表面粗さの相違を利用したストレッチゾーン幅の定量解析[†]

高 梨 正 祐* 泉 聡 志**
酒 井 信 介** 三 浦 直 樹***

Quantitative Analysis of Stretched Zone Width Based on Difference of Fracture Surface Roughness

by

Masahiro TAKANASHI*, Satoshi IZUMI**, Shinsuke SAKAI** and Naoki MIURA***

A stretched zone is formed as a result of blunting and stretching at the tip of the crack during the fracture process. Consequently, the fracture surface becomes fine and smooth. Paying attention to this characteristic, the authors proposed a new method to evaluate the stretched zone width quantitatively, based on the difference in the fracture surface roughness.

To verify the validity of the proposed method, elastic-plastic fracture toughness tests were performed on compact tension specimens cut out of carbon steel pipes. After the fracture toughness tests, the stretched zone was observed with a high-resolution scanning electron microscope to measure the critical stretched zone width (SZW_c) for stable crack initiation quantitatively. The critical stretched zone widths determined by the proposed method were compared with those reported in the references. The comparison led the conclusion that this method enabled us to measure SZW_c quantitatively, which had been difficult to measure in the absence of skilled microscope operators. The method also showed the possibility to estimate the failure load from the fracture surface by using fracture mechanics parameters.

Key words: Stretched zone, Fractography, Fracture toughness, J -integral, Roughness, Carbon steel pipe

1 緒 言

機械や構造物の多くの損傷事例が示すように、その損傷の主要因は、繰返し荷重による疲労破壊である。¹⁾ひとたび部材に発生した疲労き裂は繰返し荷重とともに成長を続け、部材の残留断面積が外力に耐え切れなくなると急速破壊に遷移する。この遷移過程で、疲労き裂の先端が引き伸ばされ、すべり面分離を生じることが Spitzig²⁾や Beachem ら³⁾により指摘され、この領域は後にストレッチゾーンと呼ばれるようになった。その後、過荷重破断した試験片から得られる限界ストレッチゾーン幅 SZW_cと限界き裂先端開口変位 CTOD や弾塑性破壊じん性値 J_{Ic} との関係が多く研究者により指摘されている。^{4)~7)}なかでも Kobayashi ら⁸⁾は、SZW_cと J_{Ic} との関係に注目し、降伏応力が 17 ~ 193 kg/mm² (167 ~ 1891 MPa) におよぶ 21 種類の素材について SZW_cと破壊力学パラメータの関係について調査した。その結果、 J 値をその材料のヤング率 E で除した J/E と SZW_c によい相関があることを示した。⁹⁾この報告は、破壊破面上で SZW_cを計測すれば、破壊時の J 値を求めることができ、破断荷重の推定も可能になることを示唆している。

しかし、ストレッチゾーン幅の計測に問題点もある。¹⁰⁾ストレッチゾーンは材料のミクロ組織や介在物の影響を

受け、疲労予き裂先端に必ずしも一様に発生せず、その境界も不鮮明であることが多い。このため、SZW_cの計測は観察者の主観に依存する可能性がある。大塚ら⁵⁾は SZW_cを精度よく計測するために、き裂の進展方向からストレッチゾーンを観察し、ストレッチゾーンの高さを計測する手法を提案している。駒井ら¹¹⁾は、3次元形状を計測し、高さプロファイルの急変点よりストレッチゾーン高さを計測する手法を試みている。本手法により、駒井らは、疲労破面の凹凸に比べて、ストレッチゾーンの高さが十分高い場合には、自動的にストレッチゾーン高さを計測できると結論している。

本研究では以上のような SZW_c計測法の問題を解決するために、SZW_cを観察者の主観によることなく定量的に評価する手法を提案した。定量的に SZW_cを評価できれば、定量的に破壊破面から破壊時の J 積分値を推定でき、この J 値から荷重を推定することが可能となると考えたからである。そこで、ストレッチゾーンを挟む疲労破面と急速破壊破面での表面粗さの違いに着目し、SZW_cを定量的に抽出した。粗さというパラメータを導入したのが本研究の特徴であり、前述の大塚ら⁵⁾や駒井ら¹¹⁾の評価の手法とは異なる。まず第2章で、本論文で提案する SZW_cの評価手法を述べ、第3章で評価対象とした弾

