技術資料



Technical Paper

浸炭材の疲労強度に及ぼすショットピーニング条件の影響

加藤万規男*1、松村康志*2、石倉亮平*2、小林祐次*3、宇治橋諭*3

Influence of Shot Peening Condition on the Fatigue Strength of the Carburizing Steel

Makio Kato, Yasushi Matsumura, Ryohei Ishikura, Yuji Kobayashi, and Satoru Ujihashi

Synopsis

The present work investigated that the influence of shot peening condition on the fatigue strength when the compressive residual stress of 2000 MPa or more was given to the carburizing steel. The fatigue strength is improved more than the conventional shot peened specimens.

Considering the fatigue crack propagation process, the fatigue crack propagation tends to be obstructed by giving the compressive residual stress to a large, deeper area, and to improve the fatigue strength.

The fatigue strength changes by the quality situation of the surface. In the case of giving a high compressive residual stress to the surface, it is necessary to consider not only the fatigue crack progagation but also the cracking as an influence on the fatigue strength.

1. 緒 言

歯車やシャフトなどの各種浸炭部品の高強度化のニーズが高まり、疲労強度向上を目的としてショットピーニング処理の適用が拡大してきた.ショットピーニング処理適用による疲労強度の大幅な向上は、表面近傍の不均一塑性ひずみの発生による圧縮残留応力の付与と硬さの向上で説明されるが、ショット粒の硬度、粒径、投射速度、投射時間などのショットピーニング処理条件によって、付与される残留応力のレベルが異なり、また、ショットピーニング処理後の硬さや表面性状もさまざまに変化すると考えられる.

従来より、高強度化ニーズに対応するため、浸炭部品の高硬度化が図られ、ショットピーニング処理に関しては、より高硬度の投射材が求められるようになってきている。これらの高硬度の投射材を用いたショットピーニング処理を適用した場合には、付与される圧縮残留応力も大きくなるが、一方では、表面性状が悪化することが知られておりり、疲労強度の向上には、ショットピーニ

ング処理条件を最適化する必要があると考えられる.

これらの状況から、過去にもショットピーニング処理 条件が疲労強度に及ぼす影響を調査した数多くの報告が 見られる。圧縮残留応力の最大化を志向し、2000 MPa 程 度の圧縮残留応力を付与した報告として、衛藤ら²⁾は、 ショットピーニング処理時に予応力を与え、また、松井 ら³⁾は、高周波焼入を適用し結晶粒微細化を行っている が、実用化に向けた処理条件の適正化などの課題が多い と考えられる。

そこで本研究では、硬さ900 HV から950 HV の投射 材を用いた高硬度ショットピーニング処理を行い、2000 MPa 以上の圧縮残留応力を付与した場合の疲労強度に及 ほすショットピーニング処理条件の影響について報告す る.

2. 実験方法

2. 1 供試材

今回、実験には、一般的に用いられている JIS 肌焼鋼

2008年1月11日受付

- *1 大同特殊鋼㈱技術サービス部(Metallurgical Service Dept., Daido Steel Co., Ltd.)
- *2 大同特殊鋼㈱研究開発本部(Daido Corporate Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)
- *3 新東工業㈱新東ブラステックカンパニー(Sinto Blastec Company,Sintokogio Co.,Ltd.)

を用いた. 供試材の成分を Table 1 に示す.

供試材としては、Table 1 に示した成分を 70 ton アーク 炉および炉外精錬設備で溶製した材料を用いた.溶製材 を熱間圧延によって直径 ϕ 85 mm の棒鋼に成形した後、熱間鍛造によって直径 ϕ 26 mm の棒鋼を成形し、その後 1198 K の焼きならし処理を施し、これを切削加工することによって ϕ 19 × 100 mm の円柱状試験片に仕上げた.

2. 2 浸炭処理およびショットピーニング 処理

Fig.1 に浸炭の処理条件を示す. 浸炭処理は, 1203 K での浸炭処理を行い, 試験片のノッチ底表面の炭素濃度を約 0.75 wt% に調整した. なお, 本研究では, 試験片が高硬度ショットピーニング (SP) 処理による面粗度の劣化を抑制するため, 浸炭異常層を発生させない真空雰囲気下で処理を行った. また, 浸炭部品の高硬度化を図るため, 低温焼戻し処理を行った.

