低炭素鋼平滑材の疲労強度に及ぼす微小予ひずみの影響*

長瀬 康 男^{*1}, 泉 沢 正 郎^{*1}Effect of Small Prestrain on the Fatigue Strength
of Low Carbon Steel

Yasuo NAGASE and Masaro IZUMISAWA

Fatigue behavior of plain specimens of low carbon steel subjected to small tensile prestrains is investigated through rotating bending tests, and compared with that of annealed or strain-aged specimens. It is found that 3% prestraining causes the acceleration of slip initiation and crack initiation, and increases the growth rate of a small surface crack of less than 0.3 mm. It decreases the fatigue limit and the fatigue life but gives no effect on the propagation of a large crack under small scale yielding. On the other hand, aging increases the fatigue strength of the prestrained specimens and the stress for the slip initiation. These effects of the small prestrain are explained on the unpinning of dislocation locking due to tensile strain before the fatigue test.

Key Words: Fatigue, Prestrain, Fatigue Limit, Crack Propagation, Aging, Carbon Steel, Surface Crack

1. 緒 言

炭素鋼に常温で予ひずみを与えると、加工硬化による材質強化のため、その疲労強度は予ひずみ量にともなって増加する^{(1)~(5)}。しかしながら、予ひずみが著しく大きくなると疲労強度が低下し始める⁽⁵⁾こと、また予ひずみが小さい場合には、逆に減少することが報告されている⁽⁴⁾⁽⁶⁾。予ひずみは巨視き裂の進展速度にほとんど影響を及ぼさない⁽¹⁾ことから、予ひずみはき裂の発生およびごく初期のき裂進展過程に大きな影響を及ぼしているものと考えられている⁽¹⁾⁽²⁾。また、小規模降伏が満足されないような微小穴材の回転曲げではき裂伝は寿命に予ひずみの影響が現れることが報告されている⁽⁶⁾。しかるに、微小予ひずみによる疲労強度の低下の原因に対する調査は必ずしも十分でなく⁽⁶⁾⁽⁷⁾、予加工を利用して材料の疲労強度の向上を図る場合、特にこの点について十分な検討が必要であると考えられる。

ところで、炭素鋼の疲労限度には疲労試験中に生じるひずみ時効および試験以前における転位の固着が重

要な役割を果たしていると考えられている⁽⁸⁾。焼なまし材に予ひずみを与えれば固着転位の解放が起こるから、微小予ひずみによる疲労強度の低下の原因として、炭素鋼に固有な転位の初期くぎ付けを考える必要があるといえる。しかしながら、この点に基づいて予ひずみによる疲労強度の変化を検討した報告は見あたらない。

以上の観点から、本研究では、微小予ひずみによる低炭素鋼の疲労強度の低下の原因を明らかにすることを目的として、微小予ひずみ材およびこれに時効処理を行った時効材を用いて検討した。すなわち、焼なまし材、3および7%の引張予ひずみを与えた材料およびこれらに時効を施した材料を用いて、疲労すべり線発生、き裂の発生、進展、および疲労限度について調査を行い、検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 試験片および試験機 試験片素材に機械構造用炭素鋼 S 25 C の丸棒 ($\phi 19$ mm) を用い、850°C, 1 h 保持の焼なまし処理を施した後、機械加工により図 1 に示す形状・寸法の試験片を製作した。図 1 (a) のテーパ試験片はすべり線発生の限界応力を求めるのに使用した。また、図 1 (b) の切欠試験片は中央部に浅

* 昭和 63 年 3 月 14 日 東海支部第 37 期総会講演会において講演、原稿受付 昭和 62 年 9 月 18 日。

^{*1} 正員、静岡大学工学部 (〒432 浜松市城北 3-5-1)。

い切欠が付してあり、き裂の発生および進展の観察に用いた。なお、S-N 曲線は切欠のない試験片を用いて求めた。

予ひずみを与えないものを焼なまし材とし、図 1 の試験片に加工する前に引張試験機を用いて 3 % および 7 % の公称引張ひずみを与えたものを予ひずみ材とした。したがって、予ひずみ時の材料表面は機械加工により除去されており、疲労試験時の材料表面は予ひずみ時のそれと異なる。表 1 に素材の化学組成、表 2 に機械的性質を示す。また、図 2 に焼なまし材の顕微鏡組織を示す。試験片中央部には紙やすり仕上げを行い、切欠を付けた後、電解研磨を施して鏡面に仕上げた。これによる試験片表面層の除去厚さは約 10 μm であり、機械加工による硬化層を取り除くことができることを確認している。

