

# マルテンサイトおよびマルテンサイト／ベイナイト基地組織 球状炭化物鑄鉄の疲労挙動<sup>†</sup>

戸 梶 恵 郎\* 堀 江 孝 男\*\* 高 橋 康 彦\*\*\*

## Fatigue Behaviour of Cast Irons with Spheroidal Carbides Dispersed within Fully Martensitic and Martensitic/Bainitic Matrix Microstructures

by

Keiro TOKAJI<sup>\*</sup>, Takao HORIE<sup>\*\*</sup> and Yasuhiko TAKAHASHI<sup>\*\*\*</sup>

The objective of the present study is to understand the fatigue behaviour and fracture mechanisms of cast irons with spheroidal vanadium carbides dispersed within martensitic matrix microstructure. At first, rotary bending fatigue tests have been performed using smooth specimens of cast irons with two different matrix microstructures: fully martensitic microstructure and martensitic/bainitic microstructure. It was found that there existed a considerable scatter, but the former showed higher fatigue strength than the latter. Fatigue cracks invariably initiated from casting defects in both cast irons, and thus their fatigue strengths depended strongly on casting defects. Then, additional fatigue tests have been conducted using a cast iron with fully martensitic microstructure whose castability was improved by varying chemical composition. Fatigue cracks were still generated from casting defects, but the fatigue strength was significantly high with a small scatter because the casting defect sizes were very small compared with the cast irons described above. The  $\sqrt{area}$  parameter model was applied to predict the fatigue limit of those cast irons. Although the maximum casting defect sizes estimated from the statistics of extremes were considerably smaller than the sizes of the casting defects from which the crack initiated, the  $\sqrt{area}$  parameter model gave a reasonable prediction of fatigue limit.

**Key words :** Fatigue, Martensitic cast iron, Carbide, Casting defect,  $\sqrt{area}$  parameter model

### 1 緒 言

鑄鉄は安価かつ容易に複雑な形状や大型の部品を製造できるから工業的に広く用いられている。しかし、近年、機械・構造物の高性能化、使用環境の苛酷化、また鑄鉄市場における国際的競争力の向上などの観点から、従来の鑄鉄よりも付加価値の高い高機能鑄鉄の開発が望まれていた。そこで著者は、その要求を満たす材料として耐食性、耐摩耗性および高強度を併せ持つ高 V-Cr-Ni 鑄鉄に注目し、構造材料として評価が不可欠な疲労特性を検討してきた。<sup>1)~5)</sup> その結果、この材料は優れた疲労強度を示すことがわかったが、硬さは HV450 程度であり、高い耐摩耗性が要求される用途には必ずしも十分とは言えなかった。

最近、マルテンサイト基地組織中に球状化したバナジウム炭化物 (VC) を分散させた鑄鉄が開発された。<sup>6)</sup> 基地組織のマルテンサイト化により耐摩耗性を向上させ、同時に球状 VC によって耐摩耗性とじん性を付与したものである。一般に、高硬度材料は難加工材料であるが、上記鑄鉄は鑄造による製造のためニアネットシェイプが可能であり、また経済性も良く、使用後はリメルトにより再利用が可能なりサイクル材料でもある。こうした点から、今後、金型、ダイスや破碎ハンマーなどの耐摩耗用途のみならず構造材料として広範な応用が期待される。

しかし、疲労特性は全く知られていない。

本研究はマルテンサイト基地組織球状炭化物鑄鉄の疲労挙動を評価し、広範な応用に貢献するとともに、今後の材質改善に対する指針を得ることを目的としている。まず、マルテンサイトとマルテンサイト／ベイナイト基地組織を有する 2 種類の球状炭化物鑄鉄について疲労挙動を検討する。続いて、その結果に基づいて、鑄造性を改善したマルテンサイト基地組織球状炭化物鑄鉄について同様に疲労挙動を評価し、上記材料の結果と比較、検討する。

