高マンガンオーステナイト鋳鋼の疲労き裂進展挙動と X線フラクトグラフィ†

秋田 貢一* 坂田 創**
柏谷 賢治*** 三沢 啓志*

Fatigue Crack Growth Behaviour and X-Ray Fractography on High Manganese Austenitic Cast Steel

by

Koichi AKITA*, Hajime SAKATA**,
Kenji KASHIWAYA*** and Hiroshi MISAWA*

Fatigue crack growth tests were carried out using a high manganese austenitic cast steel under constant amplitude loading. Average crystal grain sizes of the material are 200 micro-meters and 1000 micro-meters. For this material, threshold stress intensity factor range (ΔK_{th}) is about $8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ which is quite large as compared to the ΔK_{th} of general structural steels. The crack growth rate is lower than the general structural steels especially in the lower ΔK region. The reasons of this behaviour are crack closure due to bridging and fretting oxide, decreasing of the stress concentration near the crack tip due to secondary crack and slip on crystal plane. X-ray fractography can be applied to the fatigue fracture surface of the material which has large grain by using oscillation of X-ray beam and in-plane oscillation on the fracture surface. The half-value breadth of the diffraction profile on the fracture surface increases with increase in the effective stress intensity factor range. The relationship between the half-value breadth and the effective stress intensity factor range was represented by a narrow band regardless of the stress ratio. Therefore, the effective stress intensity factor range can be estimated from this relation in fractured surface of actual components.

Key words : High manganese steel, Fatigue fracture surface, X-ray fractography, Threshold stress intensity factor range, Crack closure

1 緒 言

高マンガン鋼は、優れた耐摩耗性と高い破壊じん性を有するため、高速鉄道の分岐器や鋸山機械等々に使用されている他、非磁性という性質が安定しているため、近年、開発が活発化している磁気浮上式鉄道や核融合炉といった超伝導応用機器の構造部への適用も増加している。¹⁾ また、高マンガン鋼は、上述の特性に加えて、高延性、低降伏比、著しい加工硬化性などの特異な特徴を併せ持つ。そのため、特徴的な疲労特性を示すと考えられるが、疲労き裂進展特性に関する報告は少ない。^{2)~4)}

本研究では、高マンガン鋼の鋳造材を用い、一定振幅荷重下で疲労き裂進展試験を行い、試験片表面でのき裂進展経路観察、および、破面観察の結果と併せて、高マンガン鋼の疲労き裂進展メカニズムを検討した。

一方、材料の破断後、その破面にX線を照射して得られる情報から、破壊メカニズムや破断時の力学的条件を推定しようとする破面解析はX線フラクトグラフィと称され、定量的な破壊解析が可能である。⁵⁾ しかし、高マン

ガン鋼にX線フラクトグラフィを適用した例はほとんどない。⁴⁾ また、本研究で使用した高マンガン鋼のように、粗大結晶粒を有する材料へのX線フラクトグラフィの適用もほとんどなされていないようである。そこで、高マンガン鋼の疲労破面にX線フラクトグラフィを適用し、X線回折像から得られる情報と応力拡大係数との関係を検討した。

2 実験方法

2・1 供試材および試験片

供試材は、Table Iに示す化学成分の高マンガン鋼の鋳造材である。高マンガン鋼の結晶粒径は、鋳込み温度とSi含有量に依存する⁶⁾が、本研究では、鋳込み温度を1117Kおよび1217Kとした。平均結晶粒径は、それ

Table I. Chemical composition (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
1.10	0.71	12.14	0.026	0.002	0.06	0.08	0.08	0.02

† 原稿受理 平成11年10月12日 Received Oct. 12, 1999

* 正会員 東京都立大学大学院工学研究科 〒192-0397 八王子市南大沢, Dept. of Mech. Eng., Tokyo Metropolitan Univ., Minami-Ohsawa, Hachioji, 192-0397

** 学生会員 東京都立大学大学院工学研究科 〒192-0397 八王子市南大沢, Dept. of Mech. Eng., Tokyo Metropolitan Univ., Minami-Ohsawa, Hachioji, 192-0397

*** 正会員 (財)鉄道総合技術研究所 〒185-8540 国分寺市光町, Railway Technical Research Institute, Hikari-cho, Kokubunji, 185-8540

Table II. Mechanical properties.