時効材は、予ひずみ材に 150°C、24 h 保持の時効処理を施したものである。時効時間は、処理後の硬さ変化が小さい安定な組織を得るため、最大硬さを過ぎて硬さの変化がほぼ認められなくなった時間とした。表 3 に本実験で用いた試験片素材の種類を示す。また、表 4 に上降伏点または耐力を示す。なお、各材料とも

図 1 (b) の試験片の切欠係数はほとんど 1 であり平滑材とみなすことができた。予ひずみ材は、ひずみを与えた後に起こるひずみ時効を防ぐために低温下 (−18°C) で保存した。

試験機は、小野式回転曲げ疲労試験機 (3 600 rpm, 98 N·m) を使用し、常温で試験を行った。

2.2 実験方法 焼なまし材 (A 材)、予ひずみ材 (B1, B2 材) および時効材 (C1, C2 材) について、それぞれすべり線の発生、き裂発生、疲労限度などを求めた。すべり線発生の限界応力は図 1 (a) の試験片を用い、従来の研究⁽⁹⁾と同様な方法で測定した。き裂の発生および進展の測定は、図 1 (b) の試験片を用い、適当な間隔で試験機を停止し、アセチルセルロースフィルムを試験片の切欠部にはりつけて、これに写し取られたき裂について光学顕微鏡 (倍率 100 倍) を用いて行った。

3. 実験結果および考察

3.1 予ひずみ材

表 1 素材の化学成分 (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.25	0.24	0.49	0.018	0.008	0.14	0.04	0.13

表 2 素材の熱処理条件および機械的性質

Upper yield point	MPa	353
Lower yield point	MPa	288
Tensile strength	MPa	458
Fracture stress	MPa	325
Elongation	%	32.4
Reduction of area	%	41.2
Heat treatment	Annealed at 850°C for 1h	

表 3 供試材料および前処理

Material	
A	Annealed
B1	3% Pre-strained
B2	7% Pre-strained
C1	3% Pre-strained + aged at 150°C for 24h
C2	7% Pre-strained + aged at 150°C for 24h

表 4 上降伏応力または耐力

Material	A	B1	B2	C1	C2
σ_y MPa	353	356	421	384	462

(a) テーパー試験片

(b) 切欠試験片

図 1 試験片の形状・寸法

図 2 素材の顕微鏡組織

3・1・1 S-N 曲線および σ_s -N 曲線 図 3 に各材料の S-N 曲線およびすべり線発生の限界応力曲線 (σ_s -N 曲線) を示す。A および B2 材の疲労限度 (220 MPa) に対して B1 材の疲労限度 (205 MPa) は低下している。時間強度についても同様に前者に比較して後者が小さい。また、すべり線発生の限界応力 σ_s は、B1 および B2 材ともに A 材に比較して低下しているが、特に B1 材の低下が著しいことがわかる。すなわち、3% 程度の微小予ひずみをあらかじめ与えると、疲労強度のみならず疲労の初期過程であるすべり線発生の限界応力が低下することがわかった。

