SUJ2 研削材の長寿命域疲労特性に及ぼす表面硬化層除去の影響†

後藤 真 宏* 山本 隆 栄* 西谷 弘 信**
酒井 達 雄*** 皮籠石 紀 雄****

Effect of Removing Surface Hardened Layer on the Fatigue Strength of Bearing Steel SUJ2 Ground Specimen in the Long Life Field

by

Masahiro GOTO*, Takaei YAMAMOTO*, Hironobu NISITANI**

Tatsuo SAKAI*** and Norio KAWAGOISHI****

In order to study the fatigue damage of a high carbon chromium bearing steel SUJ2, rotating bending fatigue tests of smooth specimens ($K_t = 1.06$, stress concentration factor) were carried out. The specimens were finished by the grinding after the heat-treatment. The fatigue strength of EP-0 (ground) specimen exhibited large scatter and it tended to drop again in the long-life field in excess of 10^7 cycles. In such a case, fish-eye was left on the fracture surface. In order to study the effect of surface hardened layer due to the grinding, two types of EP (electropolished) specimens, EP-15 specimen whose surface hardened layer and grinding flows were almost removed and EP-3 specimen which has the decreased surface roughness and surface hardened layer, were fatigued. The fatigue strength of EP-15 specimen was dramatically decreased when compared to the EP-0 specimen, and no drop in fatigue strength in the long-life field were observed. This indicates that the drop in fatigue strength in the long-life field results from the surface strengthened layer due to the grinding. On the other hand, S-N data of EP-3 specimen exhibit large scatter, but the range of scatter is smaller than that of EP-0 specimen. This narrowed scatter may be related to the decreased surface roughness of EP-3 specimen. Considering the experimental results of EP-15 and -3 specimens, the physical basis of peculiar S-N characteristics of EP-0 specimen was investigated.

Key words: Ultra high-cycle fatigue, High strength steel, Fish-eye, Rotating bending, S-N characteristics, Grinding, Residual stresses, Work-hardening, SEM, Surface roughness

1 緒 言

高強度鋼や表面硬化処理材などの S-N 曲線が一旦水平になった後、 10^7 回付近から疲労強度が再び低下する事例が最近多数報告されている。^{1)~9)} また、このような場合、破面にはフィッシュアイが観察されることが多い。ところで、機械・構造物の中には従来の 10^7 回疲労限度を基準に設計され、設計時の耐用年数を超えてなお稼働しているものもある。従って、これら部材の余寿命評価・耐用年数の延長における信頼性評価の観点から、長寿命域の疲労特性を検討する意味は大きい。このため、長寿命域疲労特性に関する研究は最近増加しており、疲労データの集積が進むとともに、いくつかの知見が明らかにされている。

一方、高強度鋼の試験片を製作する場合、予め試験片形状近くまで加工した後熱処理を施し、研削により最終形状へ仕上げる工程が一般的である。すなわち、試験片表面には研削による加工硬化層および加工傷が残される。疲労き裂は多くの場合試験片表面から発生するので、表面傷や加工硬化層が疲労強度特性に及ぼす影響を明らかにする必要がある。また、表面硬化処理材に見られるよ

うに、表面が硬化されることにより破壊の起点が試験片内部に移行することも考えられる。高強度鋼の疲労強度に及ぼす研削加工の影響に関して、これ迄にも加工硬化・残留応力・表面粗さおよび組織変化など個々の観点から検討されている^{10)~13)} が、その影響を長寿命域まで含めて検討した研究はほとんどないようである。

本研究では、以上のことを考慮して高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 の回転曲げ疲労試験を行った。その際、研削仕上げのままの試験片、表面硬化層の大部分を電解研磨により除去した試験片、および表面硬化層は有するが表面粗さの影響を電解研磨により小さくした試験片について実験を行い、研削加工が長寿命域を含む疲労強度に及ぼす影響を明らかにした。

2 実験方法

素材は市販の高炭素クロム鋼 SUJ2 (直径: 14.3mm) である。Table I に素材の化学成分を、Fig. 1 に以下に示す熱処理を行った後の組織写真をそれぞれ示す。

Fig. 2 に、試験片形状を示す。研削仕上げのままの試験片は、研削代 0.1mm を見込んで切削加工後、真空炉中で焼入れ (835℃, 40min → 油冷 80℃) ・焼もどし

