表面圧延された低炭素鋼の疲労過程中的表面組織変化*

吉 田 彰** 川 辺 秀 昭***
田 中 政 夫**** 津 和 秀 夫*****

The Surface Structural Changes of Surface-Rolled Low Carbon Steels during Fatigue

by

Akira YOSHIDA

(Faculty of Engineering, Okayama University, Okayama)

Hideaki KAWABE

(Faculty of Engineering, Osaka University, Osaka)

Masao TANAKA

(College of General Education, Osaka University, Osaka)

and Hideo TSUWA

(Faculty of Engineering, Osaka University, Osaka)

It has been understood that the fatigue strength of machined materials increases by the hardening work in surface layers. In these hardened surface layers, microstructures, such as dislocation structure, might be variable with the extent of working. And there might be variation in surface structure during the fatigue.

Therefore, in order to clarify the surface structural changes during the fatigue of the annealed low carbon steels and the surface-rolled ones under three different working conditions, in this paper, the observations on the notched part of the rotating bending fatigue specimen are performed by light microscope and electron microscope with replicas, and the properties of slip line and fatigue crack initiation have been made clear.

The summarized results are as follows:

(1) The morphology of slip lines are variable from the annealed specimens to the surface-rolled specimens. In the former the fine slip lines are formed near the grain boundaries, and in the latter the slip bands are formed locally in the ferrite grains. These slip bands increase in length and width as the number of cycles increases.

(2) The higher the rolling pressure rises, the more preferential slip bands are formed in the ferrite grains. The microcracks in the highly rolled specimens tend to initiate within the slip bands before these slip bands interfere each other.

(3) Under the same cyclic stress condition, the time of emergence of the slip lines is earlier in the surface-rolled specimens, but that of microcracks is slower than that in the annealed specimens.

(4) The direction of the slip lines in the surface-rolled specimens is perpendicular to the maximum tensile stress axis.

(5) The slip ratio during fatigue increase more slowly in the surface-rolled specimens than in the annealed specimens.

(Received Mar. 24, 1970)

1 緒 言

金属材料の疲労き裂発生までの過程においては、繰返し応力により、その材料の種々の物理的、機械的性質が変化することは従来よりよく知られているが、こ

* 原稿受理 昭和45年 3月24日

** 正 会 員 岡山大学工学部 岡山市津島

*** 大阪大学工学部 吹田市大字山田上

**** 正 会 員 大阪大学教養部 豊中市待兼山町

***** 大阪大学工学部 吹田市大字山田上

これらの挙動は疲労き裂に先行して生じるすべり線の挙動と密接な関係があると考えられる。また一般に疲労は材料表面に存在する結晶粒の局所的な領域に塑性変形が多数回繰返される結果そこに微小き裂が発生し、それが応力に伴って成長、伝播することに起因する表面現象と考えられる。

先に筆者らは種々の機械加工材について疲労試験を行ない、その結果材料表面の加工硬化層の存在により疲労強度が上昇することを報告した。これら表面加工硬化層においては、加工度により転位組織等の微視的組織は異なると考えられ、したがって疲労過程に生じる表面組織にも著しい差異が生じるものと推察される。さらにこのような機械加工材の疲労過程中的表面組織変化に関する報告はほとんど行なわれていないのが現状である。

そこで本報告においては、加工度の異なる低炭素鋼表面圧延材を用いて、それらの疲労過程中的表面組織変化の特徴を明らかにするため、すべり線、き裂発生に関して、光学顕微鏡、レプリカ法電子顕微鏡にて観察、検討を行なった。

2 供試材料および試験方法

試験に用いた材料は JIS 3101 に規定されている一般構造用圧延鋼材 SS 41 で、その化学成分は Table I に示すものである。また Table II は素材の完全焼なまし後の静機械的性質を示す。試験片は Fig. 1 に示す形状、寸法に機械加工後 $920^{\circ}\text{C} \times 1.5 \text{ hr}$ 真空中完全焼なましを行ない、試験片成形のための加工の影響をとりさると同時にフェライト結晶粒の平均直径を 25μ にした。またこの熱処理中に形成された表面脱炭層

Table I. Chemical compositions of material
(Low carbon steel). (%)

C	Mn	Si	P	S
0.15	0.46	0.23	0.019	0.023

Table II. Mechanical properties of material
(Low carbon steel).

Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
27.7	41.5	32.5	66.7

Fig. 1. Form and size of specimens.

は電解研磨により除去し、その後、先に報告した環状みぞ表面圧延機を用いて、試験片切欠き部分を表面圧延した。ここで用いた圧延圧力はヘルツ圧力で 0, 100, 200, 300 kg/mm² である。

このような表面圧延材の疲労過程中的表面組織変化を観察するにあたり、さらに良好な面を与えるために HClO₄ 7 容, CH₃COOH 30 容, H₂O 2 容なる電解研磨液にて仕上げ研磨後、ナイトルで化学腐食を行なった。試験片の切欠き底表面の観察は金属顕微鏡およびレプリカ電子顕微鏡を用いて行なった。金属顕微鏡による観察は所定の繰返し数ごとに試験片を疲労試験機よりとりはずし、その切欠き底表面の同一場所を円周方向に沿って約 3 mm 連続写真を撮り、観察した。レプリカ電子顕微鏡観察は金属顕微鏡にて観察した部分よりレプリカ膜を作製して行なった。

ここで用いた疲労試験機は小野式回転曲げ疲労試験機 (3600 r. p. m) である。レプリカ膜にはセルロースアセトブチラートを使用し、クロムを 45 度方向からシャドーイングすることによる二段カーボンレプリカ法にて電子顕微鏡観察用の試料を作製した。使用した電子顕微鏡は日本電子製スーパースコープ (加速電圧 30 kV) である。

3 試験結果および考察

3.1 S-N 曲線

疲労試験の結果えられた表面圧延材の S-N 曲線を Fig. 2 に示す。この図から明らかなように、圧延圧力が増すと試験片切欠き底表面の加工硬化の程度が増すため疲労強度は上昇する。これら圧延圧力の相違により異なった疲労強度を示す各試料の疲労過程中的切欠き底表面組織変化の観察は、Fig. 2 の結果より Table III に示す応力振幅および破断繰返し数にて行なった。ここで高応力疲労、低応力疲労とあるのは本研究の便宜上区別したものである。

Fig. 2. S-N curves of surface-rolled specimens.

Table III. Conditions for surface observation.

Rolling pressure (kg/mm ²)	High stress fatigue		Low stress fatigue	
	Maximum stress (kg/mm ²)	Number of cycles to failure	Maximum stress (kg/mm ²)	Number of cycles to failure
0	25	10 ⁵	19	4.5×10 ⁵
100	25	1.5×10 ⁵	19	4×10 ⁵
200	31	10 ⁵	—	—
300	37	10 ⁵	—	—

3・2 金属顕微鏡観察

すべり線発生および疲労き裂発生を観察した結果の代表的なものを Fig. 3 および Fig. 4 に示す。

Fig. 3 は高応力疲労の場合について表面圧延加工度（圧延圧力 $p=0, 100, 200, 300 \text{ kg/mm}^2$ ）の影響を観察したものであり、Fig. 4 は低応力疲労の場合につき、焼なまし材（圧延圧力 $P=0 \text{ kg/mm}^2$ ）および表面圧延材（圧延圧力 $P=100 \text{ kg/mm}^2$ ）の疲労過程のようすを示したものである。

一般にすべり線の発生は疲労過程のきわめて初期であることは従来から知られているが、本観察においても疲労寿命の1～10%ですべり線が生じている。さらに繰返し数が増すと、すべり線あるいはすべり帯は次第に太くなっていくと考えられる。

ここで高応力疲労の場合につき Fig. 5 を参照しな

Fig. 3. Microscopic observation of the notch root surface of specimen during high stress fatigue.

Fig. 4. Microscopic observation of the notch root surface of specimen during low stress fatigue.