Grain size	0.2% Proof stress	Tensile strength	Rupture elongation
200 μ m	341MPa	732MPa	46.2%
1000 μ m	339MPa	615MPa	37.0%

それぞれの鋳込み温度に対し、200 μ m および 1000 μ m である。鋳込み後、1323K から水中焼入れし、オーステナイト単相組織とした。それぞれの組織写真を、Fig. 1(a) および Fig. 1(b) に示す。なお、比較のため、同じオーステナイト系鋼材であるオーステナイトステンレス鋼 SUS304 も実験に供した。試験片は、Fig. 2 に示す寸法形状の CT 試験片である。

2・2 疲労試験

疲労試験は、容量 98kN の島津製作所製電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、荷重波形は正弦波で、室温大気中で応力比 ($R = P_{min}/P_{max}$) を $R=0.1$ および 0.6 として一定振幅荷重下で行った。荷重繰返し周波数は、25Hz を基本としたが、最終破断近傍では、試験機の追従性の問題から、き裂進展とともに周波数を最低 5Hz まで徐々に低下させた。また、下限応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値を調べるために、荷重範囲漸減試験も行った。荷重漸減は、1 ステップでの荷重範囲の減少を 5% 以内とし、各ステッ

(a) Grain size 200 μ m. (b) Grain size 1000 μ m.

Fig. 1. Micrographs of CT specimen.

Fig. 2. Dimension of CT specimen (mm).

プで 0.3mm 以上のき裂進展を確認した。荷重漸減試験では、応力比は一定とした。

き裂長さの測定には、0.01mm まで読み取り可能な読みとり顕微鏡を使用した。き裂長さは、荷重方向に対する垂直面への投影長とし、試験片の表面と裏面の平均値とした。き裂が分岐した際は、最終的に主き裂となった方の長さをき裂長さとした。き裂開閉口挙動の測定は、試験片背面に貼付したひずみゲージと減算回路を用いる、除荷弾性コンプライアンス法により行った。き裂開閉口測定時の負荷周波数は、0.1Hz とした。

2・3 組織観察および破面観察

破面観察には、日本電子製走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。組織観察は、試験片表面のバフ研磨後、5% ナイタルによるエッチングを施し、オリンパス製倒立型金属顕微鏡によって行った。

2・4 X線回折による破面解析

200 μ m 材においては、X線回折による破面解析 (X線フラクトグラフィ) を行った。2次元X線検出器であるイメージングプレート: IP (FUJI DL-UR III, 102 × 127mm) を用いて、疲労破面上の2次元X線回折像を撮影した。自作のIPカセットを、理学電機製X線応力測定装置 (PSPC-MSF) のX線発生部に取り付け、X線を破面に垂直に入射して撮影した。特性X線としてCr-K β 線およびCr-K α 線を用い、照射寸法は $\phi 1.5$ mmとした。IPからのデータ読みとりには、日本電子製PIXsys TEMに付属のIPリーダーを用いた。

定量的破面解析の検討のために、疲労破面上のX線回折線の半価幅を、理学電機製X線応力測定装置 (PSPC-MSF) を用いて、Table IIIに示す条件で測定した。X線スリットの寸法は板厚方向に4mm、き裂進展方向に1mmである。本研究で用いた高マンガン鋼は、粗大結晶粒を有しているが、このような場合には、X線入射角揺動および測定面の平面揺動⁷⁾を行うことにより、回折にあずかる結晶粒数を増やすことが回折線測定精度の向上に有効である。そこで、 $\pm 3^\circ$ のX線入射角揺動と平面揺動 (板厚方向4mm、き裂進展方向3mm) を行った。従ってX線照射域は、Fig. 3に示すように、板厚方向に約8mm、き裂進展方向に約4mmとなり、得られるX線データはこの領域内の平均値となる。半価幅の値は、3回の反復測定の平均値とした。平面揺動の条件は、X線照射域内に約800個程度の結晶粒が含まれることを目安に決定し、X線入射角揺動の角度および揺動回数は、測定値の安定性から決定した。

Table III. Condition of X-ray analysis.

Characteristic X-ray	Cr-K β
Diffraction	γ -Fe311
Detector	PSPC
Tube voltage	30kV
Tube current	8mA
Collimator	$4 \times 1\text{mm}^2$

Fig. 3. Total X-ray irradiation area by oscillation.

