過大過小応力下の疲労き裂伝ばと転位組織†

片 桐 一 宗* 小 寺 沢 良 一**
山 田 敏 晴*** 坪 井 俊 郎****

Fatigue Crack Propagation Associated with Dislocation Structure Changes under Periodic Overstressing

by

Kazumune KATAGIRI

(The Institute of Scientific and Industrial Research, Osaka University, Ibaragi)

Ryoichi KOTERAZAWA

(Institute of Engineering Mechanics, University of Tsukuba, Ibaraki)

Toshiharu YAMADA

(Shinmeiwa Kogyo Co., Takarazuka)

and Toshiro Tsuboi

(Chugoku Electric Co., Kurashiki)

Fatigue crack propagation under periodic overstressing *i.e.* intermittent application of a very small number of cycles of overstress during a cycling of very large number of understress below K_{th} , was studied with the normalized iron specimens and those stretched to 10% strain. Remarkable acceleration of crack propagation rate of about 200 times was observed in the former but it amounted about 100 times in the latter. Fracture surface observation revealed characteristic clam-shell markings corresponding to the varying stress. Etch pit study in the area where the markings are obvious suggested that the fracture surface formed by understressing has some bearing with crystallographic orientation. Direct observation of dislocation structure adjacent to the crack tip showed that acceleration of crack growth under the varying stressing is originated from cooperation of over- and understressing: Large crack tip opening displacement accompanied with formation of radial bands of dislocation structure emanating from crack tip on overstressing, and crack propagation along the band occurring on the way to recovery of the structure during understressing.

Some characteristics of acceleration under the periodic overstressing are discussed in the light of the new findings.

(Received Aug. 31, 1982)

キー・ワード：フラクトグラフィ，過大過小応力，疲労き裂伝ば，転位組織，予ひずみ材

1 結 言

変動応力下の疲労き裂伝ばにおいて，とくにき裂伝ば下限界応力拡大係数 K_{th} 以下の過小応力の多数回 ($\approx 10^6$ 回) の繰返しと過大応力の少数回 (≈ 2 回) の繰返しが交互に加わる場合，過小応力がき裂伝ばに大きい影響を及ぼし，場合によってはき裂伝ば速度が定常応力の場合に比して 100 倍程度以上の極めて大きい値になることが知られている^{1)~4)}。またこのような加速のみられる条件下のき裂伝ばの様相が定常応力下^{1)~4)}におけるそれと異とする指摘もなされている。ここでは

著しい加速の報告されている純鉄焼ならし材とその 10%予ひずみ材を試料として，応力繰返しに伴う組織変化に注目して過大過小応力による加速現象について調べた。

2 実験方法

試験材料は電磁用純鉄で，化学成分を Table I に，焼ならし材の熱処理条件および機械的性質を Table II に示す。焼ならし後，引張試験機により 10%予ひずみを与え(流動応力 270MPa)，機械加工により試験片 (13 ϕ ，

Table I. Chemical composition of iron.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Fe
0.01	0.08	0.20	0.014	0.01	—	—	0.01	bal

† 原稿受理 昭和57年 8月31日

* 正 会 員 大阪大学産業科学研究所 茨木市美穂ヶ丘

** 正 会 員 筑波大学構造工学系 茨城県新治郡桜村

*** 新明和工業(株)宝塚工場 宝塚市新明和町

**** 中国電力(株) 倉敷市玉島

Table II. Condition of heat treatment and mechanical properties after the treatment.

Condition of heat treatment	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
1 223 K 1 hr A.C.	206	314	38.0

深さ1mmの円周切欠き付⁴⁾を作製し予ひずみ材とした。試験は小野式回転曲げ疲労試験機(98 MN・m, 60 Hz)を用いて行った。まず定常繰返し応力によって円周切欠き底に所定の予き裂(深さ300~600 μ m)を導入し、その後変動応力として過大応力 σ_2 を2回、過小応力 σ_1 を 2.2×10^5 回交互に負荷する二段多重重複繰返し応力試験を行った。走査電顕を用いて破面上のき裂伝ば量を測定するとともに破面形態の特徴を調べた。また破面の結晶方位の検討には田岡らの方法を用いたエッチピット法⁵⁾によった。疲労き裂先端近傍の転位組織を観察するため、試験片を長手方向にスライスして得た薄片にJet式電解研磨法⁶⁾を用いてき裂を含む薄膜を作製し、これを2MV超高压電顕にて観察した。