今回適用した SP 処理の条件を Table 2 に示す。本研究では,2000 MPa 以上の圧縮残留応力を付与するため,硬さ 900 HV から 950 HV の投射材を適用した。また,疲労強度に及ぼす圧縮残留応力ピーク位置の影響を評価するため,平均粒径 ϕ 0.05 mm から ϕ 0.6 mm の投射材を用いて,これをエア式の投射機を用いて投射した。さらに,比較対象として,従来から歯車,シャフトなどの浸炭部品に適用されている条件として,硬さ 700 HV,平均粒径 ϕ 0.6 mm の投射材を用いた,いわゆるヘビーピーニング (HP) も合わせて評価した。 SP 処理のイメージを Fig.2 に示す。

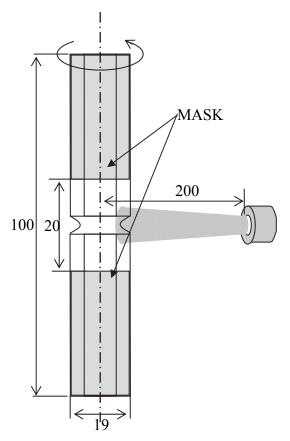


Fig.2. Treating method of SP.

2. 3 硬さおよび残留応力分布の測定

浸炭処理後および SP 後の硬さは、 ϕ 19 mm × 100 mm の試験片のノッチ底の縦断面を、マイクロビッカース硬度計を用いて測定した。また、測定荷重は 2.94 N とし

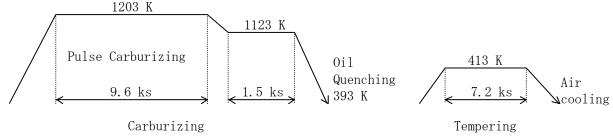


Fig.1. Heat treatment process of vacuum carburizing.

Table 1. Chemical compositions of steel [wt%].

Steel	С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Мо
Tested steel	0.20	0.20	0.75	0.013	0.013	0.15	0.10	1.10	0.15

Table 2. Shot peening condition for test specimen.

	No.1	No.2	No.3	No.4
Shot dia.	φ 0.05 mm	φ 0.30 mm	φ 0.60 mm	φ 0.60 mm
Shot hardness	Approx.HV 900	Approx.HV 950	Approx.HV 950	Approx.HV 700
Arc height	0.26 mmN	0.37 mmA	0.78 mmA	0.70 mmA
Coverage	300 %	300 %	300 %	300 %

た. 最表層部を基準として、半径方向への距離(深さ) 0.02 mm の位置から 2.0 mm の位置までの測定結果を硬さプロファイルとして整理し、浸炭処理および SP 処理による硬化層深さも数値化した. 以下、特に断わらなければ、「表層硬さ」は 0.02 mm 位置の硬さを意味する.

残留応力 (σ_R) の測定は X 線回折法 $(\sin^2 \phi \pm)$ により行った. σ_R の測定位置は試験片のノッチ底とし、電解研磨によって表面層の除去を行いながら測定を繰り返すことで、試験片の半径方向(深さ方向)への σ_R 分布も調査した. なお、以下 σ_R としては、円周方向の残留応力値を意味する.

2. 4 疲労試験

疲労強度は,応力比 0.1 の曲げ疲労試験における 10⁵ 回付近の時間強度を評価した. 試験片は歯車の歯底部を想定し,応力集中係数 2 の切欠形状とした. 試験片の形状を Fig.3 に,疲労試験の条件を Table 3 に示す.

3. 実験結果および考察

3. 1 浸炭材の特性

Fig.4 に浸炭処理後の試験片表層部の光学顕微鏡組織写

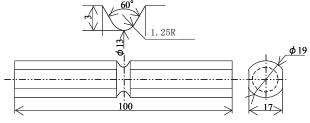


Fig.3. Shape of bending fatigue test specimen.

真を示す. 真空雰囲気下での処理を適用したため, 表層部に粒界酸化層および不完全焼入組織は認められず, マルテンサイト組織を呈している.

Fig.5 には EPMA ライン分析による表層から深さ 2 mm までの炭素濃度の分布(浸炭プロファイル)を示す.表層炭素濃度は 0.75 wt% であり一般的な共析浸炭材と同等の浸炭プロファイルが得られている.

