

エレクトロンビーム溶解した超清浄軸受鋼の介在物と微小欠陥の極値統計による評価と疲労限度推定への応用

鳥山 寿之*・村上 敬宜*・山下 晃生*・坪田 一一*²・古村 恭三郎*³

Inclusion Rating by Statistics of Extreme for Electron Beam Remelted Super Clean Bearing Steel and Its Application to Fatigue Strength Prediction

Toshiyuki TORIYAMA, Yukitaka MURAKAMI, Teruo YAMASHITA, Kazuichi TSUBOTA and Kyozauro FURUMURA

Synopsis : The inclusion content of recent high strength clean steels has been remarkably reduced by the progress of steel making process. Nevertheless, it is known that inclusions still cause fatigue fracture and decrease in fatigue strength. Thus, the quantitative correlation between fatigue strength and inclusion content or size must be made clear.

In order to investigate the critical lower bound of inclusion size which influences the fatigue limit, a special steel with extremely low inclusion content, the electron beam remelted super clean bearing steel (EB-CHR), was prepared.

The inclusion rating based on the statistics of extreme was applied for the quantitative evaluation of inclusion size in EB-CHR with decreasing size of inclusion, detrimental effect of inhomogeneities which have larger size than nonmetallic inclusions was revealed in place of inclusions.

The obtained results are summarized as follows ;

(1) The size of inclusions in EB-CHR measured by the inclusion rating based on statistics of extreme is extremely small in comparison with commercial clean bearing steels.

(2) The fatigue limit of EB-CHR is extremely high in comparison with commercial bearing steels.

This is due to the reduction of inclusion size by electron beam remelted process.

(3) The fatigue fracture origins of EB-CHR are seldom at inclusions but mostly at a small inhomogeneity which is presumed to be a local imperfectly heat-treated structure, bainite with lower hardness in the martensite matrix. This is because, based on the rating by statistics of extreme, the size of inhomogeneity (bainite) has relatively larger size than nonmetallic inclusion.

Key words : fatigue limit ; nonmetallic inclusion ; bearing steel ; electron beam remelting ; inhomogeneity ; square root of projection area ($\sqrt{\text{area}}$) ; statistics of extreme.

1. 緒言

近年の製鋼技術の進歩により軸受鋼中の介在物寸法は著しく低減し、それに伴って疲労限度も年々上昇する傾向にある。しかし、依然として介在物を起点とする軸受鋼の疲労破壊は、製鋼メーカーやそのユーザーが最も関心を寄せている問題の1つであることに変わりはない¹⁾²⁾。これは、現在の超清浄軸受鋼でも介在物が疲労破壊起点になるという明白な事実があるからである^{2)~5)}。そのため、介在物寸法と疲労限度の定量的関係を確立することと、製鋼上の観点からはどの程度まで介在物寸法を減少させれば鋼の基地組織に固有な疲労限度の上限値を達成できるかという指針が必要である。

この問題を解決するために村上ら⁶⁾⁷⁾は欠陥や介在物の影響について一連の研究を行い、疲労限度は基地組織のビッカース硬さHVと微小欠陥・介在物の投影面積の平方根

$\sqrt{\text{area}}$ に支配されることを明らかにした。そして、介在物の形状⁸⁾と化学組成⁹⁾は疲労限度に直接影響を及ぼさないこと、その代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ が支配的影響因子であることを系統的な実験により証明した。さらに、多数の試験片や部品の疲労限度のばらつきの幅の下限値は、それらに含まれる最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ により決まること、 $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ の推定には極値統計が有効であることを明らかにした¹⁰⁾。これらの研究成果に基づけば、低中強度鋼の疲労限度を外挿して得られる高強度鋼の基地組織に固有な疲労限度(疲労限度の理想的上限値)¹¹⁾¹²⁾を達成するためにはどの程度の介在物寸法の制御が必要であるかが定量的に予想できる見込みがある。

本研究では、供試材としてエレクトロンビーム溶解により介在物を減らし、その寸法を現在の技術レベルで可能な限り小さくした超清浄軸受鋼を準備し、回転曲げ疲労強度に及ぼす介在物寸法 $\sqrt{\text{area}}$ の減少効果を調べた。そして、

平成7年5月19日受付 平成7年7月24日受理 (Received on May 19, 1995; Accepted on July 24, 1995)

* 九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

* 2 山陽特殊製鋼(株) (Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

* 3 日本精工(株) (NSK Ltd.)

