低炭素鋼の疲労き裂発生過程に及ぼすひずみ時効の影響* (電顕連続観察による検討)

高 尾 健 一** 西 谷 弘 信*** 坂 口 英 信****

Effect of Strain Aging on Fatigue Crack Initiation Process of Low Carbon Steel (Successive Observations by SEM)

by

Ken-ichi TAKAO

(Faculty of Science and Engineering, Saga University, Saga)

Hironobu NISITANI

(Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

and Hidenobu SAKAGUCHI

(Faculty of Science and Engineering, Saga University, Saga)

Rotating bending fatigue tests have been carried out on smooth specimens of an annealed aluminum-killed steel, an annealed rimmed steel and a low temperature quenched rimmed steel. Successive observations on the surfaces of the specimens and fractographic observations have been made by SEM with special attention being given to the starting points of fatigue cracking, in order to investigate the effect of strain aging on fatigue crack initiation process.

The main results obtained are as follows ;

(1) A low temperature quenched rimmed steel, which has the highest strain aging ability, had a higher resistance to initiation and propagation of fatigue cracks and had an about 50% higher fatigue limit comparing with other two steels. However, no qualitative difference was recognized among the steels in the process of initiation of a crack when the crack size was about the size of a grain. This process is such that the region, which is to become a crack in the future, is damaged as a whole with little increase in size at the specimen surface and gradually turns into a crack. Moreover, this process is essentially different from the later crack propagation process. Fractography of the initial stage of fatigue cracking also seems to support the above statement.

(2) Non-propagating microcracks were observed on the unbroken specimen surface subjected to more than 10^7 cycles at the respective fatigue limit. Although some of them remained within the grain, the largest one propagated into neighboring grains and then stopped propagating.

(Received Mar. 7, 1980)

キー・ワード：低炭素鋼，ひずみ時効，疲労き裂発生過程，微視的停留き裂

1 緒 言

低炭素鋼の疲労挙動に及ぼすひずみ時効の影響について、疲労限度に対するだけでなく、過大、過小応力効果^{1)~3)}、コーキング効果⁴⁾、二段重複応力下の疲労⁵⁾⁶⁾、き裂進展等⁷⁾に対しては多くの研究がなされている。しかしながら高サイクル疲労における疲労破壊は材料表面

に発生した1個ないし数個のき裂が発生、伝ばして起ることを考慮して、破断の起点にまでさかのぼって微視的き裂の挙動に及ぼすひずみ時効の影響を調べた研究は少く、特に電子顕微鏡による連続観察は見当らないようである。

本研究は、このような点を考慮して、ひずみ時効能の異なる低炭素鋼（疲労部門委員会の共同研究用材料、リムド鋼CH10Rおよびアルミニウムキルド鋼CH10A）の回転曲げ疲労試験を行い、レプリカ法により疲労き裂発生⁷⁾¹¹⁾の起点に注目して、疲労過程、特にき裂発生過

* 原稿受理 昭和55年3月7日

** 正 会 員 佐賀大学工学部 佐賀市本庄町

*** 正 会 員 九州大学工学部 福岡市東区箱崎町

**** 学生会員 佐賀大学大学院 佐賀市本庄町

程に及ぼすひずみ時効の影響を走査電子顕微鏡(SEM)による表面連続観察および初期疲労破面の観察を通じて検討したものである。

2 材料、試験片および実験方法

用いた材料は低炭素鋼(リムド鋼 CH10R, アルミニウムキルド鋼 CH10A でどちらも直径 13 mm) 圧延丸棒である。Table I~III にそれぞれ化学成分, 熱処理条件と試験片作製手順, および熱処理後の機械的性質を示す。CH10R の平均結晶粒径は約 $25\mu\text{m}$, CH10A のそれは約 $32\mu\text{m}$ である。Fig. 1 に試験片形状を示す。浅い切欠きを付けたのは疲労被害を受ける領域を局限するためである。切欠き係数は小さい(CH10A 焼なまし材の回転曲げ疲労における切欠き係数は約 1.06 である)ので, 本試験片では実質的には平滑試験片とみなし得る。試験片に加える応力は切欠き

Table I. Chemical composition. (%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Al
Al-killed steel	0.10	0.015	0.46	0.012	0.016	0.028
Rimmed steel	0.10	0.001	0.43	0.027	0.027	0.001

Table II. Procedure for preparation of specimens.