† 原稿受理 平成 11 年 8 月 23 日 Received Aug. 23, 1999

* 正 会 員 大分大学工学部生産システム工学科 〒870-1192 大分市旦野原, Dept. of Mech. Eng., Oita Univ., Dan-noharu, Oita, 870-1192

** 正 会 員 九州産業大学工学部機械工学科 〒813-8503 福岡市東区松香台, Dept. of Mech. Eng., Kyusyu-Sangyo Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 813-8503

*** 正 会 員 立命館大学理工学部機械工学科 〒525-8577 草津市野路東, Dept. of Mech. Eng., Ritsumeikan Univ., Nojihigashi, Kusatsu, 525-8577

**** 正 会 員 鹿児島大学工学部機械工学科 〒890-0065 鹿児島市郡元, Dept. of Mech. Eng., Kagoshima Univ., Koorimoto, Kagoshima, 890-0065

(180℃, 2hr → 空冷) を行い (熱処理後の引張り強さ $\sigma_u = 2316\text{MPa}$), 円筒研削にて最終仕上げを行ったものである (仕上げ記号▽▽に相当). 試験片の切欠き (切欠き半径 7mm) による応力集中係数は $K_t = 1.06$ であり, 切欠き部横断面のピッカース硬さ H_v の平均値は $H_v = 777$ である (荷重: $P = 2.94\text{N}$). また, 表面加工硬化層の大部分を除去した試験片は, 研削仕上げ後電解研磨により表面を $15\mu\text{m}$ 程度除去したものである. 一方, 加工硬化層は残し表面粗さを小さくした試験片は, 電解研磨にて表面を $3\mu\text{m}$ 程度取り除いたものである. 以後, 研削仕上げ材を EP-0 材 (電解研磨量 $0\mu\text{m}$), また電解研磨材をそれぞれ EP-15 材および EP-3 材と呼ぶ.

用いた試験機は 4 連式片持ち回転曲げ疲労試験機 (3,150rpm) である. 応力 σ_a は, 切欠き底の最大応力振幅で定義した. また, 研削仕上げ材の疲労限度は 10^7 回を打ち切り繰返し数とし, 10 本の試験片を用いてステアケース法 (応力階差 $\Delta\sigma = 50\text{MPa}$) にて求めた. なお, 10^7 回で破断しなかった試験片は, 実験を継続し破断に至るまで繰返した.

3 実験結果および考察

3.1 研削仕上げ材 (EP-0 材) の S-N 特性

Fig. 3 に, EP-0 材の S-N 曲線を示す. ばらつきはかなり大きい $N < 10^5$ では S-N 曲線を傾いた直線で, その後 $N = 10^7$ 回まで水平線で近似できる. 10 本の試験片によるステアケース法から求めた疲労限度は $\sigma_{w0} = 1200\text{MPa}$ ($s = 31.08\text{MPa}$, s : 標準偏差) である. 一方, $N = 10^7$ 回を超える繰返し数領域では疲労強度が再度低下する (例えば, $\sigma_a = 1000\text{MPa}$ では, $N = 6.97 \times 10^8$ 回にて破断する例が認められた). 以上のように, 本材の S-N 曲線には, 他の高強度鋼や表面処理材で報告されているいわゆる 2 段折れ曲がり現象が認められる.

Table I. Chemical composition (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo
1.01	0.23	0.36	0.012	0.007	1.45	0.06	0.04	0.02

Fig. 1. Microstructure of the material.

Fig. 2. Shape and dimensions of the specimen.

この特異な疲労現象を実験的に検討するため, 著者の 1 人が代表を務める材料強度確率モデル研究会 (RGSAMS) では, 独自に開発した 4 連式片持ち回転曲げ疲労試験機を多数設置し, 同一材料・共通試験片による共同実験を計画的に実施している. 研削仕上げ材による本実験はこの共同実験の一環として行われたものである. Fig. 4 は, 現時点で得られている RGSAMS の共同実験による S-N データに, 本実験結果 (図 3) を重ねてプロットしたものである. 本実験結果 (○, ●) は, RGSAMS データ上に分布しており, 傾向的にも同じ結果といえる. そこで, 後に電解研磨材と S-N 特性の比較を行う際には, 研削材として RGSAMS の結果を使うことにする. なお, Fig. 3, 4 において ●, ◎ 印は, フィッシュアイが破面に認められた試験片を意味する.