その疲労強度と理想的上限値との関係を考察した。本研究で用いたエレクトロンビーム溶解鋼は通常の商業用鋼とは異なるが、現在の製鋼技術で可能な介在物寸法の極限を追求したものである。この材料の疲労特性を調べることで、今後の軸受鋼開発における介在物寸法の制御の指針が得られることを示す。また、一方で介在物寸法を極限まで減少させることにより、新たに考慮すべき介在物以外の基地組織の不均一の影響が現れてくることも明らかにする。この問題は、製鋼技術が完成域に近く介在物寸法が大きい場合は2次的であるが、介在物寸法を極限まで減少させることが可能になれば、当然介在物問題に代わって姿を現してくるのである。

2. 使用材料および実験方法

疲労試験に使用した材料はJIS-SUJ4相当の軸受鋼であり、以下EB-CHR鋼と呼ぶ。EB-CHR鋼の製造プロセスは通常の商業用プロセスとは異なり2回のエレクトロンビーム溶解(EB溶解)を行い、介在物寸法を極限まで小さくしている。そのプロセスをFig. 1に示す。

Table 1にEB-CHR鋼の化学成分を示す。Mnの代わりにMoを入れているのは、EB溶解プロセスでMnが失われ焼入性が保てないからである。

疲労試験片は圧延丸棒から軸方向に直径16mmの丸棒を切り出した後、油焼入れを行い、焼戻しによりビッカース硬さHV=770kgf/mm²に調質してFig. 2に示す曲率半径R=65mm, 最小断面部直径d=8mmの砂時計型試験片に機械加工した。

加工による残留応力が疲労限度に及ぼす影響を調べるた

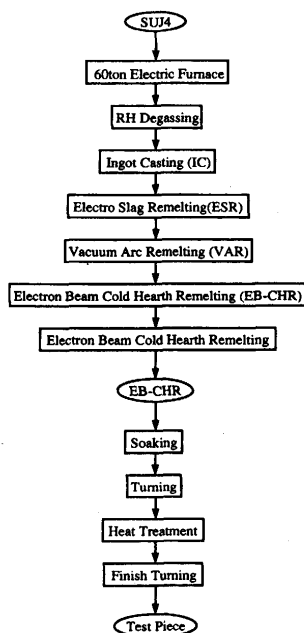


Fig. 1. Steelmaking process of EB-CHR and specimen preparation procedure.

Table 1. Chemical composition of EB-CHR. wt(%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O(ppm)
EB-CHR	1.18	0.27	Tr	0.013	0.001	0.09	1.10	0.20	4

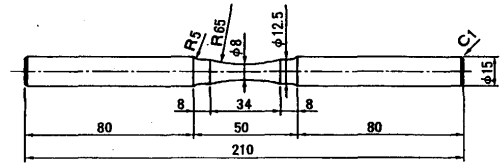


Fig. 2. Shape and dimension of rotating-bending specimen.

めに、試験片旋削後試験部を2000番までのエメリー紙と1/4μm粒径のダイヤモンドペーストで研摩仕上げしたものと(以下、RS材と呼ぶ)、表面層の残留応力の影響を除去するために、これらの残留応力を電解研摩(表面層を約40μm除去)により消失させたもの(以下、EP材と呼ぶ)の2種類を準備した。

X線によりRS材の試験片最小断面部表面の残留応力を測定したところ約-640MPaの圧縮残留応力が存在した。そのため、本研究では表面から40μmの深さまでの残留応力分布を直線で近似し、平均応力と等価と考えて考察を行った。使用した試験機は小野式回転曲げ疲労試験機(容量98N・m, 回転数2400rpm)である。

介在物検査は文献(15)の手順に従い、極値統計¹³⁾によって試験片に含まれる最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を推定した。介在物検査には独自のソフトを組み込んだ画像処理装置を用いた。40視野について検査基準面積 S_0 ($S_0=0.075\text{mm}^2$)中の最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を測定した。

EB-CHR鋼の基地組織はマルテンサイトである。また、旧オーステナイト結晶粒は粗大であり、直径15mm(Fig. 2の回転曲げ試験片のつかみ部の断面に相当する面積で176.7mm²)の検鏡面での最大粒径は約1mmであった。