Al-killed steel (AA)	920°C, 1 hr, F.C. → Machining → 700°C, 1 hr, F.C. (in a vacuum) → E.P.
Rimmed steel (RA)	920°C, 1 hr, F.C. → Machining → 700°C, 1 hr, F.C. (in a vacuum) → E.P.
Rimmed steel (RQ)	920°C, 1 hr, A.C. → 700°C, 1 hr, W.Q. → Machining → E.P. (keep at -10°C)

E.P.: Electro-polishing

Fig. 1. Dimensions of specimen.

Table III. Mechanical properties.

Material	$\sigma_{gl}(\text{kg/mm}^2)$	$\sigma_B(\text{kg/mm}^2)$	$\sigma_T(\text{kg/mm}^2)$	R of A (%)	HV*
Al-killed steel (AA)	17.4	34.5	69.7	69.4	89
Rimmed steel (RA)	20.2	32.1	85.0	77.1	86
Rimmed steel (RQ)	28.2	42.7	112.6	77.6	127

* 1 000 gr. 30 sec.

の存在を考えない公称応力で表してある。試験片はすべて実験前に表面層を $20\mu\text{m}$ 以上電解研摩で取り除いている。なお, CH10R の 0°C 水中に焼入れした試験片のみは常温における時効硬化の進行を抑えるため実験の直前まで -10°C に保存した。

用いた試験機は小野式回転曲げ疲労試験機(容量 $1.5\text{ kg}\cdot\text{m}$, 3 000 rpm)である。

疲労過程を連続的に観察するため, 応力繰返しの途中でときどき試験機を止め, 切欠き部からレプリカを採取した。そのレプリカから作製した試料について, き裂発生 of 起点を金属顕微鏡および走査電子顕微鏡で観察した。また破面観察はき裂伝ばの途中で未破断部を液体窒素中でぜい性破壊させたのち, SEM を用いて行った。

3 実験結果および考察

3・1 疲労挙動に及ぼすひずみ時効の影響とき裂発生過程

Fig. 2 に各材料の $S-N$ 曲線とき裂発生曲線を示す。ここでき裂発生繰返し数とは 1 結晶粒程度のき裂が隣りの結晶中に伝ばし始めるのが確認された繰返し数である。焼なましした CH10A, CH10R および低温焼入れした CH10R (以後それぞれ AA 材, RA 材および RQ 材と呼ぶ)の疲労限度はそれぞれ 15.5, 15.0 および 23.0 kg/mm^2 である。RQ 材は他の材料と比べて約 50% 疲労限度が高く, $S-N$ 曲線のこう配も多少大きいようであり, また折れ点も比較的早くから明らかに現れており, 従来の報告と同傾向を示している。さらにこの図から破断寿命に対するき裂発生寿命の割合は RQ 材で約 10%, AA 材および RA 材で約 30% であり, 同一応力振幅, 例えば $\sigma_a = 23\text{ kg/mm}^2$

Fig. 2. $S-N$ curves and initiation curves of one grain size crack.

でき裂発生寿命を比較すれば, RQ 材は他の材料の約 5 倍ある. 以上のことから定量的には時効硬化能の最も大きい RQ 材は AA 材, RA 材に比べてき裂発生だけでなく, 伝ばに対する抵抗もかなり大きいことがわかる.

Fig. 3 は疲労限度より約 50% 高い応力を少数回繰返すときの表面におけるすべり帯とき裂の発生状態を示すもので, AA 材ではすべり帯は密に結晶粒をぬりつぶすように発生するのに対し, RQ 材では粒内に離散的に発生する. この傾向は疲労限度付近の応力を繰返す場合にも認められ, また従来の報告とも一致する.

(a) Al-killed steel (AA),
 $\sigma_a = 23.0 \text{ kg/mm}^2$, $N = 5 \times 10^4$

(b) Quenched rimmed steel (RQ)
 $\sigma_a = 34 \text{ kg/mm}^2$, $N = 10^4$ 5μm

Fig. 3. SEM micrographs of slip bands and fatigue microcracks.

