

## 深絞り性の優れた熱延鋼板の製造法と疲労強度に関する研究

薬師寺, 輝敏

<https://doi.org/10.11501/3080208>

---

出版情報：九州大学, 1994, 博士（工学）, 論文博士  
バージョン：  
権利関係：

## 第7章 炭素鋼焼なまし材の疲労強度に 及ぼす表面加工層の影響

### 7.1 緒言

疲労き裂は、多くの場合部材の表面を起点として発生するので、表面の加工層は疲労強度に対してとくに大きな影響をおよぼすことは良く知られている。したがって、材料の疲労強度を評価する場合、試験片表面状態や表面近くの加工層が疲労強度を大きく左右することになる。このことに関しては古くから研究が行われているが<sup>1)</sup>、十分に解明されているとは言えない。高r値熱延鋼板、およびその素材であるIF鋼の疲労特性を検討する過程（本論4章～6章）で試験片を製作する際、その加工方法が疲労強度にどの様に影響を及ぼすのかを検討することは重要である。また、6章において、き裂とすべり帯を判別する方法として、疲労試験途中で表面にバフ研磨を施しているが、このバフ研磨の影響についても検討する必要がある。一方、実際の製品においては疲労強度向上のために、積極的に表面の加工層を利用している例も少なくない。しかしそれらの多くは、製品の形がほぼ出来上がった後に、更に加工を加えることによるものでありコストアップは免れない。本章のもう一つの目的は、製品製作上必要不可欠な加工そのもの（ここでは旋削加工）に注目し、加工条件と疲労強度の関係を明らかにして製品の疲労強度向上に寄与する可能性を検討することである。今日の旋削加工は計算機制御の自動旋盤が多く用いられており、したがって旋削条件は手作業で行われていた時よりも厳密にしかも幅広く設定することが可能である。通常旋削条件の設定には製品の精度、作業効率、工具寿命等が考慮されているが、製品の疲労強度についての配慮はなされていない。これは製品加工後に熱処理を行う場合、このことに依って加工層が解消されることを背景としている。しかし全ての場合においてそうであるとは限らない。また、行程の簡略化の観点から加工後の熱処理は省略される傾向にあり、より高性能な工具が開発されることでその傾向が増すことが考えられる。特にこのような場合、旋削条件の設定に疲労強度向上についての考慮も必要になると考えられる。旋削条件を決定する上で、製品の精度向上のため加工後の変形と関係する残留応力についての研究は幾つか行われているが<sup>2)~5)</sup>、旋削の条件と疲労強度の関係について詳しく検討している例は少ない<sup>6)</sup>。

本章では、S20C焼なまし材において、サーメットチップを用いて比較的高速で旋削した試験片および低速仕上用形バイトを用いて仕上げた試験片について回転曲げ疲労試験を行い、旋削条件と疲労強度の関係について検討した。また疲労限度におよぼすバフ研磨の影響についても併せて検討した。



## 7. 2 使用材料, 試験片および実験方法

使用材料はS20C圧延丸棒（直径22mm, 長さ5m）である。表7.1に化学成分を示す。この素材に880°C, 1時間の完全焼なましを行ってから試験片を製作した。

表7.2に熱処理後の機械的性質を示す。熱処理後の平均結晶粒径は, 約25 $\mu$ mである。実験には小野式小型回転曲げ疲労試験機（容量15N $\cdot$ m, 回転数3000rpm）を使用した。

試験片の形状と製作行程を図7.1に示す。加工の条件は以下の通りである。すなわち, 前加工として試験部直径を5.6mmにした後, 加工法1として小型CNC旋盤(PNC-10L)を使用して, ナイトライド系サーメットのスロ-アウェイチップ<sup>®</sup>（三菱金属, NX99, DCM T070202）を用い, 切込み量 0.1mm, 1回転につき0.03mmの送りで円弧切削を行った。切削速度は38m/minとし, 合計3回の円弧切削で試験部の最小直径を5.0mmにした。切削油等は使用していない。加工法2として, 低速仕上用形バイト（R100）を用いて少しずつ切込み, 最小直径が5.0mmになるように仕上げた。切削速度は1.25m/minとした。両加工法とも, 旋削後経時変化を無くする目的で, 150°Cで1時間の時効処理を行った。さらに, 表面の凹凸の影響を無くし, かつ表面観察を容易にするために時効処理後, アルミナ微粉を用いて表面を5 $\mu$ m程度バフ研磨して供試材とした。また比較材として加工層の影響の無い試験片についても実験を行った。すなわち, 旋削後エメリー紙で#1500まで仕上げた後, 更に真空中で600°C1時間応力除去焼なましを行った後に電解研磨によって試験片表面を20 $\mu$ m程度除去して実験に供した。電解研磨を行ったのは加工層を取り除き, かつ表面の観察を容易にするためである。また, 疲労強度に及ぼすバフ研磨の影響についても検討を行った<sup>7)</sup>。すなわち, 上記のように電解研磨した後表面を10 $\mu$ m程度バフ研磨して実験に供した。以下では上記4種類の過程で製作した試験片をそれぞれ加工法1材, 加工法2材, 電解研磨材, およびバフ研磨材と呼ぶ。疲労限度は5.0MPaの応力レベルで決定した。疲労過程の連続観察およびき裂長さの測定は, 所定の繰返し数ごとに試験機を止めて試験部分のレプリカを採取し, これに金を蒸着させたものについて光学顕微鏡にて行った。

表 7.1 化学成分 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
0.19	0.24	0.45	.012	.018	0.07	0.15	0.10

表 7.2 機械的性質

Lower yield stress $\sigma_{s1}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	True fracture stress $\sigma_T$ (MPa)	Reduction of area $\phi$ (%)
272	456	890	62.4



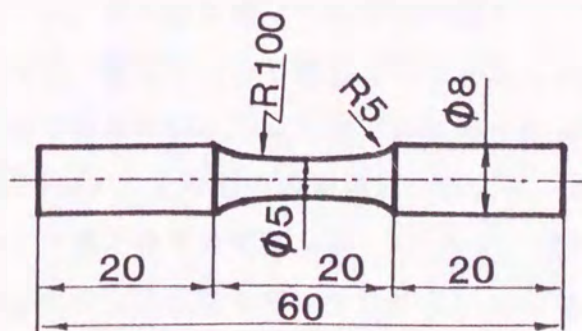
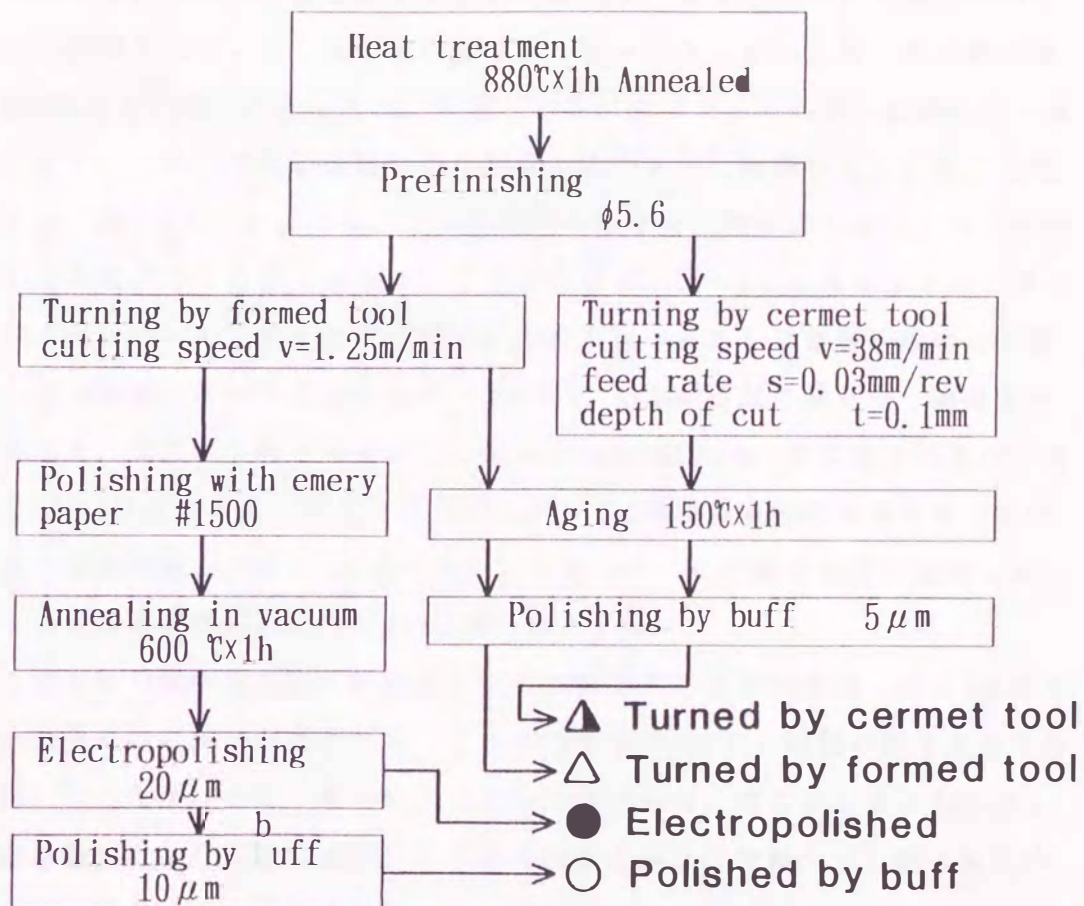