3・1・2 疲労き裂の発生および進展寿命 図 1 (b) に示す試験片を用いて、A 材の疲労限度 σ_w より若干高い一定応力 (230 MPa) 下で疲労過程に及ぼす予ひずみの影響を調査した。この結果を図 4 に示す。これは、平均的な寿命を有する試験片各 2~3 本について求めた結果の一例である。き裂 (全長 $2a=0.05$ mm) 発生寿命 N_c , $2a=0.1, 0.3$ mm のき裂発生寿命を $N_{0.1}, N_{0.3}$ とし、破断寿命を N_f とする。予ひずみの影響は $N_{0.3}$ から N_f までのき裂進展寿命にほとんど現れないのに対して、き裂発生および 0.3 mm 程度までの進展寿命に顕著に現れる⁽¹⁰⁾。すなわち、A 材の N_c が N_f の約 70% であり、疲労過程の大半をき裂発生寿命が占めるが、B1 材では約 50% となり、予ひずみがき裂発生を促進することがわかる。また図 4 から、7% の予ひずみを与えれば A 材とほぼ同程度まで破断寿命が回復するが、疲労過程は A 材の場合と異なり、すべり線およびき裂の発生が早くなり、その後の微小き裂の進展寿命が長くなることがわかる。

3・1・3 き裂の進展速度 各材料の $\sigma=230$ MPa における微小き裂の進展速度を図 5 に示した。ここで便宜的に $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi a}$ とした。各材料とも平均的な寿命を有する 2~3 本の試験片についての結果である。き裂長さ $2a > 0.3$ mm ($\Delta K > 5$ MPa $\cdot$ m^{1/2}) の場合、B1 材

のき裂進展速度がやや高い傾向が認められる⁽⁶⁾が顕著な相違はない。これに対して $2a < 0.3$ mm ($\Delta K < 5$ MPa $\cdot$ m^{1/2}) の場合は、B1 材の進展速度が A 材および B2 材のそれに比較して明らかに高いことがわかる。

図 6 に、各材料の $\sigma=100$ MPa の一定応力下における巨視き裂進展速度を示す。この場合にはき裂は小規模降伏状態にあるとみなすことができる。各材料における巨視き裂導入方法は、まず $\sigma=230$ MPa の応力でき裂を発生させ、次に $\sigma=100$ MPa で進展することのできる長さ $2a \approx 2$ mm まで、応力レベルを数段階に分けて徐々に小さくしてき裂を進展させる方法をとった。このとき、各応力レベルで前段階におけるき裂先端塑性域を超えるところまでき裂が進展するようにし、できる限り前応力履歴の影響が少なくなるようにした。

図 6 から明らかなように、各材料の間に進展速度の差異はなく、7% 程度までの予ひずみは巨視き裂進展に影響を与えないことがわかる。この結果と 7% 以上の予ひずみ材においても同様な結果が報告されてい

図 4 疲労過程に及ぼす予ひずみの影響

図 3 S-N 曲線および σ_s -N 曲線

図 5 微小き裂の進展速度

る⁽¹⁾ことを考えれば、予ひずみの有無およびその大きさは巨視き裂進展速度にほとんど影響しないものと考えられる。

以上の結果から、3%程度の微小予ひずみによる破断寿命の低下、すなわち時間強度の低下はき裂の発生および0.3 mm以下の微小き裂の進展の促進が主な原因と考えられる。

3・1・4 き裂のアスペクト比と停留き裂 $\sigma=230$ MPaにおいて発生および進展させた微小き裂に加熱着色を行い、き裂破面を観察した。この結果、 $2a=0.15$ mm程度の微小き裂のアスペクト比 $t/2a$ (t はき裂の深さ)は各材料とも0.4~0.45であり、差異は認められなかった。すなわち、3・1・3項までに明らかになった微小き裂の進展速度の相違はき裂の形状などの力学的因子よりむしろ材質的因子に起因しているものと考えられる。

図1(b)の切欠のない試験片に各材料の疲労限度の応力を $N=10^7$ 回負荷した後、電解研磨により表面を数 μm 除去して、停留き裂長さおよび分布状態を調査

した。その結果、停留き裂の最大長さはいずれの材料においても約0.05 mmで結晶粒2~3個程度にわたる微小なものであった。また、このほかには1~2結晶粒程度のき裂が数個認められる程度であり、停留き裂長さおよび分布状態に及ぼす予ひずみの影響は認められなかった。