[†] 原稿受理 平成 15 年 11 月 10 日 Received Nov. 10, 2003

* 正 会 員 東京大学大学院 〒113-8656 東京都文京区本郷, Graduate Student, The Univ. of Tokyo, Bunkyo-ku, Tokyo, 113-8656

** 正 会 員 東京大学大学院工学系研究科 〒113-8656 東京都文京区本郷, School of Eng., The Univ. of Tokyo, Bunkyo-ku, Tokyo, 113-8656

*** (勤) 電力中央研究所 柏江研究所 〒201-8511 柏江市岩戸北, Komae Res. Lab., Central Res. Inst. of Electric Power Industry, Iwadokita, Komae, 201-8511

塑性破壊じん性試験による破壊破面の作成方法について説明した。第4章では破壊じん性試験にて作成した破面に、第2章で提案した評価法を適用し、SZW_cを計測した結果を示した。最後に第5章で、公表されているJとSZW_cの関係を用い、本論文で提案した手法の妥当性を確認した。

2 表面粗さの相違に基づくSZW_cの計測法の提案

ストレッチゾーンは、き裂先端が過大荷重により引き伸ばされ、すべり面分離することにより形成される。すなわち、文字通りストレッチングの結果として形成されるため、表面は滑らかで無特徴な破面を呈することが知られている。¹²⁾一方、急速破壊が生じる前の疲労破面はストライエーションに代表されるように、小さな凹凸が周期的に現れる破面となることが知られている。これに対し、ストレッチゾーン形成後の急速破壊域ではディンプルやへき開破壊などの破面形態を示し、比較的凹凸に富む破面となる。このように破面性状は異なるため、ストレッチゾーン領域では、粗さを示すパラメータの値も小さくなり、他の領域との差が生じると考えた。本研究の提案する計測法の概要をFig. 1に示す。具体的な計測手法は以下に述べる通りである。

まず、破面の3次元形状を計測する。この際ストレッチゾーンを挟んで急速破壊破面と疲労破面の高さ情報を取得する。

次に計測した3次元情報に基づき、粗さを算出する。ここではストレッチゾーンと平行となる方向の粗さを算出する。すなわちき裂の進展方向と直角方向に粗さを計測することになる。緒言でも述べた通り、ストレッチゾーンの境界は、組織の影響を受け様でないことがあり、不明瞭なことが多いため、ストレッチゾーンに沿って計測し、粗さの平均を求めた。粗さの指標としては、高さの平均線（ろ波うねり曲線）からの逸脱を表し、機械部品などの面の肌を表すパラメータとして用いられている算術平均粗さRaを用いた。¹³⁾計測ライン上の任意の点をxとし、その点での高さをf(x)、ろ波うねり曲線をf₀(x)で表し、計測長さ（基準長さ）をlとすれば、Raは次式で与えられる。

$$Ra = \frac{1}{l} \int_0^l |f(x) - f_0(x)| dx \quad (1)$$

すべての計測ラインについて粗さ計測を実施し、粗さと計測ラインの関係を求める。前述したように、ストレッチゾーン領域での粗さパラメータが小さくなると推測される。そこで、粗さを計測位置の関数とみなし微分係数を求め、粗さパラメータが急変する点、すなわち隣接する微分係数の極値をSZW_cの境界とする。

しかしながら、離散化されたデータを扱うため、数値のばらつきも考えられ、微分係数にゆらぎが生じることが想定される。このため微分係数の極値を、疲労荷重の応力波形計数法として利用されているヒステリシスループ法¹⁴⁾にてカウントした。すなわち、Fig. 2に示すように、粗さ計測位置をひずみ、微分係数を応力に見立て、ヒステリシスループ法を適用した。まず、ストレッチゾーンと想定される領域内において微分係数が最小値となる点を探し出す。この最小値を原点P(0)として、各微分係数の極値にP(1), P(2), ..., P(i) ...と番号をつける。ループの形成を判定するために、現在のレンジR2 = |P(i-1) - P(i)|と直前のレンジR1 = |P(i-2) - P(i-1)|の比較を行なう。

レンジR2がR1以上の場合、ループは閉じる。ここで、

Fig. 2. Procedure for detecting boundary of stretched zone.

Fig. 1. Outline of SZW_c measurement by proposed method.

