組織の異なる球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂進展特性*

小川 武史^{*1}, 社本 和久^{*2}, 戸梶 恵郎^{*1}Fatigue Crack Growth of Spheroidal-Graphite Cast Irons
with Different Microstructures

Takeshi OGAWA, Kazuhisa SHAMOTO and Keiro TOKAJI

Fatigue crack propagation and crack closure have been investigated on spheroidal-graphite cast irons (SGI's) with four different microstructures, i. e., ferrite, pearlite, bull's eye and aus-ferrite. The crack propagation rates plotted against the stress intensity factor range showed the microstructure dependence due to a different contribution of crack closure. However, as crack closure was taken into account, the crack propagation rates became insensitive to the microstructures, indicating that the intrinsic propagation resistance was the same in all the microstructures studied. Furthermore, the published propagation data on SGI's with a wide variety of microstructures were reviewed, and an overall discussion is developed on the effect of microstructure on fatigue crack propagation.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Crack Closure, Crack Growth Resistance, Microstructure, Spheroidal-Graphite Cast Iron

1. 緒 言

球状黒鉛鑄鉄は、鋼に匹敵する強度をもち、かつ安価で加工性もよいことから、機械部品への利用が多くなっている。球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂進展特性は、基地組織、黒鉛の粒径や量、化学成分などに影響を受けることが知られている^{(1)~(11)}。しかし、多くの場合、き裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} でき裂進展速度 da/dN を整理すれば、これらの因子の影響は、きわめて小さくなるようである。したがって、上記の因子は本質的なき裂進展抵抗ではなく、き裂閉口に影響を及ぼしているのである。しかしながら、広範囲の基地組織について、この点を明らかにしている研究は少ない。

本研究は、基地組織がフェライト、パーライト、ブルス・アイ、オース・フェライトの4種類の球状黒鉛鑄鉄を用いて、疲労き裂進展速度およびき裂開閉口を実測し、き裂進展抵抗に及ぼす基地組織の影響を検討するとともに、報告されているデータの調査およびそれらとの比較も行い、設計資料として資することを目的

としている。

2. 材料および実験方法

供試材は4種類の球状黒鉛鑄鉄、すなわち、フェライト基地材、パーライト基地材、ブルス・アイ基地材およびオース・フェライト基地材である。各材料の化学成分を表1に、球状黒鉛の形状パラメータを表2に、機械的性質を表3に示す。鑄放してブルス・アイ基地の材料に $900^{\circ}\text{C} \cdot 2\text{h}$ 、炉冷 ($-50^{\circ}\text{C}/\text{h}$) の焼なましを施してフェライト基地材、 $900^{\circ}\text{C} \cdot 2\text{h}$ 、空冷の焼ならしを施してパーライト基地材とした。用いた試験片は、幅 $W=50.8\text{ mm}$ 、厚さ $B=12.5\text{ mm}$ のコンパクト試験片である。オース・フェライト基地材を除き、試験片製作後に $540^{\circ}\text{C} \cdot 80\text{ min}$ 、炉冷の真空焼なましを施した。

実験は、容量 49 kN または 14.7 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を使用し、室温大気中、繰返し速度 10 Hz で行った。疲労き裂進展試験は、応力比 $R=0.05$ 一定の応力拡大係数幅 ΔK 漸減試験および ΔK 漸増試験であり、ASTM 規格 E647-88 に従って行った。また、最大応力拡大係数 $K_{max}(=20\text{ MPa}\sqrt{\text{m}})$ 一定の ΔK 漸減試験を行い、高い R に対する下限界特性を求めた。いずれの場合にも、試験に先立ち $R=0.05$ 、

* 平成3年11月2日 材料力学講演会において講演、原稿受付 平成4年2月5日。

^{*1} 正員、岐阜大学工学部 (〒501-11 岐阜市柳戸1-1)。

^{*2} 学生員、岐阜大学大学院。

$\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定で、切欠き底から 2 mm 以上の疲労予き裂を導入した。き裂開閉口の測定は、背面ひずみまたはき裂口のクリップゲージ変位による除荷弾性コンプライアンス法に基づいて行った。両者のき裂開閉口応力拡大係数 K_{op} の絶対値はほとんど一致している。