また、X線回折法で測定した表層から $10~\mu$ m までの平均残留オーステナイト量(Table 4)は、21.4~vol%、浸炭後の平均結晶粒度(旧オーステナイト粒径)は、 $13.8~\mu$ m となっている。

供試材の浸炭品質を Table 4 に整理した. この表には, 次節以降で説明する硬さ分布と残留応力分布の調査結果 および SP 処理後の表面粗さの測定結果も併せて記した.

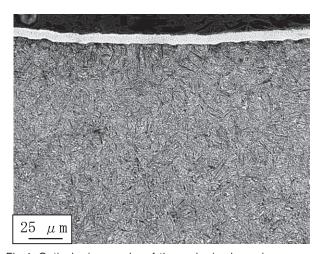


Fig.4. Optical micrographs of the carburized specimen near surface.

Table	3.	Bendina	fatique	test	condition.

Testing machine	Oil pressure servo exam. machine		
Control method	Load control		
Atmosphere	Room temperature		
Determination of life	Rupture life		

Table 4. Carburizing properties.

<u> </u>						
SP condition		As carburized	No.1	No.2	No.3	No.4
Hardness (at surface)	Hv	811	879	916	916	934
Effective case depth	mm	0.74	0.74	0.67	0.64	0.69
Retained austenite	vol%	21.4	7.9	16.9	17.2	18.3
Surface carbon content	wt%	0.75	_	_	_	_
Max. residual stress	MPa	-199	-2065	-2127	-2030	-1490
Depth of Max. Residual stress	μm	0	5	30	60	40
Surface roughness(Ra)	μm	_	0.67	1.08	1.44	1.16

表面粗さ (Ra) は、投射材の平均粒径が大きくなるほど悪くなることが確認でき、平均粒径が ϕ 0.05 mm では 0.67 μ m、平均粒径が ϕ 0.3 mm では 1.08 μ m、平均粒径が ϕ 0.6 mm では 1.16 μ m から 1.44 μ m となっているが、今回の結果は、従来の傾向と一致する。

3. 2 硬さ分布におよぼすショットピーニングの影響

Fig.6 に SP 処理後の硬さ分布を, また, Fig.7 には表層から 0.2 mm までの硬さ分布の詳細を示す. また, 同図中には浸炭材の硬さ分布も併記した. SP 処理後の表層硬さは, 879 HV から 934 HV であり, SP 処理によって, 約

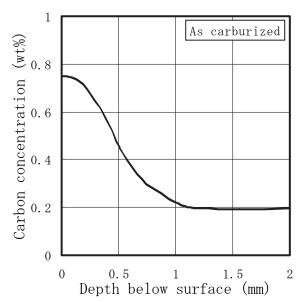


Fig.5. Carbon concentration profiles of the test specimen analyzed by EPMA.

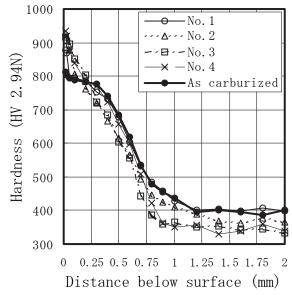


Fig.6. Hardness profiles of the test specimen.

70 HV から 120 HV 硬さが向上している。また、SP 処理によって硬化される領域(硬化深さ)は、投射材の平均粒径が大きくなるほど深くなり、平均粒径が ϕ 0.05 mmでは約 0.05 mm、平均粒径が ϕ 0.3 mmでは約 0.1 mm、平均粒径が ϕ 0.6 mmでは約 0.2 mmとなっているが、今回の結果は、従来の傾向と一致する。

3. 3 σ_R 分布におよぼすショットピーニングの影響

Fig.8 に SP 処理後の圧縮 σ_R 分布を示す. また, 同図中には浸炭材の圧縮 σ_R 分布も併記した. 従来のいわゆる HP 処理後の σ_R の絶対値($|\sigma_R|$)は約 1500 MPa

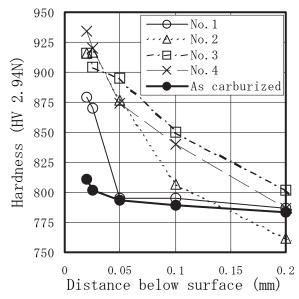


Fig.7. Detailed hardness profiles of the specimen near surface.