レンジ $R2$ が 0.005 以下の場合、ゆらぎと判定し極値 $P(i-2)$, $P(i-1)$ を曲線から取り除く。レンジ $R2$ が 0.005 より大きい場合はゆらぎとは判断せず、 $P(i-2)$, $P(i-1)$ を極値と判定する。

一方、レンジ $R2$ が $R1$ より小さい場合にはループは閉じないため、次の極値を読み込み同様にレンジの比較をおこなう。前述のゆらぎ条件が満足されれば極値を取り除く。

極値を取り除いた後は、再びすべてのデータを評価し直す必要があるため、極値に順番を付け直し、最初から同じ処理を繰り返す。延性き裂側および疲労き裂側すべての極値を評価し終えた後に、原点に隣接する除去されなかった極値をストレッチゾーンの境界とする。ゆらぎの判定として用いた 0.005 という値は経験値であり、予備試験にて目視との比較により定めたものである。

3 試験方法

3・1 供試材および試験片

ストレッチゾーン幅評価用に使用した供試材は、呼び径 12B, Sch.40 の圧力配管用炭素鋼配管 STPG370 である。供試材の化学成分および機械的性質を、それぞれ Table I, II に示す。

試験片は、Fig. 3 に示すように採取方向を変えた 2 種類を用意した。一つはき裂進展方向が管長手方向と一致

Table I. Chemical composition (wt%) (Mill Sheet).

C	Si	Mn	P	S
0.21	0.22	0.56	0.018	0.010

Table II. Mechanical properties (Tested by Miura et al¹⁵⁾).

Yield Stress (MPa)	Tensile stress (MPa)	Elongation (%)
384	523	36

(a) Crack plane orientation.

(b) Configuration of CT specimen.

Fig. 3. Details of CT specimen and crack orientation.

するように切り出し（以下、C-L 方向試験と呼ぶ）、もう一つは管周方向に一致するように採取した（以下、L-C 方向試験片と呼ぶ）。試験片形状は同図に示すような幅 W が 25.4mm の Chevron ノッチ付 CT 試験片とした。配管から採取するため板厚には制約が生じるが、可能な限り厚くするため板厚は 9.8mm とした。試験部にはサイドグループを設け、正味厚さは 8.7mm とした。

3・2 試験方法

弾塑性破壊じん性試験は米国材料試験協会規格 ASTM E1820¹⁶⁾ に準じて、除荷コンプライアンス法により実施した。試験に先立ち、CT 試験の切欠き先端には約 1.5mm の疲労予き裂を導入した。これにより試験開始時における荷重点からのき裂長さ a と試験片幅 W との比 a/W は約 0.55 とした。試験温度は実機使用温度を想定し 200°C とした。

3・3 SZW_c 計測法

3 次元形状の計測は、高分解能走査型電子顕微鏡（エリオニクス社製 ERA-4000）を用い、二次電子積分法によって求めた。観察倍率は 400 倍とした。観察倍率を 400 倍に選定した根拠は、顕微鏡一視野の疲労破面、ストレッチゾーン、急速破面の面積比率が、およそ 2:1:2 となり、ストレッチゾーンを挟む両破面の特徴が十分現れているとみなしたためである。データ数はき裂進展方向（観察画面縦方向）に 300 点、これと垂直な方向（観察画面横方向）へ 400 点、合計で 120000 点を採取した。

3 次元形状を計測後、式 (1) を用いて、横方向の粗さの計算をおこなった。ここでは基準長さを観察画面幅（横方向）と同じ 300μm とした。すなわち、ここで計測される粗さは画面幅での平均値となる。

このように粗さを計測したのち、粗さと計測位置の関係を求めた。粗さを位置の関数とみなし、微分係数を求め、粗さの急変する位置を特定し、ここをストレッチゾーン境界と定め、SZW_c を計測した。

4 試験結果

4・1 弾塑性破壊じん性試験

弾塑性破壊じん性試験により得られた、き裂発生点での J 積分値 J_Q を Fig. 4 に示す。各方位 3 体ずつ試験を実施したが、試験片間のばらつきは少なく、 J 値は採取方向依存性を示した。 J_Q 値は、3 試験体の平均値で C-L

Fig. 4. Results of fracture toughness tests.