3 実験結果と検討

3・1 過大過小応力疲労試験

焼ならし、予ひずみ両材の疲労限度はそれぞれ88および118 MPaであった。数本の試験片の破面上の貝殻模様から得られたき裂伝ば速度と応力振幅 σ の関係によると、同一 σ に対する予ひずみ材の伝ば速度は焼ならし材のそれに比べてかなり低く、予ひずみによるかなり顕著なき裂伝ば抑制効果がみとめられる(Table III 付表参照)。

純鉄焼ならし材の過大過小応力によるき裂伝ばの加速について筆者らは既に報告しているが、本実験においてもTable III 上部(N記号を付した試験片)に示すように大きな加速率が得られた。同表下部に予ひずみ材(P記号)における結果を示す。比較的低い同一応力条件における焼ならし、予ひずみ両材の結果(N8およびP15; $\sigma_1=59$ MPa, $\sigma_2=196$ MPa)を比べると前者では200近い加速率となるのに対し後者では全く加速が認められない。また K_{th} に対応する下限応力 σ_{th} (焼ならし材78MPa, 予ひずみ材108MPa)に対する過小および過大応力の比が一定の条件: $\sigma_1/\sigma_{th}=0.75$, $\sigma_2/\sigma_{th}=2.5$ (N8とP17)および $\sigma_1/\sigma_{th}=0.75$, $\sigma_2/\sigma_{th}=3.0$ (N10, 11, 12とP19, 20, PL-1)においても予ひずみ材における加速率は焼ならし材のその1/2程度になっている。このように予ひずみによって流動応力が上昇した低強度材料では高強度材料の場合³⁾と同様に過大過小応力による加速が焼ならし材

Table III. Acceleration of cack growth due to overstressing.

Specimen No.	l_0 (μm)	σ_1 (MPa)	σ_2	n_1	n_2	n_p	Δl (μm)	R_{ac}
N 8	430	59	196	2.2×10^5	2	10	52	173
N 10	440	59	230				150	174
N 11	370	59	230				230	267
N 12	350	59	230				175	203
P 15	420	59	196				≈ 0	≈ 1
P 17	340	81	270				23	88
P 19	500	81	317				130	145
P 20	420	81	317				80	88
PL-1	550	81	317				80	88
	570						90	100
	480						120	133

N: Normalized P: Prestrained

l_0 : Length of precrack.

Δl : Crack extension under periodic overstressing.

R_{ac} : Ratio of acceleration of crack propagation.

$(\Delta l/n_p)/(\Delta l/n_p)$

n_p : Number of program cycles.

	N		P		
σ (MPa)	196	230	196	270	317
$(dl/dn)_\sigma$ (mm/c)	1.5×10^{-5}	4.3×10^{-5}	4.3×10^{-6}	1.3×10^{-5}	4.5×10^{-5}

のそれほど大きくないことが判明した。

3・2 破面形態

過大過小応力下ではそれぞれの応力レベルに対応したしま模様が破面上に現れることを筆者らの1人はこれまでに種々の材料について報告してきているが、Fig. 1に本実験で得られた焼ならし材および予ひずみ材の同様な例を示す。破面の様相は両者とも類似であり、過小応力伝ば部には低伝ば速度域の疲労破面の特徴である幅の狭い伝ば方向に平行なプラトーが多数観察される。一方過大応力伝ば部では高伝ば速度域のストライエーション中にみられるすべり線状模様などが観察され、すべり面分離機構により伝ばしたと考えられることを示している。これらのしま模様の領域を立体観察するとこの歯状形態をしており、また破面のマッチングは山と谷とが対応している。試験片縦断面上に観察されるき裂経路は、破面の起伏と対応すると思われるジグザグ状のプロフィールを示している。

3・3 破面の結晶方位

上に述べた過大過小応力による破面上のしま模様は破面全域にわたってみられるのではなく、この歯状形態が明りょうさを欠いている部分も観察される。しま状模様がむしる数結晶粒程度の領域にとくに明りょうに現れる場合が多いことから、このような領域では破

*1 使用した切欠き試験片ではき裂長さ $l=100 \sim 500 \mu$ m に対して K (MN/m^{3/2}) $\approx 0.047\sigma$ (MPa) の関係がある²⁾。

(a) Normalized ($\sigma_1=78\text{MPa}$ $n_1=2.2\times 10^5$ cycle, $\sigma_2=230\text{MPa}$ $n_2=2$ cycle).
 (b) Prestrained ($\sigma_1=81\text{MPa}$ $n_1=2.2\times 10^5$ cycle, $\sigma_2=317\text{MPa}$ $n_2=2$ cycle).

