引張りおよび圧縮の初期残留応力領域での 疲労き裂進展について*

本 田 和 男** 鳥 居 太 始 之**
三 宅 雄 二 郎*** 坂 本 達 治****

Fatigue Crack Propagation in the Region having Tensile or Compressive Residual Stress

by

Kazuo HONDA, Tashiyuki TORII, Yujiro MIYAKE
(Faculty of Engineering, Okayama University, Okayama)
and Tatsuji SAKAMOTO
(Nissan Motor Co. Ltd., Yokohama)

The laminated inhomogeneity and the residual stress are important factors controlling the fatigue strength of the surface hardened metals.

In this report, the fatigue crack propagation of the sheet specimens which have tensile or compressive uniaxial residual stress but no laminated inhomogeneity was discussed. The main results obtained are as follows;

The fatigue crack propagation rate increased in the region of tensile residual stress but decreased in the region of compressive residual stress at the condition of the stage II b of the fatigue crack propagation mechanism, where the striations are predominant on the fractured surface. It seems that the effect of the initial compressive residual stress on the fatigue crack propagation does not always follow the above result, and it is closely related to the fatigue crack propagation mechanism.

(Received Mar. 15, 1980)

キー・ワード：引張残留応力，圧縮残留応力，疲労き裂進展速度，疲労き裂進展機構

1 緒 言

高周波焼入材，表面塑性加工材，浸炭・窒化材などの表面硬化材が実用部材として多く使用され，その疲労強度に関する研究が多数報告されている^{1)~3)}。その疲労強度を上昇させる要因としては，表面層に生ずる材質変化および圧縮残留応力が基本的な因子であると述べられている^{2,3)}。しかしながら，実際にはその両因子を分離して定量的に変え得る適当な実験手段がなく，両因子が疲労破壊に及ぼす定説に関しては必ずしも充分であるとは言えない現状である。

そこで，著者らは，まず前述の両因子を分離する実験手法を確立することが重要であると考え，中炭素鋼

・低炭素鋼クラッド材を用いて，不均質層が接合されたままの状態^{4,5)}で初期残留応力を定量的に変え得ることの検討およびその疲労試験を行ってきた。しかし，一般の不均質性であるがゆえに生ずる場合と同様に，純粋に初期残留応力だけの効果を直接取り出せる試料となっておらず，初期残留応力を問題にする場合不均質性の効果を併せて検討する必要があった。すなわち，初期残留応力と疲労破壊との関連を調べるための試験片としては，不均質性のないことが必要と思われる。さらに，著者らは，疲労き裂の進展挙動を非破壊的に測定された残留応力分布との関連で検討できるように薄板材であること，および負荷応力との対応では初期残留応力ができるだけ一軸状態に近いことなどを満足する試験片が必要であろうと考えた。

ここでは，上述の条件を満足する試験片を得るための熱応力を用いた製作方法を述べるとともに，試験片の光学顕微鏡組織，硬さ分布および残留応力分布を調べた。さらに，その試験片を用い，初期残留応力が疲

* 本報を「初期残留応力と疲労き裂進展挙動（第1報）「Initial Residual Stress and Fatigue Crack Propagation, I」とする。

原稿受理 昭和55年3月15日

** 正 会 員 岡山大学工学部 岡山市津島中

*** 学生会員 岡山大学大学院 岡山市津島中

**** 日産自動車(株) 横浜市鶴見区大黒町

劣破壊に及ぼす影響の基本的な考え方を得るための第1段階として、引張りおよび圧縮という符号の異なる初期残留応力領域での疲労き裂進展挙動がどのようになっているかについて、主として実験的な立場で検討を加えた。

2 軸方向残留応力をもつ均質薄板材製作の考え方

一般に、炭素鋼焼入材に生ずる残留応力の発生は、急冷に伴う試料内温度こう配によって、熱応力と変態応力が生ずることが原因であると考えられている。このことは、焼入温度を A_1 変態点以下に選ぶと、変態組織はほとんど現れず熱応力型残留応力のみを生じることを示している。しかし、このような残留応力発生の考え方はブロック状の試料形状についてなされたものであり、試料板厚方向の冷却が瞬間的に起る薄板材では、板幅内温度こう配が著しくないため、その熱応力型残留応力は生じにくくなると考えられる。そこで、薄板材幅方向に分布する残留応力を発生させる方法を次のように考えた。