図 7.1 試験片形状と加工条件

- ▲ 加工法 1 材,    △ 加工法 2 材
- 電解研磨材,    ○ バフ研磨材

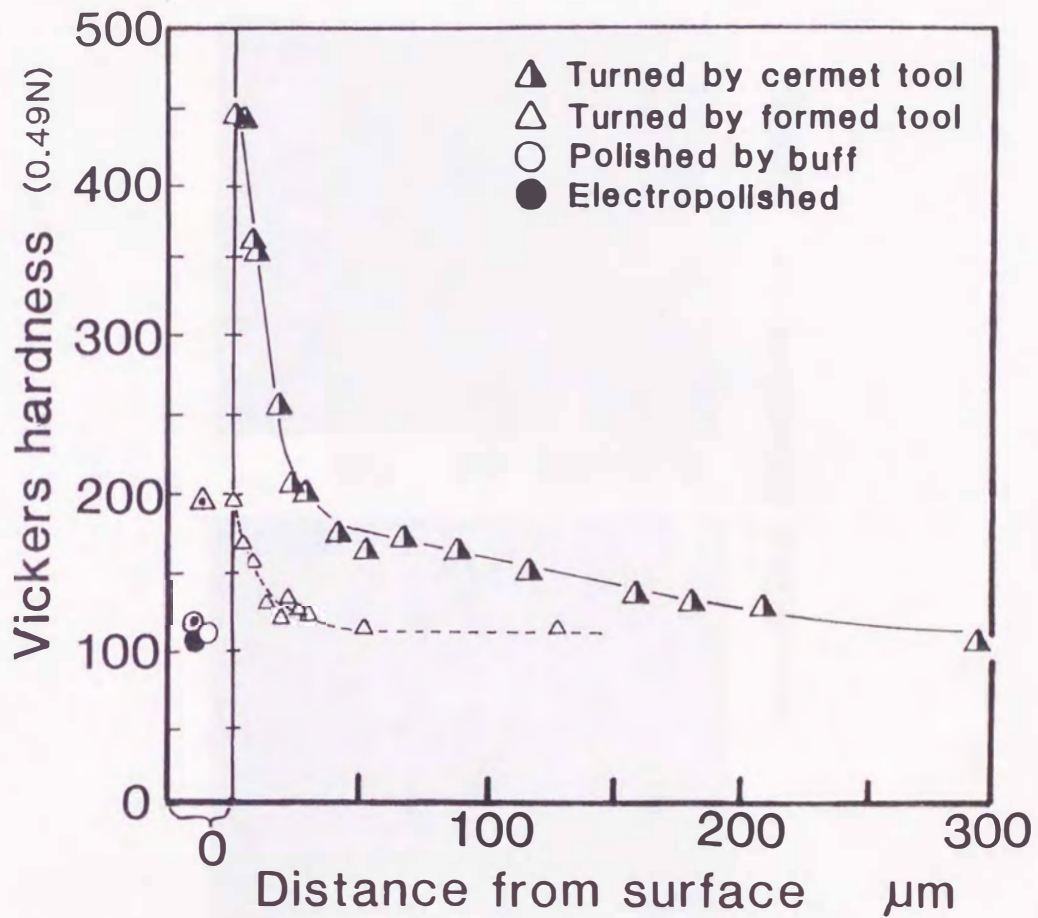
### 7. 3 実験結果および考察

#### 7. 3. 1 旋削後の表面加工層

図7.2に、各表面加工法について、微小ピッカース硬さ計（荷重0.49N）を用いてフェライト部分の硬さを測定した結果を示す。表面に何の加工も受けていない電解研磨材と比較すると加工法2材（形仕上バイト加工材）で表面の硬さが80%程度増加している。加工法1材（サーメットチップ加工材）では更に著しく300%以上の増加が見られた。また、バフ研磨によっても僅かに硬さの上昇が見られる。しかし電解研磨材に疲労限度の応力を $10^7$ 回繰り返した後の表面の硬さは、図7.2に示すように、バフ研磨材の硬さを上回ることから、バフ研磨の加工の程度は、それ程大きくないことが分かる。図7.2にはまた加工法1材と加工法2材について、深さ方向の硬さの分布を調べるために電解研磨で表面層を少しづつ除去しながら測定した硬さを示す。加工影響部の深さは、硬度上昇から見ると、加工法1材では表面からおよそ $100\sim 200\mu\text{m}$ 、加工法2材では非常に浅く $20\mu\text{m}$ 程度である。加工1の後に $600^\circ\text{C}$ で1時間の応力除去焼なましを行った後の表面の硬さを図7.2に併せて示しているが、この場合の硬さは焼なまししてもなお電解研磨材に比べて80%程度上昇している。

加工法1材の縦断面の加工組織を図7.3(a)に示す。表面から $20\sim 25\mu\text{m}$ 程度まで強い塑性流動の跡が観察される。これに真空中で $600^\circ\text{C}$ 1時間の焼なましを行おうと図7.3(b)のようになる。著しい加工を受けた部分は、焼なまし後に再結晶して微細な結晶粒になっている。この結晶粒微細化が原因で焼なまし後も表面の硬さは元に戻らないと考えられる。加工の程度と加工硬化の関係を調査するために、供試材を用いてねじり試験を行った。直径 $7.3\text{mm}$ の丸棒を破断するまでねじり、破面から少し離れた所で切断して、その横断面の硬さを測定した。なお硬さ測定の前に、切断加工の影響を除去するため、表面を電解研磨した後、更に、 $150^\circ\text{C}$ 、1時間の時効処理を行っている。以上のようにして得られたせん断ひずみ量と硬さの関係を図7.4に示す。図中のせん断ひずみ量は比捩れ角と試験片中心からの距離を用いて計算したものである。この材料がせん断で破断するときのひずみは $1.5\sim 2.0$ で、その時の硬さは $320\text{HV}$ であった。このことと図7.2から分かるように、加工法1材の表面はこれよりも更に厳しい塑性ひずみを受けていることになる。加工法1材における残留応力の調査結果を表7.3に示す。これから表面近傍で軸方向に大きな圧縮の残留応力が発生していること、および圧縮の残留応力は深さ方向に減少する傾向にあることが分かる。





Micro-vickers hardness profile.

- △ Turned by cermet tool (annealed at 600°C×1h)
- Polished by buff
- Electropolished (tested at  $\sigma_a=235\text{MPa}$ ,  $N=10^7$ )

図 7.2 試験片表面から深さ方向の硬さの変化





(a) as turned



(b) annealed  
(600°Cx 1h)

← Axial direction → 25μm

図 7.3 加工層の金属顕微鏡組織  
(サ-メットチップによる旋削)

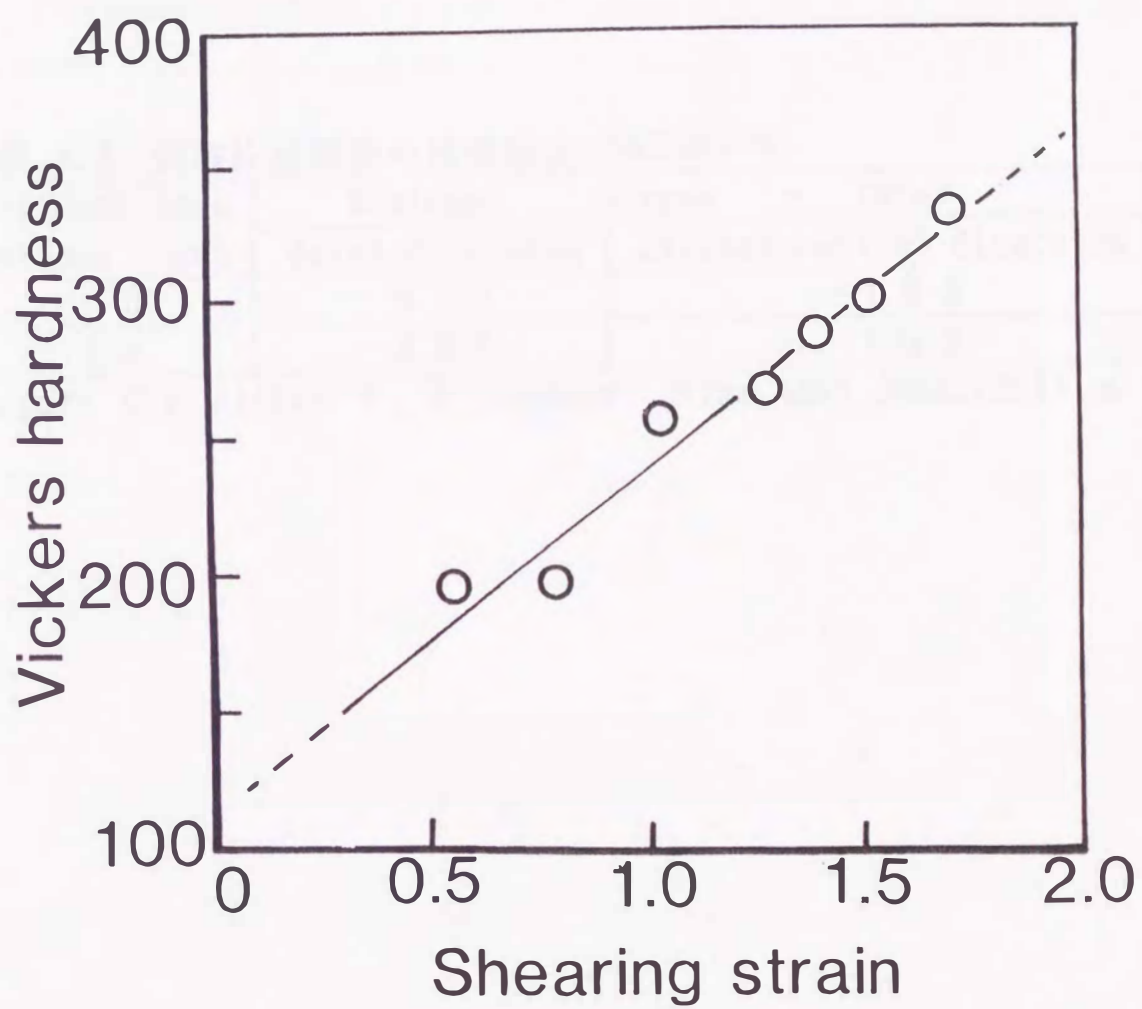


図 7.4 せん断ひずみ量と加工硬化の関係



表 7.3 試験片旋削後の残留応力 (加工法1材)

Distance from surface ( $\mu\text{m}$ )	Residual stress $\sigma$ (MPa)	
	Axial direction	Circumferential direction
3	-521	-164
15	-268	-108

Target: Cr, Filter: V, Collimator:  $\phi 2\text{mm}$ , 40KV, 20mA, (211)  $\alpha$