3. 実験結果および考察

$R=0.05$ 一定試験におけるき裂進展速度 da/dN と ΔK の関係を図 1 に示す。 $1 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle} < da/dN < 1 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ の領域では、いずれの材料の結果もよく一致している。 $da/dN > 1 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ の領域では、ブルス・アイ基地材の結果が加速側に位置しているが、ほかの材料の結果はよく一致している。 $da/dN < 1 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ の領域では、オース・フェライト基地材およびパーライト基地材が最も加速側に位置し、次いでブルス・アイ基地材、フェライト基地材の順となっている。すなわち、強度の上昇に伴い da/dN は高く、また、下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} は低くなる。

図 2 に $R=0.05$ 一定試験におけるき裂開閉口の測定結果を $K_{op}/K_{max} - K_{max}$ 関係として示す。 $K_{max} > 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($\Delta K > 19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) の領域では、いずれの材料の K_{op}/K_{max} もほとんど一致し、しかも K_{max} によらずほぼ一定値を示している。しかし、 $K_{max} < 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

の領域では、 K_{op}/K_{max} 値は K_{max} の低下に伴って増大し、その程度は、強度の低いものほど高くなる傾向がある。

図 2 のき裂開閉口挙動を考慮して、有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{eff} (= K_{max} - K_{op})$ で da/dN を整理した結果を図 3 に示す。 $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係は、いずれの材料の場合にもほぼ一致している。したがって、 $da/dN - \Delta K$ 関係にみられた基地組織の影響は、き裂閉口の相違に起因するものである。すなわち、き裂閉口の除外された本質的なき裂進展抵抗は、基地組織に依存しない。ただし、 $da/dN > 1 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ では、ブルス・アイ基地材の da/dN がほかの材料よりも加速している。加速領域の破面の走査型電子顕微鏡 (SEM) による観察結果を図 4 に示す。破面上に、へき開破面の観察されることがわかる。すなわち、上記の加速は静的破壊の介在によるものである。高 ΔK 領域におけるへき開破面は、フェライト+ベイナイト基地材 (後掲の表 4, No. 3-4 の材料) でも認められることが報告されており、わずかな基地組織 (熱処理) の変化によって、その

表 1 化学成分 (重量%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Mg
Ferrite	3.74	2.80	0.25	0.069	0.017	0.050
Pearlite	3.61	2.85	0.025	0.071	0.015	0.048
Bull's eye	3.61	2.85	0.025	0.071	0.015	0.048
Aus-ferrite	3.72	2.15	0.37	0.014	0.007	0.037

表 2 球状黒鉛の形状パラメータ

Material	Average spheroidal graphite size μm	Nodularity %	Area fraction of spheroidal graphite %
Ferrite	54	93	21
Pearlite	35	95	16
Bull's eye	48	95	22
Aus-ferrite	26	94	13

表 3 機械的性質

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ MPa	Tensile strength σ_B MPa	Elongation ϕ %	Reduction of area ϕ %	Elastic modulus E MPa
Ferrite	274	400	10	7	142000
Pearlite	453	645	4	4	146000
Bull's eye	362	474	5	2	165000
Aus-ferrite	656	957	11	—	—

図 1 R 一定試験の $da/dN - \Delta K$ 関係

図 2 き裂開閉口挙動

出現特性の変化することが報告されている⁽⁹⁾。したがって、前述のき裂進展特性は、ブルス・アイ基地材に普遍的なものではないと考えられる。

$R=0.05$ 一定 ΔK 漸減試験を行った試験片の巨視的な破面様相を図5に示す。破面粗さは、フェライト基地材が最も大きく、次いでブルス・アイ、パーライト、オース・フェライト基地材の順である。いずれの材料の場合にも、破面粗さの ΔK による変化は明りょうでない。 ΔK_{eff} が約 $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近における破面の SEM による観察結果を図6に示す。図6(a)のフェライト基地材および図6(c)のブルス・アイ基地材では、フェライト粒の粒界割れが観察される。この程度の粒界割れは、図3の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係から本質的なき裂進展抵抗を変化させるほどではないことがわかる。一方、図6(b)のパーライト基地材および図6(d)のオース・フェライト基地材では、全体が粒内破壊であった。