Fig.1 に示すように、中央にある薄板試験片の両側から試験片と同材質・同形状で板厚の充分大きい治具で保持し、さらに加熱・冷却時に試験片とこれらの治具が離れないようにするため、押え板によりボルトで両側から締め付けて一体化する。この状態で変態を起さない A_1 変態点以下の温度から焼入れを行う。焼入れ後ボルトを外し治具から開放すれば、試験片は薄板でかつ板幅に対する試験片長さは充分大きいので軸方向応力が支配的となり、またそれは熱応力型であるため両側圧縮・中央部引張りの残留応力分布となる試験片が得られると考えられる。一方、焼入れに伴うマルテンサイト変態は生じないため、硬さ分布に現れるような試料内部の材質変化はなく全体的には均質であると考えてよいと思われる。さらに、この方法によれば、 A_1 変態点以下の焼入温度および冷却剤を適当に選ぶ

Fig. 1. Jig for producing the uniaxial residual stress.

ことにより焼入れ時の試料内温度こう配が種々変化するるので、残留応力の大きさを定量的に変えることができると考えられる。

3 実験方法

3・1 試験片

使用した材料はS45C材で、その化学成分をTable Iに示す。試験片は、Fig.2に示す形状寸法で切欠き半径1.5mmの中央穴切欠き材(a)および両側半円切欠き材(b)である。機械加工後エメリー紙で表面および穴縁を仕上げ、加工等の影響を除くため900℃、1時間保持の真空焼なましを行った。引き続き、前項で述べた方法に基づいて軸方向残留応力を発生させるための熱処理を行った。すなわち、残留応力の絶対値がある程度大きくなるように、冷却剤を水として、焼入れ温度は700℃、600℃および500℃の3種類でそれぞれの異なる大きさの残留応力値が得られるようにした。

Table I. Chemical composition (%).

	C	Si	Mn	P	S
S45C	0.47	0.22	0.70	0.015	0.019

Fig. 2. Dimension of specimens.

3・2 硬さ分布および残留応力分布の測定

硬さ分布の測定はマイクロビッカース硬度計を用いて行われた。測定値は長手方向と平行な線に沿って3～5点の平均値である。

残留応力の測定は試験片表面を軽く電解研磨した後、東芝製X線応力測定装置を用いて行われた。なお、照射面積は $2 \times 1 \text{ mm}^2$ で、その他の条件はCr-K α 回折線を用いた通常のX線応力測定条件とほぼ同様である。長手方向および幅方向残留応力の分布は、試験片を幅方向に移動して測定された。回折強度曲線のピーク位置の決定には半価幅法を採用し、最小二乗法により、 $\sin^2\psi - 2\theta$ 線図のこう配を求めた。

3・3 疲労試験

疲労試験は島津製サーボパルサーを用いて、繰返し速度20Hzの完全両振りの引張圧縮正弦波形で定荷重振幅の条件で行った。疲労き裂長さは、適時繰返した後試験機に備えつけた倍率100倍の光学顕微鏡にて測定した。なお、疲労き裂進展曲線におけるき裂長さと

しては、両側のき裂長さを平均して求めた。ただし、両側で著しく差のある場合は除外した。

3・4 き裂および破面の観察

き裂の観察は光学顕微鏡にて撮影した写真を用いて行った。また、疲労破面の観察は明石製作所製走査電子顕微鏡ミニ・セム MSM-9 を用いて行われた。

4 実験結果および考察

4・1 試験片の残留応力分布、硬さ分布および組織

Fig. 3 は試験片の残留応力分布測定結果である。すなわち、軸方向において両側圧縮・中央部引張りの熱応力型残留応力分布となり、その大きさも両側半円切欠きおよび中央円切欠きにおいてほとんど差のないことが 700℃焼入材においてわかる。しかし、焼入温度によってその分布は異なり、その絶対値は 700℃において最も大きく、600℃および500℃の順に減少している。

Fig. 3. Distribution of initial residual stress.

また、幅方向残留応力は 700℃の場合について示すが、両側切欠きおよび中央切欠きにおいてほとんどないこともわかる。このような薄板試験片の残留応力測定結果から、両側切欠き材および中央切欠き材を用いれば圧縮および引張りの初期残留応力領域に分けて疲労き裂進展挙動を検討するための試験片として好都合なこと、しかもその残留応力は軸方向において支配的であることがわかる。

つぎに、上述のような残留応力分布に対応して、それぞれの試験片の硬さ分布を Fig. 4 に示す。これより、いずれも試験片内の硬さはほぼ一定であり、各試験片による差はほとんどないことがわかる。また、光

Fig. 4. Distribution of hardness.