Fig. 1. Fracture surface topography.

(b) Magnified view of central region in (a)

Fig. 2. Etch pits on the fracture surface.

面が結晶方位と何らかの関係をもっているのではないかと推察のもとに、エッチピットを顕現させ方位の解析を試みた。低温ぜい性破壊によるへき開破面上のピット形状から本実験では軽い腐食によって主として $\{100\}$ 面で構成される立方体状のエッチピットが優先していることがわかった。しま間隔と同程度の大きさのピットとなることや、破面の局所的な凹凸などのため厳密な解析はできず、また得られた解析例も少いため明確な結論を出すには不十分であるが、ステレオ観察も併用した解析によると過小応力伝ば部の破面および伝ば方向は $\{100\}$ と $\langle 100 \rangle$ が多く (Fig. 2), $\{100\}$ と $\langle 110 \rangle$ および $\{110\}$ と $\langle 110 \rangle$ などの組合せに近い場合も観察された。疲労き裂の低伝ば速度領域では結晶方位と関連した伝ばがみられ、f.c.c. 金属ではき裂前縁で交差する二つのすべり面におけるすべりに基づく伝ばと考えられる場合の多いことが知られている。b.c.c. では必ずしも特定の方位関係を満たさない場合も多いが、f.c.c. と同様なき裂面とすべり面との関係が成立っている場合なども報告されている^{7)~11)}。上に挙げたき裂面のうち前二者は既に報告されているこのような場合 (すべり面は $\{110\}$ あるいは $\{112\}$) に含まれており、しま状模様がこのような結晶方位依存型

伝ばの実現される場合に顕著に現れるものと考えることができる。

3・4 き裂先端近傍の転位組織

疲労試験前の焼ならし材には低密度の転位がみられるのみであるが、予ひずみ材には高密度の転位が不均一に分布しており転位が密にからみ合った不明りょうな塊状の組織、格子状のセル組織、あるいは細長く伸びたセル組織などが結晶粒ごとに異った様相を呈している。焼ならし材中を定常伝ばしているき裂先端近傍の転位組織としてセル壁の明りょうなセルが観察されるが、き裂先端直前には高密度の転位が集積している場合が多くみられ、セル組織はこれによって覆われている。一方、予ひずみ材における定常伝ばき裂の側面には繰返し応力によって加工組織が回復して形成された明りょうなセルがみられるものの、先端近傍あるいはさらに前方には予ひずみ組織が強固に残存しており、再配列の程度は非常に限られておりまたその領域も極めて狭い。

(1) 過大過小応力、焼ならし材: Fig. 3 に焼ならし材の過大応力負荷直後のき裂先端近傍の転位組織例を示す。先端近傍から斜前方および側方に向かう (き裂伝ば方向に対し $60\sim 120^\circ$ の方向の) 放射状の高密度

($\sigma_1=59$ MPa $n_1=2.2 \times 10^5$ cycle, $\sigma_2=230$ MPa $n_2=2$ cycle)

Fig. 3. Dislocation structure around the fatigue crack after overstressing; normalized specimen.

の転位から成る帯状組織がみられる。き裂前方にはこのような組織は観察されず、ラフセルとよばれるセル壁の不明りょうな未発達セルやからみ合った転位組織がみられる。このような放射状の帯は過大応力負荷時に先端近傍で起こる局所的に集中した塑性変形（せん断変形）の結果残されたものと考えられる。この組織は前述の予ひずみ組織の一部とも類似であり、また通常き裂の左右で必ずしも均等に発達しているわけではない。