### 2 実験方法

#### 2・1 材料

供試材はマルテンサイト基地組織中に球状 VC を分散させた 3 種類の鑄鉄であり、それらの化学成分を Table I に示す。最初に、基地組織の異なる 2 種類の材料 (FM 材および HM 材) の疲労挙動を評価した。ここで、FM 材は基地組織が全面マルテンサイト組織、HM 材はマルテンサイトとベイナイトの混合組織である。後述する疲労試験結果に見られるように、これらの材料では大きい鑄造欠陥が破壊起点となったことから、さらに疲労強度の向上を図るために、組成を変更することによって鑄造性を改善した全面マルテンサイト基地組織の材料 (M-FM 材) も用いた。

<sup>†</sup> 原稿受理 平成 17 年 2 月 8 日 Received Feb. 8, 2005

\* 正 会 員 岐阜大学工学部機械システム工学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Systems Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

\*\* 岡本 〒500-8743 岐阜市暖町, Okamoto, Co. Ltd., Nawate-cho, Gifu, 500-8743

\*\*\* 岐阜大学大学院 〒501-1193 岐阜市柳戸, Graduate Student, Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

## 2・2 組織および機械的性質

Fig. 1, Fig. 2 および Fig. 3 にそれぞれ FM 材, HM 材および M-FM 材の SEM 組織写真を示す. FM 材は全面マルテンサイト基組織中にほぼ球状化した VC が分散した組織である (Fig. 1). また, HM 材の組織はマルテンサイトとベイナイトの混合基組織中に VC が分散したものである (Fig. 2). 球状化した VC と片状の VC が混在しており, 完全に球状化は達成されていない.

一方, 铸造性を改善した M-FM 材は, FM 材と同様に全面マルテンサイト基組織中に VC が分散した組織であり (Fig. 3), 球状化が不完全な VC も見られるが, VC の寸法は小さく分散状態はきわめて良い. なお, いずれの材料も組織観察において铸造欠陥が認められた.

機械的性質は FM 材では引張強さ  $\sigma_B$ : 1035MPa, ピッカース硬さ: HV470, HM 材では  $\sigma_B$ : 764MPa, HV348 であった. M-FM 材では高硬度のために引張試験によって  $\sigma_B$  を得ることができなかったが, HV644 であることと FM 材および HM 材の結果から, その  $\sigma_B$  は 1400MPa 程度と推定される.

Table 1. Chemical compositions of the materials (wt.%).

Material	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	V
FM	3.11	0.81	0.16	0.01	0.04	5.1	13.27
HM	3.11	0.8	0.16	0.01	0.03	3.1	13.27
M-FM	3.4	1	0.1			4	11.3

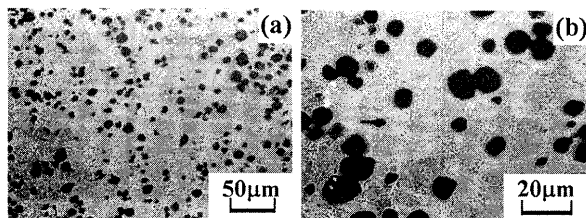


Fig. 1. Microstructure of FM: (a) low-magnification, (b) high-magnification.

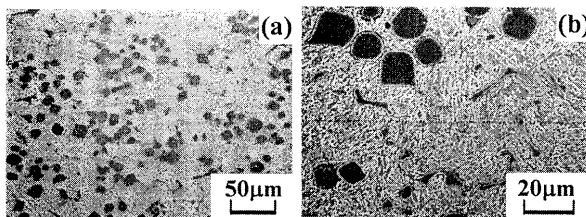


Fig. 2. Microstructure of HM: (a) low-magnification, (b) high-magnification.

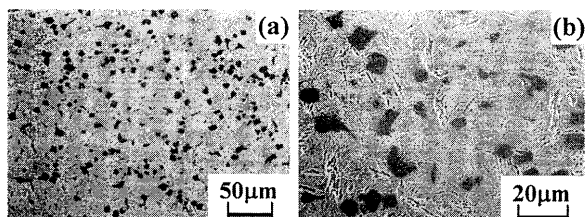


Fig. 3. Microstructure of M-FM: (a) low-magnification, (b) high-magnification.