がら観察すると、焼なまし材ではすべり線は微細で金属顕微鏡的には黒くかすんだように見え、粒界近傍に発生したこのようなすべり帯は応力繰返し数が増すにつれてその結晶粒全体をおおってくる。しかし、その発達の度合は各結晶粒によって異なり、破断に至ってもすべった形跡のみとめられない結晶粒も存在した。一方表面圧延材では、すべり帯は粒界から粒界へまたがるようになり直線的に発生しており、繰返し数が増すにつれて太く発達する。このような焼なまし材と表面圧延材とにおいて、金属顕微鏡的にみとめられるすべり線の形態の著しい相違は Oates と Wilson³⁾により、予ひずみを与えられた低炭素鋼について観察されているが詳しく述べていない。このように表面圧延材では、すべり帯は粒界から粒界にまたがるように粒内の局所的な所を直線的に通っているが、この傾向は Fig. 3 (c), (d)にみられるように圧延圧力が増すにつれ、著しくなっている。なお、Fig. 3 (c), (d)においては表面圧延加工の際生じたしわが電解研摩後も残っているため、疲労によって生じたすべり帯の挙動は金属顕微鏡的にはあまり明りようではない。

一方低応力疲労の場合も Fig. 4 (Fig. 6 参照) に示すように傾向としては高応力疲労の場合と同様であり、ただすべり帯の成長速度が遅いだけである。このことは本研究に用いたような低炭素鋼の疲労機構が本実験条件程度の応力レベルの差では高応力疲労の場合と低応力疲労の場合とで大差のないことを示していると考えられる。

また、繰返し応力によって材料表面に生じるすべり線の方向は、表面圧延材では焼なまし材と異なり、ほ

とんどの結晶粒において見かけ上負荷応力方向に対してほぼ垂直に生じている。これら材料表面に生じるすべり線は、完全焼なまし材のような結晶であれば、その結晶のすべり面と材料表面との交線であるから、すべり線の方向は材料表面に存在する結晶粒の方位と応力方向とに依存する。しかし表面圧延材では、見かけ上すべり線が最大引張応力方向にほぼ垂直な方向に生じていることから、表面圧延材において疲労の初期に生じるすべり線の方向は、表面結晶粒のすべり系にもよるが、巨視的には応力の方向に、より依存していると考えられる。しかしながら、表面圧延により塑性変形をうけた表面結晶粒においては、転位組織変化、微視的内部応力変化、優勢方位等が存在すると考えられるので、この現象に対する明確な説明は現在のところ明らかでない。

さらに Fig. 3, 4 から明らかなように表面圧延材の方がすべり線の発生が早く、すべり線が粒界をまたがるように粒内の局所的な所を通っているのは次のように考えられる。すなわち表面圧延材の表面結晶内では疲労前の初期状態においてすでに塑性変形をうけ、その結晶粒内は転位密度も比較的高く⁴⁾、エネルギー的に不安定状態にあると考えられる。したがって、このような表面圧延材に繰返し応力を加えると、まず、それらの不安定領域が疲労変形され、エネルギー的に安定な焼なまし材よりも早くすべり線が発生すると推論される。またこのようなすべり線は結晶粒内の局所的なところを選択的にとおっていると考えられるのである。

3・3 レプリカ電子顕微鏡観察

金属顕微鏡観察においては、すべり線の微視的形態

Fig. 5. Electron-microscopic observation of the notch root surface of specimen during high stress fatigue.

やき裂発生のおよびその時期について詳細に観察することはできない。それゆえ、ここではこれらの点に関してレプリカ電子顕微鏡観察を行なった。それらの結果の代表的なものを Fig. 5, 6 に示す。このうち、疲労過程中的表面観察における高応力疲労の場合を Fig. 5 に低応力疲労の場合を Fig. 6 にそれぞれ示した。

まず高応力疲労の場合についてみると、焼なまし材

において、すべり線は応力繰返し数 $N = 10^3$ のとき本実験手段にて観察するかぎりではまだ生じておらず、 $N = 10^3 \sim 2 \times 10^4$ で生じている。そしてこれらのすべり線はパーライト-フェライト粒界やフェライト-フェライト粒界近傍のフェライト粒内に生じ、その形態は細かい。そして銅やアルミニウムなどの面心立方金属と異なり、すべり系も多く複雑で、すべり帯は多くの交差すべりを含み、波状すべりの様相を呈している。

Fig. 6. Electron-microscopic observation of the notch root surface of specimen during low stress fatigue.

