炭素鋼焼なまし材の回転曲げ疲労強度に及ぼす
表面加工層の影響*西谷 弘 信^{*1}, 薬師寺 輝敏^{*2}, 鹿毛 正 治^{*2}Effect of Worked Surface Layers on the Fatigue Strength
of Annealed Carbon Steel in Rotating Bending Fatigue

Hironobu NISITANI, Terutoshi YAKUSHIJI, and Masaharu KAGE

In order to study the effect of surface layers formed by lathe turning on the fatigue strength, rotating bending fatigue tests of an annealed carbon steel were carried out. The results obtained are as follows. The fatigue limit of annealed carbon steel specimens turned by a cermet tool, increases by 34 % in comparison with electropolished specimens. Because of work hardening and compressive residual stress in the surface of the specimen formed by lathe turning, crack initiation was restrained. In the specimens formed by turning, a long crack beyond the worked layer size propagated with almost the same speed as that of a crack in the nonworked layer.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Iron and Steel, Lathe Turning, Rotating Bending, Surface Layers, Residual Stress

1. 緒 言

実用部材において材料はすべてなんらかの加工を受けて製品になっており、これらの部材の疲労強度を評価する際にはこの加工の影響を無視することはできない。また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。したがって疲労強度向上のために積極的にこれを利用している例も少なくない。しかしそれらの多くは、製品の形がほぼできあがった後に、さら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。本研究の目的は、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、工具寿命など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、このことによって加工層は解消されることを背景としている。しかしすべ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から考えると、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いくつか行われているが^{(1)~(4)}、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⁽⁵⁾。本研究では研究の手始めとして、炭素鋼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。

2. 使用材料、試験片および実験方法

2・1 使用材料 使用材料はS 20 C 圧延丸棒（直径 22 mm, 長さ 5 m）である。表 1 に化学成分を示す。この素材に 880°C, 1 時間の素材焼なましを行ってから試験片を製作した。表 2 に熱処理後の機械的性質を

* 平成 2 年 11 月 2 日 材料力学講演会において講演, 原稿受付 平成 4 年 2 月 20 日。

^{*1} 正員, 九州大学工学部 (〒812 福岡市東区箱崎)。

^{*2} 正員, 大分工業高等専門学校 (〒870 大分市大字牧)。

示す。熱処理後の平均結晶粒径は、約 $25\mu\text{m}$ である。

2.2 試験片形状および表面加工法 試験片の形状を図1に示す。前加工として試験部を $\phi 5.6$ 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ーアウェイチップ(三菱金属, NX 99, DCMT 070202)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 $\phi 5\text{mm}$ 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 $\phi 5.0\text{mm}$ 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

表1 化学成分 (重量%)

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

表2 機械的性質

Lower yield stress σ_s (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	True fracture stress σ_T (MPa)	Reduction of area ϕ (%)
272	456	890	62.4

図1 試験片形状

図2 試験片加工条件

(△ 加工法1材, △ 加工法2材)
(● 電解研磨材, ○ バフ研磨材)

なくする目的で、 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なくし、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 $5\mu\text{m}$ 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な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、さらに真空中で 600°C 1時間の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 $20\mu\text{m}$ 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、バフ研磨の影響についても検討を行った⁽⁶⁾。上記のように電解研磨した後表面を $10\mu\text{m}$ 程度バフ研磨して実験に供した。試験片の製作過程を図2に示す。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。

2.3 疲労試験 使用した試験機は小野式小型回転曲げ疲労試験機(容量 $15\text{N}\cdot\text{m}$ 、回転数 3000rpm)である。疲労限度は 5.0MPa の応力範囲で決定した。疲労過程の連続観察およびき裂の長さの測定は、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。

3. 実験結果および考察

3.1 旋削後の表面加工層 図3に、各表面加工法について、微小ビッカース硬度計(荷重 50g)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材で表面の硬さが80%程度増加している。加工法1材ではさらに著しく300%以上の増加が見られ

△ Turned by cermet tool (annealed at $600^\circ\text{C}\times 1\text{h}$)
○ Electropolished (tested at $\sigma_a=235\text{MPa}$, $N=10^7$)

図3 資料表面からの硬さ変化

た。また、バフ研磨によってもわず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応力を 10^7 回繰返した後の表面の硬さは、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わかる。加工法 1 材と加工法 2 材については、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ずつ除去しながら硬さを測定した。加工影響部の深さは、硬度上昇から見ると、加工法 1 材では表面からおおよそ $100 \sim 200 \mu\text{m}$ 、加工法 2 材では $20 \mu\text{m}$ である。加工 1 の後に 600°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 3 に併せて示しているが、この場合の硬度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 4 (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°C 1 時間の焼なましを行うと (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。これ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 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、その横断面の硬度を測定した。硬度測定の前、切断加工の影響を除去するため、表面を電解研磨した後、さらに、 150°C 、1 時間の時効処理を行っている。その結果を図 5 に示す。図中のせん断ひずみは、比ねじ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、その時の硬さはビッカース硬さで 320 であった。このことと図 3 からわかるように、加工法 1 材の表面はこれよりもさらに厳しい塑性ひずみを受けていることになる。加工法 1 における残留応

