高温における SCM435 焼入れ焼もどし材の微小き裂発生 及び進展挙動に及ぼす繰返しひずみ時効の影響*

加藤 容三**, 長谷川典彦**, 望月 啓史***

Effect of Cyclic Strain Aging on Microcrack Nucleation and Propagation Behaviors of Cr-Mo Steel (SCM435) at Elevated Temperatures

Yōzō KATŌ, Norihiko HASEGAWA, and Hirofumi MOCHIZUKI

Quantitative observations have been made on the microcracks or small surface cracks in rotating bending fatigue tests of smooth specimens of a quenched and tempered Cr-Mo steel (SCM435) at temperatures up to 450°C. The total life reached a maximum value at about 350°C as a consequence of the inhibition of microcrack nucleation and the arrest of propagation due to cyclic strain aging. The length of microcrack nucleated was about 10 μm . In the crack length range of about 300 μm to 10 mm, the da/dN - ΔK relations held up to 450°C. With the propagation stage from 10 μm to 300 μm , the relations of the linear fracture mechanics as the above mentioned were not always applicable. The most contribution of cyclic strain aging was performed in the propagation stage up to 300 μm . The ratio of the number of cycles in this stage to the total life was about 85%.

Key Words: Fatigue, Low Alloy Steel, Quenched and Tempered, Strain Aging, Microcrack, Fatigue Strength, Crack Nucleation, Crack Propagation

1. 緒 言

炭素鋼について、高温疲労試験を行うと、疲労強度は繰返しひずみ時効により 300°C~400°C において、極大を示す^{(1)~(3)}。繰返しひずみ時効は、フェライトの強化機構であるから、従来、この種の研究ではほとんど炭素鋼焼なまし材が用いられている。自動車部品などの軽量化の要求から、普通の炭素鋼よりも高強度の低合金鋼の使用が広がりつつある。また、炭素鋼においても焼入れ焼もどし処理を施して使用する場合が多い。一方、過酷な運転のため、400°C~500°C の中高温中で運転される可能性も増えつつある。このような現状であるが、炭素鋼あるいは低合金鋼の焼入れ焼もどし材の中高温における疲労強度に関する研究は少ない。金沢ら⁽⁴⁾及び著者ら⁽⁵⁾の S45C 焼入れ焼もどし材に関する研究がある程度である。そこで、本報では SCM435 焼入れ焼もどし材について、室温から 450°C までの温度範囲において回転曲げ疲労試験を行い、平滑

材表面の微小き裂の発生及び進展挙動に注目し繰返しひずみ時効との関連のもとに、その疲労挙動を調べることにした。

2. 実験材料及び実験方法

使用材料は Cr-Mo 鋼・SCM435 で、その化学組成を表 1 に示す。素材を 870°C・30 分間保持・空冷の焼ならし、855°C・30 分間保持・油冷の焼入れ、600°C・1 時間保持・水冷の焼もどし処理後、図 1 の形状寸法に機械加工した。熱処理後の機械的性質を表 2 に示す。組織写真を図 2 に示す。組織はソルバイト組織で、フェライトのマトリックス中に細かく分散したセメンタイト粒子を含み、前オーステナイト粒経は約 11 μm であ

表 1 材料の化学組成 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.37	0.26	0.74	0.022	0.020	1.07	0.18

表 2 材料の機械的性質

0.2% Proof stress $\sigma_{0.2}$ MPa	Tensile strength σ_B MPa	Fracture strength of final area σ_T MPa	Elongation ϕ %	Reduction of area ψ %
890	999	1831	15	67

* 昭和 59 年 11 月 30 日 第 929 回講演会において講演、原稿受付 昭和 59 年 4 月 27 日。

** 正員、岐阜大学工学部 (〒501-11 岐阜市柳戸 1-1)。

*** 准員、トヨタ自動車(株) (〒471 豊田市トヨタ町 1)。

る。なお、一部試験片にはき裂の発生源として、直径 0.3mm、深さ 0.2mm のドリル穴を付した。最終的に試験部表面層を約 $10\mu\text{m}$ 電解研摩している。疲労試験には、容量 $98\text{ N}\cdot\text{m}$ ($10\text{ kgf}\cdot\text{m}$)、繰返し速度約 60 Hz の高温用小野式回転曲げ試験機を用いた。試験温度としては、著者らの S45C 焼入れ焼もどし材の結果⁽⁵⁾ 参照して、室温、 200°C 、 350°C 及び 450°C の 4 種類を選びいずれも大気中で試験を実施した。