また結晶粒によっては二重すべりを生じている部分もみられた。これらのすべり帯は応力繰返し数が増すにつれて、その領域は大きくなり、その結晶粒全体をおおようになる。そして微視的き裂は $N=2 \times 10^4 \sim 5 \times 10^4$ で粒界近傍の交差すべりを含んだ局部的に塑性変形の著しい所に生じる。（ここで微視的き裂といっているのは、結晶粒界を貫通する以前の一結晶粒内でのき裂である）さらに応力繰返し数が増大するにつれ、これらの微視的き裂は粒界を横切り、巨視的き裂に成長する。なおFig. 5 (a) の $N=8 \times 10^4$ の場合のき裂は結晶粒界および副結晶粒界に沿って生じていると考えられる。

一方表面圧延材の場合は、繰返し応力が同じ 25 kg/mm^2 であっても、圧延圧力 100 kg/mm^2 の場合にみるように、すべり線はすでに $N=10^3$ において生じている。そして、その形態は焼なまし材の場合と著しく異なり、疲労のごく初期において生じるすべり線でさえもかなり太くむしろすべり帯というべき形態を示している。これらのすべり帯は金属顕微鏡でも明らかに粒界から粒界へまたがるように粒内の選択的な所をとおっている。そして、応力繰返し数が増すと、その太さと長さは増大し、太くなったすべり帯の中に微細なすべり線が生じている。さらに繰返し数が増くとなると、これらのすべり帯は他のすべり帯と互いに干渉し合い、この部分に微視的き裂が形成されると考えられる。そして、しだいに巨視的き裂へと進展する。この場合、微視的き裂の発生時期は $N=2 \times 10^4 \sim 5 \times$

10^4 で、焼なまし材の場合とほとんど変わらないが、Fig. 5 (a), (b) からわかるように表面圧延材の方がやや遅いようである。すなわち表面圧延材においては微視的き裂発生をうながす組織に変化するまでに、焼なまし材の場合より多くのエネルギー（この場合、焼なまし材、表面圧延材とも負荷応力は同じであるから、応力繰返し数に対応する）が必要となる。

また、加工度の相違による高応力疲労の微視的挙動をみると、Fig. 5 (c) に示すように圧延圧力 200 kg/mm^2 の場合、すべり線はやはり圧延圧力 100 kg/mm^2 の場合と同じく、結晶粒内の局所的な所に選択的に生じている。そしてFig. 5 (d) にみるように、圧延圧力が 300 kg/mm^2 になり、圧延圧力が増すにつれて、すべり線の発生する場所はより選択的な所に限られてくる。またこれらの場合においてさらに応力繰返し数が増してもすべり帯の太さや長さは圧延圧力 100 kg/mm^2 の場合に比し、わずかしき大きくなり、この傾向は圧延圧力が大きくなるほど著しい。さらに微視的き裂の発生は圧延圧力 100 kg/mm^2 の場合と異なり、すべり帯が互いに干渉しあう以前に、すべり帯内から生じているようである。

繰返し応力 19 kg/mm^2 の比較的低応力の疲労の場合について述べよう。すべり線の発生および微視的き裂の発生時期は当然高応力疲労の場合より遅い。まず焼なまし材において、すべり線は $N=5 \times 10^3 \sim 5 \times 10^4$ で生じこれらはやはり粒界近傍に生じやすい傾向を示す。またこれらのすべり帯内に生じる凹凸は高応力疲

勞の場合より小さい。応力繰返し数が増すとすべり帯は徐々にその領域を増してゆき、これらのすべり帯内に微視的き裂が発生する。この場合、微視的き裂の発生時期は、 $N=10^5 \sim 3 \times 10^5$ である。表面圧延材の場合、高応力疲労においてもそうであったように、すべり線の発生は焼なまし材より早い、そして応力繰返し数が増すにつれて、すべり帯の幅は徐々に太くなり、これらのすべり帯内から微視的き裂が発生した。この場合、すべり線および微視的き裂の発生時期はそれぞれ $N=10^3 \sim 5 \times 10^3$ および $N=10^6 \sim 3 \times 10^6$ であった。

以上のように表面圧延材においては、加工度や負荷応力により、すべり線やき裂発生挙動は多少異なるが、焼なまし材の挙動とは大きな差異をみせ、すべり線の形態は著しく異なり、微視的き裂は太くなったすべり帯内あるいはこれらが干渉し合った部分に生じた。

3.4 すべり量の変化

金属顕微鏡および電子顕微鏡による観察から、焼なまし材および表面圧延材（圧延圧力 100 kg/mm^2 ）について、疲労過程中的すべり線および微視的き裂発生挙動を要約したのが Fig. 7 である。ここで縦軸は

Fig. 7. Relation between the number of cycles and the ratio of slipped grains.

