新材料の疲労

2. 金属系新材料の疲労[†]

戸 梶 恵 郎*

Fatigue of Advanced Metallic Materials

by

Keiro TOKAJI*

Key words : Fatigue strength, Fatigue crack propagation, Spheroidal graphite cast iron, Titanium alloy, Al-Li alloy, Intermetallic compound

1 はじめに

科学技術の著しい発展に伴って、機械や構造物を構成する材料に対する要求は多様化し、かつ過酷なものとなっており、これに対応できる材料が必要とされている。また、さらに高度な将来技術の実現のためにも新しい材料が不可欠である。昨今、新材料といえばセラミックスや高分子系複合材料などの非金属系材料に高い関心が向けられがちであるように思われる。しかし、金属の分野においても高強度、軽量、耐熱性、耐食性などの性能要求が一層高まり、それに伴って既存材料の改善や新材料の開発が行われている。

本稿では、金属系新材料のうち球状黒鉛鑄鉄、チタン合金、アルミニウム-リチウム合金および金属間化合物を取り上げ、それらの疲労強度および疲労き裂進展特性を中心に解説する。球状黒鉛鑄鉄は古い歴史をもつが、製造の容易性及び経済性に加えて強度やじん性が改善されたため、新しい材料として位置づけられている。特に、オーステンパー処理によって組織をベイナイト化した球状黒鉛鑄鉄(ADI)は高強度・高じん性を有するので、主要な構造部材への適用が期待されている。チタン合金は優れた比強度と耐食性を有しており、これまで主として航空・宇宙産業の分野で利用されてきた。近年、海洋資源・エネルギー開発用材料、生体用材料として使用が拡大しており、さらに自動車部材への適用も考慮されている。Al-Li合金はLiを2~3%を添加したAl合金であり、比強度と比剛性に優れることから、次世代航空機材料として期待されている。この合金の開発は1920年代初期に遡るが、現在関心が持たれている合金はAl-Li-Cu-Mg系とAl-Li-Cu系とに大別される。金属間化合物はセラミックスの持つ軽量・耐熱性と金属の持つ優れた強度を兼ね備えた材料として注目されている。その種類は多様

であるが、最近軽量耐熱構造材料として実用化が期待されている材料にTiAlがある。

2 球状黒鉛鑄鉄

球状黒鉛鑄鉄の疲労の研究は、低サイクル疲労、高サイクル疲労、変動荷重、疲労き裂進展、疲労寿命分布など多岐にわたっている。こうした疲労特性に影響を及ぼす材質的因子として、基地組織^{1),2)}、黒鉛の粒径^{3),4)}や量⁵⁾、介在物などが挙げられるが、なかでも基地組織は強度を支配する最も重要な要因と考えられるので、ここでは疲労強度と疲労き裂進展(FCP)に及ぼす基地組織の影響について述べる。基地組織には、フェライト、パーライト、ソルバイト、ベイナイト、マルテンサイトなどの単一組織とこれらの複合組織がある。一般に、単一組織の場合、静的強度は上記の順に高くなるが、伸びはそれとは逆の傾向を示す。複合組織の場合、静的強度は構成する組織の種類と割合に依存する。

疲労強度に及ぼす基地組織の影響の一例として、3種類の基地組織材の回転曲げ疲労試験結果を図1に示す^{6),7)}。ADIが最も疲労強度が高く、ついでパーライト基地材、フェライト基地材となる。一般的傾向として、