Fig. 5 に, EP-0 材の破面の SEM 観察結果を示す. (a) は破断繰返し数が小さい場合 ($N_f < 10^6$) の典型的な破面であり, 破壊の起点は表面にあり起点付近に介在物などの欠陥は認められない. 破断繰返し数の大きい (b), (c) では, 破面にフィッシュアイが観察され, フィッシュアイの中心部には非金属介在物が存在する. 10^7 回を超える長寿命で破断した (c) では, 介在物の周辺に凹凸の激しい粗い破面が観察され, き裂が通常の疲労機構と異なる機構で極めてゆっくり伝ばしたと思われる. 村上ら¹⁴⁾ は, この領域をダークエリアと呼び詳細な検討を加え, 介在物周辺に集積した水素の影響と繰返し応力との連成による遅れ破壊と類似のき裂伝ば機構を提案して

Fig. 3. S-N data of the EP-0 (ground) specimen.

Fig. 4. Ground specimen's S-N data given from the RGSAMS (○ and ● symbols are the results of the present experiments).

いる。また, (b) の場合の介在物はフィッシュアイの中心より表面側にずれ, かつ表面のごく近傍 (表面下約 $20\mu\text{m}$) に位置する。このことは, 研削による影響域が表面付近に存在することを示唆する。一方, (c) は欠陥が表面よりかなり深く表面層の影響をほとんど受けず, かつ曲げによる応力場が内部方向に向かって減少することにより, 介在物はフィッシュアイの中心より試験片中心側にややずれて位置する。本試験片半径は 1.5mm であることから, 起点深さに対応する応力を用いれば表面の応力により整理した長寿命域の S-N 特性 (Fig. 3, 4) は異なることが予想される (例えば, (c) の場合は, 起点は表面から 0.21mm の深さにあり単純に考えても公称応力は 14% 減少する)。

3・2 疲労強度に及ぼす表面層除去の影響

研削材では, 疲労寿命のばらつきが著しく大きいこと, 10^7 回疲労限度付近では破壊起点が表面にある試験片と内部にある試験片が混在すること, 内部起点形の破壊では破断までに要する繰返し数が著しく大きい ($N_f > 10^7$ 回) が示された。疲労強度に及ぼす研削仕上げの主な影響として, (1) 加工硬化による材質強化, (2) 圧縮残留応力 (これは平均応力に相当する効果をもつ), (3) 研削傷など表面の幾何学的形状による切欠き効果 (これはばらつきを有する) などが考えられる。(1), (2) は疲労強度を増加させる方向に, (3) は減少させる方向に作用しかつばらつきにも関係する。ここでは, (1) ~ (3) の効果

Fig. 5. SEM observations of fracture surface of the EP-0 specimen.

に着目して研削が疲労強度に及ぼす影響を検討する。そのため, 電解研磨量 $0\mu\text{m}$ の研削材 (EP-0 材) に加え, 表面硬化層をほぼ除去した試験片 (EP-15 材), および表面硬化層は有するが表面粗さの影響を少なくした試験 (EP-3 材) の実験を新たに行い, EP-0 材との比較を行った。

Fig. 6 (a) に, EP-0 材, EP-3 材, EP-15 材の表面の顕微鏡写真, および (b) に試験片軸方向に測定した表面粗さを示す。図に示したそれぞれの場合の表面粗さ R_{max} は, EP-0 材が $R_{max} = 6.36\mu\text{m}$, EP-3 材が $R_{max} = 1.96\mu\text{m}$, EP-15 材が $R_{max} = 0.64\mu\text{m}$ である。これより電解研磨により凹凸が平均化され, すなわち表面の幾何学的形状のばらつきは減少する。

Table II に, 表面において測定した残留応力の値を示す。EP-0 材では, 試験片軸方向に -500MPa を越える圧縮の残留応力が発生している。EP-3 材でも, -350MPa 程度の残留応力が認められるが, EP-15 材では残留応力はほとんど消滅している。

Fig. 7 (a) に, 試験片横断面の硬さ分布と表面の硬さを測定した結果 (荷重 $P = 2.94\text{N}$) を示す。試験片内部の硬さは表面近傍 0.1mm から中心部までほぼ一様であり, その平均値は $H_v = 777$ である。○印で表面の硬さを示す。EP-0 材では表面の $H_v = 995$ であり, 研削により表面層は加工硬化している。EP-3 材では $H_v = 910$, EP-15 材では $H_v = 821$ である。Fig. 7 (b) に, 表面硬さの対数と電解研磨量の関係を示す。ばらつきは大きい両者の関係は大雑把には直線で近似できる。これと内部の硬さが $H_v = 777$ であることから研削による影響域の深さは表面から $20 \sim 25\mu\text{m}$ 程度と推測される。