3. 介在物、微小欠陥を含む鋼の疲労限度の予測式： $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル

村上らは一連の研究⁶⁾⁷⁾によって疲労限度を支配するのは介在物の形状や化学組成ではなく、介在物の代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ と基地組織のビッカース硬さHVであることを明らかにした。そして、人工微小欠陥についての詳細な実験結果から得られた式を拡張し、次のような疲労限度(σ_w)予測式を提案している¹⁴⁾。

$$\sigma_w = C(HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \cdot [(1-R)/2]^a \dots\dots (1)$$

ただし、C=1.43：介在物・微小欠陥が表面上に存在する場合、C=1.41：介在物・微小欠陥が自由表面に接して存在する場合、C=1.56：介在物・微小欠陥が内部に存在する場合である。

ここで各量の定義と単位は、 σ_w (介在物・微小欠陥の位置における予測疲労限度) : MPa, HV (ビッカース硬さ) : kgf/mm², $\sqrt{\text{area}}$ (介在物・微小欠陥の最大引張応力方向への投影面積の平方根) : μm , R (応力比) = $\sigma_{\text{min}}/\sigma_{\text{max}}$, $\alpha = 0.226 + \text{HV} \times 10^{-4}$ である。

一方、鋼の基地組織に固有な疲労限度の理想的な上限値 σ_{wu} は経験的に次式で求められる¹¹⁾¹²⁾。

$$\sigma_{wu} \cong 1.6 \text{HV} (\sigma_{wu} : \text{MPa}, \text{HV} : \text{kgf/mm}^2) \dots\dots\dots (2)$$

4. 極値統計に基づく介在物評価法

Fig. 3 は文献 (15) の手順で求めたEB-CHR鋼の最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ を極値確率紙にプロットしたものである。検査視野数は $n=40$ である。同図には、文献 (16) に示した2種類の商業用超清浄軸受鋼SUJ2との比較も示している。EB-CHR鋼の介在物寸法は現在の商業用の超清浄軸受鋼と比べても著しく小さいことが分かる。文献 (15) の手順に従って試験片の疲労破壊起点となる危険体積 V ($V \cong 89.8 \text{ mm}^3$) 中の最大介在物寸法 $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ を Fig. 3 の再帰期間 T (N) と分布直線から推定すれば、試験片 $N=1, 10, 100$ 本当たり ($T(1) = 8.75 \times 10^5$, $T(10) = 8.75 \times 10^6$, $T(100) = 8.75 \times 10^7$) の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ はそれぞれ、5.6, 6.4, $7.1 \mu\text{m}$ である。ただし、 $T(N)$ は $T(N) = NV/V_0$ で与えられ、検査基準体積 V_0 は $V_0 \cong 1.026 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$ に相当する。これにより、試験片の破壊起点には $\sqrt{\text{area}}$ が $7 \mu\text{m}$ 程度以上の介在物は存在しないことが予想される。

また、X線マイクロアナライザー分析によれば、EB-CHR鋼中の介在物の化学組成はAl-O系とTi-C系の2種類であった。

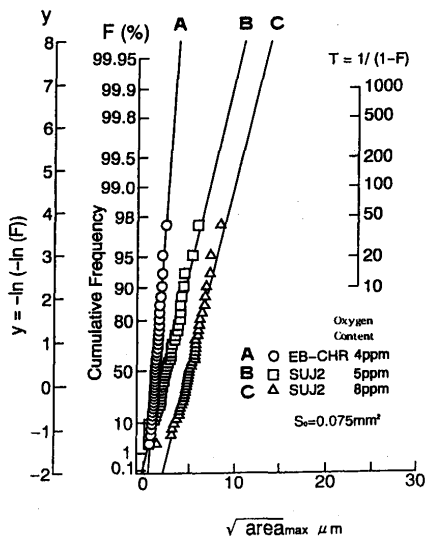


Fig. 3. Cumulative frequency distribution of $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ of inclusions in EB-CHR(A) compared with commercial super-clean SUJ2(B and C).

