

論 文

UDC 621.785.52 : 669.15'26'28-194 : 620.178.322.3

浸炭表面硬化した鋼の回転曲げ疲労特性に及ぼす 浸炭深さと切欠き形状の影響

古 川 徹** ・ 小 沼 静 代***
酒 庭 秀 康**** ・ 春 谷 忠*****

Effects of Case Depth and Notch Shape on the Rotating Bending Fatigue Properties of Carburized Steel

Tôru FURUKAWA, Shizuyo KONUMA,
Hideyasu SAKANIWA, and Tadashi KASUYA

Synopsis:

For various kinds of carburized case depths in SCM-21, both smooth specimens and notched specimens with various notch shapes were tested under the rotating bending fatigue to evaluate the fatigue strength properties of carburized steel. The main results obtained are as follows: (1) The maximum value of the crack initiating stress σ_{w1} and of the crack propagating stress σ_{w2} , namely, the maximum fatigue strength at 10^7 cycles, were obtained for notched specimen as well as the maximum fatigue limit σ_{w0} for smooth specimen in the case of the specimen with effective carburized case depth of about 0.9~1.2 mm, corresponding to 18~24% of the half the diameter of the specimen. (2) The existence of the non-propagating crack at 10^7 cycles was observed in the case of the notched specimens with the notch depth of $t \geq 0.24$ mm and the notch root radius of $\rho = 0.08$ mm. (3) The following equation was found to hold between the nominal crack propagating stress at the crack tip σ'_{2w} and the effective crack length l_{eff} : $\sigma'_{2w} \cdot l_{eff} = \text{Const.}$

The exponent n determined was 7.2 for specimen A, 14 for specimen B and 22 for specimen C. (4) For smooth specimen, the appearance of the fish-eye pattern was observed on the fractured surfaces in the case of the specimen with the effective carburized case about 1.0 mm or less deep, but could not be certainly observed in the case of the carburized case depth exceeding 1.2 mm.

1. 結 言

表面硬化は、一般に、機械部品の表面損傷に対する抵抗性を高める場合のほか、疲労強度を高める場合に利用されており、前報¹⁾に紹介したように多くの報告がある。筆者らは浸炭表面硬化した鋼の機械的性質に及ぼす素材の化学成分の影響や熱処理の影響などについて一連の研究結果を報告^{2)~10)}してきたが、本報では回転曲げ疲労特性、とくに平滑試験片の疲労限に及ぼす浸炭深さの影響ならびに切欠き試験片の疲労き裂発生強さ、疲労き裂進展強さおよび停留き裂に及ぼす浸炭深さと切欠き形状の影響について報告する。

2. 試料および実験方法

2.1 試料の化学組成、試験片形状および熱処理

本実験には市販の SCM21 を用いた。素材の化学分析値を Table 1 に示す。試験片の形状および寸法を Fig.1 に示す。切欠き試験片は開き角 60° 、切欠き底の曲率半径 (ρ) 0.5 mm あるいは 0.08 mm の環状 V 字形切欠きを持ち、切欠き深さ (t) は 0.24~4.0 mm に変えたが、切欠き底部における試験片直径はすべて 10 mm ϕ とした。応力集中係数 (α) は NEUBER の三

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 6 月 11 日受付 (Received June 11, 1979)

** 新潟大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Niigata University, 1-2 Gakko-cho, Nagaoka 940)

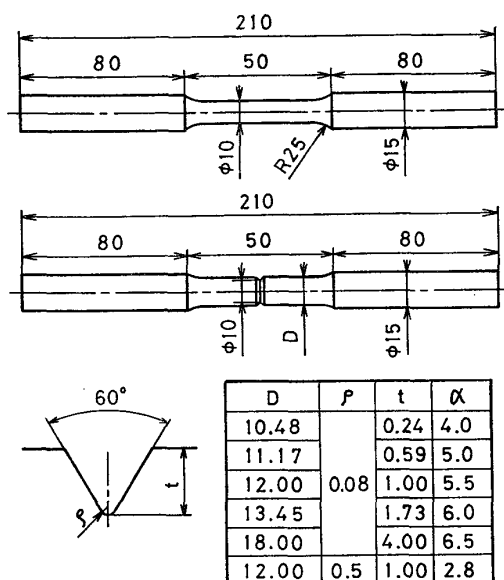
*** 新潟大学工学部 (Faculty of Engineering, Niigata University)

**** 東京三洋電機(株) (Tokyo Sanyo Denki Ltd.)

***** (株)三条機械製作所 (Sanjô Kikai Ltd.)

Table 1. Chemical composition of material used (wt.%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SCM 21	0.15	0.33	0.70	0.016	0.01	0.18	0.06	1.03	0.19


 Fig. 1. Shapes and dimensions of specimens (Dimensions are in mm and α denotes the stress concentration factor.).