方向が 84.1 kJ/m^2 、L-C 方向が 129.7 kJ/m^2 となっている。すなわち、 J_Q は L-C 方向のほうが約 54% 高い結果となっている。なお、C-L 方向の J_Q は、 J_{Ic} としての判定条件をすべて満たしており、 J_Q は J_{Ic} である。しかしながら、L-C 方向では安定き裂の進展量が試験片の両側面で約 8 ~ 10% 程度異なったため、2 体の試験片で有効なデータを得られなかった。

次に R 曲線を Fig. 5 に示す。本図は試験片採取方向による R 曲線の相違を比較するため、ASTM E1820¹⁶⁾ で規定されるき裂長さ増分 Δa の限界値を超えてプロットしてある。試験片間のばらつきは少なく、試験片採取方向により R 曲線も異なることがわかる。 J 積分値は、C-L 方向試験片より L-C 方向試験片のほうが大きくなる傾向を示している。き裂進展にともなう、破壊抵抗値を示すティアリングモジュラス (dJ/da) も L-C 方向のほうが大きく、この方位のほうがき裂は不安定化しにくいことがわかる。以上のことから、き裂の発生抵抗だけでなく、き裂発生後の進展抵抗 (dJ/da) も L-C 方向のほうが高いことがわかる。

4・2 粗さに基づく SZW_c の計測結果

粗さに基づきストレッチゾーン幅を決定した結果の一例を Fig. 6 に示す。計測は板厚の中心で実施した。き裂の進展方向は写真の下側から上側である。したがって、写真の下側が疲労予き裂部であり、上側のディンプルが形成されている領域が安定き裂進展部である。写真のす

ぐ右側のグラフには、画像の幅方向に沿って計測した算術平均粗さがそれぞれの位置にプロットしてある。

粗さの変化から、以下のことがわかる。表面粗さの値は安定き裂が進展している領域、すなわちディンプルの領域が最も大きい。次いで、ストライエーションが観察されている破面領域である。粗さの値が最も低いのがストレッチゾーンとなっている。ストレッチゾーンと安定き裂の境界は肉眼でも明瞭に区別でき、この境界近傍で粗さも急激に変化している。一方、ストライエーション部とストレッチゾーンとの境界でも同様に粗さの変化が見られている。ディンプルとの境界ほど急激ではないが、次第に粗さが変化していく様子が伺える。

この変化点を定量的に評価するために、粗さを位置の関数として微分し、微分係数を求め、Fig. 6 の一番右側の図に示した。粗さの変化に対応し、微分係数が急変している。そこで、微分係数が最も小さくなる点に隣接する二つの微分係数の極値をストレッチゾーンの境界と定め、同図に示した。ただし、第 2 章でも述べた通り、微分係数にゆらぎがあるため、小さなゆらぎによる極値は、第 2 章に述べた方法により除いてある。

ストレッチゾーンの境界はディンプルで形成されている箇所もあり、一直線で表すことができないが、ディンプルとの境界域では比較的よい一致を示していることが目視で確認できる。一方、疲労破面との境界では、ディンプルとの境界に比して、粗さの変化が緩やかなためか、ストレッチゾーンと判定された領域においても僅かにストライエーションが観察されている。以上のようにして計測したストレッチゾーン幅は $54 \mu\text{m}$ であった。

5 考 察

5・1 表面粗さによるストレッチゾーン幅の評価

まず、安定き裂とストレッチゾーンの境界であるが、Fig. 6 の破面写真からもわかるように、ディンプルが生じており、一様ではない。すなわち、ディンプルに代表される表面粗さの値が大きい領域と、表面粗さの値が小さい領域が混在している。このような領域に対して、画面幅と同一の基準長さをとり、この方向に粗さを計測したことが、Fig. 6 に示す粗さの変化になっているものと考えられる。

Fig. 5. J-R curve of STPG370 at 200°C.

Fig. 6. Quantitative evaluation result of SZW_c by proposed method (C-L specimen, $J_{Ic} = 79.1 \text{ kJ/m}^2$).

これに対し、疲労破面との境界であるが、これはディンプルとの境界ほど明瞭には抽出されていない。目視での観察の際に境界判定基準となるのが、ストライエーションである。ストライエーションの高さ計測を実施した、古川ら¹⁷⁾や、催ら¹⁸⁾の結果によれば、ストライエーションの高さは数百 nm 程度であり、粗さの特徴量としては小さい。このためか、疲労予き裂との境界においては粗さの変化は顕著ではない。疲労予き裂の先端近傍では、応力拡大係数範囲 $10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 前後という比較的小さい値で予き裂を導入した。応力拡大係数範囲が小さいため、ストライエーションの方向は結晶方位の影響を受け、マクロ的なき裂の進展方向と一致していない。また、組織の影響を受け、ステップが生じ、ある領域単位では平坦となるが、それぞれの領域単位間で段差を生じている。このような凹凸に対し画面幅方向に粗さを計測したため、ストレッチゾーンよりも粗さが粗くなり、その境界が抽出されたものと考えられる。なお、本研究では粗さにより SZW_c を抽出することを目的としており、破面粗さの絶対値の議論をしているのではない。そのため計測長さを観察視野と同一とし、平均的な粗さの変化を相対評価している。当然のことながら倍率を変えれば（計測長さを変えれば）、粗さの絶対値は変化してくることを付け加えておく。

Fig. 7. Relationship between J -integral and stretched zone width evaluated by proposed method.