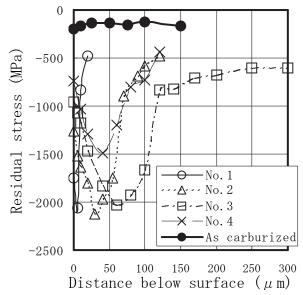


Fig.8. Residual stress profiles of the test specimen.

となっているが、本研究で適用した SP 処理後の $|\sigma_R|$ は 3 条件共に約 2000 MPa であり、投射材の平均粒径によって最大圧縮 σ_R の発生位置が 5 μ m から 60 μ m の範囲内で異なり、投射材の平均粒径が大きい方が、最大圧縮 σ_R の発生位置が深くなることが確認できる。

過去に SP 処理による σ_R 分布のシミュレーションとして、 SP 条件が $|\sigma_R|$ や最大圧縮 σ_R の発生位置を理論的に予測した報告 4° のがあるが、いずれの報告においても、投射材の平均粒径が大きくなるほど最大圧縮 σ_R の発生位置は深くなることが確認されており、今回の結果は、これらの結果と一致する。また、小川らの報告 4° では、投射材の平均粒径は $|\sigma_R|$ に対してほとんど影響を与えないとの結果であり、この点においても、今回の結果と一致する。

3. 4 疲労強度

Fig.9 に SP 処理を施した試験片の曲げ疲労試験結果を示す。また,同図中には過去の HP 処理品の曲げ疲労試験結果も併記した。本研究で適用した SP 処理品の 10^5 回強度は,従来の HP 処理品に対して,約 15~% から 35~% の高い値を示しているが,最大圧縮 σ_R の発生位置により強度が異なる結果となった.過去に σ_R 分布が疲労強度へ与える影響をまとめた報告 10 での報告においても,ある深さまでの σ_R の積分値が大きくなるほど疲労強度は向上することが確認されている. 岡田ら 10 は,歯車の歯元曲げ疲労強度の 10^5 回強度は,最表層部から 0.4~mm 深さまでの σ_R 積分値と相関があるとしており,本研究においても,同様の評価を試み,Fig.10 に 0.4~mm 深さまでの σ_R 積分値と 10^5 回強度の関係を示す.No.2,No.3,No.4 の SP 処理品が σ_R 積分値と

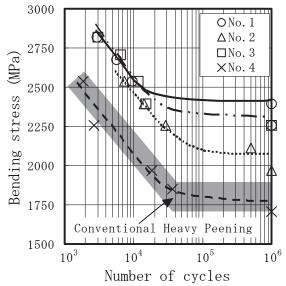
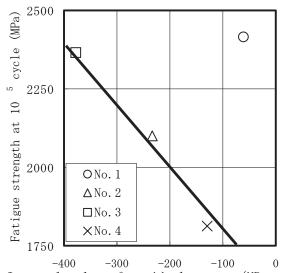


Fig.9. Bending fatigue properties.

疲労強度に明確な相関が認められるのに対して、No.1の SP 処理品については、 σ_R 積分値から予想される疲労強度に対して、明らかに高い結果となっており、予想される疲労強度と約 650 MPa の差があることが確認できる.

Fig.11 に各 SP 処理品の疲労寿命が 10⁴ 回~2×10⁴ 回 付近の疲労試験後の破面状況を示す. また, 同図中には 疲労試験時の最大応力と疲労寿命も併記した. 今回の疲 労試験では、いずれの SP 条件においても疲労破壊部が 認められる. き裂発生状況およびき裂進展, 破損までの 状況を考えると、従来の HP 条件で処理された No.4 だけ でなく、今回、新たに適用した No.1, No.2, No.3 におい ても疲労破壊部が認められており、「初期き裂の発生→き 裂の進展→破損 | の経過をたどったと考えられる。また。 疲労破壊の領域は、最大圧縮σRの発生位置が深くなる ほど広くなっていることから、σR層により疲労き裂の 進展が妨げられ、疲労強度に影響を及ぼしていることが 考えられる. 以上のことから, 疲労寿命とσκ分布の間 には密接な関係があると推定されたため、破壊力学的な 考察を行い、各サイクルでの微小き裂の伝播量を積分す ることで疲労寿命の推定を試みた.