5. 疲労試験結果と予測疲労限度の比較

Fig. 4 にEP材 (電解研磨材) とRS材 (加工仕上げ材) のS-N線図を示す。両方の材料とも疲労寿命のばらつきが大きく、低中強度鋼にみられるような明瞭な疲労限度は決定できない。また、両方の材料ともフィッシュ・アイをともなう疲労破壊がみられた。

Fig. 5 にRS材の疲労破壊起点のSEM写真を示す。破壊起点は介在物ではなく、生成原因不明の微小欠陥である。EB-CHR鋼ではこのような微小欠陥が疲労破壊起点の大部分を占め、介在物が起点となった疲労破壊例はEP材の1例 (化学組成はAl-O系) のみであった。今回実験した試験片の中で破壊起点の微小欠陥の最大寸法は $\sqrt{\text{area}} = 15.7 \mu\text{m}$ であり、Fig. 3 から予想される極値統計による推定値を大幅に超えている。このことは、実験の当初では予想できなかったことである。この微小欠陥の正体と、なぜ介在物ではなくこの微小欠陥が疲労破壊起点になったのかという理由は後で考察する。

疲労破壊起点となった微小欠陥の正体は後述することにして、ここでは先に述べた $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルを疲労試験結果に適用し、まずその有効性を確かめる。

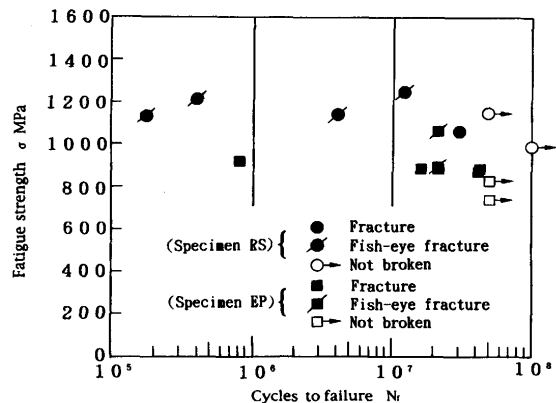


Fig. 4. S-N diagram of EB-CHR.

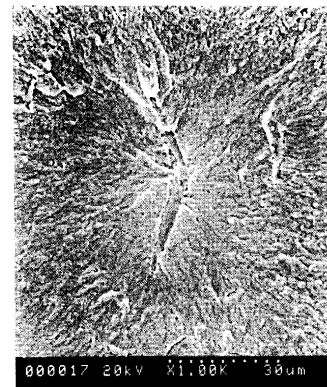


Fig. 5. A small defect observed at fracture origin (Specimen RS).
 Stress at small defect : $\sigma' = 1129 \text{ MPa}$,
 Cycles to failure : $N_f = 3.95 \times 10^5$,
 Size of small defect : $\sqrt{\text{area}} = 11.2 \mu\text{m}$,
 Vickers hardness : $\text{HV} = 779 \text{ kgf/mm}^2$.

Table 2 に、EP材とRS材の疲労試験結果を示す。 σ' は破壊起点となった微小欠陥、介在物の中心位置に作用した公称応力である。 σ_w' は式(1)に破壊起点の微小欠陥または介在物から測定した $\sqrt{\text{area}}$ 、起点付近のHV、起点の残留応力を代入して求めた疲労破壊起点での予測疲労限度である。疲労破壊した試験片についてはほとんどが $\sigma'/\sigma_w' > 1$ である。 σ'/σ_w' が1以下のものでも値が0.93であり、 $N_f > 10^7$ であるから疲労限度の予測式による予測はほぼ妥当なものである。なお、RS材で応力比 $R = -1$ となっているデータは、表面からの深さが比較的深く残留応力が消失している位置での微小欠陥が破壊起点となっていることを意味している。Table 2 の N_f で $5 \times 10^7 \rightarrow$ と表示してあるのは、 5×10^7 回の繰返しに耐えた後、負荷応力を上げて再試験したことを意味している。負荷履歴によるコーキング効果が実験結果に影響を及ぼさないように、負荷応力のステップは50MPa以上にした。

Fig. 6 は、縦軸に σ'/σ_w' 、横軸に破断繰返し数 N_f をとりTable 2のデータをプロットしたものである。この図は、破断した試験片に負荷した応力が推定疲労限度の応力に対して相対的にどの程度であるか、そして、そのときの N_f がどうなるかを示すものである。

Fig. 4 と比べてFig. 6 はデータが $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルで整理されることを示すもので、疲労限度を支配するのは破壊起点の微小欠陥または介在物の $\sqrt{\text{area}}$ と基地組織の

Table 2. Fatigue test results of EB-CHR.