3. 実験結果及び考察

3.1 $\sigma-N_f$ 曲線、 N_f-t 曲線及び σ_f-t 曲線 前述の 4 種類の温度における $\sigma-N_f$ 曲線を図 3 に示す。室温及び 200°C では $\sigma-N_f$ 曲線が鋭い折れ曲がりを示し、疲労限度の存在を示唆している。しかし、 350°C 及び 450°C では、このような鋭い折れ曲がり認められない。この傾向は S45C 焼入れ焼もどし材の結果⁽⁵⁾ と一致する。室温及び 200°C では、6 本の試験片を用

図 1 試験片の形状寸法

図 2 材料の組織写真

図 3 各温度の $\sigma-N_f$ 曲線

い Staircase 法⁽⁶⁾ により疲労限度 σ_{w0} を決定した。室温及び 200°C の σ_{w0} はそれぞれ 540 及び 435 MPa である。

次に、図 3 の実験点から決定される $\sigma-N_f$ 曲線の回帰式⁽⁶⁾ を用い、種々の応力レベルにおける破壊寿命 N_f の値と、種々の繰返し数における疲労強度 σ_f の値を求めた。これらを温度 t に対してプロットしたのが図 4 及び図 5 である。図 4 の 500 MPa の N_f-t 曲線において室温の N_f は 10^7 回として表示した。さらに、室温及び 200°C の 10^7 及び 3×10^7 回における σ_f-t 曲線の σ_f としては疲労限度 σ_{w0} の値が示してある。図より、全応力範囲における破断寿命 N_f 及び全繰返し数範囲における疲労強度 σ_f は、 350°C 付近で極大を示す。同様な結果は S45C 焼入れ焼もどし材についても得られている。しかし、疲労限度に相当する 10^7 回の σ_f は 350°C 付近で極大を示すとは言うものの室温の σ_{w0} の約 93% 程度の値となっている。

図 4 N_f-t 曲線

図 5 σ_f-t 曲線

3.2 微小き裂発生繰返し数に及ぼす繰返しひずみ時効の影響 室温, 200℃ 及び 350℃ において, 微小き裂の発生繰返し数 N_c を求めた. 試験片全表面 (約 126 mm²) において結晶粒オーダ (前オーステナイト粒径約 11 μ m) のき裂が数個検出される場合をき裂発生繰返し数 N_c とした. 具体的には以下の手順で N_c を決定した. まず, 室温では, 各応力レベルごとに試験を中断し, き裂の発生の有無を調べた. 次に, 200℃ 及び 350℃ では観察の際の運転休止が試験結果に影響を及ぼす恐れがあるから 2 ~ 5 本の試験片を用いて, き裂の発生の有無を調べた. 室温, 200℃ 及び 350℃ の σ - N_c 曲線を図 6 ~ 8 に示す. ○印及び●印は, それぞれき裂が検出されなかった実験点及び検出されたそれを示し, 両者の間を通る曲線を片対数グラフ上で回帰することにより σ - N_c 曲線を求めた. 図には図 3 の σ - N_f 曲線 (●印) を再記した. なお, 450℃ では, 酸化膜のため N_c の検出は困難であった. 図 6 ~ 8 より, 種々の応力レベルにおけるき裂発生繰返し数比 N_c/N_f を求め表 3 に示す. N_c/N_f 値は室温及び

200℃ では応力レベルに無関係にそれぞれ約 6~7% 及び約 2~3% 程度となる. 一方, 極大温度の 350℃ では, S10C 焼なまし材⁽⁷⁾の極大温度 375℃ のように他の温度に比較して著しく低下するような現象は認められず, 室温と同程度かむしろ大きい値 (約 1~22%) となっている. また, 350℃ では応力レベルが低くなるほど N_c/N_f 値は小さくなる. すなわち, 350℃ では応力が低くなるほど, 疲労寿命のうちき裂進展に費やされる繰返し数が増加する.