### 7. 3. 2 S - N 曲線

図7.5に加工法1材および加工法2材のS-N曲線を電解研磨材およびバフ研磨材と同時に示す。電解研磨材の疲労限度は235 MPaである。これに比べ、電解研磨材にバフ研磨を施した場合、疲労限度はおよそ2%上昇しているが、バフ研磨の影響はどの応力レベルのもとでも、僅かである。加工法2材の場合も疲労限度の上昇はおよそ4%で電解研磨材とそれほど差が無いが、疲労限度に近いところの寿命は電解研磨材よりも長くなる傾向にある。一方、加工法1材では疲労限度の上昇が著しい(電解研磨材に比べて、34%上昇している)。





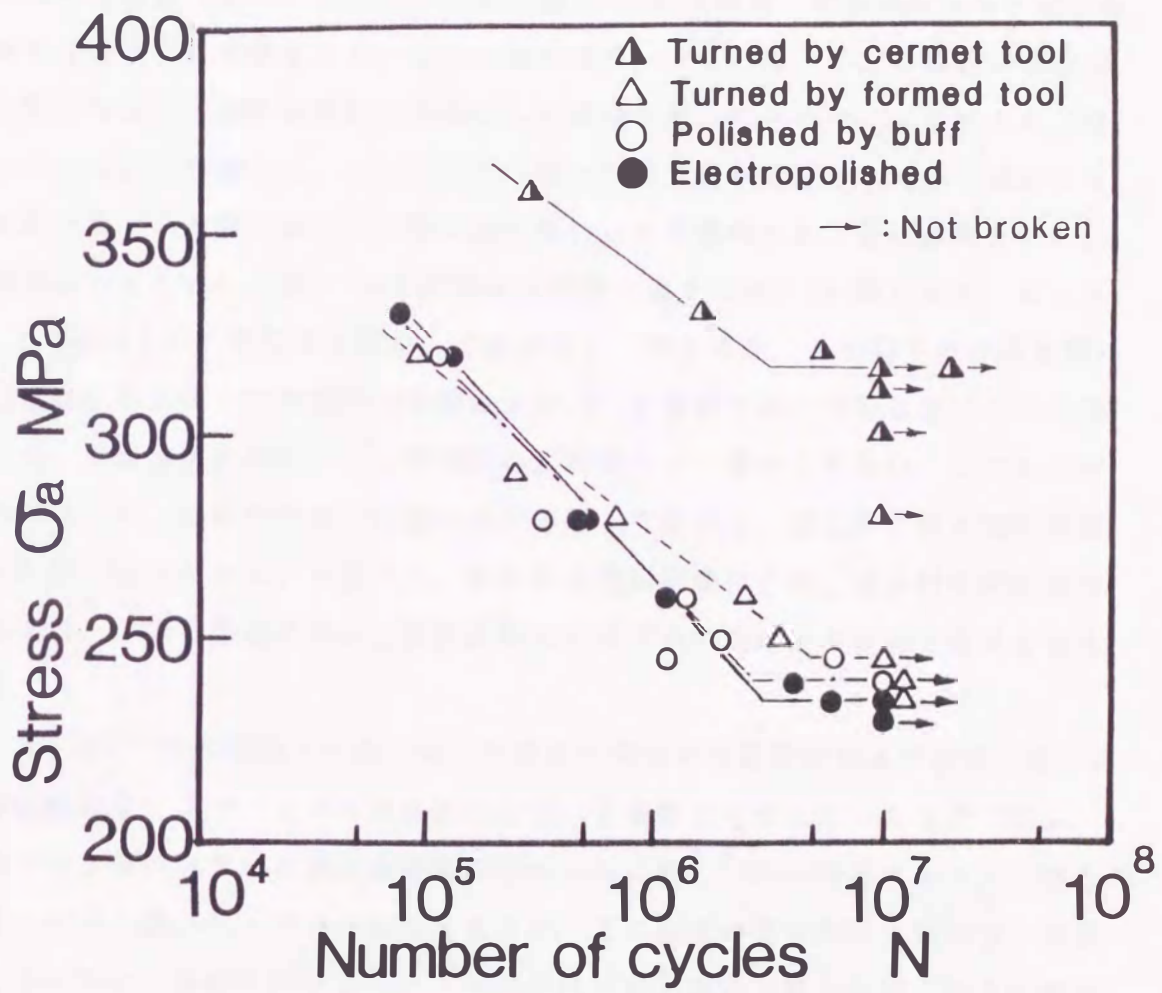


图 7.5 S-N 曲线

### 7. 3. 3 き裂発生と伝ば挙動について

図7.6に繰返し応力が260MPaの時の各試験片のき裂伝ば曲線を示す。電解研磨材よりもバフ研磨材は僅かに破断寿命が長い。一方、加工法2材（形仕上バイト加工材）は電解研磨材のおよそ2.2倍の破断寿命を示している。き裂発生寿命に大きな差が見られることがその原因である。そこで、図7.6の横軸を破断までの残りの寿命（ $N_f - N$ ）に書き換えると図7.7の様になる。寿命の異なる3本の曲線もこのように整理すると、良い一致を見る。すなわち、応力の繰返しを始めた時ではなく、破断の時点を基準にして寿命を遡って見ると、三者がよく一致していることが言える。このことは、明らかなき裂が確認されてから破断に至るまでのき裂伝ばは、三者に差が無いことを意味する。更に微視き裂の伝ばを比べるために、図7.7のき裂長さを対数に直すと図7.8の様になる。およそ0.1mm以上のき裂伝ば挙動は、三者がよく一致するが、それ以下の微視き裂の伝ばは、加工法2材が電解研磨材およびバフ研磨材に比べて特に遅いことが分かる。なお電解研磨材とバフ研磨材の差はほとんど認められない。これから分かるように、比較的大きなき裂の伝ばに限って見ると、加工法2材と電解研磨材の差はほとんどないと言える。すなわち電解研磨材と加工法2材の破断寿命の差は、き裂発生寿命および微視き裂の伝ば寿命の差によるものであると言える。

図7.9に三種の試験片に同一応力を繰返す場合のき裂発生および伝ば過程の連続観察結果を示す。これらのき裂はいずれも破断の起点となったものである。加工法2材の場合バフ研磨量が僅かであるので図7.9(c)の写真のように円周方向にバイト傷が残っている場合もあるが、この程度の傷は通常き裂発生の起点とならない。電解研磨材およびバフ研磨材は応力繰返し数40万回～50万回程度でき裂が確認されるが、加工法2材では、き裂発生までにその倍程度の応力繰返しを要している。さらにき裂発生直後の微視き裂の伝ばは他に比べて遅い。それぞれ図に示される繰返しの範囲を過ぎると三者とも50万回から遅くとも65万回で破断に至っている。



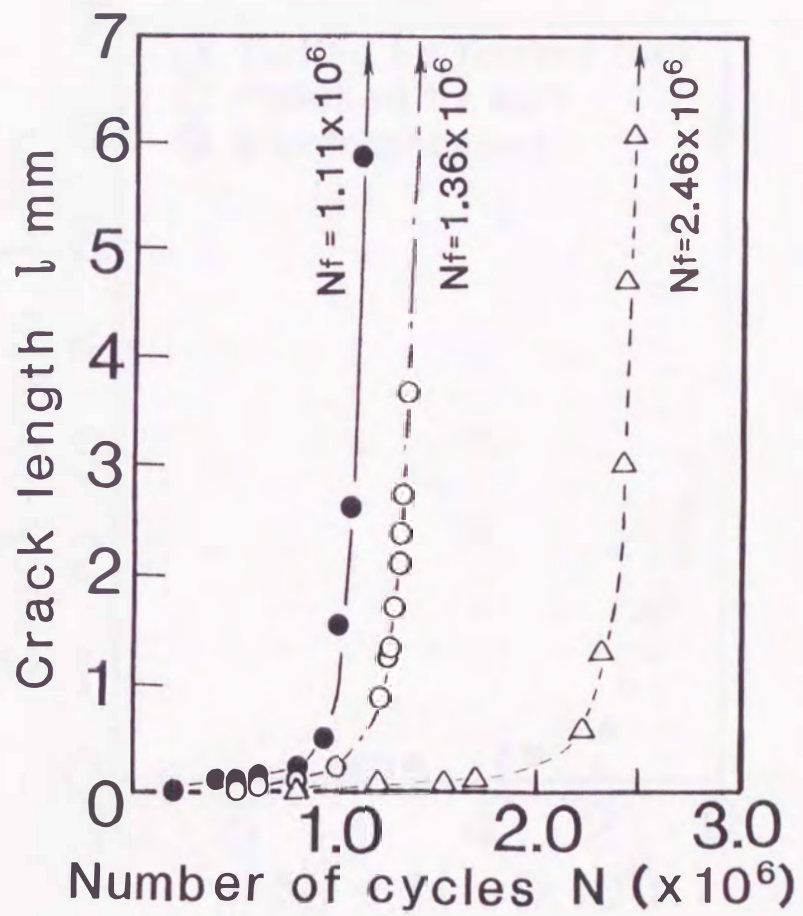


図 7.6 き裂伝ば曲線 ( $\sigma_a=260\text{MPa}$ )