角則¹⁾によつて計算した値である。平滑試験片および $\rho=0.5$ mm の切欠き試験片では停留き裂は生じないが、 $\rho=0.08$ mm で $t \geq 0.2$ mm の切欠き試験片では停留き裂が生ずることが前報⁹⁾の実験でわかっているの、 $\rho=0.08$ mm で $t \geq 0.24$ mm の試験片は疲労き裂発生強さ (σ_{w1}) および疲労き裂進展強さ (σ_{w2}) に及ぼす t と有効浸炭深さ (λ) の影響を調べるほか停留き裂に及ぼすこれらの影響を調べるためのものである。下記の浸炭・熱処理後チャック部を研削仕上げして、小野式回転曲げ疲労試験機で試験を行つた。浸炭は島津製カーボマージガス浸炭炉を用い、CP0.9%，920°Cで行つた。この際 JIS による λ の値を 0.5 mm，1.0 mm および 1.5 mm にするため、予備実験の結果から、それぞれの浸炭時間を 50 min，3 h および 7 h とした。所定の浸炭処理後約 2 h で 830°C まで炉冷し，830°C で 30 min 保持した後約 70°C の油中に焼入れした。その後、前報⁹⁾の結果を参考にし、前記の焼入れ後直ちに 180°C $\times$ 2 h・空冷の焼もどしを行つた。

2.2 実験方法

2.1 に述べた浸炭・熱処理後各 λ の試料の顕微鏡組織、硬化層付近の硬さ、残留オーステナイト (γ_R) 量および残留応力などの直径方向における変化、平滑試験片

の疲労限 (σ_{w0})、切欠き試験片の σ_{w1} 、 σ_{w2} および停留き裂挙動などを調べた。 γ_R 量の測定は、電解研磨で表面を 0.1~0.2 mm ずつ除いて各面における γ_R 量を測定し、その直径方向の変化を求めた。残留応力の測定は、同じく電解研磨で表面を 0.1~0.2 mm ずつ除いて各面における軸方向の応力値を測定し、その直径方向の分布を求めた。硬さの測定は微小硬度計により、荷重 200 g，荷重時間 30 s で行つた。疲労き裂長さの測定は、切欠き部を十文字に四つ割りにし、四つの切断面をそれぞれ研磨、腐食後 400 倍のマクロメータ付顕微鏡で測定し、これらの値を平均した。したがって、以下でいうき裂長さとは切欠き部円周上の 4 個所の平均値である。

3. 実験結果およびその考察

3.1 浸炭表面硬化した SCM21 のオーステナイト結晶粒度と変態点

浸炭表面硬化処理を行つた SCM21 の浸炭層および心部のオーステナイト結晶粒度および変態点の温度を Table 2 に示す。

3.2 浸炭表面硬化した試験片の直径方向における硬さ、 γ_R 、残留応力および半価幅の変化、ならびに切欠き部の硬さ分布

浸炭表面硬化した平滑試験片平行部の直径方向における硬さ、 γ_R 、残留応力および半価幅の変化を Fig. 2 に示す。最上部の線図は 920°C で 50 min，3 h および 7 h 浸炭後前記の焼入れ・焼もどしを行つた試験片の直径方向の硬さ分布である。図から、 λ はそれぞれ約 0.5 mm，約 0.9 mm，約 1.5 mm であることがわかる。(以後 $\lambda=0.5$ mm の試料を A 試料，0.9 mm の試料を B 試料，1.5 mm の試料を C 試料と表す。) 各試料とも表面部の硬さはほぼ Hv800 程度であるが、浸炭時間が長くなるにつれて直径方向の硬さ勾配がゆるやかになる。二番目の線図は γ_R の分布を示す。ごく表面部の γ_R 量は A 試料で約 33%，B 試料では約 15% であるが、表面から約 50 μ m 程度内部で各試料とも γ_R 量の極大値 (A 試料と B 試料は約 35%，C 試料は約 25%) を示し、そ

Table 2. Austenite grain size and transformation temperature of carburized SCM21.