## 2・3 試験片

铸造 Y ブロックの下部 30mm から 4 本の素材を採取し, 直径 6mm, 平行部 6.2mm の平滑回転曲げ疲労試験片に機械加工した. その後, 平行部をエメリー紙で順次 2000 番まで研磨後, さらにバフ研磨を施し実験に用いた.

## 2・4 実験方法

用いた試験機は容量 98Nm の小野式回転曲げ疲労試験機であり, 室温大気中, 繰返し速度 57Hz で実験を行った. 試験後, 破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて詳細に観察した.

## 3 実験結果および考察

### 3・1 FM 材および HM 材の疲労挙動

**3・1・1 疲労強度** Fig. 4 (a), (b) にそれぞれ応力振幅および疲労比で表した FM 材および HM 材の S-N 線図を示す. 後述するように, 両材とも破壊起点は例外なく表面または内部に存在する铸造欠陥であったから, 図には表面起点型破壊と内部起点型破壊を区別して示した.

Fig. 4 (a) から明らかなように, FM 材は HM 材より大きいばらつきを示し, 疲労強度は表面起点型破壊の場合 HM 材とはほぼ同程度であるが, 内部起点型破壊の場合 HM 材よりも高い. これは起点となった铸造欠陥寸法が前者の場合大きく, 後者の場合小さかったからである (後出の Fig. 9 参照). 疲労限度は FM 材では 350MPa 程度, HM 材では 270MPa であり, いずれも硬さから予測されるよりもかなり低い. なお, HM 材の  $10^7$  回を超えて

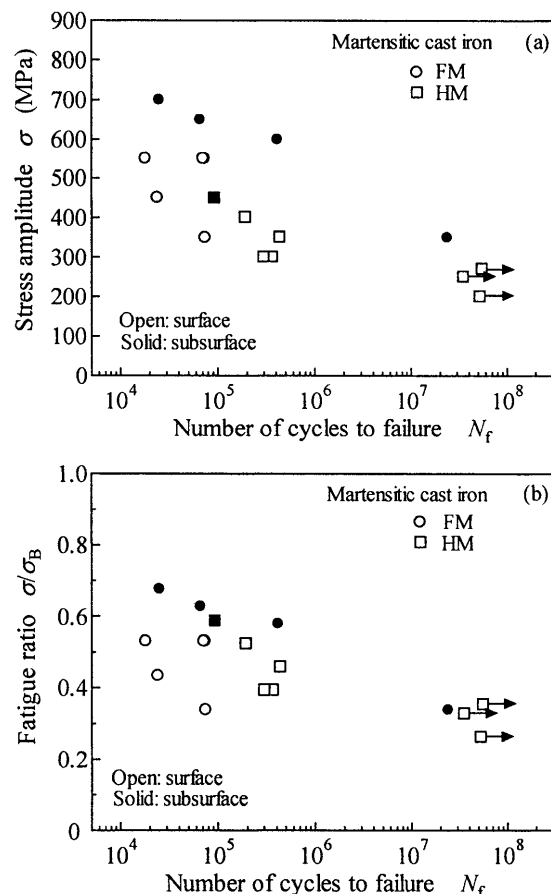


Fig. 4. S-N diagrams for FM and HM characterized in terms of (a) stress amplitude, (b) fatigue ratio.

破断しなかった試験片 ( $\sigma = 270\text{MPa}$ ,  $250\text{MPa}$ ) において停留き裂が観察された。

Fig. 4 (b)に見られるように、疲労比で表すと FM 材の表面起点型破壊の結果を除いて、両材の結果はほぼ一致し、疲労限度に対する疲労比 ( $\sigma_w/\sigma_B$ ) はともに約 0.35 である。このように相対的にも低い疲労強度を示す。

**3・1・2 破面様相** FM 材および HM 材の疲労試験に用いたすべての試験片のき裂発生点近傍を SEM によって詳細に観察した。その結果、き裂は例外なく casting 欠陥から発生していた。その一例を Fig. 5 に示す。Fig. 5 (a) は内部、Fig. 5 (b) は表面の欠陥の例である。

