPa を持つが、これはほぼ地部の強度を表しているとみなされる。同様強度を持つ溶製鋼の典型的な da/dN - $\Delta K/E$ 曲線⁽⁸⁾は図11中に示した一点鎖線ようになる。これと本研究の焼結鋼の結果を比べると後者の有効伝ば速度のほうが低くなっており、特に低速度領域においてその差は大き

く、 $\Delta K_{th}/E$ 値も高い。これは焼結鋼のように空孔を持つ材料の場合、空孔はむしろ疲労き裂先端を鈍化させ、相対的にき裂伝ばを遅らせていると推測される。

図11中にはさらに、図9のき裂開口比 U の測定結果をもとに求められた有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff} = (U\Delta K)$ と da/dN の関係を一般化して示した。データの数はいくつか少ないが、これらの結果はやはりこの一般化によって伝ば曲線はほぼ一元化される。小川ら⁽¹¹⁾の球状化黒鉛鋳鉄の場合、 $\Delta K_{eff}/E$ の下限界値はほぼ $2 \times 10^{-5} \text{ m}^{1/2}$ となっているが、本研究の焼結においても同様の値となっている。

4.3 S-N 曲線の推定 焼結鋼のように欠陥の多い材料の場合、き裂の発生寿命はその伝ば寿命に比べると無視できると考えられる。そこで式(6)の da/dN - ΔK 関係をもとに破壊力学的手法を用いて S-N 曲線の推定を試みた。しかし、その際、焼結鋼については未知の事柄が多く、以下のような種々の仮定を設けざるを得なかった。

(1) 図2の S-N 曲線は両振り下で得られているため、 $R = -1$ におけるき裂伝ば曲線を求める必要がある。焼結鋼の場合、試験片製造上の制約のため事実上 $R = -1$ のき裂伝ば試験を行うことは不可能に近い。そこで、逆に片振り ($R = 0$) の高サイクル疲労試験を行うことにより、 $R = -1$ における da/dN - ΔK 関係を推定した。

$\rho = 6.8 \text{ Mg/m}^3$ の材料につき、 $\sigma_a = 120 \text{ MPa}$ で $R = 0$ 下で試験すると寿命 $N_f = 4 \times 10^4$ 回となったが、この寿命に対応する $R = -1$ の S-N 曲線上の σ_a はほぼ 155 MPa であるので、後者のほうが前者より 1.29 倍高い。Esper らは $\rho = 7.19 \text{ Mg/m}^3$ の Fe-Cu-C 材につき $R = 0$ と -1 の疲労試験を行っているがやはりほぼ同様な強度比を得ている。したがって、 $R = -1$ に対応する ΔK 値は $R = 0$ における ΔK 値に対して、高サイクル試験強度比と同じ比を持つと仮定して、 $R = -1$ のき裂伝ば曲線は式(6)において ΔK を 1.29 ΔK で置き換えて算出した。

次に、高サイクル試験におけるき裂伝ばは長さ 1 mm 以下の微小き裂の伝ばが問題になる。そのような微小き裂の ΔK_{th} 値は大きなき裂で求めたものより低下する⁽¹²⁾。そこで式(6)において、小さいき裂の下限界の (da'/dN) 値 $= (da'/dN)_{th}$ は 1 原子間隔 ($\approx 2.5 \times 10^{-11} \text{ m/回}$) に等しくすると仮定した。この仮定は十分に実験的に検証されているわけではないが、S45C 鋼のフレンジング疲労における S-N 曲線も同様な考えで説明できる⁽¹³⁾。また、き裂材の疲労限を解析した Pook⁽¹⁴⁾も鋼の ΔK_{th} 値は同様条件で定まることを見

表2 き裂伝ば曲線の一般式並びに S-N 曲線の推定に用いた諸元

$\rho(\rho_r)$ Mg/m ³	α	eq(6) (R=0)		eq(8) (R=-1)		a_{cr} μm	$(b/a)_{cr}$
		C_0	K_{th} MPa√m	C_0	K_{th} MPa√m		
6.5(0.82)	2.34	3.09×10^{-13}	4.69	8.66×10^{-13}	3.68	356	4.9
6.8(0.86)	1.97	8.19×10^{-13}	5.91	2.57×10^{-12}	4.64	283	4.9
7.1(0.90)	1.70	3.62×10^{-12}	6.75	1.01×10^{-11}	5.30	268	4.9
7.4(0.94)	1.47	1.18×10^{-11}	8.21	3.30×10^{-11}	6.44	132	3.0
7.8(0.99)	1.16	3.93×10^{-11}	9.76	1.10×10^{-10}	7.65	83	1.8