$K_{max}(=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}})$ 一定試験で得られた da/dN

図3 R 一定試験の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係

$-\Delta K_{eff}$ 関係を図7に示す。図には、比較のために R 一定試験で得られた $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係を併記した。 K_{max} 一定試験では、 ΔK の漸減に伴い R が増大するので、低 ΔK 領域では $\Delta K_{eff} = \Delta K$ と判断した。いずれの材料の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係も、一定のばらつきの範囲内で一致し、また、 $R=0.05$ 一定試験の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係ともほぼ一致していることがわかる。 $da/dN < 1 \times 10^{-6} \text{ mm/cycle}$ 以下の範囲では、それ以上の範囲で成立している両対数直線関係から逸脱し、下方に折れ曲がる傾向を示している。また、前述のばらつきの程度は、ほかの鉄鋼材料⁽¹²⁾⁽¹³⁾ や非鉄材料⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾ と比較して、大きいようである。

ところで、これらの場合のコンプライアンス変化を詳細に観察すると、高い R の場合の応力拡大係数 K とき裂開口変位 COD の関係は、ヒステリシスループを描いていることがわかった。一例として、オース・フェライト基地材の下限界近傍における K/K_{max} と COD^* の関係を図8に示す。ここで、 COD^* は $K/K_{max} - COD$ 関係の弾性成分を引き算した後のき裂開口変位である。また、中空印は負荷過程を、中実印は除荷過程を表している。 $R=0.05$ 一定試験の場合、負荷過程と除荷過程に顕著な相違はみられないが、 R の高い K_{max} 一定試験の場合、 $K/K_{max} - COD$ 関係は、負荷過程で下に凸、除荷過程で上に凸となる傾向を示してい

図4 ブルス・アイ基地材のへき開破壊

図5 R 一定試験を行った試験片の巨視的破面様相

図 6 $\Delta K_{eff}=5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における破面様相 図 7 K_{max} 一定試験の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係

る。これらの傾向は、ほかの材料においてもほぼ同様であったが、基地組織によってその程度は異なるようである。 $R=0.8$ でも、下限界近傍の破面上にフレッチング酸化物の付着が認められることが報告されている⁽⁶⁾。したがって、詳細は不明であるが、上記のコンプライアンス変化は、き裂先端後方の破面に生じる力学的な挙動を示唆するものと考えられる。前述した $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係のばらつきや両対数直線関係から

図 8 R 一定試験と K_{max} 一定試験におけるコンプライアンス変化

逸脱する挙動との関連については、今後の検討課題としたい。

4. 文献データの調査・整理と比較

4.1 き裂進展特性 本研究で得られた $da/dN - \Delta K$ 関係(図1)とすでに報告されている $R=0.05 \sim 0.1$ の結果^{(1)~(11)}を整理、比較して図9に示す。図中のプロット点は本研究の結果である。折れ線は文献からのデータであり、その番号は、応力比、基地組織、引用文献番号、 $da/dN=10^{-7} \text{ mm/cycle}$ における ΔK として求めた ΔK_{th} および ΔK_{eff} の下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ を示

した表4中の番号に対応している。図9から、マルテンサイト基地材(11-2)およびベイナイト基地材(4-2, 9-2)は、 ΔK の全領域において本研究の結果の範囲よりも加速側に位置している。また、複合基地組織材は、下限界近傍において、本研究の結果よりも減速側に位置している。これらの結果を除けば、そのほかの多くの結果と本研究で得られた結果の範囲は、ほぼ一致している。

本研究の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係(図3)と文献データの結果を比較して、図10に示す。図中のプロットは本研究の結果、折れ線は文献からの結果である。マルテンサイト基地材(11-2, 11-5)は、ほかのいずれの材料よりも加速側に位置しており、本質的なき裂進展抵抗が