3・1・5 すべり線および微小き裂の観察 本研究では、引張りにより予ひずみを与えて回転曲げ疲労試験を行うので、予ひずみの際に最初にすべり変形を起こす結晶粒は、曲げにおいても最もすべりやすい結晶粒である。したがって、予ひずみはこのような結晶粒の固着転位を解放するだけでなく、その周囲の結晶粒に比較してひずみ硬化の程度を著しくし、疲労すべり線の発生に影響を及ぼすことも考えられる。そこで、この点を明確にするために、B1およびB2材のテーパー試験片を用いて、 $N=3 \times 10^6$ 回の負荷を与えた後、すべり線発生の限界位置(150 MPa)近傍で生じたすべり線の発生位置を写真で確認した。次に、電解研磨によりこのすべり線を除去し、真空中で600°C、1h保持のひずみ取り焼なましを施した。この材料を焼なまし材とみなして、再度同一応力ですべり線の発生位置を調べた。一例としてB2材についての結果を図7に示す。ただし、焼なまし温度はA材とほぼ同程度まで硬さが回復すること、および再結晶しない温度であることなどの条件から600°Cとした。

図7より、予ひずみ材におけるすべり線の発生位置は焼なまし材と同一の結晶粒であると認められる。すなわち、き裂の起点となるすべりが最初に現れる結晶粒は予ひずみを与えても変化しないといえる。したがって、最もすべりやすい方位を持つ結晶粒は予ひずみにより他の結晶粒より大きな変形を受けているものと考えられるが、周囲の結晶粒に対する相対的な強度の上昇は小さいものと考えられる。また、図3の σ_s - N 曲線が予ひずみにより低下することを考えれば、微小

図6 巨視き裂進展速度

(a) 7%予ひずみ

(b) 焼なまし

図7 予ひずみ材および焼なまし材における初期すべり線の発生位置(矢印は軸方向を示す)

予ひずみは外力に対して最もすべりやすい方位を持つ結晶粒の疲労すべり変形を促進する効果があるといえる。

図8に、 $\sigma=230$ MPaにおけるすべり線の発生状況および同じ位置のすべり線のレプリカ写真を示す。焼なまし材の場合、直接観察ではすべり線が結晶粒内に一様に発生するが、レプリカではすべり線がほとんど認められない。これに対して、予ひずみ材の場合には両者にほとんど差異がなく、すべり線が粒内に明確な線状に発生する⁽²⁾。このことは、焼なまし材ではすべり変形による表面の凹凸がきわめて小さく、予ひずみ材ではそれが著しいことを示すものである。焼なまし材および予ひずみ材におけるこのようなすべり帯発生状況の特徴は、転位の初期くぎ付け強さの相違および転位構造に起因しているものと考えられるが、内部組織と表面に起こる変化との関連については現在のところわからない。

図9に初期微小き裂のレプリカ写真を示す。各材料ともき裂発生形態はすべり帯き裂と起点とする粒内形である。しかしながら、その後の初期き裂進展の形態は異なる。すなわち、焼なまし材では母相フェライト中に発生したすべり帯き裂は母相中を引張軸に対して垂直の方向に進展するのに対し、予ひずみ材では、隣接結晶粒内に生じた別のすべり帯き裂と連結するこ

とによって進展することが観察される。すなわち、焼なまし材では比較的早い段階に非結晶学的な進展形態となるのに対して、予ひずみ材では結晶学的な進展形態がかなり長いところまで認められる⁽²⁾。これは図8からもわかるように、予ひずみ材の場合はすべり線が線状部分に密集して現れるので、き裂が隣接結晶粒内に進展するときすべり線を連結して進展しやすいことが要因と考えられる。

3.2 時効材

3.2.1 S-N曲線および σ_s -N曲線 微小予ひずみ材に時効処理を施して、予ひずみにより解放された転位を固着した材料(C1およびC2材)について3.1節と同様な調査を行い、焼なまし材および予ひずみ材と比較した。

図10にC1およびC2材のS-N曲線および σ_s -N曲線を示す。時効の影響を明確にするためA、B1およびB2材の結果も併せて示した。C1およびC2材の $\sigma_w(215, 230$ MPa)は、それぞれB1およびB2材の σ_w に比較して、約10 MPa上昇している。しかしながら、C1材の σ_w はA材のそれに比較して差は小さくなっているが若干低い。このことから、3%程度の微小予ひずみの影響が時効後も完全に回復していないものと考えられる。 σ_s については、時効材は予ひずみ材より5~10 MPa高くなっているが、焼なまし材に比