出している。以上の二点を考慮して、小さなき裂の $R = -1$ 荷重下における一般化された疲労き裂伝ば式として次式を用いた。

$$\begin{aligned} da'/dN &= (1/\alpha)(da/dN) \\ &= 3.70 \times 10^{-11} (\Delta K/E)^5 - 2.5 \times 10^{-11} \dots\dots (7) \end{aligned}$$

(2) 試験した応力振幅下では繰返し塑性変形のき裂伝ばに対する寄与も無視できない。そこで、 ΔK の評価に関し、その寄与を考慮し、Shih-Hutchinson の計算式⁽¹⁵⁾に基づいた見かけ上の ΔK , ΔK_{app} を用いた⁽¹³⁾⁽¹⁶⁾。ここで

$$\begin{aligned} \Delta K_{app}(\sigma_a, a) &= g^{1/2} \Delta K \\ g &= [1 + (1/2)(1-n)/(1+n)] + g_1(E\varepsilon_{pa}/\sigma_a) \\ \sigma_a > \sigma_{yc} \text{ の時} \\ &= [1 + (1/2)(\sigma_a/\sigma_{yc})^2(1-n)/(1+n)] \\ &\quad + g_1(E\varepsilon_{pa}/\sigma_a) \\ \sigma_a \leq \sigma_{yc} \text{ の時} \\ g_1 &= n + 3.85(1-n)/\pi n^{1/2} \end{aligned} \dots\dots (8)$$

(3) 焼結鋼において欠陥の大きさの評価は難しい。溶製鋼の平滑材の場合、普通にはき裂は試験片表面附近の単一欠陥から発生し、半円形状を保って伝ばすることが多い。しかし、焼結鋼の場合、欠陥は無数に存在するため、微小き裂の発生確率は試験片表面では極めて高いため、図5に示すようにき裂の伝ばの初期段階では主として微小き裂の連結で起こると考えられる。このような連結するき裂の破壊力学的な解析は事実上不可能であるが、図12の模型図に示す思いきった簡略化したモデルを用いて解析した。焼結鋼の疲労限 σ_w を定めている欠陥を同等な大きさの半円状き裂(限界半径 a_{cr})とみなし、 σ_w はその伝ば開始条件、

$$\Delta K_{app}(\sigma_w, a_{cr}) = \Delta K_{th} \dots\dots (9)$$

より求まると仮定する。しかし、多数の欠陥の存在のため、式(9)の条件を満足する欠陥より発生したき裂は深さ方向に進展するよりも隣接するいくつかのき裂同士の合体が優先して起こると考える。そのため、 $S-N$ 曲線のこう配部の寿命は図12のような合体き裂の深さ方向の伝ば寿命によって定まると仮定した。この合体き裂は半円状(短半径 a , 長半径 b)をしており、

図12 微小き裂の連結過程の模型図

その形状比 a/b は焼結密度に依存し、その ΔK 値は次式によって計算した。

$$\left. \begin{aligned} \Delta K &= 2\sigma_a(\pi a)^{1/2}/E(k) \\ k &= (1-a^2/b^2)^{1/2} \end{aligned} \right\} \dots\dots (10)$$

ここで $E(k)$ は第2種の完全だ円積分であり、表面効果係数は a/b が1に近い時はほぼ1となる⁽¹⁷⁾ のでその影響は無視した。

上述の種々の仮定に基づき、 $S-N$ 曲線を推定し、図2中に一点鎖線で示した。これらは、各密度につき式(8)~(10)ならびに測定値 n , σ_{yc} 値を使い、式(7)を $a=a_{cr}$ より a_f (試験片の半分: 2 mm) まで積分して得た。ここで a_{cr} と $(a/b)_{cr}$ 値については表2に示したが、推定 $S-N$ 曲線が実験値に最もよく一致するように試行錯誤的に定めた。このようにして求めた推定曲線は、低密度材の低寿命側を除くと寿命で2倍以内の精度で実験値とよく一致している。推定欠陥の大きさは二段焼結鋼では 100 μm 程度であったが、一段焼結鋼では 250~350 μm と大きくなっている。これらの推定値もほぼ観察結果と合っているようである。図4(d)によると $\rho=7.8 \text{ Mg/m}^3$ の試料の起点は深さ 110 μm の欠陥であったが推測値は 83 μm であった。さらに図5(b)によると $\rho=6.5 \text{ Mg/m}^3$ の試料では疲労限近傍ではほぼ 800 μm の長さのき裂が停留していたが、これを半円状き裂と仮定すると深さ 400 μm となり推定値 356 μm と見合う。

以上のごとく、焼結鋼のように空孔の多い材料の寿命予測に対して破壊力学的手法が適応可能であることがわかったが、かなり大膽な仮定に基づいている。これらの仮定の可否については今後実験的な検証を積み重ねる必要があろう。