SPにより疲労強度が向上する原因は、圧縮 σ_R の疲労き裂伝播抑制によるものと考えられる。この残留応力の効果は平均応力の効果として考えられるが、太田ら 10 は、き裂進展速度 10 は、たるなが、大田ら 10 は、き裂進展速度 10 は、たるなが、大田ら 10 は、たる、たるなが、たるなが、たるながです。また、大路ら 10 は、実効負荷に基づいてきるといる。また、大路ら 10 は、実効負荷に基づいてきる関閉口挙動および有効応力拡大係数範



Integral value of residual stress (MPa·mm) Fig.10. Relation between integral value of residual stress and fatigue strength.

囲 Δ K_{eff} を推定し、き裂進展速度 da/dN と有効応力拡大係数範囲 Δ K_{eff} の関係を用いて σ_R 場における疲労き裂伝播寿命を推定する方法を提案している。高硬度材での疲労き裂伝播寿命を推定する際には、微小き裂からの疲労破壊が問題となるが、丹下ら 12 は、SP による σ_R 分布の疲労強度への影響を調査するため、微小き裂の伝播開始条件として Hadded の整理法 13 を用いて寿命の推定を行っており、本研究では、太田らの提案する実験式を基に丹下らの実施した方法により疲労き裂伝播寿命の推定を行った。

Table 5 に推定に用いた諸条件を整理した。疲労き裂の 伝播寿命を推定するには、初期き裂サイズを与える必要 があるが、粒内強度と比較すると粒界強度は相対的に弱 く、結晶粒径が初期き裂サイズに相当すると考え、本試 験片の平均結晶粒径である $14~\mu$ m とした。 Paris の式で 与えられる定数 C、m および Δ Kth は文献値 $^{14)}$ より求め た値である。また、 σ_R 分布は、Fig.8 に示す各 SP 処理後 の試験片のノッチ底の測定値を用いた。以上の仮定を基 に、き裂長さが $0.4~\mu$ m を超えた時を疲労寿命として、疲 労寿命の推定を行った。

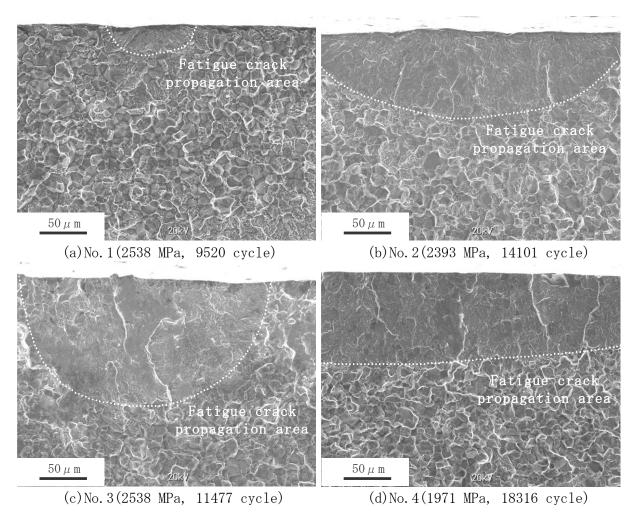


Fig.11. SEM fractograph of bending fatigue test specimen.

Table 5. Condition of calculation.

Initial crack length(μ m)	14			
С	7.04 × 10 ⁻¹¹			
m	2.81			
$\Delta K_{th,R=0}(MPa \cdot \sqrt{m})$	3.1			

C, m : C, m of the Paris-equation da / dN=C $\cdot \Delta$ K^m R : stress ratio

Fig.12 に疲労き裂の伝播寿命の推定結果を示す. また, 同図中には疲労試験の結果も併記した. No.2, No.3, No.4 の各 SP 処理品では, 実験値と推定値が良く一致しており, 最大圧縮 σ_R の発生位置が深い方が寿命が長くなる傾向が確認でき, Fig.11 に示した疲労破壊の領域の広さと一致する. しかし, No.1 では推定される寿命よりも実験値が大きく上回っているが, この理由として, 最表層部に高い圧縮 σ_R が付与されていることから, き裂発生および微小き裂進展の影響が考えられる. これらの影響を検討するため, 初期き裂サイズが $10~\mu$ m, $5~\mu$ m, $1~\mu$ m の場合についても, 疲労寿命の推定を行った.