3 実験結果および考察

3・1 疲労き裂進展挙動

Fig. 4に、疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示す。Fig. 4には、併せて行った、SUS304の結果、および、文献(8)より引用した一般鋼材5種(SB42, SM50B, SPV50, HT50, SUS304)の平均の疲労き裂進展曲線を比較のためにプロットした。下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は、応力比 $R = 0.6$ の方が 0.1 の場合よりも低くなったが、その値は、 $200\mu\text{m}$ 材で $6.9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 $1000\mu\text{m}$ 材で $8.7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、これらは一般鋼材5種の平均の ΔK_{th} の値、約 $2.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ と比べて約3倍の大きな値である。また、高マンガン鋼と同じオーステナイト組織を有するSUS304の疲労試験を、高マンガン鋼と同寸法形状の試験片、かつ、同様の荷重漸減方法により行ったが、一般的構造用鋼の平均疲労き裂進展曲線とほぼ同じ結果となった。すなわち、高マンガン鋼の da/dN が低 ΔK 値領域で遅い原因は、オーステナイト組織であることが主では無いことになる。また、SUS304の da/dN が、文献(8)の結果とほぼ同じ結果となったことからすると、高マンガン鋼の低 ΔK 値領域における低 da/dN と、高 ΔK_{th} は、荷重漸減方法に依存し

Fig. 4. Relationships between da/dN and ΔK .

た結果ではなく、高マンガン鋼の特性であるといえる。また、粒径が大きい方がき裂進展速度が若干遅かった。応力比 R の影響は大きく、 $R = 0.6$ の方が 0.1 の場合よりも da/dN がかなり速い結果となった。

$200\mu\text{m}$ 材、 $1000\mu\text{m}$ 材ともに $R = 0.6$ では、き裂開口は検出されなかったが、 $R = 0.1$ では、き裂進展過程のほぼ全域において、き裂開口が検出された。Fig. 5に、き裂進展過程におけるき裂開口比 $U (= \Delta P_{op}/\Delta P)$ の変化を示す。き裂開口比は、 ΔK の増加に伴い単調増加する傾向を示す。また、粒径が大きいほど、よりき裂開口しており、破面粗さ誘起き裂開口がより顕著に生じていることを示している。また、 $1000\mu\text{m}$ 材の ΔK が $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の領域では、開口比のばらつきが大きい。破面粗さが非常に大きいことに起因して、き裂先端後方の破面接触状態が不安定となるためと考えられる。なお、 $200\mu\text{m}$ 材、 $1000\mu\text{m}$ 材ともに破面粗さは、触針式表面粗さ計では測定できないほど大きかった。

Fig. 6に da/dN を、き裂開口を考慮した ΔK_{eff} で整理した結果を示す。この場合、高 ΔK_{eff} 領域では応力比の影響を受けずにデータがまとまるが、低 ΔK_{eff} 値領域ではデータがまとまらない。従って、低 ΔK_{eff} 値領域における応力比の違いによるき裂進展速度の相違は、本実験で測定したき裂開口のみでは説明できない。Fig. 6には、SUS304のデータも示したが、 $\Delta K_{eff,th}$ は、高マンガン鋼の方が高くなった。なお、 $1000\mu\text{m}$ 材の $R = 0.1$ では、開口比のばらつきのために、低 ΔK_{eff} 値領域におけるデータがばらついており、明確な傾向は得られなかった。

ところで、き裂開口を考慮した ΔK_{eff} で da/dN が整理できない原因であるが、本供試材では後述するように、き裂開口以外にもき裂進展抵抗を生じさせる種々の要因が見られ、それらがき裂進展速度に複雑に影響するためである。また、 $R = 0.1$ における $\Delta K_{eff,th}$ が $R = 0.6$ の場合より低くなっている原因については、上述のことに加え、

Fig. 5. Crack opening ratio.

Fig. 6. Relationships between da/dN and ΔK_{eff} .