Fig. 8 に, EP-3 材と EP-15 材の S-N 曲線を示す。EP-15 材の S-N 曲線は電解研磨した各種炭素鋼や低合金鋼などに見られる典型的な形状をしており, 明確な疲労限度が存在する。疲労限度は $\sigma_{w15} = 750\text{MPa}$ であり, これは EP-0 材 ($\sigma_{w0} = 1200\text{MPa} = 1.6\sigma_{w15}$) よりかなり小さく, 僅か $15\mu\text{m}$ の表面層除去が疲労強度を大きく低下させる。また, 疲労寿命のばらつきは小さく S-N 曲線は 1 本の曲線で近似できる。EP-15 材の S-N 曲線のばらつきが小さいことは, 熱処理による素材自体のばらつきがそれほど大きくないことを意味する。このことは, EP-0 材の S-N データのばらつき (Fig. 3, 4) が研削仕上げに起因することを示唆している。Fig. 9 (a) に EP-15 材の破面の SEM 写真の一例を示す。全ての試験片で破壊起点は表面にあり, き裂は表面すべりから発生したと思われる (電解研磨により介在物が抜け落ちた跡, および表面の介在物が起点となって破壊した例も 1 例づつ認められた)。一方, EP-3 材では疲労強度のばらつきは EP-15 材より大きい。EP-3 材の破面の SEM 写真を Fig. 9 (b), (c) (d) に示す。短寿命域 ($N < 10^6$ 回) では起点は表面 (b) にあ

Table II. Residual stresses measured at the specimen surface.

Specimen	Residual stresses MPa	
	Axial direction	Circumferential direction
EP-0 (ground)	- 517	- 429
EP-3	- 364	- 269
EP-15	79	- 74

Fig. 6. Surface morphology and roughness for each specimen.

Fig. 7. Vickers hardness for each specimen.

るが、長寿命域 ($N > 10^6$ 回) の破壊起点は (d) に示す一例を除いて全て内部 (c) にあった。(d) は $\sigma_a = 1100\text{MPa}$ の繰返しにより $N_f = 2.102 \times 10^7$ 回にて表面から破壊した試験片である。この場合のき裂発生起点は研削傷底 (深さ: $2.5\mu\text{m}$) であり、傷による切欠き効果が明らかである。破面にフィッシュアイが認められた試験片を Fig. 8 に▲印で表す。また、EP-3 材の疲労寿命のばらつきの上下限を 2 本の実線で示す。EP-3 材の疲労寿命の下限は EP-15 材の S-N 曲線に近い。15 μm の表面層除去は 3 μm 除去に比べ、疲労強度を増加させる硬さおよび圧縮残留

応力を減少させる、反面疲労強度低下の原因となる表面傷や割れをほぼ完全に取除く。西谷らは、ペーパーによる表面仕上げ状態の異なる S45C 調質材 ($\sigma_u = 981\text{MPa}$, $H_v = 308$) の回転曲げ疲労試験を行い、軸方向研磨材を基準としたとき周方向研磨では $R_{max} = 2 \sim 3\mu\text{m}$ で表面係数が $m = 0.96$ 程度になることを報告¹⁵⁾ している。本材料はこれよりはるかに硬いことから、切欠き感度は高く $R_{max} = 2\mu\text{m}$ 以下の傷でも疲労強度に影響すると思われる。

Table III に、EP-3 材について疲労寿命のばらつきの上下限付近に位置する試験片について、破断後、表面の硬

さを測定した結果と破断繰返し数を示す。応力レベルに無関係に、寿命上限で破断した試験片の硬さは $H_v = 941 \sim 954$ であるが、寿命下限で破断した場合は $H_v = 862 \sim 887$ と、表面硬さと寿命上下限とは対応している。この硬さの違いは、表面除去量および加工硬化の程度のばらつきに起因したものと考えられる。なお、EP-0 材の疲労寿命のばらつき (Fig. 4) に特徴的な傾向が確認されないことから、試験片ごとの研削後の表面硬さに傾向的な違いはなかったものと推測される。一方、EP-15 材の表面除去量は $3\mu\text{m}$ よりかなり大きいので、電解研磨量のばらつきに起因した S-N 曲線のばらつきは無視できる。表中の*印は、内部起点形で破断した試験片を示す。内部破断した試験片の表面硬さは $H_v > 930$ であり、寿命下限で破断した試験片より硬さは大きい。本材料における内部破断の場合、表面硬さの上昇は内部き裂発生機構と直接関係しないが、表面硬さの上昇がなければき裂が試験片内部から発生する必然性はなく常に表面から発生する。従って、本材料において内部破断が生じるためには