Fig. 4, 5, 7 はそれぞれ AA 材, RA 材, RQ 材に疲労限度より高い応力を繰返すときのき裂発生起点を含む表面状態の変化を示したもので, Fig. 6 は Fig. 5 の黒枠部の SEM 写真である. Fig. 8 は RQ 材のき裂発生部の SEM 写真であり, Fig. 3 (b) と同一箇所である. き裂発生箇所は多くの場合, AA 材, RA 材では粒界に沿う部分であるのに対し, RQ 材ではすべり帯に沿う部分である. き裂発生箇所はこのように材料によって異なるようであるが, き裂発生過程の定性的な差異はほとんどないようである. すなわち, 本実験の範囲では既報におけると同様に, この過程はどの材料に対しても粒界あるいはすべり帯に沿った 1 結晶粒程度の領域を単位として進行しているようである. Fig. 9 はこの過程を模式的に示したもので, 1 結晶粒程度の将来き裂となるべき領域 (粒界あるいはすべり帯) は表面における長さをほとんど増すことなく, 濃さのみを増しており, この領域が全体として応力繰返しとともに徐々に疲労被害を受けてき裂に近づいているようである. したがって, この過程にはき裂伝ば特性は含まれないことになる. 1 結晶粒程度のき裂が発生した後はき裂が応力, ひずみの集中源となり, き裂先端付近に集中的に疲労被害が蓄積されてき裂は伝ばする. 以上の過程は AA 材, RQ 材に疲労限度の応力を繰返す場合にも認められた (3・3 節参照).

3・2 初期疲労破面の観察

Fig. 10, 11 はそれぞれ RA 材, RQ 材の初期疲労破面の SEM 写真である. RA 材では粒界に, RQ 材ではすべり帯に沿ってき裂が発生している. どの場合

Fig. 4. The change in surface of an annealed aluminum-killed steel (steel AA).

Fig. 5. The change in surface of an annealed rimmed steel (steel RA).

Fig. 6. SEM micrographs of the specimen surface, black framed parts in Fig. 5.

Fig. 7. The change in surface of a low temperature quenched rimmed steel (steel RQ).

Fig. 8. SEM micrographs of the surface of a low temperature quenched rimmed steel (steel RQ).

Fig. 9. Schematic illustration of the crack initiation process.

にも1結晶粒程度の領域(矢印を付けた部分)は比較的平坦であり、3・1節で述べたき裂発生過程を反映しているように見える。すなわちこの領域内の各部分の様相は互いによく似ており、しかも1結晶粒き裂発生後のき裂伝ば過程に対応する破面にはこの領域内におけるような破面の様相は認められなかった。したがってき裂発生部の破面を形成する過程はき裂の伝ば特性をほとんど含まず、1結晶粒程度の領域を単位と

Fig. 10. A fractograph of the crack initiation region, an annealed rimmed steel (steel RA), θ is the angle between the direction of the specimen axis and that of the incident electron beam.

Fig. 11. A fractograph of the crack initiation region, a low temperature quenched rimmed steel (steel RQ), θ is the angle between the direction of the specimen axis and that of the incident electron beam.

して徐々にき裂に近づく過程に相当するものと思われる¹⁵⁾。なお、本材料では大塚らが報告している低炭素鋼のせん断型き裂面の平行な線状パターンの確認は困難であった。

3・3 微視的停留き裂

Fig. 12, 13 はそれぞれ AA 材, RQ 材に疲労限度の応力を 10^7 回以上繰返すとき観察された, 数結晶に

(a) $\sigma_Q = \sigma_W = 15.5 \text{ kg/mm}^2$, $N = 1.3 \times 10^7$

(b) $\theta = 30^\circ$

(c) $\theta = 30^\circ$

Fig. 12. A non-propagating microcrack of an annealed aluminum-killed steel (steel AA), θ is the angle between the direction of the specimen axis and that of the incident electron beam.

(a) $\sigma_Q = \sigma_W = 23 \text{ kg/mm}^2$, $N = 10^7$

(b) $\theta = 30^\circ$

(c) $\theta = 30^\circ$

Fig. 13. A non-propagating microcrack of a low temperature quenched rimmed steel (steel RQ), θ is the angle between the direction of the specimen axis and that of the incident electron beam.

及ぶ微視的停留き裂の表面および破面写真である。Fig. 12 (c), 13 (c)からわかるようにき裂発生部の破面は前述のき裂発生過程の特徴を反映している。これらのことから, AA 材, RQ 材における疲労限度は, 発生した1結晶粒程度のき裂が表面に沿うだけでなく, 内部に向っても多少伝はしたのち停留する限界の応力であると言える。Fig. 14 (a), (b)はそれぞれ Fig. 12, 13と同一試験片に発生した1結晶粒程度の粒界およびすべり帯に沿うき裂である(矢印部)。このように疲

(a) $K_I = 15.5 \text{ kg/mm}^2$ (50 μm) (b) $K_I = 23 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 14. Non-propagating microcracks remaining within one grain under fatigue limits.