(a) Specimen EP

Specimen	HV	σ	N_f	$\sqrt{\text{area}}$	h	shape of defect or inclusion	σ'	σ_w' (R)	σ'/σ_w'
EP-6	766	922	8.22×10^5	15.4	90		902	876(-1.0)	1.03
EP-14	756	863	2.12×10^7	10.2	0		863	928(-1.0)	0.93
EP-18	780	1078	2.03×10^7	6.3	81		1053	1033(-1.0)	1.02
EP-20	778	764 813 863	$5.0 \times 10^7 \rightarrow$ $5.0 \times 10^7 \rightarrow$ 4.01×10^7	11.5	0		764 813 863	855(-1.0)	0.89 0.95 1.01

(b) Specimen RS

Specimen	HV	σ	N_f	$\sqrt{\text{area}}$	h	shape of defect	σ'	σ_w' (R)	σ'/σ_w'
RS-13	770	1177 1255	$5.0 \times 10^7 \rightarrow$ 1.30×10^7	5.5	385		1074 1145	1045(-1.0)	0.99 1.10
RS-15	779	1216	3.95×10^5	11.2	332		1129	938(-1.0)	1.20
RS-16	776	1138	1.78×10^5	15.7	224		1073	883(-1.0)	1.22
RS-17	770	980 1078	$1.0 \times 10^8 \rightarrow$ 3.01×10^7	14.2	0		980 1078	1077(-3.94)	0.91 1.00
RS-19	778	1127	4.04×10^6	4.9	105		1099	1075(-1.0)	1.02

HV: Vickers hardness (kgf/mm²), σ : Nominal stress at surface (MPa), N_f : Cycles to failure, $\sqrt{\text{area}}$: Square root of projection area of inclusion or defect (μm), h: Distance from surface (μm), σ' : Nominal stress at inclusion or defect predicted (MPa), R: Stress ratio = $\sigma_{\text{min}}/\sigma_{\text{max}}$, σ_w' : Fatigue limit at inclusion or defect predicted by Eq.(1).

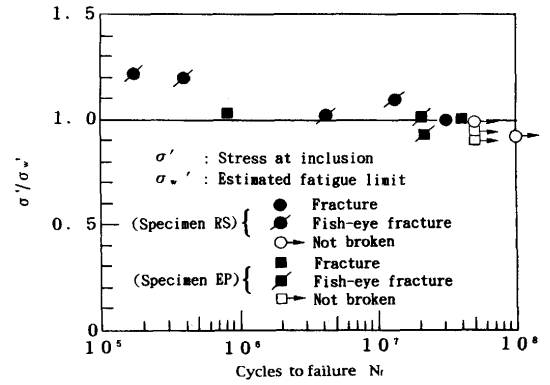


Fig. 6. Modified S-N diagram of EB-CHR.

HVであることが分かる。

6. 生成原因不明の微小欠陥と疲労限度に関する考察

Fig. 7 はEB-CHR鋼のマルテンサイト組織にみられる生成原因不明の微小欠陥の例である。この微小欠陥は、通常の介在物用検鏡面を3%ナイトル液で30秒間腐食することにより確認できた。

この微小欠陥の正体を次に述べる方法で推定した。

(1) 微小欠陥の化学組成

X線マイクロアナライザーで微小欠陥の化学組成を分析したところ、基地組織のマルテンサイトとの相違はない。

(2) 微小欠陥の微小硬度

通常の介在物検鏡面を用いて荷重25gで無作為に10点の微小硬度を測定したところ、1点のみ基地硬度HV~770に比べて明らかに低い値HV~560が得られた。その後、この検鏡面を3%ナイトル液で30秒間腐食したところFig. 8に示すようにHV~560の場所には微小欠陥が存在した。これにより、微小欠陥の硬度は基地に比べて低いことが明らかになった。

(3) 微小欠陥の発生と焼入性の関係

EB-CHR鋼の素材から直径8mmと10mm、長さ25mmの丸棒試験片を作成し、焼入温度(800, 820, 835, 850°Cの4水準の油焼入れ)、焼入冷却能(835°Cでの油焼入れと水焼入れの2条件)と微小欠陥発生との関係を調査した。