学顕微鏡による組織観察を行ったが、各試験片の間でおよび同一試験片の異なる場所で、識別できるほどの顕著な差はみられなかった。このように、それぞれ異なる残留応力をもつ各試験片において、材質的にはほぼ同一であるとみなしてよいと思われる。

4・2 疲労き裂進展曲線とその整理

Fig. 5 は、700℃水焼入材の初期引張残留応力領域から発生した疲労き裂進展曲線である。これより、疲労き裂進展に伴いその速度は著しく大きくなり、初期残留応力の減少に対応してき裂進展速度の減少は起らず、逆に増大して最終破断に至っていることがわかる。すなわち、このような場合の初期圧縮残留応力は、き裂長さが長くて最終破断期に入った場合は疲労き裂進展を抑制する効果がないことがわかる。

Fig. 5. Crack propagation curve (for tensile residual stress).

Fig. 6. Crack propagation curve (for compressive residual stress).

一方、Fig. 6 は 700℃、600℃および500℃の水焼入材でそれぞれ大きさを変えた初期圧縮残留応力中から発生した疲労き裂の進展曲線である。なお、横軸は対数目盛で示した。その進展曲線は Fig. 5 の初期引張残留応力の結果とは著しく異なり、初期進展後急激に減少する進展速度となりき裂は停留する場合がある。すなわち、応力振幅 $\sigma_a = 14$ kg/mm² においては最も初期圧縮残留応力の大きい 700℃水焼入材で停留き裂と

なり, $\sigma_a = 12 \text{ kg/mm}^2$ においては初期圧縮残留応力値の大きいほど短い長さでき裂が停留しているのがわかる. このような疲労き裂進展曲線になるという意味において, 初期圧縮残留応力中から疲労き裂が発生する場合の疲労強度あるいは疲労寿命が増大すると考えてよいものと思われる.

つぎに, Fig. 7 は Fig. 6 の結果からき裂進展速度とき裂長さとの関係を整理したものである. これより, 初期進展域のき裂進展速度は, 応力振幅の大きさには依存するが初期圧縮残留応力の大きさにはほとんど関係しないことがわかる. すなわち, 進展初期の速度は初期圧縮残留応力が大きいからと言って, 小さくなるとは限らないことを示している. 一方, き裂長さが大きくなると初期圧縮残留応力の大きさはき裂進展速度を減少させる効果のあることがわかる.

Fig. 7. The relationship between crack propagation rate and crack length.

Fig. 8 はある一定の疲労き裂長さ l_c に達するまでの応力繰返し数と応力振幅との関係について, 700°C 水焼入材で得られた引張りおよび圧縮の初期残留応力の効果を調べたものである. ただし, Fig. 6 の結果に他の応力振幅で得られた結果も加えてある. これより, 引張りおよび圧縮という初期残留応力の相違による効果はき裂長さが短くなるにつれて小さくなり, $l_c = 0.2 \text{ mm}$ ではほとんど差のないことがわかる. すなわち, 本試験片のような切欠き材では, 切欠き底板厚中央付近で発生した疲労き裂が半円状に進展するものと思われるが, その疲労き裂発生繰返し数は初期残留応力の符号によってほとんど関係しないものと推測してよいと思われる. 一方, 西谷らは 70/30 黄銅を用い, 片振り引張りおよび片振り圧縮となるよう平均応力を変化させた場合, 1~2 結晶粒程度の大きさの疲労き裂発生には両者において差のないことを報告している. こ

Fig. 8. Fatigue life to the constant crack length and stress amplitude.

のことと対応させて考えれば, 初期残留応力も平均応力と同等の効果があると考えてよいようである. すなわち, き裂発生までの疲労被害は, すべり面に作用する垂直応力には無関係であると, 本実験結果においても考えればよいものと思われる.