$\Sigma G_s/G_0$ の百分率を示す。 $(G_0$; 最初の結晶粒数, ΣG_s ; すべりを生じた結晶粒数)。この測定にあたっては各試料の切欠き底を円周方向に約 500 個の同一結晶粒を観察し、各繰返し数ごとにその結晶粒数に対するすべりを生じた結晶粒数の割合を算出した。この図より明らかなように繰返し応力 25 kg/mm^2 および 19 kg/mm^2 において、すべり線の発生は表面圧延材の方が少ない繰返し数で起こり、疲労初期においては表面圧延材の方が $\Sigma G_s/G_0$ の値は大きい。しかし疲労が進むにつれ、 $\Sigma G_s/G_0$ の値は焼なまし材の方が急に大きくなり、破断繰返し数も少ない。また破断直前において、焼なまし材と表面圧延材との $\Sigma G_s/G_0$ の値は非常に接近してくる。全般的にみて、表面圧延材の場合、 $\Sigma G_s/G_0$ の値は徐々に増加し、焼なまし材の場合は急である。さらに高応力疲労の場合は低応力の場合に比し、相対的な傾向としてはかわらないが、 $\Sigma G_s/G_0$ の飽和値は高くなる。

4 総 括

焼なまし材および加工度の異なる表面圧延材の疲労

過程中的の表面組織変化を明らかにするため、低炭素鋼の環状切欠き回転曲げ疲労試験片を用いてその切欠き底表面を金属顕微鏡およびレプリカ電子顕微鏡にて観察しすべり線およびき裂発生の特性を明らかにした。その結果を要約すると次のようになる。

(1) すべり線の形態は表面圧延材と焼なまし材とは著しく異なり、焼なまし材では粒界近傍とくにパーライト-フェライト粒界近傍のフェライト粒内に細かいすべり線が生じ、応力繰返し数が増すとともに交差すべりを多く含んだすべり帯がその結晶粒全体をおおうようになる。一方表面圧延材では結晶粒界をまたがるようにすべり帯がフェライト粒内の選択的な所をとって生じ、応力繰返し数が増すにしたがいすべり帯は太く、長く発達する。

(2) 圧延圧力が増すほどすべり線はフェライト粒内のより選択的な所にしか生じず、微視的き裂発生はすべり帯が互いに干渉し合う前にそのすべり帯から発生する傾向にある。

(3) 表面圧延材では繰返し応力が同値である場合、焼なまし材に比べてすべり線の発生は早い、微視的き裂の発生は遅い。

(4) すべり線の方法は表面圧延材において巨視的には最大引張応力方向にほとんど垂直に生じる。

(5) 疲労にともなうすべり量の変化は表面圧延材の場合、焼なまし材よりゆるやかであり、表面圧延材についての $\Sigma G_s/G_0$ は徐々にその飽和値に達するが、焼なまし材では飽和に達するのにより少ない繰返し数しか要しない。また低応力疲労の場合は相対的な傾向としては高応力の場合とかわらないが $\Sigma G_s/G_0$ の飽和値は低い。

終わりに本報告をまとめるにあたりご支援を与えられた京都大学工学部山田敏郎教授に感謝の意を表します。

(昭和43年5月22日 日本材料学会第17期総会学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 吉田 彰, 田中政夫, 津和秀夫, 材料, **18**, 695 (1969).
- 2) Hempel, M. R., "Fracture," 376 (1959), J. Wiley, New York
- 3) Oates, G., and D. V. Wilson, Acta Met., **12**, 21 (1964).
- 4) 吉田 彰, 上村正雄, 川辺秀昭, 山田朝治, 材料, **18**, 1106 (1969).
- 5) たとえば, Laird, C., and C. E. Feltner, Trans. TMS-AIME, **239**, 1074 (1967).
- 6) たとえば, Smith, G. C., Proc. Roy. Soc., **A**, **242**, 189 (1957).