低い。この結果は、ほかの材料の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係を加速側に平行移動させた形となっており、本研究のブルス・アイ基地材のような静的破壊機構の介在が原因ではないと考えられる。また、複合基地組織材やフェライト基地材では、明らかに下限界近傍のき裂進展抵抗の優れているものが認められる。これは、前述したき裂閉口として測定されない力学的挙動や、破面粗さの増大によるき裂進展駆動力の低下⁽¹⁶⁾によるものと考えられる。これら結果を除けば、ほとんどのデータが本研究の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係とほぼ一致するとともに、比較的狭いばらつき帯にある。したがって、多くの種類の球状黒鉛鑄鉄に対して、 $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係で表示される本質的なき裂進展抵抗は、基地組織に依存しないと結論される。

4.2 下限界値 表4に示した下限界値 ΔK_{th} および $\Delta K_{eff,th}$ と組織との関係を図11に示す。いずれの基地組織材においても、 ΔK_{th} はあるばらつきを示すが、複合基地組織材は明らかに単一基地組織材よりも高い ΔK_{th} を示す傾向にある。単一基地組織材では、 ΔK_{th} はフェライト基地材で最も高く、次いでパーライト、ベイナイト、マルテンサイト基地材の順に低くなる傾向がある。同様に、図12に下限界値を引張強さ

図9 $da/dN - \Delta K$ 関係の本研究結果と文献データの比較

図10 $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係の本研究結果と文献データの比較

表4 文献データの調査結果

No. or Symbol	Load ratio	Reference No.	Matrix microstructure	ΔK_{th}	$\Delta K_{eff,th}$
1-1	0.1	(1)	F	9.0	5.3
2-1	0.05	(2)	F + B	10.0	—
2-2	0.05		F + B	12.7	—
2-3	0.05		F + B	13.2	—
2-4	0.05		F + B	14.7	—
3-1	0.1	(3)	F + B (800°C)	18.8	5.9
3-2	0.1		F + B (815°C)	16.3	4.6
3-3	0.1		F + B (830°C)	15.5	4.5
3-4	0.1		F + B (840°C)	12.3	3.5
4-1	0.1	(4)	F + P	10.2	3.7
4-2	0.1		B	4.9	3.5
4-3	0.1		F + B	14.8	3.3
5-1	0.1	(5)	F + P FCD50	11.8	2.7
5-2	0.1		P FCD50	8.5	3.5
5-3	0.1		F FCD50	6.5	2.5
5-4	0.8		F + P FCD50	4.0	4.0
5-5	0.8		P FCD50	3.2	3.2
5-6	0.8		F FCD50	4.1	4.1
5-7	0.1		F + P FCD60	10.0	3.3
5-8	0.1		F + M FCD60	10.3	3.8
5-9	0.1		F + S FCD60	12.8	2.6
5-10	0.1		F + B FCD60	14.5	3.6
5-11	0.8		F + P FCD60	4.4	4.4
5-12	0.8		F + M FCD60	4.2	4.2
5-13	0.8		F + S FCD60	3.9	3.9
5-14	0.8		F + B FCD60	4.0	4.0
6-1	0.1	(6)	F + P FCD50	12.1	2.8
6-2	0.1		F + P FCD60	10.3	3.9
6-6	0.5		F + P FCD50	5.6	3.2
8-1	0.1	(8)	F	13.0	—
9-1	0.1	(9)	F + B	9.0	6.0
9-2	0.1		B	5.0	3.1
10-1	0.05	(10)	F	12.4	3.2
11-1	0.1	(11)	B	8.1	4.4
11-2	0.1		M	3.0	3.0
11-3	0.1		F	11.5	6.7
11-4	0.5		B	5.4	4.4
11-5	0.5		M	3.0	3.0
11-6	0.5		F	8.8	6.7
●	0.05	Present results	F	11.7	3.7
▲	0.05		P	7.8	3.6
■	0.05		F + P	10.3	3.9
×	0.05		B	8.3	3.9