図 9 に, 図 6 ~ 8 の σ - N_c 曲線のみを示す. ひずみ時効の寄与の無い脱炭材の場合には温度の上昇とともに疲労寿命は漸減し極大は現れない⁽⁸⁾⁽⁹⁾. き裂発生繰返し数 N_c もひずみ時効の寄与がなければ, 温度の上昇とともに漸減するはずである. しかし, 350℃ の N_c は応力レベルに関係なく, 200℃ のそれに比べ大きくになっている. 350℃ の N_c の上昇率を求めるには, ひず

表 3 各温度の N_c/N_f

	Stress MPa				
	450	500	550	600	650
Room temp.	—	—	0.062	0.058	0.053
200℃	0.034	0.032	0.028	0.027	0.025
350℃	0.010	0.022	0.050	0.109	0.223

図 6 σ - N_f 及び σ - N_c 曲線 (室温) 図 8 σ - N_f 及び σ - N_c 曲線 (350℃) 図 7 σ - N_f 及び σ - N_c 曲線 (200℃) 図 9 各温度の σ - N_c 曲線

み時効の寄与のない場合の N_c の値を知る必要があるが、その値が不明であるから、ここでは、疲労寿命が極小となる 200℃ の N_c の値を規準とする。350℃ の N_c は 200℃ のその 6 倍～16 倍となる。すなわち、ひずみ時効の寄与のない場合の N_c は 200℃ のそれよりも小さくなるわけであるから、350℃ ではひずみ時効により N_c が 6 倍～16 倍以上、上昇することになる。

3.3 き裂進展速度に及ぼす繰返しひずみ時効の影響 各温度における表面き裂の進展挙動を 4 種類の応力レベルにおいて調べた。観察には平滑材のほか前述の小穴材を用いた。図 10 は平滑及び小穴両材の $dl/dN-\Delta K$ の関係である。 ΔK としては、Grand ら⁽¹⁰⁾ の結果を参照し $\Delta K = 0.49\sigma\sqrt{\pi l/2}$ を用いた。図において、平滑材及び小穴材の両者の間のき裂進展速度の差異及び応力依存性は認められない。図は省略するが、これらの傾向は 200℃、350℃ 及び 450℃ においても同様に認められたから、以後、実験点の表示に際しては、応力及び試験片の区別をせずに単一のシンボルで表し、き裂進展速度に及ぼす繰返しひずみ時効の影響を

評価することにする。図 11 は室温及び 350℃ の $dl/dN-\Delta K$ 関係である。350℃ のき裂進展速度は室温のそれよりも高速側に位置する。図 12 は 200℃ 及び 450℃ の $dl/dN-\Delta K$ 関係である。温度の上昇に伴い縦弾性係数 E が減少する⁽¹¹⁾ から、 $\Delta K/E$ でき裂進展速度を整理した。ただし、 E の値は表 4 に示してある。室温及び 350℃ の結果を図 13 に示す。 $\Delta K/E$ で整理すると 350℃ の dl/dN は室温のそれに近づくようである。図は省略するが 200℃ 及び 450℃ においても同様

図 10 室温の $dl/dN-\Delta K$ 関係 図 11 室温及び 350℃ の $dl/dN-\Delta K$ 関係 図 12 200℃ 及び 450℃ の $dl/dN-\Delta K$ 関係 図 13 室温及び 350℃ の $dl/dN-\Delta K/E$ 関係 (a) $dl/dN-\Delta K$ 関係 (b) $dl/dN-\Delta K/E$ 関係図 14 $dl/dN-\Delta K$ 及び $dl/dN-\Delta K/E$ 関係