その結果、焼入温度が同じ場合は、試験片の直径の大きいほうが微小欠陥が発生し易いこと、試験片の直径が同じ場合は、焼入温度が低いほうが微小欠陥が発生し易いことが分かった。さらに、微小欠陥は油焼入れの場合のみに発生し、水焼入れでは全く発生しなかった。このように、微小欠陥の発生と焼入性には密接な関係が存在した。

(4) 微小欠陥と不完全焼入組織の例との比較

EB-CHR鋼に比べて焼入性の低い軸受鋼の典型的な不完全焼入組織(ベイナイト組織)の例をFig. 9に示す。

Fig. 7の微小欠陥とこのベイナイト組織は酷似しているこ

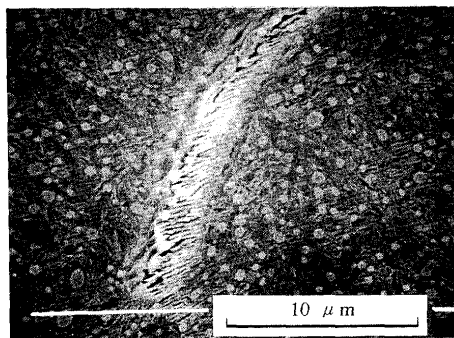


Fig. 7. Small defects observed in martensite matrix of EB-CHR.

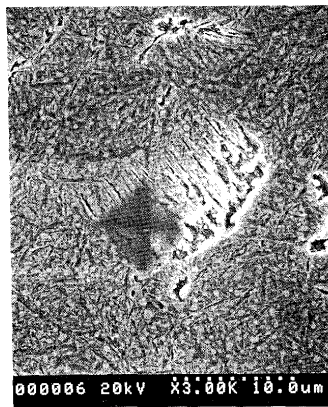


Fig. 8. Measurement of micro-Vickers hardness of small defect which is presumed to be bainite (HV = 560, load = 25g).

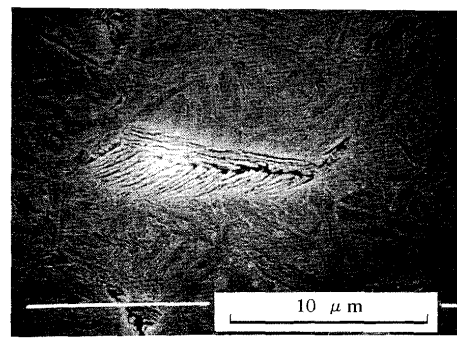


Fig. 9. Typical bainite structure in martensite matrix of a commercial bearing steel.

と分かる。

以上(1)~(4)の考察により、微小欠陥とみなしていた組織は不完全焼入組織のベイナイトであると推定した。

Fig.10に不完全焼入組織(ベイナイト)と介在物の $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の極値統計分布を示す。不完全焼入組織は介在物寸法に比べて相対的にかなり大きい。これが、介在物ではなく不完全焼入組織が優先的に疲労破壊起点になる理由である。介在物の場合と同様に試験片の危険体積中の不完全焼入組織の寸法の最大値($\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$)をFig.10から推定すれば、試験片N=1, 10, 100本当りの $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ はそれぞれ15.6, 17.6, 19.6 μm である。

疲労破壊起点の不完全焼入組織の最大寸法は $\sqrt{\text{area}} = 15.7\mu\text{m}$ (試験片9本当り)であるから極値統計による不完全焼入組織の $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ の推定値とよく一致することが分かる。

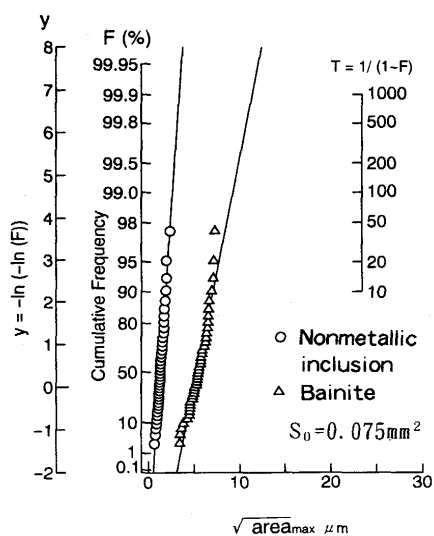


Fig. 10. Cumulative frequency distributions of $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ of inclusions and bainites in EB-CHR.