図1 基地組織の異なる球状黒鉛鑄鉄の回転曲げ疲労強度^{6),7)}

[†] 原稿受理 平成5年9月1日 Received Sep. 1, 1993

* 岐阜大学工学部機械工学科 〒501-11 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-11

単一組織の場合、静的強度の高い、言い換えると基地硬さの高い組織ほど高い疲労強度を示すが、ピッカース硬さ H_v が約 500 以上では鋼と同様に疲労限度が低下する傾向にある^{1),8)}。この結果は、黒鉛が比較的小さく、介在物が少ない材料によるものであるが、実際には铸造欠陥の存在が避けられず、同一基地組織においてもその寸法に依存して疲労強度は低下する。こうした観点から、欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ を用いて疲労寿命や疲労限度を評価する試みがなされている。図に示したように ADI の疲労強度は優れている。これは、後述するように ADI の FCP 抵抗は低いから、現象的にはその組織の高いき裂発生抵抗と発生に続く初期の微小き裂の FCP 抵抗に起因するものと思われる。ADI は残留オーステナイトを含むから、その加工硬化や加工誘起変態が上記の高い抵抗に寄与していることが考えられる⁹⁾。しかし、残留オーステナイトの役割は、その量や安定性、試験条件、合金成分などに依存するとする指摘もあり、今後さらに検討の必要がある。また、ADI では S-N 曲線が 2 段に折れ曲がる⁹⁾ことが報告されており、この原因として力学的要因（残留応力）と材質的要因（残留オーステナイト）の相乗効果が考慮されている¹⁰⁾。一方、複合組織の場合、前述したように強度は構成組織の種類と割合などに依存するが、複合組織材の疲労強度が単一組織材よりも優れるとする報告がある¹¹⁾。これは後述するように主として複合組織材の優れた FCP 特性によるものと思われる。

フェライト、パーライト、ブルス・アイおよびベイナイトの 4 種類の基地組織材の FCP 特性とともに、異なる基地組織材の FCP 特性を広範囲に文献から収集した結果を図 2 に示す。図中の番号は表 I に示す番

表 I 図 2 に示した基地組織の異なる球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂進展データの詳細¹²⁾

番号	応力比	組織	ΔK_{th}	$\Delta K_{eff, th}$
1-1	0.1	フェライト	9.0	5.3
2-1	0.05	フェライト+ベイナイト	10.0	—
2-2	0.05	フェライト+ベイナイト	12.7	—
2-3	0.05	フェライト+ベイナイト	13.2	—
2-4	0.05	フェライト+ベイナイト	14.7	—
3-1	0.1	フェライト+ベイナイト	18.8	5.9
3-2	0.1	フェライト+ベイナイト	16.3	4.6
3-3	0.1	フェライト+ベイナイト	15.5	4.5
3-4	0.1	フェライト+ベイナイト	12.3	3.5
4-1	0.1	フェライト+パーライト	10.2	3.7
4-2	0.1	ベイナイト	4.9	3.5
4-3	0.1	フェライト+ベイナイト	14.8	3.3
5-1	0.1	フェライト+パーライト	11.8	2.7
5-2	0.1	パーライト	8.5	3.5
5-3	0.1	フェライト	6.5	2.5
5-4	0.8	フェライト+パーライト	4.0	4.0
5-5	0.8	パーライト	3.2	3.2
5-6	0.8	フェライト	4.1	4.1
5-7	0.1	フェライト+パーライト	10.0	3.3
5-8	0.1	フェライト+マルテンサイト	10.3	3.8
5-9	0.1	フェライト+ソルバイト	12.8	2.6
5-10	0.1	フェライト+ベイナイト	14.5	3.6
5-11	0.8	フェライト+パーライト	4.4	4.4
5-12	0.8	フェライト+マルテンサイト	4.2	4.2
5-13	0.8	フェライト+ソルバイト	3.9	3.9
5-14	0.8	フェライト+ベイナイト	4.0	4.0
6-1	0.1	フェライト+パーライト	12.1	2.8
6-2	0.1	フェライト+パーライト	10.3	3.9
6-3	0.5	フェライト+パーライト	5.6	3.2
8-1	0.1	フェライト	13.0	—
9-1	0.1	フェライト+ベイナイト	9.0	6.0
9-2	0.1	ベイナイト	5.0	3.1
10-1	0.05	フェライト	12.4	3.2
11-1	0.1	ベイナイト	8.1	4.4
11-2	0.1	マルテンサイト	3.0	3.0
11-3	0.1	フェライト	11.5	6.7
11-4	0.5	ベイナイト	5.4	4.4
11-5	0.5	マルテンサイト	3.0	3.0
11-6	0.5	フェライト	8.8	6.7
○	0.05	フェライト	11.7	3.7
△	0.05	パーライト	7.8	3.6
□	0.05	フェライト+ベイナイト	10.3	3.9
◇	0.05	ベイナイト	8.3	3.9