### 3・2 M-FM 材の疲労挙動

前述したように、FM 材および HM 材ともに casting 欠陥が破壊起点となったことから、本鋼鉄の高硬度の特性を活かしてさらに高い疲労強度を得るためには、 casting プロセスにおいて casting 欠陥を制御することが必要であることが示唆された。そこで、以下のような観点から組成を変更した材料 (M-FM 材) を準備した (Table I)。

(1) V 量が多い場合、溶湯の激しい酸化のために湯流れ性が劣化することから V 量を低減する。

(2) 高硬度の基底組織を得るために、C 量を増加し、マルテンサイト化を促進する。

(3) Ni は焼入硬化能を高める目的、すなわち casting 後の冷却において基底硬さを高めるために添加しているが、一定量以上では軟化するのでその量を低減する。

**3・2・1 疲労強度** M-FM 材の S-N 曲線を前述の FM 材および HM 材と比較して Fig. 6 に示す。M-FM

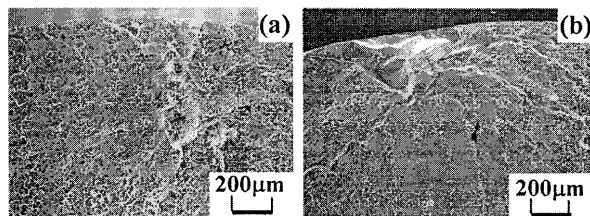


Fig. 5. SEM micrographs showing casting defects from which the cracks initiated: (a) FM ( $\sigma = 650\text{MPa}$ ,  $N_f = 6.61 \times 10^4$ ,  $\sqrt{\text{area}} = 308\mu\text{m}$ ), (b) HM ( $\sigma = 300\text{MPa}$ ,  $N_f = 3.68 \times 10^5$ ,  $\sqrt{\text{area}} = 489\mu\text{m}$ ).

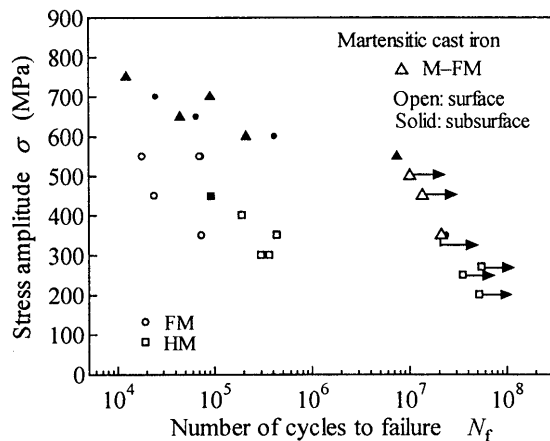


Fig. 6. S-N curve for M-FM.

材の疲労強度は FM 材の表面起点型破壊の結果や HM 材と比較して非常に高く、FM 材の内部起点型破壊の結果と同程度である。また、データのばらつきは小さい。これは組成を変更したことによって高硬度の基底組織 (HV644) が得られたことと、後述するように casting 欠陥寸法が小さく制御されたことに起因している。

**3・2・2 破面様相** M-FM 材の破壊した試験片の破面を詳細に観察したところ、FM 材および HM 材と同様に、き裂発生箇所は casting 欠陥であった。その一例を Fig. 7 に示す。Fig. 5 との比較から明らかなように、また後述するように、M-FM 材のき裂発生の起点となった casting 欠陥寸法は、FM 材や HM 材と比較して明らかに小さかった。

### 3・3 破壊起点となった casting 欠陥寸法の分布

破壊起点となった casting 欠陥の寸法  $\sqrt{\text{area}}$  を求めた。その分布を Fig. 8 に示す。図から明らかなように、FM 材と HM 材はほぼ同様の casting 欠陥寸法の分布を示し、分布範囲は FM 材では  $70 \sim 2286\mu\text{m}$ 、HM 材では  $173 \sim 2223\mu\text{m}$  である。それに対して M-FM 材では欠陥寸法は小さく、また分布範囲も  $105 \sim 446\mu\text{m}$  である。このように、FM 材において casting 欠陥寸法の分布範囲と最大値が大きく、このことが疲労強度の大きいばらつきを誘起したと考えられる。また同時に、M-FM 材の高い疲労強度と小さいばらつきは、 casting プロセスの改善によって casting 欠陥寸法が小さく制御されたことに起因することがわかる。