7. 多数の試験片の疲労限度のばらつきの幅の下限値の推定

前節までの考察により、ベイナイト組織と推定できる微小欠陥の代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ が疲労限度を支配することが明らかになった。また、疲労限度のばらつきの幅の下限値は微小欠陥の $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ が自由表面に接して存在する場合の値になる¹⁵⁾。したがってここでは、6節で求めた不完全焼入組織の $\sqrt{\text{area}_{\text{max}}}$ を式(1)に代入して(C=1.41を使用)試験片の表面の公称応力と与えられる疲労限度の下限値 σ_{wl} を推定し、実験結果と比較を行う。ただし、式(1)によるRS材の σ_{wl} の推定では試験片表面の残留応力(平均応力と等価) $\sigma_m = -640\text{MPa}$ を考慮し、EP材の σ_{wl} の推定では $\sigma_m = 0\text{MPa}$ とした。

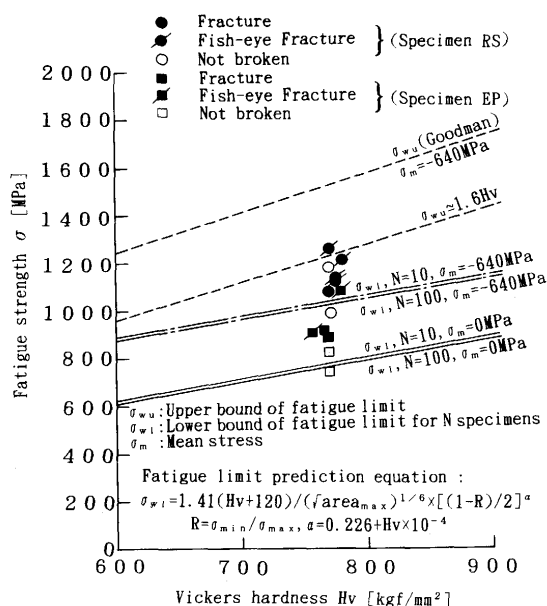


Fig. 11. Prediction of the lower bounds of fatigue limit and the experimental results(EB-CHR).

Fig.11はRS材, EP材の試験片N=10, 100本当りの σ_{we} と疲労試験結果との比較である。同図には式(2)とGood man線図¹⁷⁾により推定した鋼の基地組織に固有な理想的疲労限度の上限値 σ_{wu} も示してある。

HV=770kgf/mm²のとき, 試験片10本当りのRS材の σ_{we} は1050MPa, EP材の σ_{we} は778MPaである。RS材とEP材の σ_{we} を比較すれば, 表面層の圧縮残留応力(-640MPa)により見かけの σ_{we} は272MPa上昇することが分かる。

ちなみに, 本研究のEB-CHR鋼のRS材と試験片形状と仕上げの条件が同じである文献(16)の軸受鋼SUJ2(HV=750kgf/mm², 表面の圧縮残留応力=-690Ma)は試験片10本当り σ_{we} =750MPaである。

このようにEB-CHR鋼の疲労限度が著しく高いのは, 介在物の寸法を2回のエレクトロンビーム溶解により極めて小さくしたためである。しかし, 疲労破壊の主原因は典型的な介在物ではなく, ベイナイトと推定される不完全焼入組織であるから, 適切な熱処理などによりこれを除去できれば疲労限度は更に上昇することが期待できる。

ちなみに, このような不完全焼入組織を除去できれば, 極値統計による介在物と不完全焼入組織の $\sqrt{\text{area}}_{\text{max}}$ の値から判断して, RS材とEP材の疲労限度の下限値 σ_{we} は現状より約19%上昇することが期待できる(HV=770kgf/mm²のとき試験片10本当り:RS材 σ_{we} =1050→1250MPa, EP材 σ_{we} =778→921MPa)。このときの σ_{we} の値は, Good man線図による理想的な上限値 σ_{wu} にほぼ近い値になる(Fig.11)。

8. 結言

2回のエレクトロンビーム溶解により介在物寸法を現在の製鋼技術で可能な極限まで小さくした超清浄軸受鋼(EB-CHR鋼)の回転曲げ疲労破壊挙動を調べ, 今後の軸受鋼開発における介在物寸法の制御の指針を示すとともに, その指針に従って鋼の基地硬さに固有な疲労限度の上限値を達成する際に新たに生ずる疲労強度上の問題点を明らかにした。得られた結論は以下のようにまとめられる。