に求めた、き裂進展速度の温度依存性を検討するため、 $dl/dN-\Delta K$ 関係及び $dl/dN-\Delta K/E$ 関係の曲線のみをそれぞれ図 14 (a) 及び (b) に示す。 ΔK で整理した場合、 dl/dN には明確な温度依存性が認められる。 dl/dN は温度の上昇とともに高速側に移行する傾向があるが、350℃ の dl/dN は 200℃ のそれとほぼ等しい。 ひずみ時効が寄与しなければ、350℃ の dl/dN は 200℃ と 450℃ の間に位置するはずであるが、ほぼ等しい dl/dN を示したわけである。 さらに、 $\Delta K/E$ で整理した場合、温度依存性は小さくなるが、350℃ の dl/dN が 200℃ のそれよりも低速側にある。 これらの結果は、繰返しひずみ時効が dl/dN の低下に寄与することを示唆している。 実験結果を $dl/dN=C\Delta K^m$ または、 $dl/dN=C_1(\Delta K/E)^m$ で整理し、決定した C 、 m 及び C_1 の値を表 4 に示す。 m は温度に無関係に 2.42 として整理できるから、 dl/dN の温度依存性は C 及び C_1 の値に注目すればよいことになる。 すなわち、同じ ΔK 、 $\Delta K/E$ の負荷のもとで、 dl/dN は C 、 C_1 に比例するから、これらの逆数 $1/C$ 、 $1/C_1$ はき裂進展抵抗を表す尺度となる。 $1/C$ 及び $1/C_1$ と温度 t との関係を図 15 に示す。 き裂進展抵抗に対するひずみ時効の寄与の程度を評価するためには、比較の規準として、ひずみ時効の寄与のない場合の進展抵抗を知る必要がある。 ここでは、それが不明であるから、この値を次のように推定した。 前述のようにき裂進展抵抗もひずみ時効の寄与がなければ、温度の上昇とともに漸減するはずである。 そこで、図中の破線で示したように、ひずみ時効の寄与の小さい 200℃ 及び極大を過ぎて強度低下の著しい 450℃ を結ぶ曲線をひずみ時効の寄与の無いときの $1/C$ 及び $1/C_1$ の値を表すものとした。 これより、350℃ において、ひずみ時効による進展抵抗の増加率を求めると $1/C$ 及び $1/C_1$ に対して、それぞれ

表 4 各温度の C 、 C_1 、 E 及び m の値

	m	C $\times 10^{-7}$	$E^{(1)}$ GPa	C_1 $\times 10^6$
Room temp.	2.42	1.68	207	1.23
200℃		2.52	195	1.60
350℃		2.53	184	1.39
450℃		4.13	174	2.25

$$dl/dN = C \Delta K^m, \quad dl/dN = C_1 (\Delta K/E)^m$$

ΔK ; MPa $\sqrt{m}$ 、 dl/dN ; mm/cycle

表 5 各温度の N_c 、 N_f 、 N_p 、 N_p' 及び N_{fd} の値 (550 MPa)

	N_c	N_f	N_p	N_p'	N_{fd}	N_p/N_f	N_{fd}/N_f
Room temp.	3.5×10^4	5.6×10^5	5.3×10^5	6.2×10^4	5.20×10^4	0.94	0.09
200℃	2.3×10^5	8.0×10^4	7.7×10^4	4.1×10^4	4.32×10^4	0.97	0.54
350℃	2.3×10^4	4.5×10^5	4.3×10^5	4.1×10^4	4.02×10^4	0.95	0.09
450℃	—	1.6×10^5	—	2.2×10^4	1.81×10^4	—	0.12

ここで、 $N_p = N_f - N_c$ 、 N_p' : $dl/dN = C\Delta K^m$ より計算、 N_{fd} : 小穴材の寿命

約 63% 及び約 54% となる。

次に、 $dl/dN = C\Delta K^m$ より、応力 $\sigma = 550$ MPa、小穴材の直径に相当する $l = 0.3$ mm からほぼ最終破断直前のき裂長さ $l = 10$ mm までに要する進展繰返し数 N_p' を計算した。 その結果を表 5 に示す。 表には、図 6 ~ 8 より求めた結晶粒オーダ (約 11 μ m) の微小き裂発生繰返し数 N_c 、破断寿命 N_f 、進展繰返し数 $N_p = N_f - N_c$ 及び 0.3 mm 小穴材の破断寿命 N_{fd} の実測値も併記してある。 小穴材の N_{fd} は 2 本の試験片の平均である。 N_p' は N_{fd} とほぼ等しい値を示しており、平滑材及び小穴材を区別せずに示した $dl/dN-\Delta K$ 関係より求めた N_p' は、0.3 mm 小穴材の破断寿命 N_{fd} にほぼ等しい。 平滑材のき裂進展繰返し数比 N_p/N_f は約 95% 程度、また、 N_{fd}/N_f は 200℃ を除き 9~12% 程度である。 すなわち、平滑材の疲労寿命の 70~80% は、発生した結晶粒オーダのき裂が 0.3 mm 程度まで成長するのに費やされる。 前述の N_f-l 曲線における、ひずみ時効に基づく N_f の極大は、組織の影響を顕著に受ける微小き裂の成長過程において、ひずみ時効がき裂進展抵抗を増加させることによると考えられる。