- 電解研磨材 ○ バフ研磨材
- △ 加工法 2 材

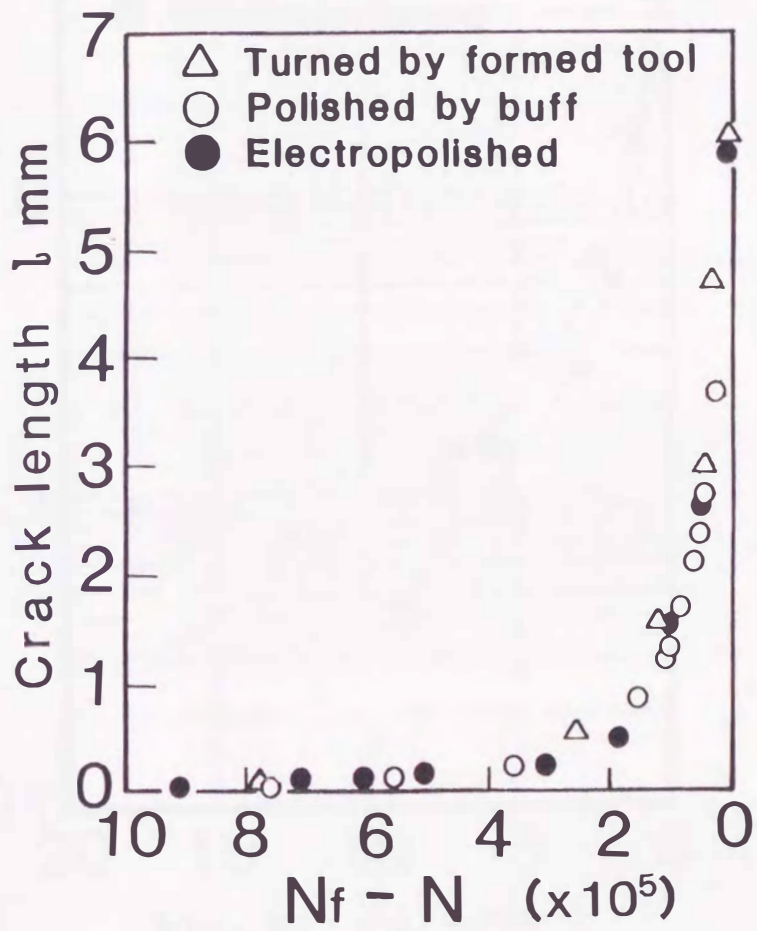


図 7.7 残り寿命 ( $N_f - N$ ) ととき裂長さの関係  
( $\sigma_a = 260 \text{MPa}$ )



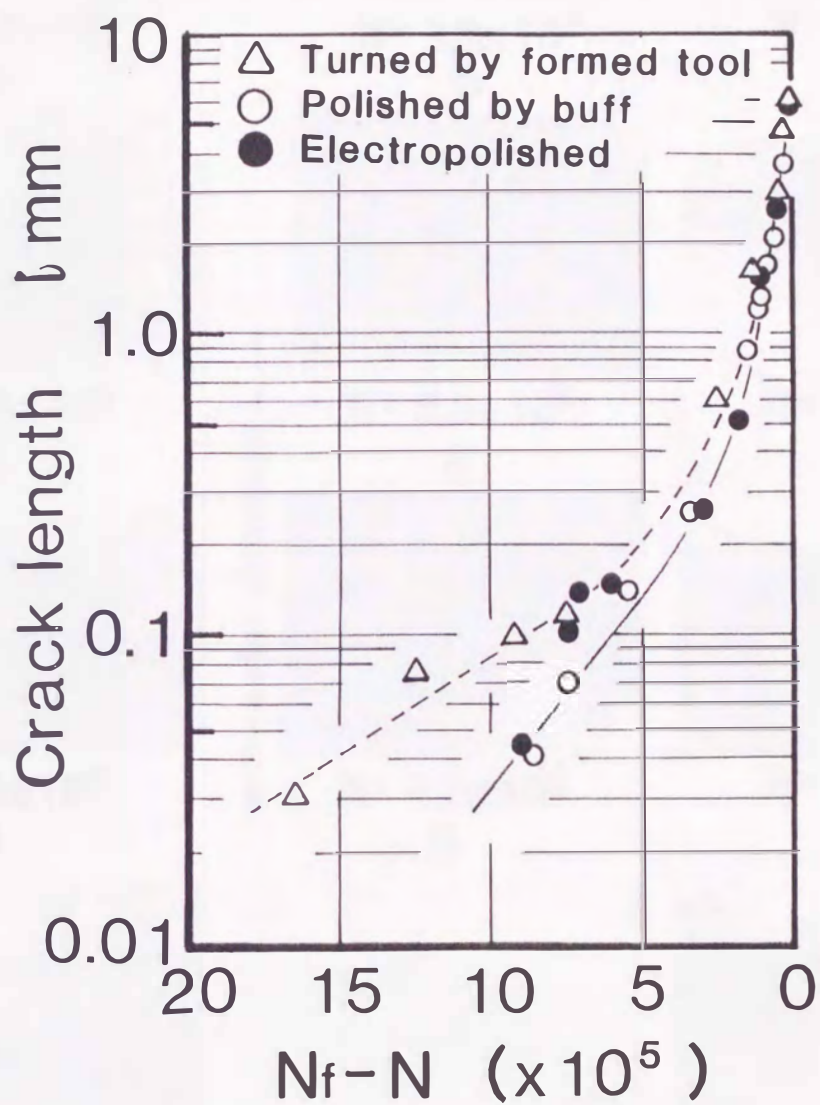


図 7.8 残り寿命 ( $N_f - N$ ) とき裂長さの対数の関係  
( $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$ )

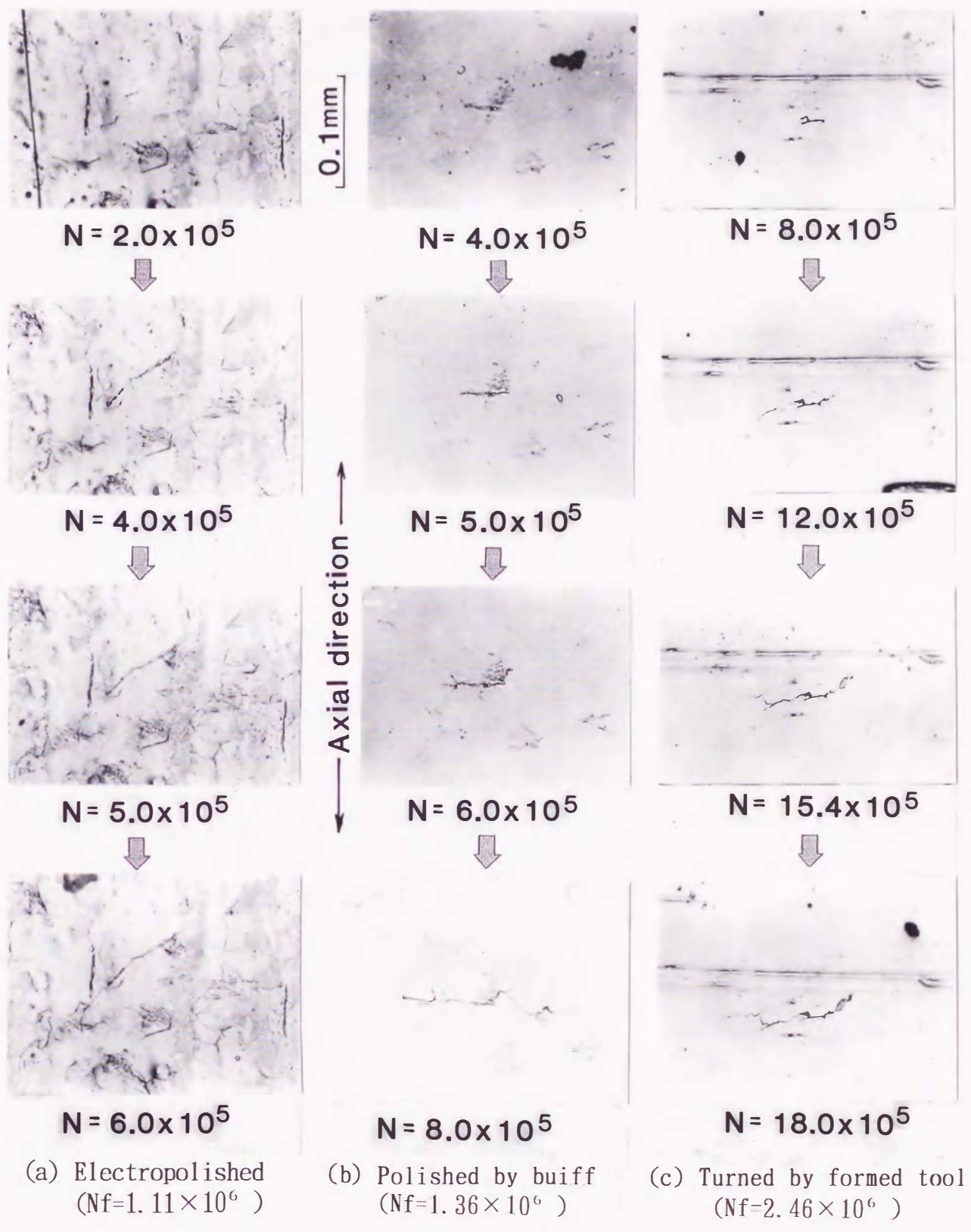


図 7.9 微視き裂の発生と伝ば過程の連続観察例 ( $\sigma_a=260\text{MPa}$ )



図7.10に加工法1材（サーメットチップ加工材）のき裂伝ば曲線を示す。全体の寿命のほとんどがき裂の発生に費やされていることが分かる。表面でき裂が認められるまでの繰返し数が全寿命に占める割合は、繰返し応力が小さい程大きくなり、疲労限度の応力直上では全体の寿命の96%を過ぎても試験片表面では何の変化も認められなかった（図7.11）。このことは、き裂が試験片内部から発生している可能性を示唆しているが、走査型電子顕微鏡で破面を観察しても、フィッシュアイ等の明確な証拠は確認出来なかった。