図8 すべり帯の発生状況 ($\sigma=230$ MPa, $N=N_c$, 矢印は軸方向を示す)

べて低繰返し数域で低いことがわかる。

以上の結果から、3%の予ひずみ材に時効による転位のくぎ付けを行った場合、硬さなどは焼なまし材以上に高くなって疲労強度およびすべり線発生限界応力はかなり上昇するが、初期くぎ付け強さは必ずしも十分に回復していないものと考えられる。

3・2・2 疲労き裂の発生および進展挙動 図11に $\sigma=240$ MPaにおける時効材の疲労過程を示す。図11からC2材の $N_{0.1} \sim N_f$ のき裂進展寿命が特に長いことがわかる。図4において $N_{0.3} \sim N_f$ の進展寿命に予ひずみの影響がほとんどないものとみなすことができたが、時効処理を施せばこの進展寿命にも差異が生じて予ひずみの影響が認められる。

図12に $\sigma=240$ MPaにおける微小き裂進展速度を示す。C1材の進展速度はB1材のそれに比較してやや低くなる傾向にあるが、AおよびB2材と同程度で相違はほとんどないといえる。しかしながら、C2材の進展速度はC1材のそれに比較して明らかに低い。これは図11でC2材の $N_{0.1} \sim N_f$ の進展寿命が長くなることと対応している。

この原因として以下のことが考えられる。C2材のほうがC1材に比較して予ひずみおよび時効による降

伏応力の上昇が大きくなり、同一応力下ではC1材より小規模降伏状態に近くなって、巨視き裂に近い進展挙動を示したものと考えられる。

また、 $\sigma=100$ MPaにおいてC1材およびC2材の巨視き裂進展速度を前節と同様の方法で求めた結果、時効の影響はほとんど認められなかった。したがって、時効の影響は微小き裂のような大応力下、すなわち小規模降伏の成立しない場合における進展に顕著に見られる。

3・3 予ひずみ材および時効材の疲労限度 平滑材の疲労限度では、微小な第1段階のすべり帯き裂が停留しているが、第2段階き裂は認められないことから、疲労限度は第1段階き裂の進展限界、または第2段階き裂の発生限界と理解されている⁽¹¹⁾。本節では微小き裂の進展に大きい影響を及ぼすと考えられている繰返しひずみ時効⁽¹¹⁾と試験前の転位の固着状態⁽¹²⁾について検討を加える。

表5に、各材料に疲労限度の応力を加えたときおよび時効処理したときの硬さを示す。疲労試験前($N=0$)に対する試験後($N=10^7$)の硬さの変化は、B1およびC1材についてはほとんどないが、A、B2およびC2材については若干硬化している。しかしながら、そ

図9 微小き裂の発生状況 (レプリカ、矢印は軸方向を示す)

図10 時効材のS-N曲線および σ_s -N曲線

図11 時効材の疲労過程に及ぼす予ひずみの影響

の硬さ上昇率は数%程度であり、全体の傾向として疲労試験中における繰返し硬化は顕著でないものと考えられる。試験後に 150°C、24 h の時効を施すと、C2 材を除くすべての材料が硬化するのが認められる。特に、B1 材の時効後の硬さ上昇が他より著しいことから、B1 材の試験後の状態は、試験初期の固着転位の解放状態と等しく、繰返し応力による再固着は起きていないものと考えられる。

ところで、疲労限度の応力を $N=10^7$ 回与えたとき、S15C 材では硬さの変化がない⁽¹³⁾が、純鉄材では加工軟化する⁽¹⁴⁾ことが報告されている。また、両材料ともその後、時効処理すれば硬化すること、降伏点が再現することなどから、疲労試験直後では、くぎ付けされた転位が疲労によって解放され、動きうる転位が生成された状態になっているものと考えられることが報告されている⁽¹⁴⁾。上述の結果から明らかなように、本実験で用いた S25C 材も、焼なまし材の場合にはこれらと同様に繰返し応力による転位の解放が生じているものと考えられる。