	JIS No. of G.S.	Trans. Temp. (°C)			
		Ac1	Ac3	Ar3	Ar1
Case	9.0	755	795	715	680
Core	8.2	765	865	800	685

Rate of heating or cooling : 2°C/min

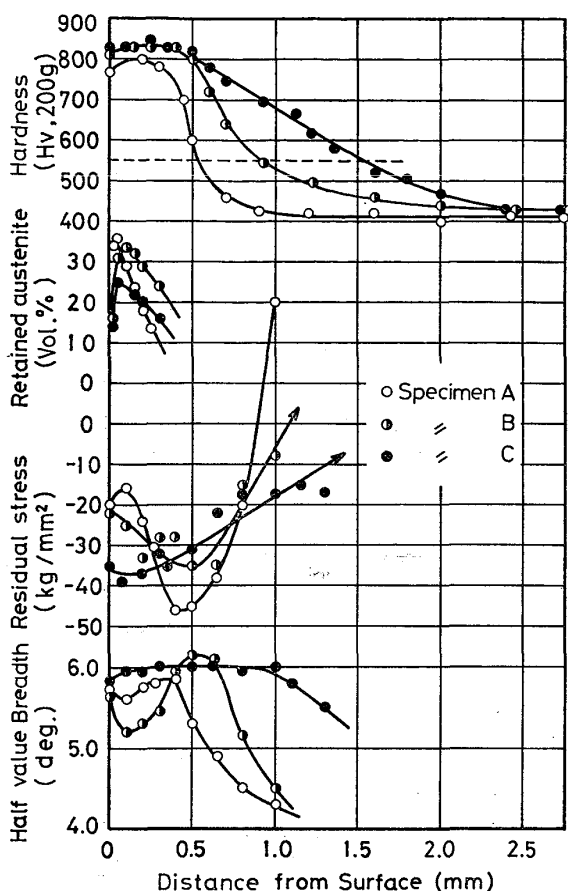


Fig. 2. Distributions of hardness, retained austenite, residual stress and half-value breadth.

れより内部になると γ_R 量は急激に減少してマルテンサイト 1 相になる。三番目の線図は残留応力の分布を示す。A 試料と B 試料は表面下約 0.5 mm 付近で最大圧縮応力が生じているが、C 試料では表面付近で最大圧縮応力を示している。3 試料がそれぞれ異なった分布パターンを示しているが、この理由は現在不明である。いずれの試料の場合も、表面硬化層に約 40 kg/mm² 程度の圧縮残留応力が存在する。最下部の線図は半価幅の変化を示すが、残留応力の変化とよく対応した変化を示す。

Fig. 3 に切欠き部分の軸方向断面における硬さ分布を示す。 ρ が 0.5 mm の場合も、0.08 mm の場合も等硬度線は切欠き形状によくそつており、浸炭硬化が切欠き形状にそつて良好に行われていることがわかる。なお、高周波表面硬化の場合は等硬度線は試験片の軸に平行に走り、浸炭表面硬化のように切欠き形状にそつた形にならない⁶⁾。

3.3 平滑試験片および切欠き試験片の回転曲げ疲労試験

平滑試験片の回転曲げ疲労試験結果を Fig. 4 に示

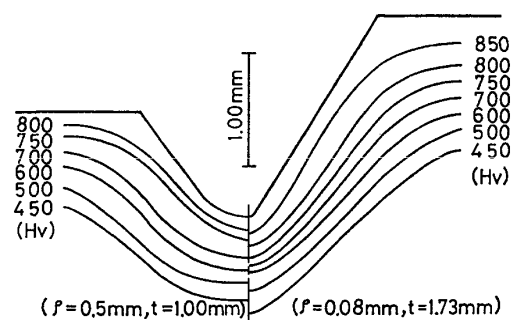


Fig. 3. Distribution of hardness near the notch root.

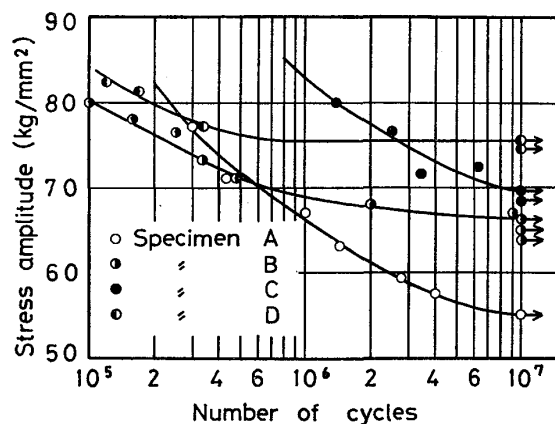


Fig. 4. S-N curves for smooth specimens.