F: Ferrite, B: Bainite, P: Pearlite, M: Martensite, S: Sorbite

σ_B に対して整理した結果を示す。 σ_B の増加に伴い、 ΔK_{th} の低下する傾向が認められる。これは、図 1 に示した本研究の結果と一致する。特に、複合基地組織材では σ_B との相関がよく、同一 σ_B に対して単一基地組織材よりも高い ΔK_{th} を示す。単一基地組織材のみに注目すれば、図 11 と図 12 の傾向は類似していると言えるが、これは図 11 の横軸の組織の順序、すなわちフェライト、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイトが、強度の増加とほぼ対応していることにある。すなわち、強度の高いマルテンサイト基地材やベイナイト基地材などの ΔK_{th} は最も低く、強度の低いフェライト基地材の ΔK_{th} は最も高い。これに対して、両図から明らかなように、 $\Delta K_{eff,th}$ はほぼ $3.5 \sim 4.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度となり、その組織や強度依存性は認められない。ただし、一部のフェライト基地材や複合基地組織材では、比較的高い $\Delta K_{eff,th}$ を示す場合がある。

5. 検 討

本研究の結果や文献データの整理から、細部においていくつかの例外を含むものの、球状黒鉛鋳鉄の基地組織から誘起される巨視的き裂進展機構と進展抵抗は、総合的に図 13 に示すように要約できよう。単一基地組織材の場合、例えばフェライト組織の中でも組織

の単位（結晶粒径やパケット寸法などの塑性変形に対する影響寸法）の大小は異なる場合がありうるが、ほかの組織との比較のもとでは、一般的に図に示すように組織の単位は変化すると考えられる。また、組織の微細化は、よく知られているように、強度の増加をもたらす。なお、複合基地組織材においては、組織の複合のゆえにその大小は単一基地組織材の場合と同様には評価し難く、また強度についても複合される組織の種類に依存する。さて、疲労き裂進展においては、組織の粗大化はき裂進展経路のより顕著な屈曲を導くことになろう。特に、物理的、機械的性質の異なる二相から成る複合基地組織材においては、一層顕著になると考えられる。このようなき裂進展経路の屈曲（すなわち、破面粗さ）はき裂閉口を誘起し、その程度は基地組織に依存する。さらに、破面粗さ誘起き裂閉口は、酸化物誘起き裂閉口や黒鉛誘起き裂閉口の引き金となることも知られている⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾。したがって、見掛けのき裂進展抵抗、すなわち ΔK に対して評価されたき裂進展抵抗は、基地組織依存性を示し（図 1、図 9）、顕著なき裂閉口、言い換えると顕著なきき裂経路の屈曲を示す組織ほど、高い進展抵抗を示すことになる。しかし、このような基地組織依存性も、き裂閉口を考慮すればほぼ消失し、本質的なき裂進展抵抗は基地組織に依存しない（図 3、図 10）。すなわち、基地組織の変化は、単にき裂閉口の程度を変化せしめることに寄与している。ただし、複合基地組織材の一部は、本質的に高いき裂進展抵抗を示す場合があり、またマルテンサイト基地材では低い進展抵抗を示す。前者は、前述したように顕著なき裂屈曲（破面粗さ）に起因した混合モードによるき裂駆動力の低下⁽¹⁷⁾ が関与していると考えられるが、後者については不明である。前述したように、単一基地組織材でも破面粗さの程度は異なるので、混合モードによるき裂駆動力の低下が関与していると考えられる。これは、 $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係の比較的大きなばらつきに寄与しているものと予想されるが、詳細は今後の

図 11 下限値 ΔK_{th} および $\Delta K_{eff,th}$ と組織の関係

図 12 下限値 ΔK_{th} および $\Delta K_{eff,th}$ と σ_B の関係

図 13 球状黒鉛鋳鉄の基地組織依存性に関するまとめ

図 14 $da/dN - \Delta K_{eff}/E$ 関係のほかの構造材料との比較

課題である。

次に、球状黒鉛鉄のき裂進展特性をほかの材料と比較検討する。本研究で得られた $da/dN - \Delta K_{eff}/E$ 関係を図 14 に示す。図中の実線は次式によって与えられる。