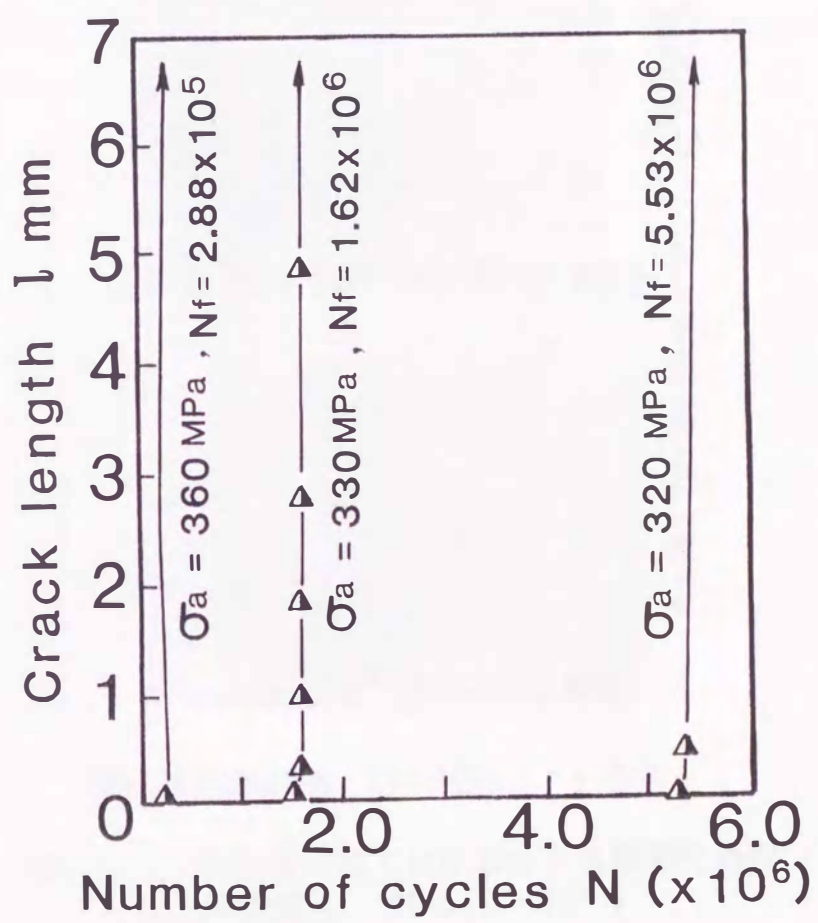
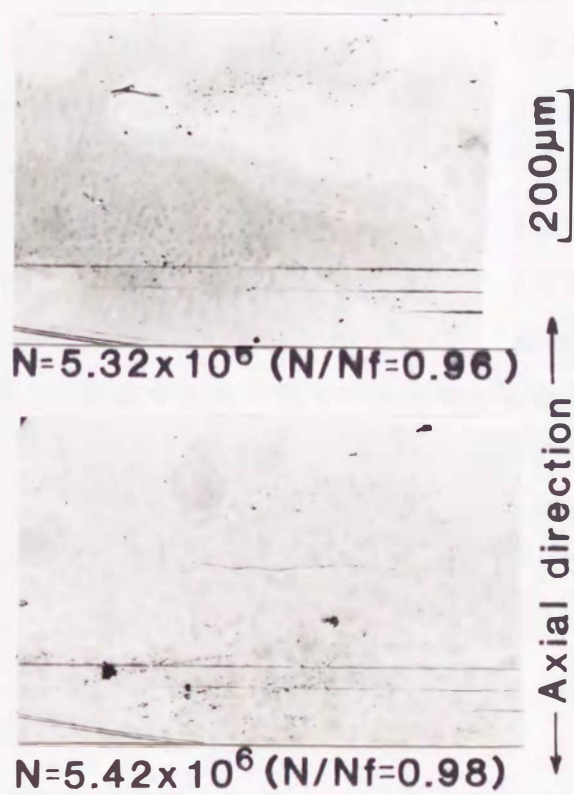


図 7.10 き裂伝ば曲線 (加工法 1 材)



$$\sigma_a = 320 \text{ MPa} \quad \sigma_a / \sigma_{w0} = 1.02$$

図 7.11 サーマットチップ加工材におけるき裂発生過程  
( $\sigma_a = 320 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 5.53 \times 10^6$ )

#### 7. 3. 4 大きなき裂の伝ば挙動について

比較的大きなき裂の伝ば挙動を比較するために試験片中央に直径0.4mm, 深さ0.2mmの小穴を開けた後, 繰返し応力を260MPaとして穴縁から発生するき裂伝ばを観察した. 電解研摩材と加工法1材の破断寿命はそれぞれ  $2.67 \times 10^5$  と  $3.82 \times 10^5$  と差はあるものの, 図7.7と同様残り寿命で整理する図7.12のようになり, 両者ともに平滑材の結果と良く一致する. このことから加工法1材の場合も加工法2材と同様に比較的大きなき裂の伝ば速度は加工層の無いものとほぼ同様であることが分かる. 疲労き裂はほとんどの場合表面から発生するので, き裂発生寿命は表面加工層の影響を大きく受ける. 旋削後の試験片表面は塑性変形を受けている上に残留応力が存在する. この部分に繰返し応力が加わる場合, 微視的に見ると予ひずみ材に平均応力が負荷されたまま繰返し応力が加わっている状態に相当している. 予ひずみ材の疲労試験および平均応力の影響についての実験結果<sup>8)~12)</sup>から類推すると, き裂発生までの応力繰返し数は, 残留応力よりも, とくに加工硬化の影響を大きく受けていると考えられる. また微視的き裂はこの加工層を伝ばするので加工硬化および圧縮の残留応力の影響を受けて緩やかな伝ばをするが, き裂がある程度伝ばし深さ方向に深くなると, 加工層を伝ばするき裂前縁部の割合が減少するので, ある程度大きなき裂では, 加工層のない材料と伝ば挙動に差が現われなかったと考えられる.



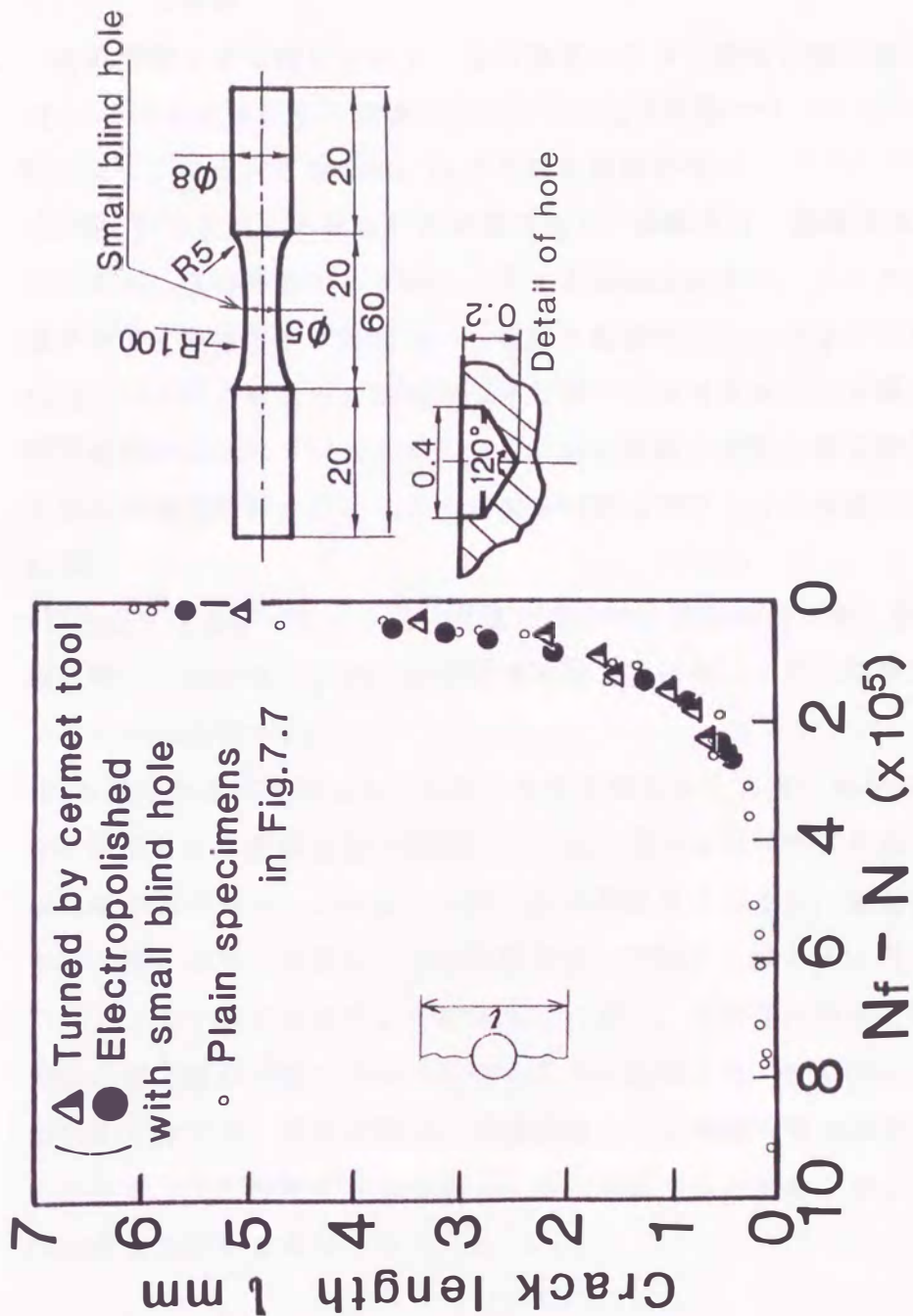


図 7.12 小穴材のき裂伝ば挙動の比較 ( $\sigma_a = 260 \text{MPa}$ )

#### 7. 4 まとめ

炭素鋼焼なまし材において、疲労強度に及ぼす表面の加工層の影響を、サ-メットチップ<sup>®</sup>を用いて旋削した試験片および低速仕上用形バイトを用いて仕上げした試験片について検討した結果、以下の様な結論を得た。

(1)電解研磨を施した後にバフ研磨を施した試験片は、電解研磨をした試験片に比べると、疲労限度がわずかに上昇する傾向はあるが、データのばらつきを考慮すると、疲労強度に及ぼすバフ研磨の影響はほとんどないと考えられる。

(2)サ-メットチップ<sup>®</sup>で旋削した炭素鋼焼なまし材では疲労限度が加工層の無いもの（電解研磨材）に比べて34%上昇した。これは試験片表面の加工硬化と、軸方向の大きな圧縮の残留応力がき裂の発生を抑制していることが原因であると考えられる。

(3)形削り仕上げバイトを用い低速で仕上げた炭素鋼焼なまし材の加工層は薄く、加工硬化の程度も小さい。疲労限度は加工層の無いもの（電解研磨材）に比べておよそ4%上昇した。

(4)き裂の発生は旋削によって生じた加工層により大幅に抑制される。さらに表面に発生したき裂は初期の段階では、加工層内を伝ばするため、き裂伝ばは比較的緩やかである。しかし、き裂がある程度長くなると、表面の加工層の影響を受け難くなり、き裂伝ばは加工層の無い試験片とほとんど同じになる。したがって、加工層の有無による破断寿命の差は、き裂発生寿命と初期のき裂伝ば寿命が加工層の有無によって異なることに起因する。サ-メットチップ<sup>®</sup>で旋削した炭素鋼焼なまし材では、表面の加工の程度が大きく、寿命のほとんどがき裂発生に費やされる。（疲労限度直上の繰返し応力では全体の寿命のおよそ96%まで表面に何の変化も認められなかった。）