力の調査結果を表 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わかる。

3・2 疲労試験結果 図 6 に各試験片の $S-N$ 曲線を示す。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、わずかである。加工法 2 材の場合も疲労限度の上昇はおおよそ 4% で電解研磨材とそれほど差がないが、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)。図 7 に繰返し応力が 260 MPa の時のき裂伝ば曲線を示す。電解研磨材よりもバフ研磨材はわずかに破断寿命が長い。一方、加工法 2 材は電解研磨材のおおよそ 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 の横軸を破断までの残りの寿

図 5 せん断ひずみ量と加工硬化の関係 (S 20 C 焼なまし材)

表 3 サーメットチップ加工材の残留応力

Distance from surface (μm)	Residual stress σ (MPa)	
	Axial direction	Circumferential direction
3	-521	-164
15	-268	-108

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

図 4 加工層の金属顕微鏡組織 (サーメットチップによる旋削)

図 6 $S-N$ 曲線

図 7 き裂伝ば曲線 ($\sigma_a = 260$ MPa)
● 電解研摩材 ○ バフ研摩材
△ 加工法 2 材

図 8 残り寿命 ($N_f - N$) とき裂長さの
関係 ($\sigma_a = 260$ MPa)

図 9 残り寿命 ($N_f - N$) とき裂長さの
対数の関係 ($\sigma_a = 260$ MPa)

図 10 微視き裂の発生と伝ばの連続観察例 ($\sigma_a = 260$ MPa)

命 (N_f-N) に書き換えると図 8 のようになる。寿命の異なる 3 本の曲線もこうすると、よい一致を見る。さらに微視き裂の伝ばを比べるために、図 8 のき裂長さを対数になおすと図 9 のようになる。およそ 0.1 mm 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遅いことがわかる。電解研磨材とバフ研磨材の差はほとんど認められない。これからわかるように、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。図 10 に三種の試験片で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わずかであるので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速度は他に比べて遅い。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 11 に加工法 1 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わかる。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 12)。このことは、き裂が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、フィッシュアイなどの明確な証拠は確認できなかった。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 0.4 mm、深さ 0.2 mm の小穴を開けた後、繰返し応力を 260 MPa として実験を行った。電解研磨材と加工法 1 材の破断寿命はそれぞれ 2.67×10^5 と 3.82×10^5 と差はあるものの、図 8 と同様に整理すると両者ともに図 8 の平滑材の結果とよく一致する(図 13)。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ないものとほぼ同様であることがわかる。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

図 12 サーメットチップ加工材におけるき裂発生過程 ($\sigma_a = 320$ MPa, $N_f = 5.53 \times 10^6$)

図 11 き裂伝ば曲線 (サーメットチップ加工材)

図 13 小穴材のき裂伝ば挙動の比較 ($\sigma_a = 260$ MPa)

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を負荷しつつ繰返し応力を加え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^{(7)~(12)}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。また微視的き裂も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う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、伝ば挙動に差が現れなかったと考えられる。

4. 結 論

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、サーメットチップ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、以下のような結論を得た。

(1) 旋削後に残留応力除去焼なましおよび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向上する傾向はあるが、データのばらつきを考慮すると、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。

(2) サーメットチップで旋削した炭素鋼焼なまし材は疲労限度が加工層のないものに比べて34%向上した。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。

(3) 形削り仕上げバイトを用い低速で手仕上げし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ないものに比べておよそ4%上昇した。

(4) 旋削によって生じた加工層によりき裂の発生は大幅に抑制される。さらに表面に発生したき裂は初期の段階で、加工層内を伝ばするため、伝ばも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にくくなり、き裂伝ば速度は加工層のない試験片と同様になる。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の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。サーメットチップ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。

文 献

- (1) Henriksen, E. K., *Trans. ASME*, **73** (1951-1), 69.
- (2) 浅枝・西本, 精密機械, **20-10** (1954-11), 381.
- (3) 土田・ほか2名, 機論, **40-344** (1974-6), 1563.
- (4) 英・藤原, 材料, **32-354** (1983-3), 246.
- (5) 光永・福武, 機論, **39-317** (1973-1), 42.
- (6) 西谷・薬師寺・鹿毛, 機論, **56-526, A** (1990-6), 1354.
- (7) Frost, N. E., *Metallurgia*, **57** (1958), 279.
- (8) 西谷・西田, 機論, **39-319** (1973-3), 798.
- (9) 西谷・後藤, 機論, **51-462** (1985-2), 440.
- (10) Maddox, S. J., *Int. J. Fract.*, **11-3** (1975), 389.
- (11) 西谷・蓮尾, 機論, **44-377** (1978-1), 1.
- (12) 西谷・後藤, 機論, **50-460** (1984-12), 1926.