疲労限度では、1結晶粒程度で留まるき裂もかなり認められるが、最大のき裂に注目すればAA材、RQ材ではほとんどの場合、1結晶粒を越えて伝ばしたのち停留する過程が認められるのが普通である。

さらに著者の一人は、炭素鋼のコーキング効果は、微視的停留き裂の先端部の加工硬化とひずみ時効による強化作用を通じて現れることを指摘している¹⁷⁾。RQ材のような低温焼入れによってひずみ時効能が高められた材料では、疲労限度において発生した微小き裂が低速度で伝ばしているとき、き裂先端付近のひずみ時効による強化作用が他の材料に比べてかなり大きいため、き裂伝ば抵抗の増大の割合も他の材料より大きく(疲労限度より高い応力を繰返す場合にも3・1節で述べたように全寿命に占める伝ば寿命の割合が他の材料より大きい)、き裂が停留しやすくなるものと思われる。このことはひずみ時効能の高い材料はコーキング効果も顕著であることとも関連があるものと思われる⁴⁷⁾。

4 結 論

ひずみ時効能の異なる3種の低炭素鋼、焼なまししたCH10A、CH10Rおよび低温焼入れしたCH10Rの回転曲げ疲労試験を行い、疲労過程、主としてき裂発生過程に及ぼすひずみ時効の影響を電顕連続観察および破面観察を通じて検討し、以下の結論を得た。

(1) き裂発生箇所が粒界(焼なまし材)あるいはすべり帯(低温焼入れ材)と材料によって異なるが、き裂発生過程の材料間の定性的な差異はほとんど認められない。この過程は1結晶粒程度の有限な領域が応力繰返しとともに全体としてき裂に近づく過程であり、その後の伝ば過程とは本質的に異なる。また破面観察からもこのことを支持する情報が得られた。ひずみ時効能の最も高い低温焼入れ材では他の材料に比べてき裂発生に対する抵抗も大きい、それ以上にき裂伝ばに対する抵抗が大きく、疲労限度も他の材料より約50%高い。

(2) 疲労限度の応力を 10^7 回以上繰返して認められる微視的停留き裂の中には1結晶粒内に留まるものもあるが、最大のものは1結晶粒を越えて表面に沿ってまた内部に向っても多少伝ばしたのち停留するのが普通である。

最後に、供試材(CH10A, CH10R)についてご便宜を頂いた疲労部門委員会田中道七委員長に感謝申し上げます。またひずみ時効に関して貴重なご助言を下さった九州産業大学、田中哲志講師および実験の遂行に当り協力された佐賀大学理工学部、伊藤勝美技官に感謝します。

(昭和54年11月7日 第13回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 広瀬素尚, 長谷川典彦, 加藤容三, 宮田丈太郎, 材料, **25**, 851 (1976).
- 2) 小林英男, 川田幸男, 中沢 一, 材料, **25**, 881 (1976).
- 3) 北川 茂, 日本材料学会第10回シンポジウム前刷集, 68 (1976).
- 4) 戸梶恵郎, 安藤善司, 牛田雅己, 朝原 力, 材料, **25**, 863 (1976).
- 5) 戸梶恵郎, 安藤善司, 牛田雅己, 材料, **26**, 1218 (1977).
- 6) 中川隆夫, 日和千秋, 日本材料学会第12回疲労シンポジウム前刷集, 70 (1978).
- 7) 西谷弘信, 田中哲志, 戸高 健, 日本材料学会第12回疲労シンポジウム前刷集, 6 (1978).
- 8) 山田敏郎, 幡中憲治, 近藤幸夫, 河合 宏, 材料, **25**, 857 (1967).
- 9) 広瀬素尚, 長谷川典彦, 加藤容三, 材料, **27**, 841 (1978).
- 10) 日本材料学会疲労部門委員会サブグループI, 材料, **27**, 908 (1978).
- 11) 西谷弘信, 田中哲志, 日本機械学会講演論文集, No. 780-13, 189 (1978).
- 12) 成本朝雄, 小林邦彦, 田中康浩, 船越哲己, 材料, **25**, 846 (1976).
- 13) 西谷弘信, 高尾健一, 日本機械学会論文集, **40**, 3254 (1974).
- 14) 高尾健一, 西谷弘信, 日本機械学会論文集, **46**, A, 123 (1980).
- 15) 大塚昭夫, 森 要, 第22回材料強度と破壊国内シンポジウム論文集, 1 (1977).
- 16) 高尾健一, 西谷弘信, 材料, **28**, 873 (1979).
- 17) 西谷弘信, 西田新一, 日本機械学会論文集, **39**, 1385 (1973).