## 第 8 章 総括

現在のところ、低炭素鋼の熱延鋼板と冷延鋼板では、表面性状や板厚精度等外観的な品質の差があるばかりでなく、冷延鋼板では深絞り性を考慮した集合組織の制御が行われているのに対し、熱延鋼板は集合組織の制御が行われていないため、同一の板厚の場合、両者の深絞り性には大きな差がある。そこで、熱延鋼板においても、 $A_{r3}$ 変態点以下のフェライト ( $\alpha$ ) 域の温度での熱間圧延とそれに続く焼鈍行程で集合組織の制御を行い、冷延鋼板と同等の深絞り性を有する鋼板 (高  $r$  値熱延鋼板) を製造するための種々の検討を行った。

高  $r$  値熱延鋼板の用途として考えられる燃料タンクや圧力容器の場合、疲労き裂の発生や伝ばは致命的である。そこで、実験室で得られた高  $r$  値熱延鋼板とその素材である極低炭素鋼の疲労挙動に関する一連の検討を行った。高  $r$  値熱延鋼板の素材となる極低炭素鋼の疲労について研究することは、単に高  $r$  値熱延鋼板の強度評価に対して有効なだけでなく、炭素含有量のきわめて低い鋼、または鉄の疲労挙動を明らかにすることにもなり、したがって様々な因子が複雑に絡み合う炭素鋼の疲労挙動を解明するための重要な手がかりを与え、学問的な意義も大きい。得られた結論は各章の終りに示したが、それらを要約すると以下のようなになる。

(1)  $\alpha$  域熱延鋼板の再結晶焼鈍後の集合組織および  $r$  値に影響を及ぼす冶金学的な諸因子について調査し、冷延鋼板と同等の深絞り性能を有する熱延鋼板製造の可能性について検討し、以下のような結論を得た。

a) 極低炭素鋼に Ti および Nb を添加すると、フェライト粒の再結晶温度が上がり、したがって  $800^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$  の  $\alpha$  高温域で圧延しても冷間圧延と同様な加工組織が得られる。この温度では変形抵抗がそれほど大きくないので、既存の熱間圧延機で圧延することが可能である。また加工組織が残るような温度域であれば圧延温度は再結晶集合組織を決定する支配的な要因にはならない。

b) 再結晶集合組織を決定する最も重要な要因は  $\alpha$  域熱延前の固溶 C である。C を安定な炭化物として固着することによって  $\alpha$  域熱延前の状態で固溶 C を少なくしておくこと、 $\alpha$  域熱延 - 再結晶焼鈍後に冷延鋼板と同様の  $\{554\} \langle 225 \rangle$  に強い集積を示す再結晶集合組織が得られる。 $\alpha$  域熱延の前の固溶 C をゼロとし、かつ潤滑圧延を行うと、 $800^{\circ}\text{C} \sim 700^{\circ}\text{C}$  の範囲で圧延しても、冷延鋼板並の高い



r 値が得られる。

c)  $\alpha$  域熱延前の状態での固溶 C を低減させる方法として、圧延前の加熱温度をより低温にすることが有効である。実作業の場合これが困難な場合もあるが、その際は鋼中のトータル C 含有量を低減する方法、または、鋼中に微量の N, S を添加する方法が有効である。

(2)  $\alpha$  域熱延-焼鈍鋼板の r 値に及ぼす、ロール径、潤滑条件等、圧延に関連する機械的因子の影響について検討し、以下のような結論を得た。なお(1)で述べたように限られた範囲であれば圧延温度は r 値に大きな影響を及ぼさないで、一部の実験では、冷間圧延で上記項目を検討した。

a) 通常の熱間圧延では、ロール摩耗防止や圧延荷重低減のために、ロールと鋼板の間に潤滑が僅かながら行われている。しかし冷間圧延の場合と比較すると熱間圧延では、潤滑はほとんど行われていないのに等しい。このような圧延では、板表層部に強いせん断変形が生じ、 $\alpha$  域熱延-焼鈍鋼板の場合、この部分に深絞り性に好ましくない集合組織が発達するので、結果的に高い r 値は得られない。熱間圧延の場合、圧延時の潤滑を良くする程圧延荷重が軽減され、同時に表層部のせん断変形量が小さくなる。目安として、潤滑を行わない場合と比較して圧延荷重が 20~30%程度軽減される程度の潤滑を行うと、板表層部の変形も板中心部と同様になり、高 r 値熱延鋼板が製造可能となる。現在僅かながら行われている潤滑を材質向上のために積極的に行う必要があると考えられる。

b) 連続多段圧延機における熱間仕上げ圧延の圧下率は 90% を越えるのが通常であり、冷延鋼板製造時の冷間圧延圧下率に比べるとかなり大きい。極低炭素 Ti 添加鋼の  $\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍鋼板および冷延-再結晶焼鈍鋼板の r 値は、圧下率を上げると上昇するが、85~90%の圧下率で極大値を示しそれ以後は急激に下がる。これは r 値が極大となる圧下率を越えると、板面に平行な (200) 方位が急激に増加し、これと共に (222) 方位が減少することに起因している。 $\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍鋼板において高い r 値を得るためには、熱間圧延の入り側板厚を薄くする等、圧下率を必要以上に高くしないための考慮が必要である。

c) 冷延-再結晶焼鈍後の r 値はロール径の大径化、初期板厚の薄肉化とともに向上する。これらの変化は、ロール径 (D) / 初期板厚 ( $t_0$ ) という無次元化したパラメーターにより一義的に整理することができる。さらに全冷延圧下率、

各パスごとの圧下率や板厚の変化を考慮すると、 $r$  値は以下に示す各パスごとの（ロール径／板厚）と圧下率を乗じたものの総和で整理する事が出来る。

$$\sum_{i=1}^n (D_i / t_{mi}) \ln (t_{i-1} / t_i)$$

(3) 実験室で製作した高  $r$  値熱延鋼板、および高  $r$  値熱延鋼板に10%の引張りひずみを与えた材料、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 集合組織を持つ極低炭素Alキルド熱延鋼板、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を持つ低炭素Alキルド熱延鋼板、更に製鉄所圧延の極低炭素Ti添加熱延鋼板について、平面曲げ疲労試験を行い、疲労強度、特にき裂伝ばにおよぼす集合組織の影響について検討し、以下のような結論を得た。

a) 本研究で用いた材料では、各応力に対するき裂長さと繰返し数の関係は、き裂が短い範囲と破断直前のき裂が長い範囲を除くと、 $l = \exp(aN+b)$ という式で良く近似できる。また、微小き裂の伝ば速度を決定するパラメーターとして、 $\sigma_a^n l$ が有効である。供試材の引張り強さにそれほど差が無いにも拘らず、 $n$ の値は6.31~11.9と大きく変化しており、これは主に集合組織の影響であると考えられる。 $r$  値の高いものほど  $n$  の値は小さくなる傾向にある。

b) 材質の影響を一部考慮したき裂伝ば則、 $d l / dN = C_3 (\sigma_a / \sigma_B)^n l$ において、係数  $C_3$  の値は各材料で多少のばらつきはあるものの、 $C_3$  の値と  $\sigma_B$  の関係は通常の炭素鋼の延長上にある。すなわち本実験の範囲内で、 $\sigma_B$  を基準として比較したき裂伝ば抵抗には特に集合組織が大きな影響を及ぼすとは言えないと考えられる。

c) 試験片表面で観察されるすべり帯は集合組織によってその形態を変えることがある。

(4) 高  $r$  値熱延鋼板の素材となる極低炭素Ti添加IF鋼と、低炭素Alキルド鋼の回転曲げ疲労試験を行い、疲労限度の存在および疲労き裂停留におよぼすひずみ時効の影響について検討し、以下のような結論を得た。

a) 極低炭素Ti添加IF鋼はひずみ時効を示さないにも拘らず、疲労限度の応力で、 $N=1.0 \times 10^7$  から少なくとも  $7.0 \times 10^7$  回の応力の繰り返しの間ほとんど伝ばしないき裂が認められた。したがって、疲労過程におけるひずみ時効は、き裂の停留に重要な役割を果たすものの、ひずみ時効はき裂停留に必ずしも必要ではないと言える。



b) 極低炭素Ti添加IF鋼では、実験の範囲内でコーキング効果は僅かであり、ほとんど認められないに等しい。この際疲労限度の応力でき裂が発生し、ひずみ時効以外の原因で先端が強化されて伝ばが停止したとしても、通常の炭素鋼のように、き裂以外の場所が疲労限度の応力の繰返しで強化されることがないため、疲労限度よりも少し高い応力では新たなき裂が発生し破断に至る。コーキング効果にはひずみ時効の存在が必要であると言える。

c) 低炭素Alキルド鋼および極低炭素Ti添加IF鋼の場合、疲労き裂はほとんど粒界から発生した。低炭素Alキルド鋼の場合破断寿命に対するき裂発生寿命の割合は、繰返し応力が低くなるほど大きくなる。一方、極低炭素Ti添加IF鋼の場合、応力レベルに関係なく寿命のほとんどがき裂伝ば寿命となる。これはIF鋼の場合粒界強度が弱いため、き裂発生が容易であることが原因であると考えられる。