図 2 球状黒鉛鑄鉄の疲労き裂進展特性に及ぼす基地組織の影響¹²⁾

号に対応している。注目すべき点は、単一組織では強度の低い基地組織ほど FCP 抵抗が優れること、ADI はかなり低い FCP 抵抗を示すこと、および複合組織材の優れた FCP 抵抗である。こうした FCP 抵抗の相違は、主として破面粗さ誘起き裂開口の程度に基づいている。特に、複合組織材の場合、物理的、機械的性質の異なる組織から成るためき裂経路が屈曲し、それに基づく顕著な破面粗さ誘起き裂開口や屈曲に起因したき裂駆動力の低下を招く。したがって、図 2 の結果をき裂開口を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を用いて再整理すると、基地組織間のばらつきは小さくなり、実質上本質的な FCP 抵抗は基地組織に依存しないと結論される¹²⁾。また、下限界応力拡大係数範囲

ΔK_{th} も基地組織, すなわち強度と良い相関があり, 強度の高い組織ほど低くなる傾向にあるが, 下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{eff, th}$ は組織や強度に無関係に $3.5 \sim 4.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる (表 I 参照). なお, 球状黒鉛鉄の FCP 速度 da/dN を $\Delta K_{eff}/E$ (E : 縦弾性係数) で表すと, 鉄鋼材料や非鉄金属材料の結果とほぼ一致し, 次式によって表される.¹²⁾

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

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

3 チタン合金

チタン合金は構成相から α 型, $(\alpha+\beta)$ 型および β 型に分類され, それぞれに多くの種類の合金が開発されている. ここでは種々の機械的, 物理的性質が平均的に優れ, 広く用いられている $(\alpha+\beta)$ 型の Ti-6Al-4V 合金を対象とする. Ti-6Al-4V 合金の微視組織は熱処理によって大きく変化し, 疲労特性もその影響を受ける. 例えば, 疲労限度は鉄鋼材料のように引張強さと明確な相関関係は認められず, その微視組織に強く依存する.¹³⁾ したがって, 微視組織の疲労特性に及ぼす影響を検討することは実用的にも重要である. しかし, 熱処理等によって得られる微視組織は多様であり, したがって組織の影響を系統的に記述することは困難である. そこで, 実用的観点から, 標準的な熱処理 (焼なましおよび溶体化処理後時効) によって得られる微視組織の疲労強度および FCP 特性に及ぼす影響を中心に解説する.

図 3 に 3 種類の組織に調整された材料の回転曲げ疲労試験結果を示す.¹⁴⁾ 図から明らかなように, 溶体化処理後時効材 (STA) が最も高い疲労強度を示す. 2 種類の焼なまし材 (AN) では, 粗粒組織である 850°C 焼なまし材の疲労強度が細粒組織である 705°C 焼なまし材よりもやや高くなっているが, 一般に α 相の細粒化は顕著な疲労強度の向上をもたらす.¹⁵⁾ 高サイクル疲労の場合, 疲労き裂は α 相内に生じるすべり帯や α 相と β 相との界面に生じる微視割れ, および α 相の無すべり割れを起点として発生するようであるが, 図 3 の結果では AN 材では α 相内, STA 材では $(\alpha+\beta)$

図 3 組織の異なる Ti-6Al-4V 合金の回転曲げ疲労強度¹⁴⁾

図 4 Ti-6Al-4V 合金の疲労き裂進展特性に及ぼす微視組織の影響¹⁹⁾

相内に発生している. なお, 引張圧縮荷重を受ける場合, 上記の発生箇所の他に試験片内部で疲労き裂が発生することもあり, その機構についても検討されている.^{16), 17)} き裂発生や初期の微小き裂進展挙動の観察から, 図 3 に示した STA 材の優れた疲労強度は主としてその組織の高いき裂発生抵抗に, また焼なまし材の疲労強度の相違は微小き裂進展抵抗の相違に起因している.¹⁴⁾