次に、引張・圧縮形の電気・油圧式疲労試験機を用いて、A、B1、B2 および C1 材について、それぞれの疲労限度の応力を折点以上の繰返し数 $N=3.5 \times 10^6$ 回与

えた後、引張試験を行い、試験後の転位の固着状態についてさらに調査を行った。この結果、A および C1 材では降伏点現象の消失および耐力の低下が認められ、B1 および B2 材では試験前とほとんど変化がなく、降伏点現象は現れなかった。したがって、疲労限度の応力を与えた場合、A 材では固着転位の解放が生じ、B および B2 材では繰返しひずみ時効による転位の再固着はほとんど起こらないものと考えられる。

すなわち、本研究で用いた S25C の場合、試験中にひずみ時効は生じないため、予ひずみによる疲労限度の変化は試験前の転位のくぎ付け強さに依存しているものと考えられる。また、時効処理による疲労限度の回復は主として試験前の転位の固着力の増加が原因と考えられる。

4. 結 言

疲労強度に及ぼす微小予ひずみの影響を明らかにすることを目的として、S25C 焼なまし材に 3% および 7% の引張予ひずみを与えた材料およびこれらに時効処理を行った材料の平滑試験片について、回転曲げ疲労試験を行った。き裂の発生、進展および疲労限度について調査し、転位の初期くぎ付け強さに基づいて、疲労強度に及ぼす微小予ひずみの影響に検討を加えた。得られた結果を要約すれば以下ようになる。

(1) 焼なまし材に 3% 程度の微小引張ひずみを与えると、疲労限度および時間強度の低下が生じることが確かめられた。

(2) 微小予ひずみは、疲労すべり線およびき裂の発生を早め、長さが 0.3 mm 以下の微小き裂の進展速度を加速するが、小規模降伏を満足するような巨視き裂進展速度には影響を及ぼさない。

(3) 微小予ひずみ材のすべり線は焼なまし材に比較して表面の凹凸が著しく、鋭く線状に密集して発生する。このため、微小予ひずみ材では、初期のき裂が隣接結晶粒内に進展するときすべり線を連結して進展しやすく、進展速度が増大するものと考えられる。

(4) 7% 程度の予ひずみを与えれば、時間強度および疲労限度ともに焼なまし材のそれらと同程度まで回復するが、疲労過程に占めるき裂発生寿命および進展寿命は異なる。

(5) 予ひずみ材に時効処理を施すと、疲労強度およびすべり線発生の限界応力が増加する。特に、7% 予ひずみ材に時効を行うと、降伏応力の上昇が大きいいため、小規模降伏を満足しない大応力下ではき裂進展速度が低下するが、巨視き裂の進展速度には差異が認められない。

表 5 繰返し負荷および時効による
ビッカース硬さ変化 ($W=1.96$ N)

	N = 0	N = 10^7	Aged for 24h
A	134	142	146
B1	149	151	160
B2	163	169	173
C1	160	160	165
C2	166	179	178

図 12 時効材における微小き裂の進展速度

(6) 焼なまし材に疲労限度の応力を繰返し与えると、降伏点現象が消失する。一方、予ひずみ材の場合には、降伏点現象が再現しない。また、試験後の時効処理による硬さの上昇は焼なまし材および予ひずみ材に認められた。したがって、本研究で用いた材料では、試験中における繰返しひずみ時効は顕著でないと考えられる。

(7) 本研究で用いた材料の疲労強度が3%程度の予ひずみによって低下するのは、主として試験前における固着転位の解放が原因と考えられる。

終わりに、本研究の遂行ならびに内容について懇切なご指導およびご検討を賜った名古屋大学工学部 北岡征一郎助教授に厚くお礼申し上げます。また、実験に協力された当時の大学院学生 鈴木哲君(現(株)豊