(5) 極低炭素Alキルド鋼、S20C焼なまし材及び時効硬化Al合金の、平滑材及び直径0.4mm、深さ0.2mmの小穴材の回転曲げ疲労試験を行い、レプリカ法によりき裂発生過程を連続的に観察することによって、以下のような結論を得た。

a) 極低炭素Alキルド鋼焼なまし材の平滑試験片では、粗大な結晶粒（平均結晶粒径がおおよそ $400\mu\text{m}$ ）の場合においても、一般の炭素鋼の場合と同様に、疲労き裂は1結晶粒程度の有限な長さを単位として発生する。

b) 疲労き裂の発生過程において応力勾配がある場合においても平滑材での結果と同様に、S20C鋼焼なまし材と時効硬化Al合金との間に本質的な差異が認められる。すなわち、S20C焼なまし材の場合疲労被害は有限な寸法の領域（一結晶粒程度）に蓄積され、疲労き裂は一結晶粒程度を単位として発生する。一方時効硬化Al合金の場合は疲労き裂発生に関係する領域は非常に小さく、応力の高い部分に発生したごく微小なき裂が応力の繰返し数とともに徐々に伝ば拡大する。

c) 小穴材のき裂発生に関する切欠き係数 $\beta_1$ はS20CよりもAl合金の方が大きい（応力集中係数2.0に対し $\beta_1=1.57$ と $1.91$ ）。これは疲労き裂発生に関与する領域の大きさの差に起因する。炭素鋼の場合、平均結晶粒径と疲労き裂発生に関与する領域の大きさには密接な関係があり、小穴材のき裂発生に対する切欠き係数 $\beta_1$ は、結晶粒径が大きくなる程低くなる。極低炭素Alキルド鋼焼なまし材において、平均結晶粒が小穴の寸法に近い試料では、 $\beta_1$ が1に近くなった。



また、この材料では小穴材と平滑材の破断に対する疲労限度に差が認められなかった。

(6) 炭素鋼焼なまし材をサ-メットチップ<sup>®</sup>を用いて旋削した試験片、および低速仕上用形バイトを用いて仕上げた試験片、また表面の加工層を電解研磨によって取り除いた試験片およびこれにバフ研磨を施した試験片について回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度に及ぼす表面の加工層の影響について検討した結果、以下のような結論を得た。

a) 電解研磨を施した後にバフ研磨を施した試験片は、電解研磨材に比べると、疲労限度がわずかに高くなる傾向はあるが、データのばらつきを考慮すると、疲労限度に対してバフ研磨の影響はほとんど考慮しなくてよいと考えられる。したがって、疲労試験の過程ですべり帯とき裂を区別するために、バフ研磨を用いる方法は寿命その他に影響を及ぼさない有効な方法である。

b) サ-メットチップ<sup>®</sup>で旋削した炭素鋼焼なまし材では、疲労限度が加工層の無いもの(電解研磨材)に比べて34%上昇した。これは試験片表面の加工硬化と、軸方向の大きな圧縮の残留応力がき裂の発生を抑制していることが原因と考えられる。一方、形削り仕上げバイトを用い低速で仕上げた炭素鋼焼なまし材の加工層は薄く、加工硬化の程度も小さい。疲労限度は加工層の無いもの(電解研磨材)に比べておよそ4%上昇した。このように試験片製作方法の違いで疲労限度に大きな差が現われる。したがって疲労について検討する場合表面の加工層について十分な配慮が必要である。

c) 疲労き裂の発生は旋削によって生じた加工層により大幅に抑制される。さらに表面に発生したき裂は初期の段階では、加工層内を伝ばするため、き裂伝ばは比較的緩やかである。一方、き裂がある程度長くなると、表面の加工層の影響を受け難くなり、き裂伝ば抵抗は加工層の無い試験片とほとんど同じになる。したがって、き裂発生起点として加工層に比較して大きな切欠きを設けた場合、疲労限度およびき裂伝ばには加工層の影響は現われにくくなる。

以上のように、本研究によって冷延鋼板と同等の深絞り性を有する熱延鋼板を製造することが実験室的には可能となった。更に強度部材として使用するための指針が得られた。また高純度鋼の疲労の研究を通して、炭素鋼の疲労挙動について重要な知見が得られた。

## 謝 辞

本論文は、九州大学工学部教授・西谷弘信博士の懇篤なご指導のもとにまとめあげられたもので、終始変わらぬご指導ご鞭撻を賜りました西谷教授に深甚なる謝意を表します。

また、本論文の前半は(株)神戸製鋼所在職中の研究をまとめたものであり、在職中において快適な研究環境を提供して戴いた株式会社神戸製鋼所に心から感謝致します。(株)神戸製鋼所在職中から今日まで、金属学の初歩から親切丁寧に御教授戴き、また大分高専赴任後も材料の供給や各種実験に多大なるご協力を戴きました(株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所主任研究員・橋本俊一博士ならびに塚谷一郎博士に心より感謝の意を表します。

さらに、本研究をとりまとめるにあたり、また疲労の実験を遂行するにあたり、多大なご支援とご助言を戴きました大分高専機械工学科教授・鹿毛正治博士に深く感謝の意を表します。

そして、大学院修士過程在学中より今日まで適切なお助言を戴きました九州大学工学部教授・村上敬宜博士ならびに同助教授・野口博司博士をはじめとする九州大学工学部材料強弱学教室の関係各位、ならびに、大分大学工学部助教授・後藤真宏博士に深くお礼申し上げます。

本研究の遂行には、熱心に実験を行った数多くの大分高専卒業研究生の努力が無くてならないものであったことを忘れず、今後も教育、研究に精進する所存であります。



## 参考文献

## 1章の文献

- 1) 再結晶部会報告書 (日本鉄鋼協会編) (1974).
- 2) 低炭素鋼研究委員会報告書 (日本鉄鋼協会編) (1987).
- 3) I. Tukatani, T. Yakushiji, M. Katumata; Trans. ISIJ, Vol. 28 (1988), p28.
- 4) 長島; 集合組織, (1983), 丸善
- 5) 岡本; 鉄と鋼, 63 (1977), p149.
- 6) S. R. Goodman, H. Hu; Metall. Trans., 1 (1970), p1629.
- 7) R. L. Whiteley, D. E. Wise; Flat Rolled Products III, (1962), p47.
- 8) P. C. Hancock, W. T. Roberts; J. Iron Steel Indust., 205 (1967), p547.
- 9) 瀬沼, 矢田; 日本金属学会春季講演概要, (1986), p172.
- 10) 瀬沼, 矢田, 松村, 山田; 鉄と鋼, 73 (1987), p1598.
- 11) S. Hashimoto, T. Yakushiji, T. Kashima; Proc., Int. Conf. Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other metals Vol. 2, (1988), p652.
- 12) H. Saitoh, K. Ushioda, T. Senuma, T. Nakamura, K. Esaka; 同上, p628.
- 13) T. Senuma, H. Yada; 同上, p636.
- 14) T. Nakamura, K. Esaka; 同上, p644.
- 15) 熊取谷, 国重; 鉄と鋼, 73 (1987), S1421.
- 16) 松岡, 佐藤, 小原, 角山; 材料とプロセス, 1 (1988), p880.
- 17) W. T. Lankford, S. C. Snyder, and J. A. Bausher; Trans. ASM 42 (1950), p1195.
- 18) たとえば, 五弓勇雄 編: 金属塑性加工の進歩 (コロナ社, 1978), p342~353
- 19) R. L. Whiteley, Sheet Metal Ind., 38, 349 (1961).
- 20) Sinclair, G. M; Proc., Amre. Soc. Test. Mat., 52 (1952), p743.
- 21) Lipsitt, H. A.; Home, G. T., Proc., Amre. Soc. Test. Mat., 57 (1957), p587.
- 22) Lipsitt, H. A.; Wang, D. Y., Trans., AIME, 221 (1960), p918.
- 23) 大久保, 池内, 北岡; 機論, 34-264, (1968), p1349.
- 24) Yoshikawa, A.; Sugeno, T., Trans., AIME, 223 (1965), p1314.
- 25) 西谷編; 総合材料強度学講座 6 疲労強度学, p16, オーム社
- 26) 石橋; 金属の疲労と破壊の防止 (増改訂版), (1980), p53, 養賢堂



## 2 章の文献

- 1) 再結晶部会報告書 (日本鉄鋼協会編) (1974).
- 2) 低炭素鋼研究委員会報告書 (日本鉄鋼協会編) (1987).
- 3) 岡本; 鉄と鋼, 63(1977), p149.
- 4) 瀬沼, 矢田, 松村; 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿(1986年10月), 137.
- 5) 中村, 江坂, 森智; 鉄と鋼, 72(1986), S1347.
- 6) 橋本, 薬師寺, 鹿島; 鉄と鋼, 73, (1987), S550.
- 7) 清水峯男; 学位論文, June. 30, (1972).
- 8) 松岡, 小原, 角山, 左海, 斉藤, 加藤; 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿, (1986), p136.
- 9) 瀬沼, 矢田; 日本金属学会春期大会一般講演概要, (1986. 4), p178.
- 10) 橋本, 薬師寺, 鹿島; 鉄と鋼, 73(1987), S550.
- 11) 野村, 柚島, 福塚; 鉄と鋼, 61(1975), p3092.
- 12) 佐柳, 早川, 河野, 藤田; 鉄と鋼, 71(1985), S571.
- 13) 小久保, 須藤, 亀野, 橋本, 塚谷; 鉄と鋼, 59(1973), p111.
- 14) 大内, 山本, 高橋; 鉄と鋼, 73(1987), p884.
- 15) 橋本, 薬師寺; CANP-ISIJ, Vol. 1(1988), p874.
- 16) S. R. Goodman, H. Hu; Metall. Trans., 1 (1970), p1629.
- 17) S. Hashimoto, T. Yakushiji, T. Kashima; Proc., Int. Conf. Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other metals Vol. 2, (1988), p652.

## 3 章の文献

- 1) 橋本, 薬師寺; 鉄と鋼, 74(1988), p99.
- 2) 可野, 佐柳, 中島; 鉄と鋼, 68(1982), S382.
- 3) 佐伽, 河野, 中島, 西村, 上赤; 鉄と鋼, 68(1982), S1421.
- 4) 可野, 佐柳; 鉄と鋼, 71(1985), S651.
- 5) 佐柳, 早川, 河野, 藤田; 鉄と鋼, 71(1985), S1354.
- 6) 田中, 川瀬; 鉄と鋼, 73(1987), S520.
- 7) 古林, 菊池; 鉄と鋼, 63(1977), S244.
- 8) 松藤, 内田; 第65回日本金属学会講演概要集(1969), P143.