つぎに多数回の過小応力負荷後の転位組織例を Fig. 4 に示す。き裂近傍には上述の帯状組織やラフセルな

どが観察されず、全体的に転位密度の低い比較的明りょうなセル組織に変化しており、過小応力の繰返しによって組織回復が生じたことがうかがわれる。き裂先端からかなり離れた前方には過大応力負荷などによる組織が残っている場合も認められる。これらの組織は定常応力の場合に観察されるものよりセル径が大きく、また高密度の転位も先端近傍でみられない。このような組織が形成された後は転位の運動に対する障害が少いため、過大応力負荷時には定常応力負荷 1 サイクルによって生じる伝ば量に比べて大きなき裂伝ばが期待される。事実、停留き裂や伝ば中の疲労き裂では、熱処理によって繰返し硬化組織を除去すれば停留き裂の再伝ばや大きなき裂開口変位 (COD) に基づく加速が起ることが報告されている。¹³⁾¹⁴⁾

過大応力負荷による放射状帯領域では転位は多少のからみ合いは生じているものの、密度が高く、負荷直後には固着雰囲気からも開放されていると考えられることなどの理由から、比較的不安定で小さな応力によっても運動し得るものと考えられる。この回復過程で転位のき裂先端への消滅あるいは微小なき裂開口口を通じてき裂伝ばが生じる可能性が考えられる。この伝ばが帯状領域内の転位による Mode I 型のき裂開口によるのか、あるいは Mode II せん断によるのかは興味ある問題であるが現在あまり明確でない。前に述べた破面形態や破面方位などから判断すれば前者が主役である可能性が大きいと考えられるが詳細は今後の

($\sigma_1=59$ MPa $n_1=2.2 \times 10^5$ cycle, $\sigma_2=230$ MPa $n_2=2$ cycle)

Fig. 4. Dislocation structure around the fatigue crack after understressing; normalized specimen.

($\sigma_1=81$ MPa $n_1=2.2 \times 10^5$ cycle, $\sigma_2=317$ MPa $n_2=2$ cycle)

Fig. 5. Dislocation structure around the fatigue crack after overstressing; prestrained specimen.

($\sigma_1=81$ MPa $n_1=2.2 \times 10^5$ cycle $\sigma_2=317$ MPa $n_2=2$ cycle)

Fig. 6. Dislocation structure around the fatigue crack after understressing; prestrained specimen.

研究にまたねばならない。ところで、この種の組織回復は応力振幅に依存する一定の繰返し数でほぼ完了することが知られている。過小応力の繰返し数が一定の値 ($10^5 \sim 10^6$ 回) を越えると加速率が飽和することもある。このような過程から容易に理解できる。

(2) 過大過小応力、予ひずみ材: Fig. 5 に予ひずみ材における過大応力負荷直後のき裂先端近傍の転位組織を示す。先端から斜前方および側方への放射状の組織が観察されるが、前に示した焼ならし材の場合 (Fig. 3) に比べて非常に不明瞭で、その領域も狭い。き裂側面には明瞭なセルが形成されており、き裂伝ばに伴ってあるいはその後に予ひずみ組織が回復したことを示している。しかしき裂前方にみられる予ひずみ組織にはほとんど変化がうかがえない。このように予ひずみによる組織はひずみ時効も加わってかなり強固なものであり、その後の塑性変形がかなり制限されるため放射状帯組織の発達が不十分となり、また、その結果過小応力による伝ばも焼ならし材の場合に比べて小さくなるものと考えられる。

Fig. 6 に多数回の過小応力を負荷した後の組織を示す。焼ならし材の場合と同様に過大応力負荷時に形成された放射状の組織はみられない。また、き裂先端近傍では組織回復が起っているが、その領域は極めて狭くき裂先端から数 μm 程度までである。この値は過大応力負荷時のき裂伝ば量に近い。これらの観察結果から予ひずみ材における過大過小応力下のき裂伝ばの加速現象は本質的に焼ならし材のそれと同一機構によるものと考えられ、き裂先端における組織回復がこれに寄与しているものと思われる。

過大過小繰返し応力下のき裂伝ばの加速は高強度材料では低強度材料の場合ほど大きくないことが報告されている。純鉄に関する本実験においても流動応力の上昇した予ひずみ材では加速率の低下がみられた。