田自動織機)に感謝する。

文 献

- (1) 小林・ほか5名, 機論, 43-366 (昭52), 416.
- (2) 中沢・ほか2名, 機講論, No. 730-1 (昭48-4), 49.
- (3) 西谷・西田, 機論, 39-319 (昭48), 798.
- (4) 福井・ほか2名, 東大理工研報告, 7-1 (昭28), 447.
- (5) Frost, N. E., ほか2名, *Metal Fatigue*, (1974), 330, Oxford Univ. Press.
- (6) 西谷・ほか2名, 機論, 53-487, A (昭62), 378.
- (7) 今井・真武, 材料, 31-346 (昭57), 680.
- (8) 清家・北岡, 材料, 26-281 (昭52), 190.
- (9) 清家・ほか2名, 機論, 45-390 (昭54), 126.
- (10) 真武・ほか2名, 材料, 34-384 (昭60), 1070.
- (11) 例えば, 加藤・ほか2名, 機論, 50-456, A (昭59), 1461.
- (12) Oates, G. and Wilson, D. V., *Acta Met.*, 12-1 (1964), 21.
- (13) 北岡・ほか2名, 機論, 37-297 (昭46), 861.
- (14) 清家・ほか2名, 機論, 38-311 (昭47), 1707.

討 論

〔質問〕 加 藤 容 三〔岐阜大学工学部〕

(1) 結晶粒界が、微小き裂の成長に対する障害効果を有し、過渡的に成長速度を低下させたり、時には、停留に導くことは周知である。予ひずみ材の疲労限度の低下、あるいは微小き裂成長速度の上昇は、焼鈍材に見られるような、初期くぎ付け効果に起因する粒界障害効果の存在しないことも、その一因と考えることはできないか。また、図8は、ある程度、このことを示唆しているように思われる。

(2) これは質問というよりコメントとして受け取っていただきたい。質問者は、以前(付1)、時効処理によって、初期くぎ付け強さを大きく増加させるとともに、一方では、ひずみ時効能をむしろ減少させた材料について、疲労試験を行い、焼鈍材の結果と比較したところ、室温では、疲労限度に対し、初期くぎ付け効果が大きく寄与しており、繰返しひずみ時効の寄与は、取るに足らぬものといった結論を得ている。

〔回答〕 (1) ご指摘のように、予ひずみ材では焼なまし材に比較して初期くぎ付け力が小さいことに起因して、すべり変形またはき裂進展に対する粒界障害効果の低下が生じることも予ひずみ材の疲労限度および微小き裂進展速度の増大の原因の一つと考えられる。

粒界障害効果は疲労限度の結晶粒径依存性を表す式

$\sigma_w = \sigma_{0w} + k_w d^{-1/2}$ において係数 k_w に反映されていると考えられている(付1)(付2)。すなわち、上式は下降状応力の結晶粒径依存性を表す $\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$ と類似の関係であることから、 k_w はすべり帯き裂がその応力集中効果によって隣接結晶粒内へ進展しようとするときの粒界の強さを表していると解釈されている。このように考える場合に、 k_w は転位の固着力の大きさを表すと同時にこれに起因する粒界障害効果の大きさを表すといえるため、転位の初期くぎ付け力の低下は粒界障害効果の減少に寄与するものと考えられる。

なお、本研究で用いた材料について、予ひずみによる転位のくぎ付けからの解放および時効処理による転位の固着力の増加を裏付けるために、 k_y の変化を調査したが、3%および7%の予ひずみにより k_y が低下することは確かめられたものの、その後に100°C、24 hの時効処理を施しても k_y が回復する結果は認められなかった。

(2) ご教示に感謝する。少なくとも低炭素鋼のように疲労限度の応力で発熱が起こらないような場合には、疲労限度に及ぼす繰返しひずみ時効の寄与は小さいものと考えている。

(付1) 長谷川・ほか3名, 材料, 32-352 (昭58), 45および51.

(付2) 長谷川・ほか2名, 機論, 43-370 (昭52), 1995.