破面粗さに起因するき裂後方の破面接触の影響を受けて、き裂閉口点が高めに測定されている可能性がある。

3・2 き裂進展経路の観察

200 μm 材, 1000 μm 材ともに, 疲労き裂は結晶粒内, 粒界に関わらず進展した。Fig. 7 (a) ~ (c) は, き裂進展の様子を試験片表面で観察した結果である。Fig. 7(a) に示すようなき裂の分岐は, 1000 μm の主に結晶粒内で顕著に生じた。き裂の分岐は低 ΔK 領域で特に頻度が高く, ΔK の増加に伴い頻度が減少した。また, Fig. 7 (b) に示すように, 上下破面の凹凸の食い違いによりき裂が閉口する現象, すなわち, 破面粗さに起因するブリッジング (架橋効果) が, 200 μm 材, 1000 μm 材両者において見られた。Fig. 7(c) に示すように, 1000 μm 材では, 粒内の二方向のすべり線に沿ってき裂が階段状に進展しているのが確認できた。なお, Fig. 7 は, $R = 0.1$ の場合であるが, $R = 0.6$ の場合にも, き裂進展様相に関して $R = 0.1$ の場合と同様の特徴が観察された。

以上, 200 μm 材, 1000 μm 材ともに, 破面粗さに起因するブリッジングが生じ, 1000 μm 材では, さらに, き裂の分岐やすべり破壊が生じており, これらが, き裂先端の応力緩和および応力振幅の減少を引き起こすため, 本供試材の疲労き裂進展抵抗が高くなっている。

3・3 疲労破面の観察

Fig. 8 に, $R = 0.1$ における 200 μm 材, 1000 μm 材の巨視的な疲労破面の様相を示す。図中に記入したように, 示した破面写真は, 荷重漸減, および, 荷重振幅一定試験における両破面を含んでいる。1000 μm 材の方が, 明らかに破面粗さが大きく, また, 両者とも, 低 ΔK 値領域で破面が黒色の酸化物で覆われている様相が見られた。この領域は, き裂進展速度が一般鋼材よりも遅くなっている領域と対応している。Fig. 9 (a) ~ (c) は, $R = 0.1$ の疲労破面上の SEM 写真であり, Fig. 9 (a) は, 200 μm

(a) An example of branching.

(b) An example of bridging.

(c) Crack growth along slip boundaries.

Fig. 7. Fatigue Crack growth aspects observed on the specimen surface. ($R = 0.1$) Fig. 8. Macrographs of fracture surface ($R = 0.1$).

材の破面における黒色領域の拡大写真である。この領域は、ココア状の酸化物に覆われていることが確認できる。このことから、低 ΔK 値領域におけるき裂閉口の原因としては、前述の破面粗さ誘起き裂閉口に加えて、酸化物誘起き裂閉口も挙げられる。なお、き裂閉口が見られなかった $R = 0.6$ における疲労破面には、黒い酸化物は確認されなかった。したがって、 $R = 0.1$ の破面で観察された酸化物は、き裂開閉口に伴う破面接触によって発生したフレッチング酸化物であると判断できる。

1000 μm 材では、Fig. 9 (b) に示すように、破面上でも二次き裂が観察された。また、二次き裂の輪郭に沿ったフレッチング酸化物が見られた。これは、二次き裂のき裂閉口による破面接触により生じたものである。なお、Fig. 9(b) は $R = 0.1$ の場合であるが、 $R = 0.6$ の場合、二次き裂の存在は確認できたが、明確なフレッチング酸化物は観察されなかった。しかし、二次き裂周辺で破面

(a) Fretting oxide.

(b) Edge of secondary crack.

(c) Slipping fracture.

Fig. 9. SEM photographs of fatigue fracture surface. ($R = 0.1$).

接触が生じていた可能性は十分にあり、そうすると、ひずみゲージでは測定できない局所的なき裂閉口が生じていた可能性がある。

また、1000 μm 材においてき裂がすべり線の縞模様に沿って進展している領域 (Fig. 7(c)) の破面を観察すると、Fig. 9 (c) に示すように、試験片内部においてもき裂がすべり面に沿って進展したことが確認できた。よって、き裂が階段状に進展している領域はすべり面破壊を起こしていると言える。

以上より、高マンガン鋳鋼の低 ΔK 領域における da/dN が一般鋼材よりも遅い原因は、破面粗さによるき裂進展経路の増大とブリッジングによるき裂閉口、また、破面接触によって発生したフレッチング酸化物によるき裂閉口が生じるためであることが示された。また、1000 μm 材では、破面粗さが200 μm 材よりも大きいため、より顕著なき裂閉口生じ、さらに、き裂分岐の発生とすべり面破壊が生じる結果、200 μm 材よりもき裂進展抵抗が高くなっていることが明らかとなった。