図 4 に図 3 と同じ組織の材料の FCP 特性を示す. 応力拡大係数範囲 ΔK で整理すると, 705°C 焼なまし材と STA 材とはほぼ同じ FCP 速度を示すが, 850°C 焼なまし材はそれらよりもやや遅く, FCP 特性に微視組織の影響が認められる. しかし, 図から明かなように, き裂閉口を考慮した ΔK_{eff} を用いると, 両焼なまし材の結果は一致するが, STA 材は焼なまし材に比べて高い FCP 速度を示す. さらに, この結果に破面の立体形状の再構築から評価されたき裂経路の屈曲 (破面粗さ) を考慮して FCP 速度と ΔK を補正すると, 3 種類の組織間の FCP 速度の差異は消失する.¹⁹⁾ すなわち, 図 4 で見られた FCP 速度の相違は単にき裂駆動力の変化に起因するものであり, 本質的な FCP 抵抗は組織に依存しない. なお, β 領域の熱処理によって得られる針状組織の FCP 速度は等軸組織よりも遅い. 針状組織の場合, き裂は極めて顕著な屈曲と分岐を伴ってジグザグに進展することから, この組織の優れた FCP 特性は, き裂経路の屈曲と分岐に基づく破面粗さ誘起き裂閉口とき裂駆動力の低下に起因する.^{21), 22)}

チタン合金は一般に耐食性に優れるが, 応力腐食割れ (SCC) や不活性な環境中で持続荷重割れ (SLC) などを生じることが知られており, 腐食環境中における疲労特性の評価も重要である. 図 5 に一例として 705°C 焼なまし材の 3% NaCl 水溶液中における FCP 特性を示す. L-T 方位では, 図 6 に示すようにある時

図5 3%NaCl水溶液中におけるTi-6Al-4V合金705°C焼なまし材の疲労き裂進展特性²³⁾

図6 3%NaCl水溶液中におけるTi-6Al-4V合金705°C焼なまし材のき裂進展経路の偏向(L-T方位)²³⁾

点(図5中の矢印)でき裂が荷重方向に向きを変える特異な進展挙動を示す。この挙動は850°C焼なまし材においても同様に観察されるが、STA材では認められない。T-L方位では、いずれの材料においてもき裂は荷重方向に垂直にまっすぐに進展するが、ある ΔK から大気中よりもFCP速度が加速する。加速領域の破面には広範囲にへき開割れが観察されること、またその特徴がSCC破面と類似していることから、環境中の加速がSCC(繰返しSCC)の関与によることが示唆される。電気化学的反応の結果として生じた水素が拡散侵入し、(0002)面またはその近傍の面上に水素化合物を形成すること、またへき開割れもそれらの面上で生じることが知られている。極点図解析から、AN材では(0002)面が圧延方向と平行な集合組織(texture)となっており、したがって(0002)面が負荷と垂直となるT-L方位は高い環境感受性を示す。このように、チタン合金では微視組織のみならず、集合組織も各種疲労特性に大きく影響を及ぼす^{27), 28)}。

チタン合金は500°C程度まで著しい強度低下を示

さないで、中高温における疲労特性の評価もまた重要となる。FCP特性を調べた研究によれば、中高温のFCP速度が室温よりも低くなる結果と逆に高くなる結果とがある。いずれの場合にも、破面上に二次き裂の存在が確認されており、これが減速および加速の原因として指摘されている。最近、二次き裂に注目してTi-6Al-4V合金のSTA材について200°C、400°Cおよび500°CでFCP特性が調べられており、高 ΔK 領域では、二次き裂に起因した破面粗さの増大とき裂分岐などに基づいて室温よりFCP速度は低下することが明らかにされている。一方、低 ΔK 領域では逆にFCP速度は高くなり、き裂閉口を考慮すれば微視組織や試験温度の影響は消失する傾向にあるものの、なお室温よりもFCP速度は高くなる。加速の原因とFCP機構について、今後さらに検討が必要である。

4 Al-Li 合金

Al-Li合金の疲労に関する研究は、主としてFCP特性について国外で活発に行われているが、国内ではこの合金が市販されていないこともあり、極めて少ないのが現状である^{33)~38)}。ここでは筆者らの研究結果を中心に、Al-Li-Cu-Mg系の8090合金およびAl-Li-Cu系の2090合金の疲労特性について述べる。