5. 結 論

密度を広範囲に変化させた高密度焼結鋼の疲労強度ならびに疲労き裂伝ば速度を調べ、その結果に対し破壊力学的検討を行った。得られた主たる結論は以下のとおりである。

(1) 疲労限は低密度一段焼成材と高密度二段焼成材では密度依存性が異なり、前者の方が低い傾向を持つ。これらの関係は近似の実験式として式(2)で表された。

(2) 疲労破面は低密度材では主として焼結粒界破面、高密度材では粒内破面を呈していた。

(3) 密度によらず繰返し軟化を示した。繰返し降伏応力と密度の関係は式(4)で近似された。

(4) σ_w/σ_B 比は密度の低下とともに低下した。 σ_w/σ_{yc} 比は高密度側では密度依存性は強いが低密度

側でほぼ一定値となった。

(5) 疲労き裂伝ば曲線の密度依存性は極めて大きく、密度の最も大なるものと最も小なるものでは伝ば速度は2けた以上の差があった。

(6) 疲労き裂伝ば曲線は ΔK を E で基準化し、 da/dN を空孔部を除いた地部のみにおける有効速度 da'/dN で置換すると密度に依存しない一元化ができることを示した。

(7) 一元化した疲労き裂伝ば曲線をもとにして、破壊力学的手法を用いて $S-N$ 曲線の推定を行った。疲労強度を定めている欠陥の大きさは二段焼結鋼では100 μm 程度、一段焼結鋼では250~350 μm と推定されたが破面観察結果とほぼ一致していた。

終わりに、本供試材の製作に協力いただいた三菱金属(株)新潟製作所 中村悌一郎、広島嘉人両氏に深く感謝する。

文 献

- (1) Haynes, R., *Powder Met.*, 13-26 (1970), 405.

- (2) 徳永, 日本金属学会会報, 11 (昭47), 353.
 (3) Esper, E. J., ほか2名, *Powder Met. Int.*, 13-4 (1981), 203.
 (4) 武藤・田中, 機論, 51-463 (昭60), 891.
 (5) 岡村, 線形破壊力学入門, (昭51), 培風館.
 (6) Salak, A., ほか3名, *Powder Met. Int.*, 6 (1974), 129.
 (7) Klesnil, M. and Lukáč, *Eng. Fract. Mech.*, 4 (1972), 77.
 (8) Tanaka, K., ほか4名, *Proc. Fatigue '81, Westbury House*, (1981), 450.
 (9) 西島・ほか4名, 機論, 46-412 (昭55), 165.
 (10) Tanaka, ほか2名, *Scripta Met.*, 15-3 (1981), 259.
 (11) 小川・ほか4名, 機論, No. 840-10 (昭59-10), 150.
 (12) Kitagawa, H. and Takahashi, S., *Proc. ICM2, Boston*, (1976), 627.
 (13) Tanaka, K., ほか3名, *Fatigue of Eng. Met. Struct.*, 8-2 (1985), 129.
 (14) Pook, L. P., *ASTM STP*, 513 (1972), 104.
 (15) Shih, C. F. and Hutchinson, J. W., *Trans. ASME, Ser. H.*, 98-4 (1976), 289.
 (16) 田中・ほか2名, 機論, 51-464, A (昭60), 1200.
 (17) 石田, き裂の弾性解析と応力拡大係数, (昭51), 213, 培風館.

討 論

〔質問〕 小林 英 男〔東京工業大学〕

疲労き裂伝ば曲線の一般化についておうかがいしたい。質問者らの球状黒鉛鋳鉄の結果と同様に⁽¹⁾, ΔK を E で基準化し、空孔率の効果を考慮することは了解できる。しかし、著者らはさらに有効き裂伝ば速度の置き換えを行っている。置き換えた場合と置き換えない場合で、実際にどの程度の差異があるのか。二次元的に考えれば(断面で)ご説明のとおりであるが、三次元的に考えれば(き裂前縁に沿って)き裂進展が空

孔径だけジャンプすることはない。例えば、ディンプル破壊がストライエーション破壊に介在する場合、ディンプル破壊の破面率が50%を越えない限り、加速は生じない^(付1)。空孔率の効果も同様だと考えられる。

〔回答〕 置き換えた場合と置き換えない場合の速度の比は α で示されるが、その値は表2に示した。密度が低い焼結鋼の場合、空孔の破面率は目視では50%を越えているので加速の可能性は高い。なお、焼結鋼の場合、粒界破面を呈するのでその影響はさらに大きいと推測される。

(付1) 小林, 材料科学, 17-6(昭56), 282.