表面硬さの上昇は必要である。

Fig. 10 は、EP-0 材 (RGSAMS のデータ) と EP-3 材それぞれの S-N データのばらつきの上下限と EP-15 材の S-N 曲線を同時に示したものである。EP-0 材に比べ EP-3 材のばらつきの幅が小さいことが分かる。EP-3 材では、電解研磨量の不揃いと加工硬化のばらつきによる表面硬さの違いが存在するにも拘わらず (Table III), S-N 曲線のばらつきの幅が EP-0 材より小さくなった理由として、表面の幾何学的形状のばらつきが小さくなったことが挙げられる。Fig. 11 に EP-3 材の寿命下限近くで破断した試験片の破断前後におけるき裂発生場所付近の表面状態を示す。き裂発生点付近に浅い傷は存在するが、EP-0 材に認められる深く鋭い傷は観察されない。また、Fig. 6 (b) に示したように、電解研磨により表面の幾何学的形状は平均化される。これは疲労強度を低下させる傷のば

Table III. Relation between the Vickers hardness and number of cycles to failure for EP-3.

σ_a MPa	N_f cycles	Type ¹	Hv ²
1100	82110	L	862
	21019180	SH	910
1200	47800	L	867
	32177870	SH*	944
1250	1545200	*	938
1350	11690	L	881
	831600	U	954
1400	12980	L	887
	146330	U	941
1500	6850	L	873
1600	15110	U	949

¹ Type in S-N plots (L: Lower limit, U: Upper limit, SH: Super high-cycle fatigue, *: Fish-eye failure)

² Average of 6 to 10 points, Load = 2.94 N

Fig. 8. S-N plots for EP-3 and EP-15 specimens.

Fig. 9. SEM observations of the fracture surface of the electropolished specimens ; (a) EP-15 specimen, and (b-d) EP-3 specimen.

らつきが減少することを意味し、結果として疲労寿命のばらつきは小さくなる。一方、EP-3 材と EP-0 材の平均的寿命に大きな違いは認められない（ばらつきの幅は異なるが、ほぼ同じ位置に分布している）。これは、表面層除去が、表面強度（硬さ、残留応力）の低下をもたらす、反面傷による切欠き効果の減少による疲労強度上昇という相反する作用を生じるためである。なお、表面の除去量を $3\mu\text{m}$ から増やしていけば、ばらつきの幅は狭くなりかつ平均寿命は EP-15 材の S-N 曲線に漸近していくことになる。除去量が $15\mu\text{m}$ を越えれば、表面硬さの減少により EP-15 材より疲労寿命・疲労限度とも多少低下するが、除去量が $25\mu\text{m}$ を十分越えれば除去量に依存しなくなるはずである。

3・3 研削材の S-N 特性と表面硬化層の関係

RGSAMS の結果 (Fig. 4) に認められるように、研削材では $N = 10^7$ 回付近から疲労強度が再低下するので全体を従来型の S-N 曲線で表示するには無理がある。また、 10^7 回を基準とした疲労限度付近では短寿命側（表面起点形）と長寿命側（内部起点形）のデータが混在する。従って、これを単なるばらつきでなく、破壊起点の異なる S-N 曲線が異なる場所にずれて 2 重に現れたと考える方が自然、すなわち「2 重 S-N 特性」と呼ぶべきとの指摘⁹⁾もある。このように 10^7 回疲労限度付近から疲労強度が再び低下したのは、研削仕上げによる表面硬化層と