$$da/dN = 2.66 \times 10^9 (\Delta K_{eff}/E)^{3.37} \dots\dots\dots (1)$$

(da/dN : mm/cycle, ΔK_{eff} : MPa $\sqrt{m}$, E : MPa)
式(1)により与えられる da/dN の 2 倍および 1/2 倍の範囲が図中に破線で示されている。鉄鋼材料、アルミニウム合金、純チタンおよびチタン合金の $da/dN - \Delta K_{eff}/E$ 関係がこの範囲と一致することが確認されている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。 $da/dN > 1 \times 10^{-6}$ mm/cycle の範囲では、本研究の結果と式(1)は一致している。しかし、それ以下の速度域では、式(1)から逸脱し、下方に折れ曲がっている。実験結果および考察で述べたように、この原因は明らかでないが、式(1)は安全側の評価を与えている。また、図 10 に示したとおり、基地組織の強度が高い一部の材料を除き、 $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係は基地組織に依存しない。材料ごとの E の相違は小さいので、式(1)は広範な球状黒鉛鉄に対して適用可能であると考えられる。球状黒鉛鉄に対して $\Delta K_{eff}/E$ を用いることの物理的意味は、球状黒鉛の存在による実断面の減少を考慮した正味のき裂進展駆動力を表すと解釈されている⁽¹⁰⁾。

6. 結 言

本研究では、基地組織がフェライト、パーライト、

ブルス・アイ、オース・フェライトの 4 種類の球状黒鉛鉄を用いて、疲労き裂進展速度およびき裂開閉口を実測し、き裂進展抵抗に及ぼす基地組織の影響を検討するとともに、報告されているデータの調査およびそれらとの比較を行った。得られた主な結果を要約すると、以下のとおりである。

(1) $R=0.05$ の $da/dN - \Delta K$ 関係は、き裂開閉口の相違に起因して、基地組織に依存する。基地組織の強度が高いほど、下限界近傍の da/dN は高く、 ΔK_{th} は低い。しかし、き裂開閉口の考慮された $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係は、基地組織にほとんど依存しない。

(2) 上記の傾向は、一部の例外を除き、これまでに報告された広範な基地組織の球状黒鉛鉄に対して、一般的に成立している。ただし、複合基地組織材の ΔK_{th} は、同一の強度レベルの単一基地組織材の結果よりも高くなる傾向がある。

(3) 球状黒鉛鉄の $da/dN - \Delta K_{eff}/E$ 関係は、鋼や非鉄金属の結果とほとんど一致しており、次式によって表される。

$$da/dN = 2.66 \times 10^9 (\Delta K_{eff}/E)^{3.37}$$

$$(da/dN : \text{mm/cycle}, \Delta K_{eff} : \text{MPa}\sqrt{m}, E : \text{MPa})$$

最後に、オース・フェライト基地材をご提供いただいた日立金属(株)に対して謝意を表する。また、卒業研究として協力された本学学生、大内康裕君に感謝する。

文 献

- (1) 加藤・広瀬・鈴木, 機論, 51-464, A(1985), 1161.
- (2) 鈴木・植木・小林, 機論, 57-537, A(1991), 1029.
- (3) 杉山・浅見・松岡, 材料, 40-453(1991), 675.
- (4) 杉山・浅見・黒岩, 材料, 40-448(1991), 65.
- (5) 杉山・浅見・黒岩, 機論, 56-523, A(1990), 482.
- (6) 伊藤・杉山・浅見・山田, 材料, 36-403(1987), 369.
- (7) 杉山・浅見・伊藤・山田, 材料, 37-418(1988), 776.
- (8) 竹内・吉村, 鋳物, 61-4(1989), 246.
- (9) 山本・山田・小林, 鋳物, 62-11(1990), 883.
- (10) 小川・小林・小出・中沢・米谷, 機論, 51-467, A(1985), 1660.
- (11) 広瀬・矢島, 日本材料学会第 199 回疲労部門委員会資料, (1989), 1.
- (12) 小林・小川・中村・中沢, 機論, 50-451, A(1984), 309.
- (13) 小川・戸梶・越智, 機論, 52-474, A(1986), 399.
- (14) 戸梶・小川・亀山, 材料, 38-432(1989), 1019.
- (15) 小川・戸梶・亀山, 材料, 38-432(1989), 1026.
- (16) 小川・大矢・戸梶, 材料, 41-463(1992), 502.
- (17) Suresh, S., Met. Trans., 14A(1983), 2375.