さて、 SZW_c の計測の妥当性であるが、本研究の目的は、画像認識によるストレッチゾーン領域の厳密な抽出ではなく、従来観察者の主観に頼っていた破面解析を支援し、破壊の荷重を推定することにある。ストレッチゾーン幅 SZW_c と J との相関については次式が報告されている。¹⁹⁾

$$SZW_c = CJ/E \quad (2)$$

ここで、 C は定数であり、平均値は 89、90% 信頼限界に対する偏差は $54.7 \leq C \leq 143$ 、 E はヤング率を表し、その単位は kg/mm^2 、 J の単位は kg/mm である。

そこで、ここでは本論文で提案する手法で計測した SZW_c と、実験により得られた J_{Ic} が式 (2) の関係に対してどのような傾向を示すかをもって精度の検討を実施した。

有効な J_{Ic} が得られた試験片について計測結果を試験片方位別に Fig. 7 に示す。 SZW_c の計測はひとつの試験片に対して、板厚の中心と、そこから両側面に向かって約 1.1mm (板厚の 1/8 に相当) だけ離れた点の合計 3 か所で計測した。図中の丸印はその平均値を示し、エラーバーによりばらつき範囲を示してある。式 (2) の関係は実線にて図中に示した。試験片により計測のばらつき幅が異なっており、もっとも大きなもので $20\mu\text{m}$ 程度のばらつきがある。このばらつきの差は局所的な組織の相違によるものと考えられ、同一材料であっても、比較的 SZW_c を抽出しやすい試験片と、そうでないものも存在していることを示している。しかし、 J - SZW_c 関係にもばらつきはある。図中の破線は式 (2) の 90% 信頼限界である。この範囲で考えれば、本手法で計測した SZW_c は、ばらつき内に収まっており、精度よく計測できていると結論できる。ゆえに、本手法を用いれば、ストレッチゾーンが観察される場合、破壊破面から定量的に J 積分値を求めることができ、その J 値から破断荷重を推定できる可能性が示唆される。

ただし、L-C 方向の計測結果は Fig. 6 に示した結果とは異なり、目視で観察される範囲と、本手法によって抽出された範囲により一致はみられなかった。計測結果の一例を Fig. 8 に示す。ストレッチゾーンとディンプルの境界は複雑に入り組んでおり、さらにストレッチゾーン内にもディンプルが観察されている。よって、ストレッ

Fig. 8. Quantitative evaluation result of SZW_c by proposed method (L-C specimen, $J_{Ic} = 134.1\text{kJ/m}^2$).

チゾーン内で粗さが十分に下がらず、境界の判定に利用している微分係数の値の変動も大きくなっている。試験片の採取方向による破面形態やマイクロ組織の差については次節で詳細に述べるが、L-C 試験片においては、マイクロ組織が破面と垂直方向に引き伸ばされ、ディンプルの核となる介在物などの存在確率は C-L 試験片よりも高くなる。その結果、ストレッチゾーン内にディンプルが生じたり、ディンプルのサイズが不均一となり、境界も複雑に入り組んでしまったと考えられる。以上のことから、Fig. 8 のように、局所的に異なる破壊形態が存在する場合が、観察視野幅を基準にとり平均粗さで評価している本手法の適用限界であるといえる。このような破面における境界の抽出方法については、今後の課題である。

5・2 試験片の採取方向による破壊じん性値の差

試験片採取方向の相違により、 J 値が異なった理由として考えられるのは、マイクロ組織の影響である。本配管は引抜きにより製造されており、組織は異方性を示すものと考えられた。そこで、マイクロ組織の観察を実施した。観察結果を Fig. 9 に示す。

観察結果からわかるようにパーライトが配管長手方向に並んでいる。L-C 方向試験片ではき裂は Fig. 9 (a) の組織を有する面上を進展し、パーライト組織を横切ることになる。一方、C-L 方向試験片のき裂進展方向は、Fig. 9 (b) と一致しており、き裂はパーライト組織と平行に進展することになる。

次に走査型電子顕微鏡により破壊破面を観察したところ、Fig. 10 に示すような観察結果が得られた。き裂の進展方向は写真の下側から上側である。L-C 方向試験片では、所々に大きな空孔が生じている。これは、破面と垂直方向に引き伸ばされた介在物が破壊の起点となり、

Fig. 9. Dependency of microstructure on specimen orientation.