4・3 疲労き裂の観察

切欠き底付近の初期進展域表面き裂が, 引張りおよび圧縮の初期残留応力によってどのように相違するかについて, 700°C 水焼入材を用いて調べた. すなわち, 引張残留応力領域では除荷時でもき裂は大きく開口しており, 前項で述べた急激なき裂進展速度の増大と対応していた. 一方, 圧縮残留応力領域では周辺に多くの塑性変形域をもつ不明りょうなき裂となり, 引張残留応力領域のき裂の様相とは著しく相違していた. そこで, このような表面き裂に対し, き裂進展経路を明確にすることは, 初期圧縮残留応力中での初期進展機構を考えるうえに重要であると考え, き裂周辺の塑性変形が少い試験片内面でのき裂を観察するため側面より 0.8 mm をエメリー紙およびバフで研摩後ナイタル液で軽く腐食した. そのき裂写真の一例を Fig. 9 に示す. なお, 図中の d は切欠き底からの距離である. これより, き裂経路は, 全体としては荷重方向に直角であるが枝分かれしたき裂が多く, また局部的にはう

Fig. 9. Observation of interior cracks.

Fig. 10. Scanning electron micrographs.

余曲折しているのがわかる。しかも、その余曲折は結晶粒界に沿っている箇所が多いように見受けられる。なお、Fig. 9 は $\sigma_a = 14 \text{ kg/mm}^2$ の結果であるが、 $\sigma_a = 12 \text{ kg/mm}^2$ の初期進展域においても同様であった。

一方、き裂が進展して進展速度が段々減少しているき裂は、内部観察において粒内を横切る細い直線状となり、表面においても塑性変形域の少い細い状態であった。

4・4 疲労破面の観察

引張りおよび圧縮の初期残留応力中を進展した疲労き裂破面観察の一例として $\sigma_a = 12 \text{ kg/mm}^2$ の場合を Fig. 10 に示す。図中の d は切欠き底からの距離を示す。引張残留応力中のき裂破面では $d = 0.1 \text{ mm}$ ですでにストライエーション模様となり、進展初期からすでに引張型き裂進展機構が支配的であることがわかる。さらに、 $d = 0.5 \text{ mm}$ でも間隔のやや大きい同様の模様となっていた。一方、圧縮残留応力中では、 $d = 0.1 \text{ mm}$ で明りょうなストライエーションはなく凹凸のある結晶学的と思われる破面を呈しているが、き裂が停留する直前の $d = 0.5 \text{ mm}$ で完全なストライエーション模様であった。すなわち、圧縮残留応力中では、進展初期とその後の進展とにおいてき裂進展機構は異り、初期圧縮残留応力のき裂進展に及ぼす寄与も区別して検討する必要があると考えられる。なお、 $\sigma_a = 14 \text{ kg/mm}^2$ の破面では押しつぶされた形跡が多くあり多少不明りょうであったが、Fig. 10 の結果とはほぼ同様であった。

一方、大塚らは軟鋼焼なまし材の片振り圧縮疲労試験においても円穴縁より 1 mm 程度のき裂進展が生ずること、およびその疲労破面においては粒界破面が顕著にみられたことを報告している。すなわち、その比較からは初期圧縮残留応力も圧縮平均応力と同様な効果をもたらすものと考えてよいと思われる。また、粒界破面の発生に関しては、応力拡大係数幅 $4K$ より最大応力拡大係数 $K_{\max}$ に依存することを指摘した

Ritchie の報告および平均応力の影響がかなりみられることを示した大塚らの報告がある。粒界破面の生ずる理由については、なお不明な点も多いが、少なくとも $4K$ 以外の要因が関係していると考えてよいと思われる。そして、初期圧縮残留応力は、初期進展域においてそのような要因と密接に関係して、ある程度のき裂進展速度をもたらすものと考えられる。たとえば、粒内破面率の最大値は、ある特定の疲労き裂進展速度範囲で現れることが報告されている¹⁰⁾¹¹⁾。

4・5 初期圧縮残留応力と停留き裂

圧縮残留応力領域切欠き底で発生したき裂が初期進展域を過ぎれば、き裂は第 2b 段階として進展するとしてよいことが破面観察からわかった。その段階での疲労き裂進展速度 dl/dn は $4K$ と密接に関係することは周知のことである。したがって、進展速度が急減しあるき裂長さで停留き裂となる現象に対しては、実際の $4K$ に及ぼす初期圧縮残留応力の効果があると推測される。

一方、疲労き裂進展に影響する残留応力分布は、疲労過程での残留応力変化があるとすれば、初期残留応力分布とは相違すると考えられる。そこで、 $\sigma_a = 12 \text{ kg/mm}^2$ の場合について調べた。その結果を Fig. 11 に示す。これより、切欠き底にすべり線が観察された時点 ($N = 0.7 \times 10^6$) とほぼ停留き裂になった時点 (l_c)

Fig. 11. Change of residual stress in fatigue.