3・4 X線回折による破面解析

Fig. 10 (a) ~ (d) に、200 μm 材の疲労破面における γ -Fe311 回折の2次元X線回折像を示す。Fig. 10 (a) は初期状態 (電解研磨面) で、明瞭な回折スポットが観察できるが、Fig. 10 (b) ~ (d) に示すように、疲労破面では ΔK の増加とともに、スポットが円周および半径方向に拡がり、結晶内の不均一ひずみが増大していることが分かる。また、Fig. 11 (a) ~ (d) は、SUS304 における γ -Fe311 回折の回折像である。Fig. 10 と同様に、初期状

Fig. 10. X-ray diffraction image on fatigue fracture surface of high manganese steel ($R = 0.1$, Grain size 200 μm).

Fig. 11. X-ray diffraction image on fatigue fracture surface of SUS304 ($R = 0.6$).

態では明瞭な回折スポットが、 ΔK の増加とともに拡がることが分かる。また、SUS304では、 γ -Fe回折像が拡がるのと同時に、その内側に新たな回折線が生じ、 ΔK の増加とともに回折強度が上昇している。SUS304の疲労破面では、 ΔK の増加とともに加工誘起マルテンサイト変態の量が増加することが報告されており、Fig. 11における γ -Fe回折の内側の回折は、加工誘起変態したマルテンサイト相の回折(α -Fe211)である。一方、Fig. 10では新たな回折線は生じなかったため、本研究で用いた高マンガン鋼では、本実験結果から判断する限り、疲労き裂進展によるマルテンサイト変態は生じていないと言える。また、疲労き裂進展により明らかにマルテンサイト変態が生じるSUS304では、 da/dN が一般的構造用鋼とほぼ同じであるのに対し、 da/dN がそれらより遅い高マンガン鋼では、明確なマルテンサイト変態が生じていない。したがって、マルテンサイト変態^{1), 10)}は、高マンガン鋼の低 da/dN の直接的原因ではないことになる。

Fig. 12に、200 μm 材の疲労破面におけるX線回折線の半価幅を K_{max} で整理した結果を示す。 K_{max} の増加に伴い半価幅は単調増加し、応力比が小さいほど大きい。半価幅の増大は、疲労過程における転位密度および不均一ひずみの増大、すなわち、材料の硬化に対応することが知られている。また、繰返し硬化材の疲労過程では、ひずみ振幅が大きいほど繰返し硬化が大きい。¹¹⁾そのため、本供試材では、 K_{max} が増大するほど、また、同一 K_{max} では応力比が小さいほど、き裂先端におけるひずみ振幅が大きく、繰返し硬化がより顕著となるために半価

幅が増大したものと説明できる。

Fig. 13に、半価幅を ΔK_{eff} で整理した結果を示す。半価幅は ΔK_{eff} が大きいほど増大している。また、半価幅と ΔK_{eff} の関係における明確な応力比依存性は見られず、データは一つのバンド内に収まる。したがって、Fig. 6の関係をマスターカーブとして用いることにより、疲労破面の半価幅から疲労き裂進展時の ΔK_{eff} の概略値が推定できる。なお、Fig. 6に示したように、 da/dN - ΔK_{eff} 関係には応力比依存性が存在するのに対し、半価幅は ΔK_{eff} でまとまる。すなわち、 da/dN と半価幅に一義的關係はない。しかし、半価幅は、き裂進展時のき裂先端における繰返し塑性変形に起因する微視的ひずみに対応するのに対し、 da/dN は、き裂先端における塑性変形に加えて、き裂の屈曲によるき裂進展経路の増大など他の影響も含んでいるため、必ずしも、 da/dN と半価幅との間に一義的關係が成立するとは限らないと言える。

なお、SNCM439などの繰返し軟化を示す高強度鋼では、疲労破面の半価幅は応力比依存性を示す。¹²⁾一方、SM41BやSUS304といった繰返し硬化を示す低、中強度

Fig. 12. Relationships between HVB and K_{max} .

Fig. 13. Relationships between HVB and ΔK_{eff} .