図 16 は表面き裂の発生状況である。 $N/N_f = 20\%$ では、写真では判断しにくい、結晶粒オーダのき裂が認められるだけで、 $N/N_f = 95\%$ で 130 μ m となり 98% では約 2 mm と急激に成長している。 図 17 は別のき裂の断面写真であるが、繰返し数比約 34% でも、

図 15 $1/C$ 及び $1/C_1$ と温度 t との関係

図 16 表面き裂の発生状況 (350℃・600MPa)

図のように、深さ方向で、わずか $5\mu\text{m}$ 程度のき裂が観察されるのみである。この観察結果からも分かるように高温において平滑材の表面き裂は結晶粒オーダのき裂が $0.1\sim 0.3\text{mm}$ 程度のき裂長さまで、徐々に成長し、その後、図 16(c) で示すように小数回で急激に成長している。すなわち、前述の $dl/dN-\Delta K$ 関係の成立する範囲は一般に N_f の数%~10数%に相当するのみである。なお、図の例では 2~3% にすぎない。組織の影響の著しい、微小き裂発生から 5~6 結晶粒程度までのき裂進展に関する詳細な観察が必要であるが、今後の課題である。

高温酸化物によるき裂進展速度の低下も考慮しなければならないが、350℃の酸化膜の厚さは 450℃のその 1/4 程度に過ぎない。酸化の最も著しい 450℃の dl/dN が $\Delta K/E$ で整理した結果においても、最も高速側であることから、本報の場合は酸化膜の寄与は小さいと考えられる。

4. 結 言

SCM435 焼入れ焼もどし材を用いて微小き裂の発

図 17 き裂の断面写真
(350℃・550MPa, $N/N_f=43\%$)

生及び進展の両挙動に注目し疲労強度に及ぼすひずみ時効の影響を調べたところ以下の結論を得た。

(1) 全応力範囲における疲労寿命及び全繰返し数範囲における疲労強度は 350℃ 付近で極大を示す。

(2) 350℃ のき裂発生繰返し数 N_c はすべての応力レベルにおいて繰返しひずみ時効によりひずみ時効の寄与のない場合に比べ 6~16 倍以上上昇する。

(3) 350℃ のき裂進展速度は ΔK を E で規準化してもなお、200℃ のそれよりも低速側であり繰返しひずみ時効はき裂進展速度の低下に寄与する。繰返しひずみ時効によるき裂進展抵抗の増加率は約 50~60% である。

(4) 平滑材の疲労寿命の 70~80% は発生した結晶粒オーダの微小き裂が 0.3mm 程度まで成長するのに費やされ、繰返しひずみ時効はその成長過程で進展を阻止するのに有効である。

終わりに、この研究を行うにあたり、実験に協力された当時岐阜大学工学部の学生の島崎正巳、日比野誠の両君に感謝の意を表する。

文 献

- (1) 加藤、広瀬、日本材料強度学会誌、5-1 (昭 45), 11.
- (2) 長谷川・ほか 2 名、機論、43-370 (昭 52), 1995.
- (3) 長谷川・ほか 2 名、材料、30-328 (昭 56), 2.
- (4) 金沢・ほか 4 名、材料、30-332 (昭 56), 454.
- (5) 加藤・ほか 3 名、材料学会第 31 期講演会前刷集、(昭 57-5) 282.
- (6) 日本機械学会、日本機械学会基準 (JSME S 002), (昭 56).
- (7) 長谷川・ほか 2 名、機論、50-456, A (昭 59), 1461.
- (8) Levy, J.C. and Sinclair, G.M., *Proc. ASTM*, 55 (1955), 866.
- (9) Forrest, P.G., *J. Iron and Steel Inst.*, 200-6 (1962), 452.
- (10) Grand, A.F. Jr., and Sinclair, G.M., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 513 (1971) 37.
- (11) 日本機械学会、金属材料の弾性係数、(昭 55), 76.