す。高硬度材の回転曲げ疲労試験に見られる現象であるが、明瞭な疲労限が認められないので、 σ_{w0} は 10^7 回の応力繰返し数で、応力階差 1.02 kg/mm² で 3~5 本の試験を行って決定した。Fig. 2 の結果のように、 $\lambda = 1.0$ mm の試験片が得られなかつたので、浸炭時間を 4 h にして $\lambda = 1.2$ mm の平滑試験片（これを D 試料と表す。この試料は平滑試験片のみで、切欠き試験片は準備しなかつた。）を用意し、回転曲げ疲労試験を行つた。Fig. 4 にはこの試料による試験結果も示した。

σ_{w0} は $\lambda = 1.2$ mm の D 試料がもつとも高く、 $\lambda = 1.5$ mm の試料の σ_{w0} は D 試料の値に比べて約 6 kg/mm² 低い。Fig. 4 に示した応力範囲の回転曲げ疲労試験においては、A 試料および B 試料の破断したすべての試験片の破断面にフィッシュ・アイが認められたが、C 試料および D 試料ではその破断面にフィッシュ・アイは認められなかつた。フィッシュ・アイの起点の表面からの距離は、A 試料では約 0.8~1.0 mm、B 試料では約 1.2~1.5 mm で、Fig. 2 によると、それぞれ硬さがほぼ心部硬さになる付近であり、また残留応力がほぼ 0 になる付近に相当している。いずれの場合も、負荷応力が大きくなるにつれてフィッシュ・アイの起点位置は内部に移る