(1)EB-CHR鋼に含まれる介在物寸法は, 現在の商業用の超清浄軸受鋼の介在物寸法に比べて著しく小さい。このような介在物寸法の相対比較(清浄度判定)には極値統計法が適している。これに対してJIS点算法などの従来法ではこれらの材質の差を明確にできない。

(2) $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルは介在物または微小欠陥を破壊起点とする極清浄軸受鋼の疲労限度推定に有効である。

これにより, EB-CHR鋼のように介在物が極めて小さい超清浄鋼でも疲労限度は介在物や微小欠陥の代表寸法 $\sqrt{\text{area}}$ と基地のHVに支配されることが明らかにされた。

(3)EB-CHR鋼の疲労破壊の起点のほとんどが不完全焼入組織と考えられるベイナイトであった。介在物よりもベイナイトが破壊起点になりやすい理由は, ベイナイト寸法($\sqrt{\text{area}}$)が介在物の寸法に比べてかなり大きいためである。介在物とベイナイトの $\sqrt{\text{area}}$ の相対比較にも極値統計が有効である。

(4)EB-CHR鋼の介在物寸法は現在の商業用超清浄軸受鋼の介在物寸法に比べても極めて小さく, それに応じて疲労限度も著しく高い。ただし, 不完全焼入組織のベイナイトの寸法が疲労限度を支配しているため, これを除去できれば, EB-CHR鋼の疲労限度は介在物の寸法に支配される。その場合の疲労限度はさらに向上し, 鋼の理想的な疲労限度の上限値 σ_{wu} にほぼ近い値になることが期待できる。

最後に, 材料のEB溶解に関して便宜をはかっていただいた日鉱特殊金属(株)に感謝申し上げる。

また, 本研究は(社)日本鉄鋼協会・特定基礎研究会・単独研究依頼補助金(平成5年度)の援助を受けたことを付記し謝意を表す。

文 献

- 1) Bearing Steel, The Rating of Nonmetallic Inclusion, ASTM STP 575, ed. by J.J.C.Hoo, P.T.Kilhefner and J.J.Donze, (1975)
- 2) Effect of Steel Manufacturing Processes on the Quality of Bearing Steels, ASTM STP 987, ed. by J.J.C.Hoo, (1988)
- 3) 斎藤 誠, 伊藤幸生:ばね論文集, 30 (1985), p.11
- 4) K.Toyama and M.Yamamoto: Proc. Fatigue 90, ed. by H. Kitagawa and T.Tanaka, 1 (1990), p.343
- 5) 林 亮二, 濱田兼彰, 佐藤紀男, 小林一博:材料とプロセス, 7 (1994), p.1741
- 6) 村上敬宜, 遠藤正浩:材料, 35 (1986), p.911
- 7) 村上敬宜, 児玉昭太郎, 古沼静代:日本機械学会論文集A, 54 (1988), p.688
- 8) 村上敬宜, 川上勝巳, W.E.Duckworth:鉄と鋼, 77 (1991), p.163
- 9) 村上敬宜, 鳥山寿之, 子安善郎, 西田新一:鉄と鋼, 79 (1993), p.687
- 10) 村上敬宜, 宇宿尚史:日本機械学会論文集A, 55 (1989), p.213
- 11) M.F.Garwood, H.H.Gensamer and J.T.Zurburg: Interpretation of Tests and Correlation with Service, (1951), p.1 [American Society for Metals, Cleveland, OH, USA]
- 12) 西島 敏:材料, 29 (1980), p.24
- 13) E.J.Gumbel著, 河田, 岩井, 加瀬共訳:極値統計学, (1963), p.1 [広川書店]
- 14) 村上敬宜, 上村裕二郎, 夏目喜孝, 宮川 進:日本機械学会論文集A, 56 (1990), p.54
- 15) 村上敬宜:金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, (1993), p.233[養賢堂]
- 16) 村上敬宜, 鳥山寿之:鉄と鋼, 79 (1993), p.1380
- 17) 日本材料学会編:金属材料疲労設計便覧, p.6, [養賢堂]