討 論

〔質問〕 小林 英 男〔東京工業大学〕
別報(付 1)と併せてご教示願いたい。別報の 1165 ペ

ージ左欄下 6~3 行めおよび右欄上 7 行め~1166 ページ左欄上 2 行めの記述 (繰返しひずみ時効が K_{op} の上

昇に寄与する) から、本報の図 15 のき裂進展抵抗 $1/C_1$ の温度依存性は、繰返しひずみ時効による K_{op} の変化に起因していると解釈してよろしいか。そうならば、 K_{op}/K_{max} は一般的に温度上昇に伴い低下し、350°C 近傍でのみ上昇することになるが、お考えをお聞かせ願いたい。

〔回答〕 SCM 435 材の中高温におけるき裂開閉口挙動は観察していないが、著者らの S 10 C 鋼における別の研究(付2)によれば、 K_{op}/K_{max} は、200°C では室温に比べて低下するのに対して ΔK_{th} が極大となる 375°C では逆に室温よりも高くなる。本報の材料は焼入れ焼もどし材であるから焼なまし材に比べてひずみ時効の寄与は相対的に小さいと考えられるが、S 10 C の結果から、SCM 435 材についても K_{op}/K_{max} は 350°C で高くなるのではないかと考えている。焼入れ焼もどし材の中高温におけるき裂開閉口挙動については今後の研究課題としたいと考えている。

〔質問〕 西 田 新 一 (新日本製鉄(株))

中高温における調質低合金鋼の疲労き裂発生および伝ば特性に及ぼす繰返しひずみ時効の影響結果を興味深く拝見しております。

(1) 各温度の疲労限における停留き裂は観察しておられるか。

(2) 350°C 付近で、き裂進展抵抗に及ぼす影響のほとんどはひずみ時効と判断しておられる根拠をもう少し詳細にご説明いただきたい。

(3) (2)の現象はたとえば図3「疲労強度線図のこう配が室温に比べ異なっていること」などに現れていると解釈してよろしいのか。

〔回答〕 (1) 図3の σ - N 曲線でわかるように、室温および 200°C では疲労限度が存在し、350°C および 450°C では 10^8 回程度繰返しても疲労限度を示唆する折れ点は存在しない。室温および 200°C では、 10^7 回後 10 μ m 程度のき裂を確認している。350°C および 450°C では図3および図8で示すように、400 MPa 付近までき裂は停留しないようである。

(2) き裂進展挙動に影響を及ぼす因子としては、

付表 1 残留応力の値

Temperature	Stress MPa	Number of cycles	Residual stress σ_r MPa
Room Temp.	470	10 ⁷	-147
200°C	300		-189
350°C	430		-116
450°C	400		- 91
Before testing			-170

ひずみ時効のほか、熱処理にもとづく残留応力、硬さ上昇などが考えられる。紙数の関係で割愛したが、熱処理後および 10^7 回繰返し後の残留応力および硬さ変化を調べている。負荷前 -170 MPa の圧縮残留応力が繰返しにより 20~50 MPa 程度減少している(付表1)。350°C の値は 200°C のそれよりも小さな値となっており、この圧縮の残留応力がき裂進展抵抗に寄与しているとは考えにくい。繰返しによる硬さ変化は 350°C で $\Delta H_v=4$ 程度(素材: $H_v=320$)と小さく、硬さの上昇もき裂進展抵抗の上昇に寄与していないと考えられる。また、本文でも述べたように酸化膜の寄与も少ないと考えられることから、繰返しひずみ時効の寄与によって進展抵抗が上昇したと考えた。

また、図15で示した $1/C$, $1/C_1$ の温度依存性が成立する表面き裂長さは 0.3~7 mm であり、寿命のたかだか 10 数%にすぎない。本報では明確にできなかったが、結晶粒オーダのき裂が数個の結晶粒程度に成長する間の微視組織の影響が顕著な範囲で繰返しひずみ時効はその進展の阻止に有効であろうと考えている。

(3) σ - N_c 曲線の傾きが温度に関係なくほぼ等しいのに対して σ - N_f 曲線の 350°C の傾きは室温および 200°C のそれに比べてゆるやかになっている。また、表3の N_c/N_f についても、350°C にのみ応力依存性が存在している。この原因として、低応力ほど、繰返しひずみ時効が微小き裂の進展繰返し数の増加に寄与していると考えている。

(付1) 加藤・ほか2名, 本論文集 1161 ページ。

(付2) 加藤・長谷川, 材料学会第17回疲労シンポジウム前刷集, (昭59-11), 198。