鋼では, Fig. 13 と同様の傾向を示すことが多い.¹³⁾ さらに, Mn-Cr 系の高マンガン鋼でも Fig. 13 と同様の結果であった.⁴⁾ したがって, フェライト鋼, オーステナイト鋼, また, 加工誘起変態の有無に関わらず, 繰返し硬化材では, 半価幅は ΔK_{eff} に対応すると言える。

1000 μm 材においても, 平面揺動を十分に行えば半価幅の測定は可能と考えられる。しかし, 例えば 800 個の結晶粒を含む領域は約 $20 \times 40\text{mm}$ 程度となり, このような広い面積での揺動を行うと, 半価幅から推定する応力拡大係数の分解能が著しく低下し, 応力拡大係数の推定精度が極端に悪化する。1000 μm 材に対する X 線フラクトグラフィの適用に関しては, 今後の課題である。

4 結 言

高マンガン鋳鋼を用いて疲労き裂進展試験を行い, き裂進展メカニズムについて考察した。また, 疲労破面に X 線フラクトグラフィを適用し, X 線的情報と応力拡大係数との関係を検討した。得られた主な結果を以下に示す。

(1) 本研究で用いた高マンガン鋳鋼の ΔK_{th} は, 約 $7 \sim 9 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ であり, 一般的な構造用鋼材の約 3 倍と格段に大きい。

(2) 高マンガン鋳鋼の低 ΔK 領域における da/dN が一般鋼材よりも遅い原因は, 破面粗さによるき裂進展経路の増大とブリッジングによるき裂閉口, また, 破面接触によって発生したフレッチング酸化物によるき裂閉口が生じるためである。また, 1000 μm 材では, 破面粗さが 200 μm 材よりも大きいため, より顕著な破面粗さ誘起き裂閉口が生じ, さらに, き裂分岐の発生とすべり面破壊が生じる結果, 200 μm 材よりもき裂進展抵抗が高くなっている。

(3) X 線入射角揺動と平面揺動を組み合わせることにより, 結晶粒径が約 200 μm の材料の疲労破面においても, X 線フラクトグラフィによる定量的破面解析が可能である。

(4) 200 μm 材の疲労破面における X 線回折線の半価幅は, ΔK_{eff} の増加とともに増大する。また, 本実験範囲

では, 両者の関係に対する明確な応力比依存性は存在せず, データは一つのバンド内に収まる。この関係をマスターカーブとして用いることにより, 疲労破面の半価幅から ΔK_{eff} の概略値を推定できる。

おわりに, 供試材をご提供頂き, また, 種々ご教示頂いた, 大同特殊鋼(株)の一柳信吾氏に感謝申し上げます。貴重なご意見を頂いた, (株)タクマの林 修平氏に御礼申し上げます。また, 実験に協力された大学院生(現: ヤマハ発動機(株))の齋藤哲朗氏に感謝致します。

(平成 9 年 7 月 30 日第 33 回 X 線材料強度に関するシンポジウムおよび, 平成 11 年 9 月 3 日第 35 回 X 線材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 基礎研究会, 非磁性鋼調査研究部会編, “非磁性鋼における最近の進歩 (高 Mn 鋼, ステンレス鋼, 鉄基超合金)”, (1990) 日本鉄鋼協会。
- 2) 森 猛, 市川篤司, 土木学会論文集, **507**, 30 (1994)。
- 3) 西田新一, 服部信祐, 島田鉄也, 材料, **43**, 324 (1994)。
- 4) 秋田貢一, 児玉昭太郎, 齋藤哲朗, 三沢啓志, 材料, **46**, 732 (1997)。
- 5) 田中啓介 (代表), 「X 線フラクトグラフィによる事故破面解析手法の確立」, 昭和 62 年度科研費総合研究 (A) 研究成果報告書 (1988)。
- 6) 沼田 実, 鉄道線路, 11-11, 477 (1963)。
- 7) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 安川昇一, 日本機械学会論文集, **A-63**, 533 (1997)。
- 8) 太田昭彦, 前田芳夫, 小菅通雄, 町田 進, 吉成仁志, 溶接学会論文集, **7**, 391 (1989)。
- 9) 吉岡靖夫, B. Guimard, 非破壊検査, **35**, 524 (1986)。
- 10) 小田 明, 材料, **33**, 821 (1984)。
- 11) 幡中憲治, 藤満達朗, 日本機械学会論文集, **A-50**, 291 (1984)。
- 12) 例えば, 秋田貢一, 児玉昭太郎, 三沢啓志, 戸部省吾, 材料, **40**, 804 (1991)。
- 13) 例えば, 田中啓介, 畑中伸夫, 材料, **33**, 324 (1984)。