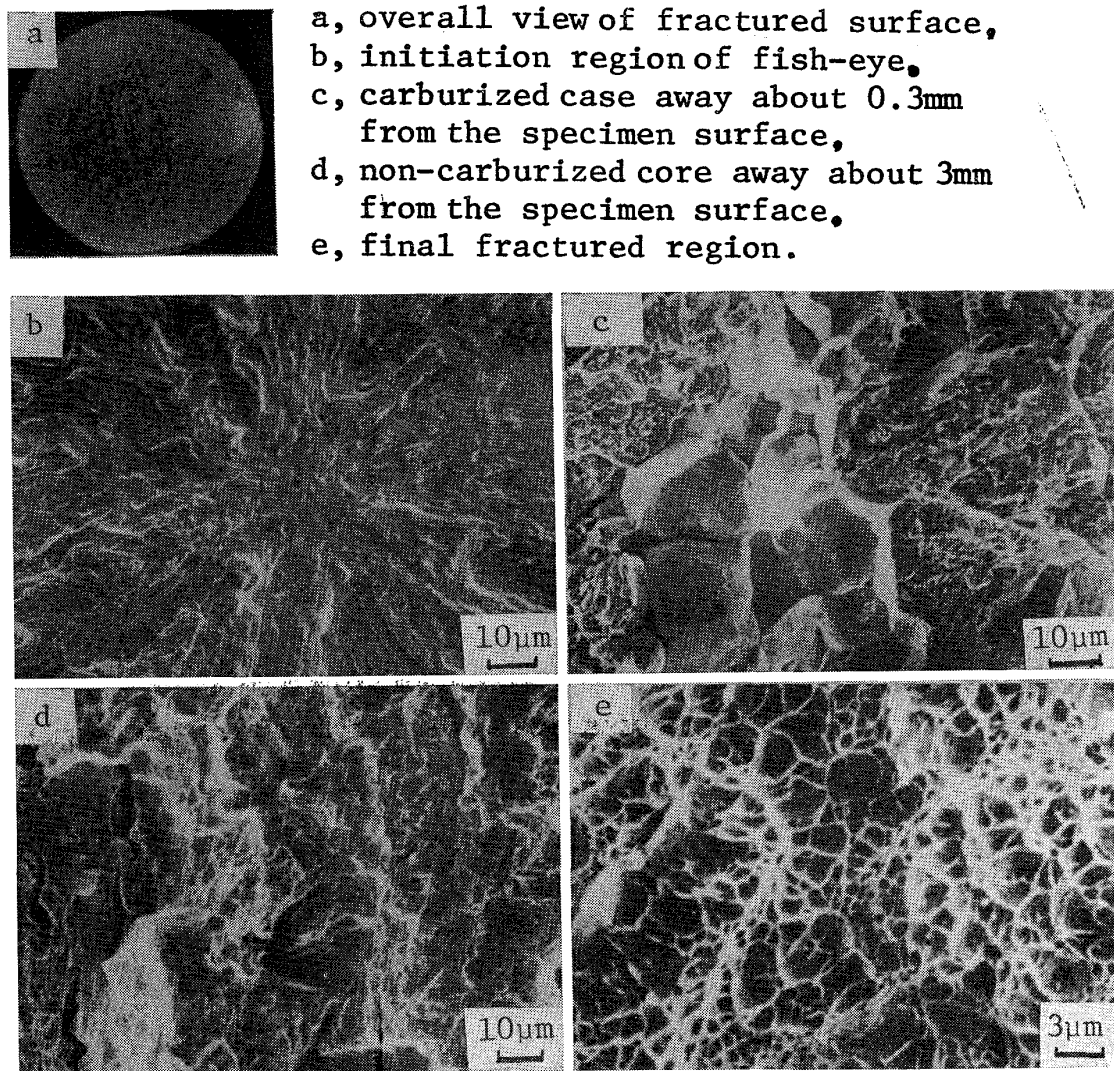


Photo. 1. Scanning electronmicrographs of fatigue fractured surface.
(specimen B, smooth specimen, $\sigma=67.3$ kg/mm²)

傾向が認められた。Photo.1 に B 試料の破断面の様相およびフィッシュ・アイの一例を示す。a は破断面の全体を示す。表面硬化層と心部との境界部付近を起点にして成長したフィッシュ・アイが認められる。b はこのフィッシュ・アイの起点付近の走査電顕写真である。起点付近にすべり面らしいものが認められるが、明らかな介在物や炭化物などは認められない。c は表面から 0.3 mm 付近の破面の様相を示す。硬化された表面層は粒内破壊と粒界破壊が混在した脆性破壊を示している。なお、この結晶粒界は前オーステナイト粒界である。d は表面から約 3 mm 内部の、いわゆる心部の破面を示す。粒内破壊を示しており、多数の枝分れしたき裂が認められる。e は最終破断部の写真である。全面にデンプルが認められ、このことから粒内の延性破壊であることがわかる。なお、写真 c, d および e に示されるような破壊様相は浸炭深さの大小および切欠きの有無に関係なく、すべて

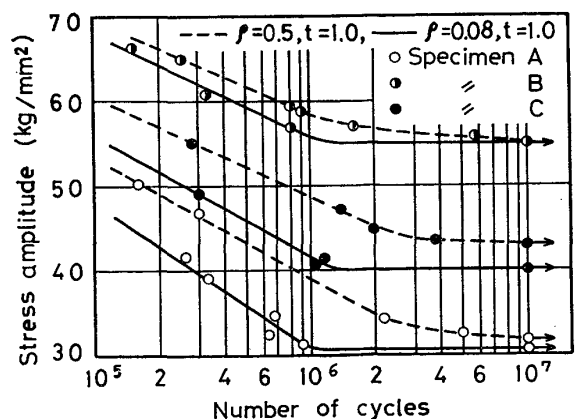


Fig. 5. S-N curves for notched specimens.

の試験片で同じであつた。

Fig. 5 に $\rho=0.5$ mm, $t=1.00$ mm の切欠き付試験片と $\rho=0.08$ mm, $t=1.00$ mm の切欠き試験片の S-N 曲線を示す。 $\rho=0.5$ mm の試験片では停留き裂は認め