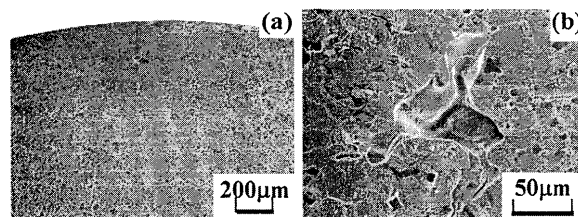


Fig. 7. SEM micrographs showing a casting defect from which crack initiated in M-FM: (a) low-magnification, (b) high-magnification ( $\sigma = 700\text{MPa}$ ,  $N_f = 9.09 \times 10^4$ ,  $\sqrt{\text{area}} = 77\mu\text{m}$ ).

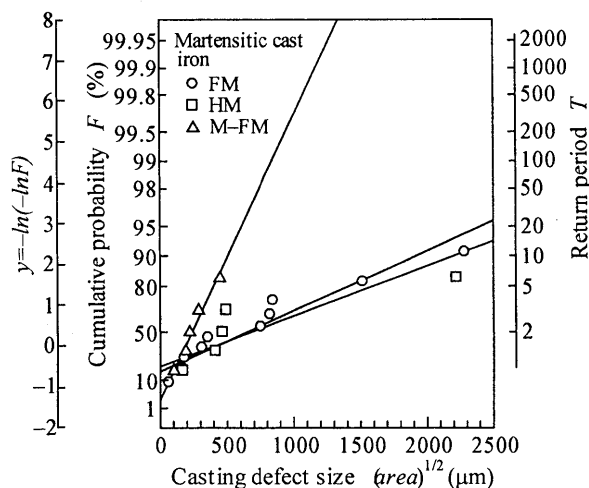


Fig. 8. Extreme value distributions of size of casting defects from which cracks initiated.

### 3・4 鑄造欠陥寸法および最大応力拡大係数と疲労寿命の関係

Fig. 9 に鑄造欠陥寸法  $\sqrt{area}$  と疲労寿命  $N_f$  の関係を示す。鑄造欠陥寸法が大きい場合、 $N_f$  は短くなる傾向があるが、全体的に結果は大きくばらつき、 $\sqrt{area}$  と  $N_f$  の間に明瞭な相関は見られない。また、内部起点型破壊の場合の欠陥寸法が表面起点型破壊の場合よりもかなり小さいことがわかる。なお、HM 材および M-FM 材の  $10^7$  回で破壊に至らなかった試験片の場合、その後高応力を負荷して破壊させ、破壊起点となった鑄造欠陥寸法を用いた。

ところで、一様応力場における円盤状き裂の応力拡大係数の最大値  $K_{I\max}$  は、き裂の最大主応力面への投影面積  $area$  に対して、近似的に  $K_{I\max} \propto \sqrt{area}$  となることが明らかにされている。<sup>7)</sup> そのき裂の応力拡大係数範囲  $\Delta K$  は次式によって与えられる。

$$\Delta K = \alpha \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (1)$$

ここで、き裂が表面にある場合  $\alpha = 0.65$ 、内部にある場合  $\alpha = 0.5$  である。

そこで、鑄造欠陥をき裂と仮定して、式 (1) を用いてその最大応力拡大係数  $K_{\max,i}$  を求め  $N_f$  との相関を調べた。その結果を Fig. 10 に示す。なお、内部起点型破壊の場合、応力として破壊起点の位置の応力を用いている。図から明らかなように、 $K_{\max,i}$  と  $N_f$  の間に良い相関があり、材料にかかわらず  $K_{\max,i}$  の減少に伴って  $N_f$  は増加する。しかし、表面起点型破壊と内部起点型破壊の結果は一致せず、前者の  $K_{\max,i}$ - $N_f$  関係が後者よりも上方に位置しており、 $K_{\max,i}$  は両者を統一的に整理しうるパラメータとならないことがわかる。