8090合金の亜時効材(UA)、ピーク時効材(PA)および過時効材(OA)の回転曲げ疲労試験結果を従来合金2024-T4および7075-T6511と比較して図7に示す。疲労強度は時効条件に依存するが、ピーク時効材の疲労強度は従来合金よりも高い。この傾向は2090合金においても同様である。き裂発生と微小き裂成長挙動の観察から、Al-Li合金の優れた疲労強度は高いき裂発生抵抗にある。発生したき裂は例外なく最終破壊までせん断形で進展するが、これは主としてこの合金の強度を支配している δ' 析出物の変形挙動に起因している。すなわち、転位が析出物を切って進むとき、すべり面は一枚のすべり面に集中しやすく、平面すべりが増大し、粒界での応力集中が増す。その結果、すべり面と粒界の交点にき裂が発生し、粒界あるいはすべり面に沿ってき裂が進展する³⁹⁾。

図7 Al-Li合金8090の回転曲げ疲労強度³⁶⁾

図8 3%NaCl水溶液中における Al-Li 合金 8090 の回転曲げ疲労強度³⁷⁾

図9 Al-Li 合金の切欠き感度³⁸⁾

腐食環境中における 8090 合金の疲労強度を図 8 に示す³⁷⁾。PA 材の環境感受性は高いが、その腐食疲労強度は従来合金よりもやや優れるようである。疲労き裂は腐食ピットから発生し、それに続く初期のき裂成長は大気中の場合と異なり垂直形であるが、その後せん断形に遷移する。

Al-Li 合金は一時期 7075 合金に代わって使用されたが、切欠き感受性が高いことから使用が中止された。しかし、最近 Al-Li 合金の環状切欠き試験片を用いた回転曲げ疲労試験から、その切欠き感度は従来合金と同程度か、または鈍感であることが明らかにされている³⁸⁾。その結果を切欠き係数と応力集中係数の関係として図 9 に示す。2090 合金では多くの従来合金の結果のほぼ平均的な切欠き感度を示すが、8090 合金の破断に対する切欠き感度(■印)は極めて低い。この合金の場合、2090 合金や従来合金と異なって切欠きの鈍い場合にも停留き裂が存在し、その形態はせん断形でかつ顕著な分岐や屈曲を伴っており、発生したき裂が力学的に停留しやすい。このような停留き裂の形態は、この合金の有する変形特性に起因していると考えられる。

図 10 に Al-Li 合金の各種比疲労強度を従来合金と比較した結果を示す³⁸⁾。Al-Li 合金のいずれの比疲労強度

図10 Al-Li 合金と従来 Al 合金の比疲労強度の比較³⁸⁾

図11 Al-Li 合金の疲労き裂進展特性⁴⁰⁾

度も従来合金よりも大きく、軽量構造材料としての Al-Li 合金の優位性は明らかである。

Al-Li 合金の FCP 特性も従来合金よりも優れていることが指摘されている。図 11 にその一例を示す⁴⁰⁾。これは上述したような Al-Li 合金の変形特性に基づいて、き裂が顕著なき裂屈曲と分岐を伴って進展し、これらがき裂先端の駆動力の低下と破面粗さ誘起き裂閉口をもたらすことに起因している。したがって、き裂面の小さい微小き裂では、このようなき裂先端の遮へい効果が著しく減じられるか、または消失するので、FCP 速度は顕著な加速を示し、大きいき裂の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係とはほぼ一致する⁴¹⁾。

5 金属間化合物

この材料に関する研究は、冶金学的な観点から欠点である延性、じん性および耐酸化性を改善する目的で行われており、強度に関する研究は少ない。今後、疲労をはじめ強度一般に関する研究が活発になるものと思われるが、ここでは TiAl について現時点までに得られている疲労特性に関する結果を概観する。

図 12 に組成の異なる 2 種類の TiAl の回転曲げ疲労試験結果を示す⁴²⁾。いずれも γ (TiAl) 単相と $\gamma + \alpha_2$ (Ti₃Al) のラメラ層から成る組織であり、Ti-

図12 TiAlの回転曲げ疲労強度⁴²⁾ 図13 TiAlの疲労き裂進展特性⁴³⁾

33.89 wt.%AlのほうがTi-33.80 wt.%Alよりも疲労強度が高い。疲労過程の観察から、TiAlのき裂はすべり線に沿った粒内、ないしはすべり線のぶつかった粒界で発生し、その後すべり線に沿って粒内へ進展する場合が多いようである。