密接に関係する。すなわち、研削後の表面は塑性変形を受け加工硬化し、さらに圧縮の残留応力が存在する。この部分に応力が繰返される場合、微視的には予ひずみ材に平均応力を与えさらに繰返し応力を加えている状態に相当する。予ひずみ材の疲労被害および平均応力に関する実験結果^{16)~22)}から類推すると、加工硬化によりき裂発生抵抗および初期き裂伝ば抵抗は増加すると考えられる。一方、圧縮の残留応力はき裂発生にはあまり寄与しないと思われるが（平均応力はき裂発生にほとんど影響しないことが報告^{18), 19)}されている）、発生直後のき裂伝ば速度を低下させる。結局、このような表面硬化層の存在により、母材に比べ疲労強度は大きく上昇する。しかしながら、試験片内部の硬さは表面に比べ小さいため、表面硬化層の疲労限度以下の応力下でも条件が揃えば内部欠陥を起点としてき裂が発生する。内部起点形の破壊には多くの繰返しを要するため長寿命側で疲労強度が低下することになる。表面硬化層の影響をほとんど無視できる EP-15 材の疲労強度が EP-0 材に比べ著しく低下し、かつ長寿命域での疲労強度の再低下（内部起点形破壊）が全く認められなかったことはこれを裏付けてる。

また、破壊起点が表面にある場合でも研削材の疲労強度のばらつきは著しく大きい。電解研磨材の S-N 特性との比較から、疲労強度のばらつきは表面除去量の増加と共に減少する。表面除去量の増加は表面の幾何学的形状を平均化する方向に作用する。従って、研削材の疲労強度のばらつきは主として表面の研削傷のばらつきに起因したものである。

さらに、研削材の S-N 曲線 (Fig. 4) を見れば、 10^7 回疲労限度付近では異なる破壊形態が混在し、応力が大きくなれば表面破壊形が、小さくなれば内部破壊形が支配的になっている。電解研磨材の結果を考慮すれば、表面起点形および内部起点形の異なる破壊形態が混在するのは、主として研削による表面の幾何学的形状が試験片ごとに異なるためと考えられる。すなわち、試験片ごとに表面形破壊の疲労限度を決定する傷の形状・寸法などが異なるため、同一応力を繰返しても破断する試験片と破断しない試験片が存在する。表面から破断しなかった試験片はその後の繰返しにより内部欠陥を起点として長寿命域で破断することになる。このことは、表面状態が同じ試験片だけを用いて実験を行えば、研削仕上げ材でも

Fig. 10. Comparison of scatter band of S-N data between the electropolished and ground specimens.

Fig. 11. Crack initiation site of EP-3 specimen whose fatigue life is plotted at the lower limit in the S-N band.

S-N 曲線水平部以上の応力下では内部破壊形が現れないことを意味する。しかしながら、実際の研削材において試験片ごとに表面状態を揃えることは困難であり、同一試験機にて実験条件を同じにしても Fig. 4 に示した S-N 特性が得られる。従って、実用上は表面および内部からの破壊の生起確率が応力により増減するとの解釈により疲労寿命分布特性を調べ、余寿命を評価するなどの試み²³⁾も必要である。

4 結 論

高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 を用いて、研削仕上げした試験片 (EP-0 材)、電解研磨にて表面硬化層の大部分を除去 ($15\mu\text{m}$ 除去) した試験片 (EP-15 材)、および表面硬化層は有するが表面粗さを少なくした ($3\mu\text{m}$ 除去) 試験片 (EP-3 材) の回転曲げ疲労試験を行い、以下の結論を得た。

(1) EP-0 材の S-N 曲線は、 10^7 回付近から疲労強度が再低下するいわゆる 2 段折れ曲がり現象を呈した。試験片 10 本を用いて 10^7 回を打ち切り繰返し数としステークス法により求めた疲労限度は $\sigma_{w0} = 1200\text{MPa}$ であり、これより応力が大きければ破壊の起点は表面に、低ければ内部に存在する傾向にある。また、 σ_{w0} 付近では両破壊形態が混在する。なお、疲労寿命のばらつきはいずれの破壊起点の場合もかなり大きい。

(2) EP-0 材の表面には -500MPa を越える圧縮残留応力が存在し、これは表面を $15\mu\text{m}$ 程度除去することによりほぼ消滅した。また、表面の Vickers 硬さは、EP-0、EP-3、EP-15 材についてそれぞれ $H_v = 995, 910, 821$ 程度である (素材の硬さ $H_v = 777$)。

(3) EP-15 材の疲労強度は研削材より小さく、S-N 曲線に明確な疲労限度 ($\sigma_{w15} = 750\text{MPa} = 0.625\sigma_{w0}$) が存在する。S-N 曲線のばらつきは、EP-0 材に比べて著しく小さい。また、破壊起点はいずれも表面であり、内部起点形の破壊は認められない。すなわち、本材料における (1) の EP-0 材の S-N 曲線に見られる 2 段折曲がり現象は、研削仕上げに伴う表面強化層 (加工硬化および圧縮残留応力) に起因して起こる。以上の事実は、高強度材料に見られる S-N 曲線の 2 段折曲がり現象が、必ずしも材料に固有の現象ではないことを意味している。