### 3・5 $\sqrt{area}$ パラメータモデルによる疲労限度の予測

前述したように、いずれの材料にも鑄造欠陥が存在し、鑄造欠陥を起点として破壊した。そこで、村上<sup>7)</sup>によって提案された  $\sqrt{area}$  パラメータモデルを用いて、疲労限度に及ぼす鑄造欠陥の影響を定量的に評価することを試みた。なお予測には、同一欠陥寸法に対して最も低い疲労限度を与える、欠陥が表面に接して存在する場合の次式を用いた。

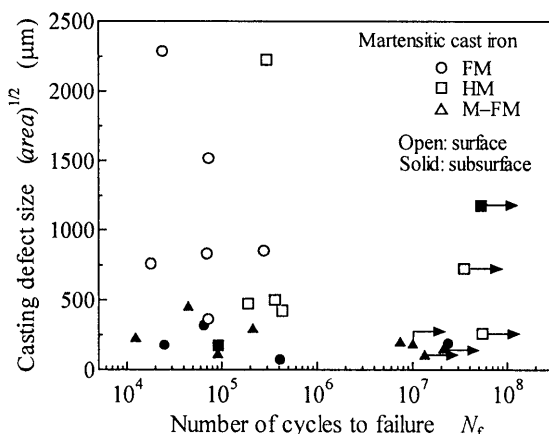


Fig. 9. Relationship between casting defect size and fatigue life.

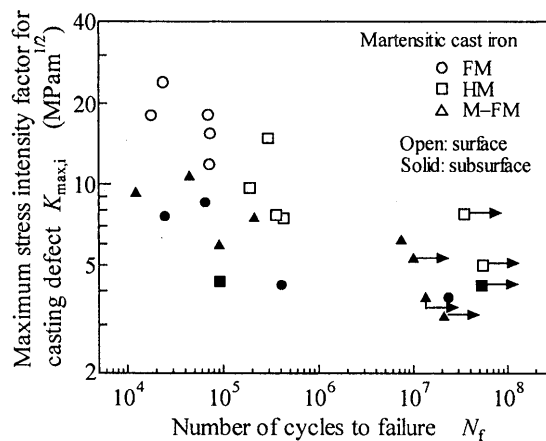


Fig. 10. Relationship between maximum stress intensity factor for casting defect and fatigue life.

$$\sigma_{wp} = \frac{1.41(HV + 120)}{(\sqrt{area_{\max}})^{1/6}} \quad (2)$$

ここで、 $\sigma_{wp}$ ：疲労限度の予測値 (MPa)、 $HV$ ：ビッカース硬さ (kgf/mm<sup>2</sup>)、 $\sqrt{area_{\max}}$ ：主応力に垂直な面に投影した最大欠陥面積の平方根 ( $\mu\text{m}$ ) である。

まず、FM 材、HM 材および M-FM 材について金属組織学的に任意断面で鑄造欠陥の寸法を測定した。測定方法の詳細は以下のとおりである。<sup>7)</sup> まず、試料から切り出された主応力方向に垂直な面をエメリー紙に続いてバフ研磨を行い、その後超音波洗浄を施した後検鏡した。採用した検査基準面積  $S_0$  および測定回数  $n$  は材料ごとに若干異なり、それぞれ FM 材では 4.76mm<sup>2</sup>、45、HM 材では 2.21mm<sup>2</sup>、48、M-FM 材では 3.30mm<sup>2</sup>、60 である。また、鑄造欠陥の形状は複雑であるので、その輪郭を縁取った面積を測定した。

得られた鑄造欠陥寸法の極値分布を Fig. 11 に示す。破壊起点となった鑄造欠陥寸法の分布 (Fig. 8) と同様に、FM 材と HM 材はほぼ同じ鑄造欠陥寸法の分布を示すが、M-FM 材の分布はそれらの材料よりも明らかに小さい側にある。また Fig. 8 との比較から明らかなように、いずれの材料においても組織検査から得られた鑄造欠陥寸法の分布は、実際に破壊起点となった分布と大きく異なっている。