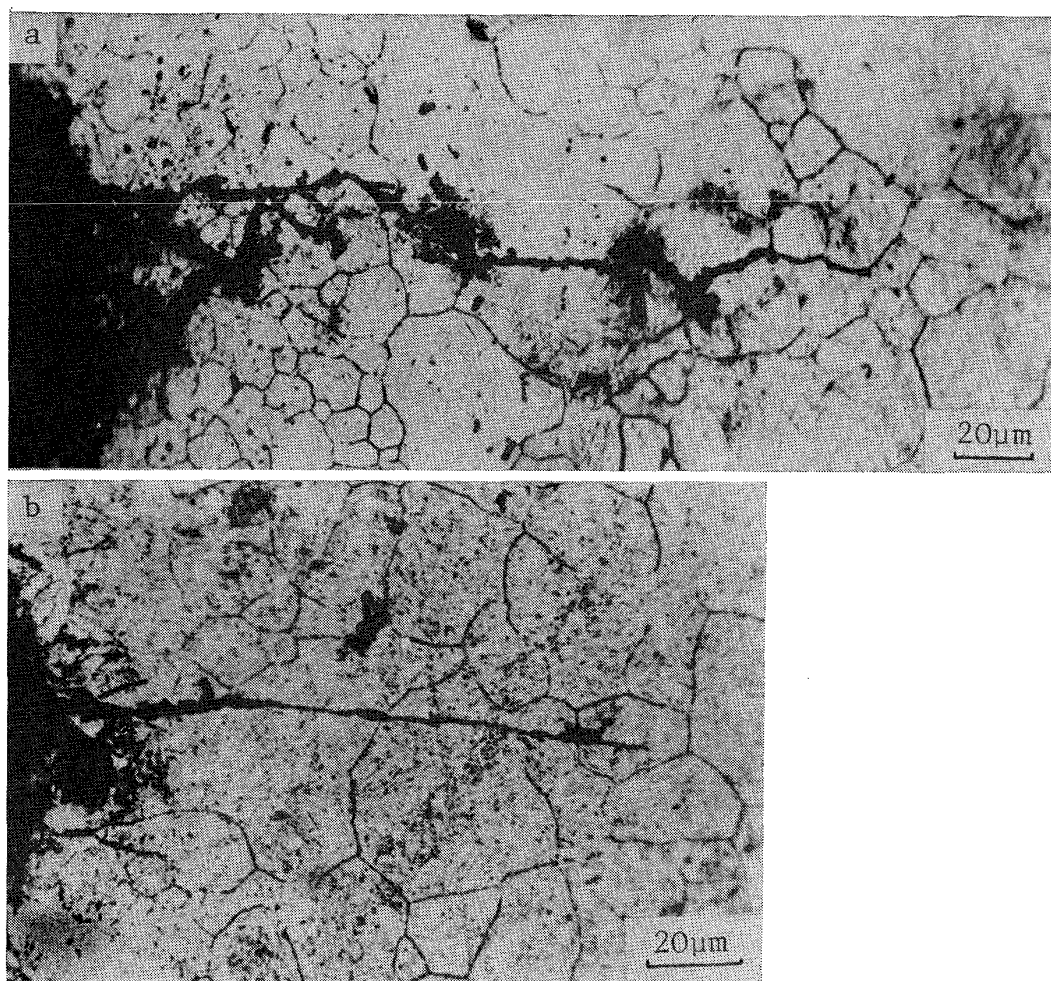


Photo. 2. The influence of stress amplitude and prior austenite grain boundaries on propagation behaviours of non-propagating crack.

a, specimen B, $\rho=0.08$ mm, $t=1.00$ mm, $\sigma=55.1$ kg/mm²

b, specimen C, $\rho=0.08$ mm, $t=4.00$ mm, $\sigma=34.9$ kg/mm²

られず、またあまり明瞭な疲労限が認められなかつたので、 10^7 回の時間強度を疲労限とした。なお、疲労限は Fig. 4 の場合と同じ方法で決定した。 $\rho=0.08$ mm の試験片では明瞭な疲労限が認められた。いずれの ρ の場合も B 試料がもつとも高い疲労限を示し、B 試料より浸炭深さの深い C 試料の疲労限は B 試料のそれより低下した。

$\rho=0.08$ mm の切欠き試験片では、疲労限の応力で 10^7 回の疲労試験により破断しなかつた試験片の切欠き底に停留き裂が認められたので、疲労限の応力以下順次応力を下げて 10^7 回の疲労試験を行い、2・2 に述べた方法でその切欠き底における停留き裂の有無を調べ、停留き裂が認められたものについてはその長さを測定した。同様の実験を A 試料、B 試料および C 試料の $t=0.24\sim 4.00$ mm の試験片に対して行つた。停留き裂の進展挙動の代表的な例を Photo. 2 に示す。写真 a は比較的高応力レベルの場合の例を示し、写真 b は比較的低応力レ

ベルの場合の例を示す。本試料のようにマルテンサイト地における疲労き裂の進展は、組織、硬さおよび残留応力などが複雑に影響しているため、いかなる因子に支配されるか不明な点が多い¹²⁾。それで、組織因子として前 γ 粒界に注目して考察する。高応力レベルの場合は、写真 a に見られるように、き裂は試験片の表面（切欠き底）の前 γ 粒界で発生した後 1～2 個の前 γ 粒を貫通し、その後はほとんど前 γ 粒界に沿つて進展する。試験片の軸にはほぼ直角方向に進展する主き裂のほか、前 γ 粒界に沿う多数の枝分かれしたき裂が認められる。すなわち、高応力レベルの場合のき裂の発生および進展は前 γ 粒界の影響を受ける。一方、低応力レベルの場合は、写真 b に見られるように、試験片表面の前 γ 粒界で発生したき裂は試験片の軸に対してほぼ直角に、ほとんどの前 γ 粒を貫通して直線的に進展する。以上の観察結果から、疲労き裂の進展は応力レベルによつて様相が異なることがわかる。宋ら¹³⁾によると、マルテンサイト地にお