(4) EP-3 材の S-N 曲線はばらつくが、ばらつきの幅は EP-0 材に比べて小さい。ばらつきの幅が電解研磨により小さくなるのは、主として表面の幾何学的形状寸法のばらつきが小さくなるためと思われる。一方、EP-0 材と EP-3 材の S-N 曲線の平均値は大きく違わない。これは、表面強化層除去による疲労強度低下と、表面粗さの減少による疲労強度上昇の結果である。

(5) 研削材の S-N 曲線に見られる、同一応力下で異なる破壊形態が混在するのは、研削仕上げによる表面状態のばらつきと内部起点のばらつきが関係すると思われる。

最後に、本研究の一部は材料強度確率モデル研究会の共同研究「高強度鋼の超長寿命確率疲労特性」の一環として行ったものである。試験片の製作および S-N データなどに関してご便宜いただいた同研究会の関係諸氏に深

く感謝する。また、本研究は大阪大学工学部生産システム工学科学生 (佐藤 誠, 山田真之介君 (現大阪大学大学院学生)) の卒業研究として行われたものであり、実験・データ整理等に関して両君の熱心な協力を得た。なお、破面の SEM 観察は、大阪大学地域研究共同センターの器材を使用した。記して謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) T. Naito, H. Ueda and M. Kikuchi, Metal Trans., **15A**, 1431 (1984).
- 2) 増田千利, 西島 敏, 田中義久, 日本機械学会論文集, **A-52**, 847 (1986).
- 3) 江村秀樹, 浅見克敏, 日本機械学会論文集, **A-55**, 45 (1989).
- 4) 黒島義人, 清水真佐雄, 川寄一博, 日本機械学会論文集, **A-59**, 1820 (1993).
- 5) 浅見克敏, 弘永昌幸, 材料, **43**, 12 (1994).
- 6) 阿部孝行, 金澤健二, 材料, **45**, 9 (1996).
- 7) C. Bathias and J. Bonis, Fracture From Defects, **1**, 32 (1998).
- 8) 中村 孝, 金子 真, 野口 徹, 神保勝久, 日本機械学会論文集, **A-64**, 1820 (1998).
- 9) T. Sakai, M. Takeda, K. Shiozawa, Y. Ochi, M. Nakajima, T. Nakamura and N. Oguma, Fatigue '99, **1**, 573 (1999).
- 10) 日本機械学会編, 金属材料疲れ強さの設計資料 (II), **4** (1973).
- 11) 渡辺正気, 古市 博, 日本機械学会論文集, **C-56**, 2252 (1990).
- 12) 渡辺正気, 古市 博, 日本機械学会論文集, **C-57**, 1002 (1991).
- 13) M. Goto, T. Yamamoto, M. Sato, S. Yamada, N. Kawagoishi, T. Sakai and H. Nisitani, Proc. 2nd Inter. Conf. AMDP, **1**, 89 (1999).
- 14) 村上敬宜, 野本哲志, 植田 徹, 村上保夫, 大堀 学, 日本材料学会第 24 回疲労シンポジウム講演論文集, p.111 (1998).
- 15) 西谷弘信, 今井良一, 日本機械学会論文集, **A-51**, 766 (1985).
- 16) N. E. Frost, Metallurgia, **57**, 279 (1958).
- 17) S. J. Maddox, Int. J. Fract., **11**, 389 (1975).
- 18) 西谷弘信, 蓮尾康博, 日本機械学会論文集, **44**, 1 (1978).
- 19) 西谷弘信, 後藤真宏, 日本機械学会論文集, **A-50**, 1926 (1984).
- 20) 西谷弘信, 後藤真宏, 日本機械学会論文集, **A-51**, 440 (1985).
- 21) 西谷弘信, 後藤真宏, 宮川浩臣, 日本機械学会論文集, **A-53**, 378 (1987).
- 22) 後藤真宏, 西谷弘信, 宮川浩臣, 三浦篤義, 日本機械学会論文集, **A-57**, 1475 (1991).
- 23) 材料強度確率モデル研究会, 日本材料学会第 48 期学術講演会講演論文集, p.26 (1999).