Fig. 11 の結果に基づいて、再帰期間  $T = NV/V_0$  ( $N$ ：試験片本数、 $V_0$ ：検査基準体積、 $V$ ：予測を行う体積) から疲労試験に用いた試験片中に含まれる最大欠陥寸法  $\sqrt{area_{\max}}$  を推定した。ここで  $N$  および  $V_0$  は、それぞれ FM 材では 10 本、0.202mm<sup>3</sup>、HM 材では 8 本、0.093mm<sup>3</sup>、M-FM 材では 6 本、0.115mm<sup>3</sup> である。なお、実験は回転曲げであるので、公称応力  $\sigma$  に対して応力が  $0.9\sigma$  以上となる表面部分を危険部分と見なしており、 $V$  は 35.06mm<sup>3</sup> である。得られた結果を Table II に示す。推定された  $\sqrt{area_{\max}}$  も実際に破壊起点となった鑄造欠陥の最大値と比べると著しく小さい。以上のような鑄造欠陥の分布や  $\sqrt{area_{\max}}$  の相違は、破壊起点となった非常に大きい鑄造欠陥の存在確率が小さいためと考えられる。

$HV$  と  $\sqrt{area_{\max}}$  を式 (2) に代入して求めた  $\sigma_{wp}$  を実験

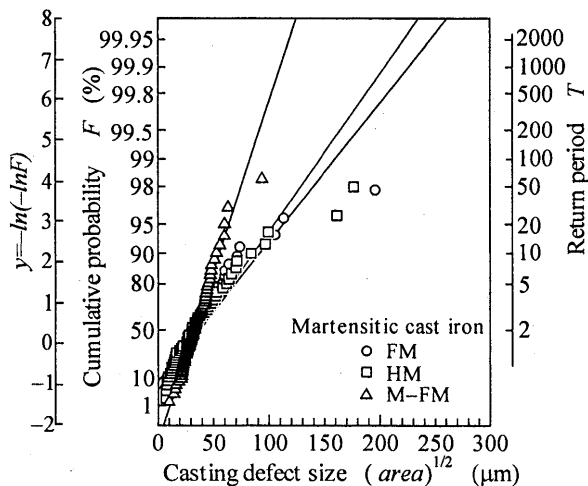


Fig. 11. Extreme value distributions of casting defect size.

結果  $\sigma_{we}$  とともに Table II に、また S-N 曲線と比較した結果を Fig. 12 に示す。前述したように、 $\sqrt{area}_{max}$  は実際に破壊起点となった casting 欠陥寸法よりも著しく小さかったが、いずれの材料においても  $\sigma_{wp}$  は  $\sigma_{we}$  とほぼ一致している。これは非常に大きい casting 欠陥の存在にもかかわらず、疲労限度に対応する試験片の欠陥寸法が小さかったことによると考えられる。しかし、存在確率が低いとしても、大きい欠陥があれば破壊起点となるから、確率的に疲労限度は予測値よりも大きく低下する可能性があることに注意が必要である。実際、破壊起点となった最大欠陥寸法を用いて予測した  $\sigma_{wp}$  は、FM 材では 232MPa、HM 材では 185MPa、M-FM 材では 395MPa であり、これらが疲労限度の最下限値となり得ると考えられる。

Table II. Fatigue limits predicted by the  $\sqrt{area}$  parameter model.