$=0.54 \text{ mm}$) で残留応力分布はほぼ等しく, その分布は初期残留応力に比較すればかなり減衰していることがわかる. すなわち, 圧縮残留応力中での短い長さのき裂進展に伴う残留応力変化はほとんどないが, 応力繰返しによる残留応力の減衰が生じ, とくに切欠き底で顕著に生じていることがわかる.

以上のことから, 疲労き裂進展に対しては減衰後の残留応力分布 $\sigma_r(x)$ を考え, これに負荷による切欠き底付近の応力分布 $\sigma_y(x)$ を加えた値が最大引張負荷時の切欠き底付近の応力分布となる. したがって, 切欠き底付近の短い長さ l (切欠き半径 ρ_0 より小さい範囲) のき裂に対する応力拡大係数 K_I は次式で計算できると考えられる.¹²⁾

$$K_I = 1.12 \{ \sigma_y(l) + \sigma_r(l) \} \cdot \sqrt{\pi l} \quad (1)$$

なお, 両振り疲労試験では $\Delta K = K_I$ として考えてよいと思われる. さて, (1)式に有限要素法を用いて弾性計算した $\sigma_y(l)$ と Fig. 11 減衰後の $\sigma_r(l)$ を代入して計算した結果を, 疲労き裂進展速度と対応させて示したのが Fig. 12 である. これより, 第 2b 段階に対応する初期進展後のき裂進展域では, き裂長さの増大につれて減少する ΔK に対応して dl/dn も減少することがわかる. そして, ΔK が下限限界値 $(\Delta K)_{th}$ になれば停留き裂になると考えてよいと思われる.

Fig. 12. The comparison of crack propagation rate with stress intensity factor.

5 結 言

本報告で述べた方法で焼入れを行うことにより, ほとんど材質変化を伴わない状態で, 絶対値の比較的大きい引張りおよび圧縮の軸方向残留応力が支配的である薄板試験片を製作することができた. その試験片を

用いて次の結果を得た.

(1) 側面のごく短いき裂長さに達するまでの応力繰返し数に対しては, 引張りおよび圧縮という初期残留応力の符号による相違はほとんどない.

(2) 同じ初期残留応力分布に対して, 引張り残留応力領域から疲労き裂発生・進展する疲労寿命は圧縮残留応力からのそれに比べて著しく小さい. これは, 疲労き裂進展に対する初期残留応力の効果が大きいためである.

(3) 引張りおよび圧縮の初期残留応力が疲労き裂進展速度をそれぞれ増大および減少させる効果は, 第 2b 段階の疲労き裂進展においてである. すなわち, 初期圧縮残留応力が疲労き裂進展に及ぼす寄与は, 必ずしもこのような結果になるとは限らず, それは疲労き裂進展機構との関係が重要であった.

おわりに, 有益なご助言をいただきました九州大学の西谷弘信教授, および貴重な忠告をいただきました大阪大学の大路清嗣教授に謝意を表します. また, 実験装置製作に協力された技官徳田勝氏に感謝します.

(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) 中村 宏, “高周波焼入と疲労強度”, p. 63 (1963) 日刊工業新聞社
- 2) 光永公一, 福武 諄, 日本機械学会論文集, **39**, 42 (1973).
- 3) 早山 徹, 日本機械学会論文集, **41**, 721 (1975).
- 4) 本田和男, 鳥居太始之, 山谷純史, 材料, **26**, 551 (1977).
- 5) 本田和男, 鳥居太始之, 宮本俊郎, 日本機械学会論文集, **45**, 108 (1979).
- 6) 荒木 透編集, “鋼の熱処理技術”, p. 215 (1969) 朝倉書店
- 7) 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).
- 8) 西谷弘信, 山下尚義, 日本機械学会論文集, **32**, 1456 (1966).
- 9) Ritchie, R.O., Engng. Fract. Mech., **7**, 187 (1975).
- 10) 村上理一, 小林英男, 小峰厚友, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **43**, 799 (1977).
- 11) 大塚昭夫, 森 要, 日本機械学会論文集, **45**, 1312 (1979).
- 12) 西谷弘信, 石田 誠, 日本機械学会論文集, **39**, 7 (1973).