- 9) 齊藤, 左海, 前田, 加藤; 鉄と鋼, 72(1986), p799.
- 10) 瀬沼, 矢田, 松村, 山田; 鉄と鋼, 73(1987), p1598.
- 11) S.Hashimoto, T.Yakushiji, T.Kashima; Proc., Int. Conf. Physicalm Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other metals (1988), p652.
- 12) 橋本, 薬師寺; CAMP-ISIJ, Vol.1(1988), p875.
- 13) 橋本, 薬師寺, 前田恭志; 鉄と鋼, 76(1990), p50.
- 14) O.Akisue and K.Takashina; Trans. JIM, 14(1973), p489.
- 15) 山田; 金属加工プロセス分科会第3研究班第11回会合提出資料
- 16) 福田; 鉄と鋼, 53(1967), p559.

#### 4章の文献

- 1) 鹿毛, 西谷; 機論, 41-344, (1975), p1080.
- 2) 鹿毛, 西谷; 機論, 46-411, (1980), p1183.
- 3) 西谷, 鹿毛; 材料, 34-381, (1985), p38.
- 4) 鹿毛, 西谷; 機論, A編, 52-476, (1986), p875.
- 5) 西谷, 鹿毛, 薬師寺; 材料, 38-428, (1989), p501.
- 6) 田岡, 小笠, 古林, 竹内伸; 日本金属学会誌, 30, 820, (1966)
- 7) 大塚, 森, 津山; 材料, 29-321, (1980), p568.
- 8) 岡本, 白岩, 福田; 住友金属, 14, (1962), p211.
- 9) 石橋正; 金属の疲労と破壊の防止増改訂版, (1967)
- 10) 西谷, 森光; 機論, 42-354, (1976), p325.
- 11) 西谷, 後藤, 皮籠石; 機論, A編, 50-449, (1984), p23.
- 12) Nisitani, H.; Mechanics of fatigue-AMD, 47, (1981), p151, ASME
- 13) 西谷, 後藤, 宮川; 機論, A編, 53-496, (1987), p2238.
- 14) 後藤, 西谷; 機論, A編, 56-529, (1990), p1938.

#### 5章の文献

- 1) 西谷, 高尾; 機論, 40-340, (1974), p3254.
- 2) 西谷, 西田; 機論, 39-321, (1973), p1385.
- 3) Yoshikawa, A.; Sugeno, T., Trans., AIME, 223(1965), p1314.
- 4) 山田, 国尾; 機論, A編, 45-393, (1979), p130.



- 5) 西谷, 鹿毛, 中江; 機講論, No. 760-9. (1976), p87.
- 6) 高尾健一, 西谷; 材料, 28-312. (1979), p873.
- 7) 大久保, 池内, 北岡; 機論, 34-264. (1968), p1349.
- 8) Sinclair, G. M.; Proc., Amre. Soc. Test. Mat., 52 (1952), p743.
- 9) Lipsitt, H. A.; Home, G. T., Proc., Amre. Soc. Test. Mat., 57 (1957), p587.
- 10) Lipsitt, H. A.; Wang, D. Y., Trans., AIME, 221 (1960), p918.
- 11) 山田, 他; 材料, 27-300. (1978), p94.
- 12) 中川, 猪飼, 前田; 材料, 25-276. (1976), p842.
- 13) 中川, 猪飼, 宮本, 今井; 材料, 27-300. (1978), p823.
- 14) 猪飼, 中島, 中川; 日本材料強度学会誌, 16-3. (1981), p123.
- 15) 西谷, 薬師寺, 鹿毛; 機論, A編, 56-526. (1990), p30.
- 16) 西谷, 田中; 機論, 46-403. (1980), p266.
- 17) 高尾, 西谷, 坂口; 材料, 29-325. (1980), p22.
- 18) 鈴木, 小畑, 安彦, 木村; 鉄と鋼, 70 (1984), p2262

## 6 章の文献

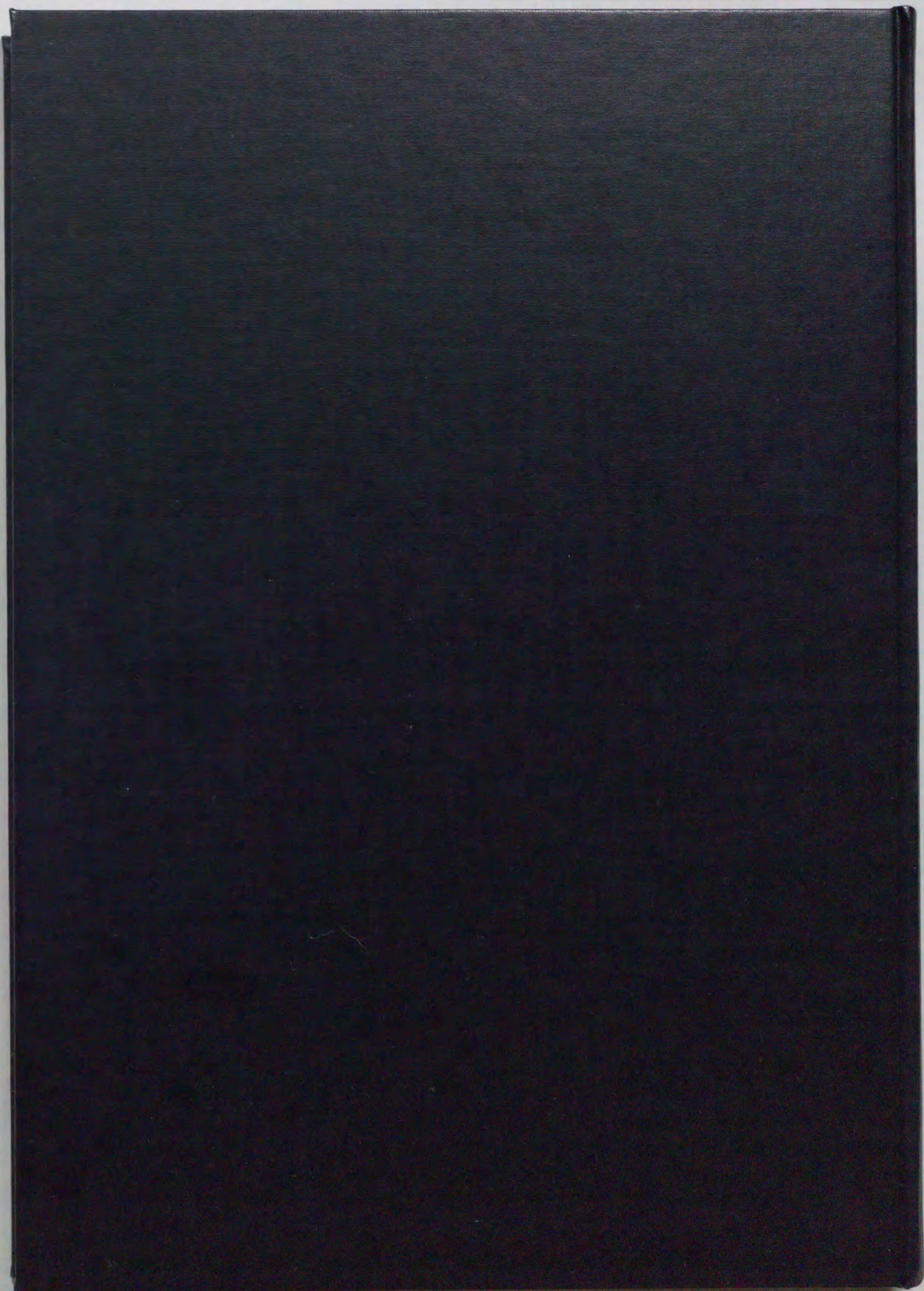
- 1) 西谷, 高尾; 機論, 40-340 (1974), p3254.
- 2) 西谷編; 総合材料強度学講座 6 疲労強度学, (1985), p16, オーム社
- 3) 野口, 西谷, 後藤; 機論, 54-501, A (1988), p977.
- 4) 西谷, 西田; 機論, 35-280 (1969), p2310.
- 5) 高尾, 西谷; 機論, 46-402 (1980), p123.
- 6) 西谷, 鹿毛; 機論, 43-366 (1977), p398.
- 7) 西谷, 後藤; 機論, 42-361 (1976), p2666.
- 8) 吉川, 荻原, 国尾; 機論, 36-281 (1970), p9.
- 9) 鹿毛, 西谷; 機論, 51-461 (1985), p3.
- 10) 中沢, 小林, 森田, 飯倉, 宮内, 石井; 機論, 40-329 (1974), p9.
- 11) 福原; 機論, 38-305 (1972), p1.

## 7 章の文献

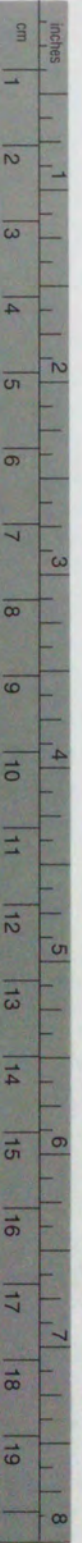
- 1) 石橋正: 金属の疲労と破壊の防止 (増改訂版), (1980), 養賢堂
- 2) Henriksen, E. K., Trans. ASME, 73 (1951), p69.
- 3) 浅枝, 西本, 精密機械, 20-10 (1954), p381.

- 4) 土田・ほか 2 名, 機論, 40-344(1974), p1563.
- 5) 英, 藤原, 材料, 32, 354(1983), p246.
- 6) 光永, 福武, 機論, 39-317(1973), p42.
- 7) 西谷, 薬師寺, 鹿毛, 機論, 56-526, A(1990), p1354.
- 8) Frost, N. E. Metallurgia, 57(1958), p279.
- 9) 西谷, 西田, 機論, 39-319(1973), p798.
- 10) 西谷, 後藤, 機論, 51-462(1985), p440.
- 11) Maddox, S. J., Int. J. Fract., 11-3(1975), p389.
- 12) 西谷, 蓮尾, 機論, 44-377(1978), p1.
- 13) 西谷, 後藤, 機論, 50-460(1984), p1926.









# Kodak Color Control Patches

© Kodak, 2007 TM: Kodak

Blue	Cyan	Green	Yellow	Red	Magenta	White	3/Color	Black
[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]
[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]	[Patch]

# Kodak Gray Scale



© Kodak, 2007 TM: Kodak

- A 1 2 3 4 5 6 M 8 9 10 11 12 13 14 15 B 17 18 19