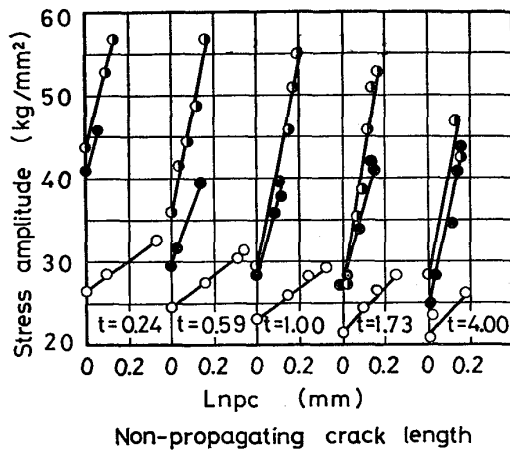


Fig. 6. Non-propagating crack length at 10^7 cycles
 (○ : specimen A, ◐ : specimen B, ● : specimen C).

ける疲労き裂の進展はほぼ前 γ 粒界に沿うとされているが、停留き裂の生ずるような切欠き材でしかも低応力レベルの場合は、前 γ 粒界はき裂の進展にそれほど影響しないようである。なお、停留き裂が生ずるか否かは α によらず、 ρ に依存するという報告¹⁴⁾があり、2.1に述べたように、筆者らの研究⁹⁾でも $\rho=0.5\text{ mm}$ の切欠きでは停留き裂は無いが、 $\rho=0.08\text{ mm}$ の切欠きにおいては停留き裂が生ずることがわかっている。

Fig. 6に各 t の試験片の停留き裂長さ(l_{npc})と応力の関係を示す。いずれの t の場合も l_{npc} と応力の関係は直線関係にあり、また同一浸炭深さの試験片における $l_{npc}-\sigma$ 線図の傾きは t の値の大小に関係なく、ほぼ同じである。

なお、Fig. 5の疲労限に対応する応力では 10^7 回の回転曲げ疲労試験によつて試験片は破断せず、これより大きい応力での試験の場合においてのみ、疲労試験によつて発生したき裂が進展して破断に至るのであるから、上記の疲労限をもつて σ_{w2} とするのは本来の σ_{w2} と若干異なるが、本研究では上記の疲労限をもつて σ_{w2} とした。また、 σ_{w1} については、本研究では $l_{npc}=0$ の最大応力と定義し、Fig. 6において l_{npc} と応力の関係が直線的であることを参考にして $l_{npc}=0$ に外挿した応力の近辺の応力で3~5本の試験を行つてきめた。

Fig. 7に σ_{w0} 、 σ_{w1} および σ_{w2} に及ぼす λ の影響を示す。いずれの α の場合も、 λ が増すと σ_{w0} 、 σ_{w1} 、 σ_{w2} とも上昇し、 $\lambda=0.9\sim 1.2\text{ mm}$ (試験片の半径に対する比率で18~24%)付近で各値とも最高値を示す。それ以上 λ が増すと、かえつて各値とも低下する。

Fig. 8に σ_{w1} および σ_{w2} に及ぼす t の影響を示す。

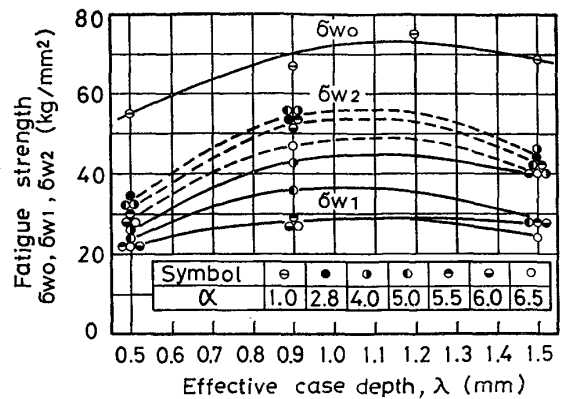


Fig. 7. Effect of case depth on fatigue strength properties.

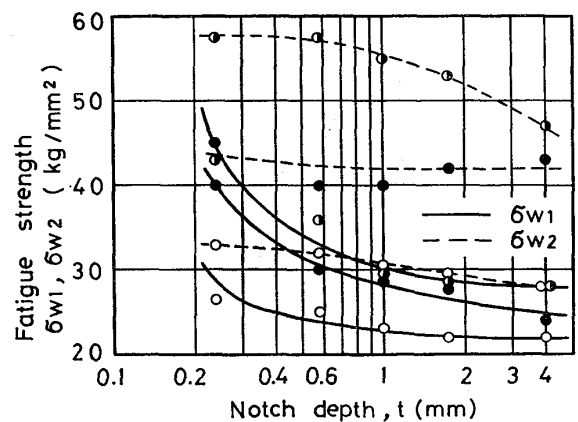


Fig. 8. Effect of notch depth on fatigue strength properties
 (○ : specimen A, ◐ : specimen B, ● : specimen C).