加速の原因を一方向負荷効果に帰し得ないことについては前報で述べたとおりであるが、ここでき裂伝ばが応力負荷の各時点における組織の状態をも反映した COD と何らかの関係をもっていると考えてみる。予加工や繰返し加工硬化などによる微視組織がき裂先端に存在する定常伝ば疲労き裂における COD と、それらの組織が過小応力の繰返しによって回復した後の過大応力負荷時の COD との大きさの違いによって加速の大小が決まると考えれば、一般に高強度材料では加工硬化が大きくないことから強度レベルが増すと加速率が低下することが理解できる (前述したように過大応力による COD は放射状帯組織の形成を通じて加速のもう一つの因子、過小応力下での伝ばとも関連している)。なお、前にも少しふれたが、き裂先端のみならず試験片全体の組織回復がき裂伝ばに及ぼす効果を示す例として、繰返し加工硬化の少ない種類の Al 合金では疲労き裂伝ば試験中断後の熱処理によって伝ば速度に変化がみられないのに対し、硬化の著しい Al 合金では COD の増加に伴う大きい加速がみられることが報告されている。

4 結 言

純鉄焼ならし材とその10%引張予ひずみ材の過大過小応力下のき裂伝ばの加速に関して以下のような結果および推論が得られた。

(1) 過大応力および過小応力の定常き裂伝ば下限界応力に対する比がそれぞれ等しい場合、10%予ひずみ材の加速率は焼ならし材のその半分程度である。

(2) 過大過小応力の繰返しに対応した破面上の特徴的なしま模様における過小応力伝ば部は {100} のほかいくつかの結晶面に近い場合がみられ、結晶方位と関連して明瞭なしま模様が現れるものと考えられる。

(3) き裂先端近傍の組織観察によると過大応力負荷直後には放射状の帯組織がみられるが、一方、多数回

の過小応力負荷後には顕著な組織回復が生じ、前述の組織は明りょうなセル組織に移行する。

予ひずみ材では放射状帯組織が焼ならし材の場合に比べて不明りょうで、その領域も狭い。これに続く過小応力下での回復もき裂先端のごく狭い領域に限られている。

(4) き裂伝ばの加速には過大応力によって形成された放射状転位組織が過小応力負荷期間中に回復する過程で起るこの組織に沿うき裂伝ばと、組織回復が過大応力負荷時のき裂開口を容易にすることの2因子が相互に作用しているものと考えられる。

また予加工材では加工組織がこれら2因子を抑制するため焼ならし材のそれほど大きな加速が得られなかったものと考えられる。

終りに実験に協力いただいた大阪大学基礎工学部技官近藤潤一、志茂大治郎、同学生金川誠、杉本栄の諸氏、また顕微鏡観察に便宜を与えていただいた大阪大学超高压電顕センターの諸氏に厚くお礼を申し上げる。本研究には昭和55、56年度文部省科学研究費（一般DおよびC）の援助を受けた。付記して謝意を表する。

（昭和57年6月25日 第3回フラクトグラフィシンポジウム講演会にて講演）

参 考 文 献

- 1) 小寺沢良一，志茂大治郎，材料，**25**，875 (1976).
- 2) 小寺沢良一，志茂大治郎，近藤潤一，材料，**27**，54 (1978).
- 3) 小寺沢良一，材料，**27**，871 (1978).
- 4) 小寺沢良一，渡辺 寛，高良泰敏，材料，**28**，868 (1979).
- 5) 田岡忠美，小笠和男，古林英一，竹内 伸，金属学会誌，**30**，820 (1966).
- 6) 粟谷丈夫，片桐一宗，大村 彰，白石哲郎，材料，**25**，145 (1976).
- 7) 小寺沢良一，志茂大治郎，材料，**26**，730 (1977).
- 8) 福井泰好，肥後矢吉，布村成具，金属学会誌，**41**，400 (1977).
- 9) H. Vehoff and P. Neumann, Acta Met., **27**，915 (1979).
- 10) S. Ikeda, Trans. J.I.M., **20**，235 (1979).
- 11) 寺崎富久長，フラクトグラフィ 部門委員会資料，No. 175 (1981).
- 12) 粟谷丈夫，片桐一宗，中井 宏，大村 彰，小柳加寿雄，材料，**27**，257 (1978).
- 13) 粟谷丈夫，片桐一宗，大村 彰，白石哲郎，渋谷 清，日本機械学会論文集，**42**，2993 (1976).
- 14) G.G. Garrett and J.F. Knott, Met Trans., **7A**，884 (1976).