Fig. 10. Difference of fracture surface due to specimen orientations.

生じた空孔と考えられる。さらに倍率を上げていくと、等軸ディンプルが観察された。C-L 方向試験片では、Fig. 9 (b) からわかるように、き裂進展方向に繊維状の模様が見られた。このような繊維状の模様は、析出相や介在物がフェライト相とはく離することにより形成されと考えられる。いずれの破面性状も組織観察結果と良く対応している。以上の観察結果から、パーライトや介在物がフェライト相と剥離する破壊形態となる C-L 方向試験片では、安定き裂の発生および進展抵抗が低下したものと考えられる。

6 結 論

本研究により得られた結果をまとめると以下の通りである。

(1) 表面粗さの相違に基づいた限界ストレッチゾーン幅 SZW_c の定量的評価法を提案した。

(2) 本評価手法で計測した SZW_c と実験結果を、従来知見である関係式と比較し、本手法で得られた SZW_c が従来知見のばらつき内であることを確認した。この結果、ストレッチゾーンが観察される場合、本手法を用いれば破壊破面から定量的に J 積分を求めることができ、破断荷重を推定できる可能性が示唆された。ただし、ストレッチゾーン内にディンプルや割れなどの異なる破壊形態が存在する場合は、境界を精度よく検出することはできなかった。

(3) 配管から採取した試験片の弾塑性破壊じん性値

は、き裂の進展方向を管長手方向に一致させるよりも管周方向に一致させるほうが高い値となった。破面および組織観察の結果、この原因は製造過程で生じるミクロ組織の違いによるものと結論できる。

参 考 文 献

- 1) たとえば, 加納 誠, 菊池正紀, 町田賢司共訳, “金属の疲労と破壊”, p.5 (1999) 内田老鶴圃.
- 2) W. A. Spitzig, Trans. ASM, **61**, 334 (1968).
- 3) C. D. Beachem and D. A. Meyn, ASTM STP **436**, 59 (1968).
- 4) 大路清嗣, 康 祥隆, 小倉啓二, 喜多隆夫, 材料, **31**, 425 (1982).
- 5) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 柏木陽一郎, 笠井 登, 日本造船学会論文集, **136**, 249 (1974).
- 6) D. Broek, Engineering Fracture Mechanics, **6**, 173 (1974).
- 7) 武藤睦治, 坂本 勲, 関根 守, 材料, **33**, 1160 (1984).
- 8) H. Kobayashi, K. Hirano, H. Nakamura and H. Nakazawa, 4th International Conference on Fracture, **3**, 583 (1977).
- 9) 中村春夫, 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **A-45**, 336 (1979).
- 10) 日本機械学会基準, “弾塑性破壊靱性 J_{Ic} 試験法 (増補第1版) JSME S 001 -1992”, p.55 (1992).
- 11) 駒井謙治郎, 箕島弘二, 森田宏光, 材料, **39**, 1311 (1990).
- 12) 北川英夫, 小寺沢良一編, “フラクトグラフィ”, p.149 (1977) 培風館.
- 13) 日本規格協会 “表面粗さの定義と表示 JIS B 0601-1994”, p.4 (1994).
- 14) 岡村弘之, 板垣 浩, “強度の統計的取扱い”, p.122 (1979) 培風館.
- 15) 三浦直樹, 鹿島光一, 宮崎克雅, 久恒眞一, 長谷川邦夫, 電力中央研究所研究報告書 T01010 (2002).
- 16) ASTM International, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”, Designation : E1820-01 (2001).
- 17) 古川勝明, 村上敬宜, 西田新一, 材料, **45**, 340 (1996).
- 18) 催 成鐘, 石井 仁, 東郷敬一郎, 材料, **47**, 852 (1998).
- 19) 小林英男, 材料, **29**, 413 (1980).