Material code	Vickers hardness HV (kg/mm <sup>2</sup> )	Casting defect size (area) <sup>1/2</sup> <sub>max</sub> (μm)	Experimental fatigue limit $\sigma_{we}$ (MPa)	Predicted fatigue limit $\sigma_{wp}$ (MPa)
FM	470	218	350	339
HM	348	258	270	262
M-FM	644	117	500	487

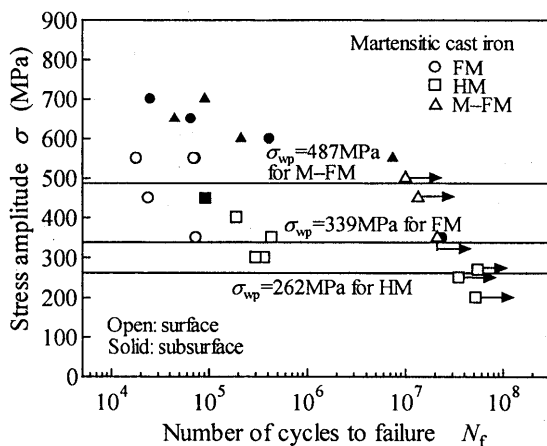


Fig. 12. Predicted fatigue limits compared with experimental S-N curves.

### 3・6 疲労信頼性向上のための材質改善

これまで述べてきたように、本鋳鉄では例外なく疲労き裂は casting 欠陥から発生し、casting 欠陥の存在が疲労強度を支配していることがわかった。実際、鑄造性を改善した M-FM 材の疲労強度は高く、ばらつきも小さかったから、耐摩耗用途のみならず構造材料として十分な疲労信頼性を有すると判断される<sup>6)</sup>。しかし、依然として casting 欠陥が破壊起点となったことから、さらに疲労信頼性を向上させるためには、本鋳鉄の特徴である高硬度の基地組織と球状 VC の存在を維持しつつ、casting 欠陥を可能な限り小さく制御することが必要である。

## 4 結 言

本研究では、マルテンサイト基地組織を有する球状炭化物鋳鉄の疲労挙動を明らかにすることを目的として、平滑材の回転曲げ疲労試験を行った。得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) FM 材 (全面マルテンサイト基地組織) は HM 材 (マルテンサイト/ベイナイト混合基地組織) よりも高い疲労強度と大きいばらつきを示した。両材とも、疲労限度は硬さから予測されるよりもかなり低く、また相対的にも低い疲労強度を示した。

(2) FM 材および HM 材ともに、破壊起点は例外なく casting 欠陥であり、casting 欠陥が疲労強度を支配していた。

(3) 鑄造性を改善した全面マルテンサイト基地組織の M-FM 材の疲労強度は高く、ばらつきも小さかった。破壊起点は casting 欠陥であったが、その寸法は FM 材や HM 材と比べて著しく小さかった。

(4) 材料にかかわらず、casting 欠陥をき裂と見なした場合の最大応力拡大係数  $K_{max,i}$  と疲労寿命  $N_f$  の間に良い相関があり、 $K_{max,i}$  の減少に伴って  $N_f$  は増加した。しかし、表面起点型破壊と内部起点型破壊の  $K_{max,i}$ - $N_f$  関係は一致せず、前者の  $K_{max,i}$ - $N_f$  関係が後者よりも上方に位置した。

(5)  $\sqrt{area}$  パラメータモデルを用いて疲労限度を予測したところ、極値統計から推定された最大欠陥寸法は実際に破壊起点となった欠陥寸法よりも著しく小さかったにもかかわらず、モデルはほぼ適切に疲労限度を推定できた。

## 参 考 文 献

- 1) 戸梶恵郎, 堀江孝男, 榎本裕也, 神山 圭, 日本機械学会論文集, A-69, 1009 (2003).
- 2) K. Tokaji, T. Horie, Y. Enomoto and K. Kohyama, Proc. 9th Int. Conf. Mech. Behav. Mater., CD-ROM (2003).
- 3) 戸梶恵郎, 堀江孝男, 榎本裕也, 日本機械学会論文集, A-70, 1624 (2004).
- 4) K. Tokaji, T. Horie and Y. Enomoto, Int. J. Fatigue, (to be published).
- 5) 戸梶恵郎, 堀江孝男, 榎本裕也, 日本材料学会第 27 回疲労シンポジウム講演論文集, 136 (2004).
- 6) 西垣功一, 材料, 53, 239 (2004).
- 7) 村上敬宜, “金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”, p.17, p.90, p.234 (1993) 養賢堂.