TiAlの鑄造材および反応焼結材のFCP特性を図13に示す。組織は鑄造材が γ 单相、反応焼結材が γ 单相と $\gamma+\alpha_2$ のラメラ層から成る組織である。鑄造材と反応焼結材との間でFCP特性に差異はなく、FCP特性が製造方法や組織に依存しないことを示している。なお、いずれも $da/dN-\Delta K$ 関係の勾配が極めて大きいことが特徴である。通常の金属材料と同様に、FCP特性は応力比の影響を顕著に受け、 ΔK_{th} は応力比の増加に伴って低下する⁴³⁾。今後、き裂閉口の測定や詳細な破面観察を行い、FCP機構の解明を行っていく必要がある。

ところで、TiAlは耐熱材料として期待されている。したがって、高温における強度特性の把握が不可欠である。700°CにおけるTiAl鑄造鑄放し材の 10^7 回疲労強度に及ぼすAl含有量の影響を図14に示す。Al含有量の変化に基づいて組織も複雑に変わり、それに伴って機械的性質も敏感に変化する。したがって、この結果は組織の影響を反映したものであり、図から明らかなように、疲労強度は基本的には $\gamma+\alpha_2$ のラメ

図14 700°CにおけるTiAlの回転曲げ疲労強度に及ぼすAl含有量の影響⁴⁴⁾ 図15 TiAlの回転曲げ疲労強度の温度依存性⁴⁵⁾ 図16 TiAlとInconel 713Cとの比強度の比較⁴⁴⁾

ラ組織である33.5 wt.%Alで最高となる。 10^7 回疲労強度の温度依存性を鉄基耐熱合金と比較して図15に示す⁴⁵⁾。約700°Cまでは耐熱合金よりも低い強度を示すが、温度による強度低下が小さく700°C以上では逆転する。TiAlは密度が小さいから比強度の観点からさらに有利となる。図16はNi基超合金と各種比強度を比較したものである⁴⁴⁾。比クリープ破断強度以外は超合金以上の強度を示し、特に比疲労強度がはるかに優れていることは注目に値する。このように、TiAlが軽量耐熱構造材料として期待できることが理解される。

6 おわりに

金属系新材料の疲労と題して、球状黒鉛鋳鉄、チタン合金、アルミニウム-リチウム合金および金属間化合物の疲労強度と疲労き裂進展特性について解説してきた。紙面の関係から、疲労のなかの限定された分野のみを記述するととどめ、引用すべき文献も意図的に

制限せざるを得なかった。また、金属間化合物を除いて、筆者らの研究成果を中心に解説したため、一般性を欠く記述となったかもしれないことを懸念している。球状黒鉛鋳鉄については古くから研究が行われてきたが、現在も日本機械学会に分科会が設けられており、多方面から活発に研究が行われている。チタン合金については、国外では相当の研究成果があり、国内でも最近日本材料学会疲労部門委員会組織構造分科会における共同研究材料として Ti-6Al-4V 合金が取り上げられ、第21回疲労シンポジウムにおいて研究成果が報告された。今後さらにその取りまとめが行われる予定となっている。Al-Li 合金については、国内では力学的特性に関する研究は極めて少ない。また、金属間化合物についても同様であり、今後の研究の発展が期待される。