Fig.13 に No.1 において、初期き裂を変化させた場合の

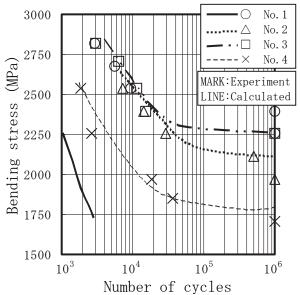


Fig.12. Calculation of bending fatigue properties.

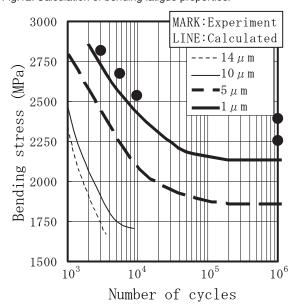


Fig.13. Influence of initial crack length on bending fatigue properties.

疲労き裂の伝播寿命の推定結果を示す。今回の疲労寿命推定の考え方では、初期き裂を短くするほど寿命が長くなる傾向が確認でき、推定値が実験値に近づく傾向が確認できる。また、江上 15)は、実際に微細投射材によるショットピーニング処理を行った試験片の各サイクルでのき裂進展量を測定し、ノッチ底近傍に極めて高い圧縮 σ_R が付与され、最大圧縮 σ_R の発生位置が極表面層に存在した場合には、発生した微小き裂の進展が著しく抑制され、疲労強度向上効果があることを確認している。以上のことから、No.1 での疲労強度の向上は、SP処理により発生した表層部のき裂の発生および微小き裂の進展が影響していると推察されるが、今後、き裂発生と微小き裂進展に着目した解析が必要と考えられる。

4. 結 言

浸炭材に約 2000 MPa 以上の高圧縮残留応力を付与した場合の曲げ疲労強度を調査し、以下の知見を得た.

1)2000 MPa以上の高圧縮残留応力を付与することにより、 従来のヘビーピーニング処理品以上の疲労強度の向上が 可能である.

- 2) 疲労き裂進展を考えると、最大圧縮残留応力の発生位置が表層から 60 μm の範囲内では、き裂進展過程での圧縮残留応力が高く、さらに深い方が、き裂進展の抑制効果が高く、寿命が長くなる傾向にある。
- 3) 疲労強度は、ショットピーニング処理後の表層部の品質状況によって変化し、最表層部に高い圧縮残留応力が付与される場合には、き裂進展だけでなく、き裂発生を考慮する必要がある。

(文献)

- 1) 吉田彰, 大上祐司, 關正憲, 佐藤雅靖, 烏野勇:日本 機械学会論文集(C編), 70 (2004), 2133.
- 2) 衛藤洋仁,松井勝幸,神泰行,安藤柱:日本機械学会 論文集(A編),69(2003),733.
- 3) 松井勝幸, 衛藤洋仁, 雪竹克也, 三阪佳孝, 安藤柱: 日本機械学会論文集(A編), 66(2000), 1878.
- 4) 小川一義, 浅野高司: ばね論文集, 48 (2003), 31.
- 5) 浜坂直治: 熱処理, 39 (1999), 5, 264.
- 6) 渡邊吉弘,長谷川典彦,松村義和:材料,44 (1995),496,110.
- Y.Okada, T.Matsumoto, A.Kawaguchi, T.Tanaka, K.Nishio: Development of High Strength transmission Gears, SAE technical papers, 920761 (1992).
- 8) 三林雅彦, 宮田隆司, 相原秀雄: 日本機械学会論文集(A編), 61 (1995), 1172.

- 9) 久松定興, 金沢孝, 川崎淳志: ショットピーニング技術, 9 (1992), 39.
- 10) 太田昭彦, 佐々木悦男, 小管通雄:日本機械学会論 文集(A編), 43(1977), 3149.
- 11) 大路清嗣, 久保司郎, 辻昌宏, 小川秀樹, 桜田欣也: 日本機械学会論文集 (A編), 53 (1987), 1516.
- 12) 丹下彰, 高村典利, 阿久津忠良: 機械·構造物の強度 設計, 安全評価シンポジウム, 4 (1993), 56.
- 13) M.H.EL Hadded, T.H. Topper, K.N. Smith: Engng. Fracture mech., 11 (1979), 573.
- 14) 金属材料疲労き裂進展抵抗データ集:材料学会, (1983).
- 15) 江上登:精密工学会誌:72 (2006), 9, 1071.