最後に、本稿が上記金属系新材料の疲労特性を理解するうえで一助となれば幸いである。

参 考 文 献

- 1) 祖父江昌久, 鋳物, **48**, 441 (1976).
- 2) 田中雄一, 河村公治, 加藤清夫, 井川克也, 鋳物, **53**, 500 (1981).
- 3) 塩田俊雄, 小松真一郎, 材料, **27**, 291 (1978).
- 4) 祖父江昌久, 鋳物, **51**, 281 (1979).
- 5) 祖父江昌久, 鋳物, **47**, 752 (1975).
- 6) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司, 日本機械学会第69期通常総会講演会講演論文集, Vol. A, 473 (1992).
- 7) 福山邦男, 長谷川典彦, 西川裕司, 日本機械学会第70期通常総会講演会講演論文集, I, 762 (1993).
- 8) 祖父江昌久, 鋳物, **53**, 635 (1981).
- 9) 杉本繁利, 水野慎也, 鋳物, **59**, 164 (1987).
- 10) 土居 滋, 原田昭治, 矢野 満, 光永公一, 荒金孝行, 安田 久, 日本機械学会第69期通常総会講演会講演論文集, Vol. A, 491 (1992).
- 11) 杉山好弘, 浅見克敏, 松岡 忍, 日本機械学会論文集, A-58, 788 (1992).
- 12) 小川武史, 社本和久, 戸梶恵郎, 日本機械学会論文集, A-58, 1772 (1992).
- 13) 皆川邦典, 鉄と鋼, **75**, 1104 (1989).
- 14) 戸梶恵郎, 小川武史, 大矢耕二, 材料, **42**, 169 (1993).
- 15) J. J. Lucas and P. P. Konieczny, Metall. Trans., **2**, 911 (1971).
- 16) R. K. Steele and A. J. McEvily, Engng Fract. Mech., **8**, 31 (1976).
- 17) A. Atrons, Scr. Metall., **17**, 601 (1983).
- 18) J. Ruppen, P. Bhowal, D. Eylon and A. J. McEvily, ASTM STP 675, 47 (1979).
- 19) 小川武史, 大矢耕二, 戸梶恵郎, 材料, **41**, 502 (1992).
- 20) G. R. Yoder, L. A. Cooley and T. W. Crooker, ASME J. Engng Mater. Tech., **99**, 313 (1977).
- 21) D. Shechtman and D. Eylon, Metall. Trans., **9A**, 1018 (1978).
- 22) D. Eylon and P. J. Bania, Metall. Trans., **9A**, 1273 (1978).
- 23) 戸梶恵郎, 中島正貴, 小川武史, 清水利弘, 材料, **42**, 1319 (1993).
- 24) D. A. Meyn, Metall. Trans., **2**, 853 (1971).
- 25) N. E. Paton and R. A. Spurling, Metall. Trans., **7A**, 1769 (1976).
- 26) I. W. Hall, Metall. Trans., **9A**, 815 (1978).
- 27) M. Peters, A. Gysler and G. Lutjering, Metall. Trans., **15A**, 1597 (1984).
- 28) F. Larson and A. Zarkades, MCIC Report (1974).
- 29) G. C. Salivar, J. E. Heine and F. K. Haake, Engng Fract. Mech., **32**, 807 (1989).
- 30) L. S. Vesier and S. D. Antolovich, Engn Fract. Mech., **37**, 753 (1990).
- 31) 小川武史, 林 恭正, 戸梶恵郎, 広瀬素尚, 材料, **42**, 1186 (1993).
- 32) 西川 出, 小倉敬二, 日本材料学会第21回疲労シンポジウム講演論文集, 211 (1992).
- 33) 張 荻, 佐治重興, 堀 茂徳, 軽金属, **36**, 436 (1986).
- 34) 下河利行, 角田義秋, 浜口泰正, 航空宇宙技術研究所報告, 1039号, 1 (1989).
- 35) 戸梶恵郎, 小川武史, 加藤容三, 材料, **39**, 400 (1990).
- 36) 戸梶恵郎, 小川武史, 藤村 一, 材料, **40**, 444 (1991).
- 37) 戸梶恵郎, 小川武史, 材料, **42**, 405 (1993).
- 38) 戸梶恵郎, 小川武史, 卞 建春, 日本材料学会第42期學術講演会前刷, 165 (1993).
- 39) 古川 稔, 美浦康宏, 根本 実, 日本金属学会会報, **23**, 172 (1984).
- 40) K. T. Venkateswara Rao, W. Yu and R. O. Ritchie, Metall. Trans., **19A**, 549 (1988).
- 41) K. T. Venkateswara Rao, W. Yu and R. O. Ritchie, Metall. Trans., **19A**, 563 (1988).
- 42) 上野 明, 岸本秀弘, 近藤拓也, 浅木 洋, 日本材料学会第41期學術講演会前刷, 182 (1992).
- 43) 水越秀雄, 洪江和久, 住友軽金属技報, **33**, 211 (1992).
- 44) Y. Nishiyama, T. Miyashita, S. Isobe and T. Noda, Proceedings of the 1989 symposium on High Temperature Aluminides and Intermetallics, 557 (1989).
- 45) 南方俊一, 藤岡順三, 日野春樹, 宮下卓也, 荒木俊光, 川崎重工技報, **111**, 37 (1991).
- 46) 日本材料学会疲労部門委員会, 第21回疲労シンポジウム講演論文集 (1992).