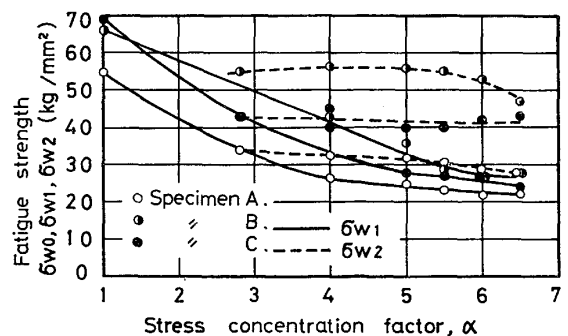


Fig. 9. Relation between strength and stress concentration factor.

いずれの λ の試験片においても、 σ_{w1} は t が約1 mmまではかなり低下するが、 t が1 mm以上になると低下は著しくゆるやかになり、 λ に応じてそれぞれほぼ一定値に近づく。それに反し、 σ_{w2} は t が増加してもその低下は非常に少ない。なお、いずれの t の場合も、B試料がA試料およびC試料より高い σ_{w1} 、 σ_{w2} を示した。

Fig. 9に σ_{w1} および σ_{w2} に及ぼす α の影響を示す。

いずれの λ の試験片においても、 σ_{w1} は α の値が約5までは α の増加にほぼ比例して低下するが、 α の値がそれ以上になると低下は非常にゆるやかになり、 λ に応じてそれぞれほぼ一定値に近づく。一方、 σ_{w2} は α の値が約5.5まではほとんど変わらないが、それ以上 α が大きくなると若干低下する傾向を示す。 α の増加に対して σ_{w2} がほとんど低下しないということは、浸炭表面硬化が切欠きのある機械部品の疲労限の改善に非常に有効であることを意味する。なお、いずれの α の場合も、B試料がA試料およびC試料に比べて高い σ_{w1} および σ_{w2} を示している。

Fig. 10 に切欠き係数 (β_1, β_2)* と α の関係を示す。 β_1 は λ の値にほぼ無関係に、A試料、B試料、C試料とも同様な傾向を示し、 α の増加につれてゆるやかに増加して一定値 ($\beta_1=2.5$) になるようである。一方、 β_2 は、 α の値が約5.5まではそれぞれほぼ変わらないが、 α の値がそれ以上になるとわずかに増加する。換言すると、 β_2 の変化は α の変化に対して非常に鈍感である。また、 β_2 に対する λ の影響をみると、B試料の β_2 がもつとも小さく、切欠きに対してB試料がもつとも効果的であることがわかる。

Fig. 6 に l_{npc} と応力の関係を示したが、その実験結果をもとにして、各浸炭深さの試料の最大停留き裂長さ ($l_{npc\cdot max}$) と t の関係を求めた結果を Fig. 11 に示す。切欠きが比較的浅い場合、たとえば $t < 2$ mm の場合は、 λ が大きい程 $l_{npc\cdot max}$ は小さいが、切欠きが深くなり、たとえば $t \geq 4$ mm になると、 λ の値に関係なく、 $l_{npc\cdot max}$ は一定値 (約 0.18 mm) に収れんするようである。以上の実験結果から、浸炭表面硬化を施した切欠きのある機械部品に繰り返し応力が作用する場合、切欠きが比較的浅い場合は浸炭深さが深いほど $l_{npc\cdot max}$ は短い、切欠きが深くなると浸炭深さや切欠き深さに無関係に $l_{npc\cdot max}$ は一定長さになることがわかる。なお、小林ら¹⁵⁾は炭素

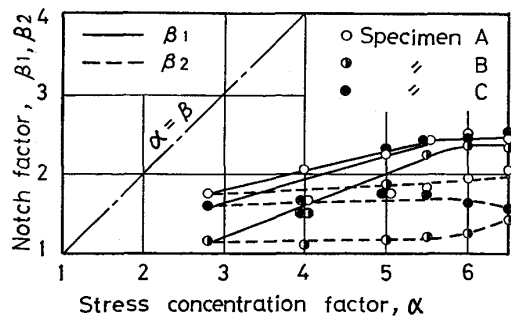


Fig. 10. Relation between fatigue notch factor and stress concentration factor.

* $\beta_{1,2} = \sigma_{w0}/\sigma_{w1,2}$.

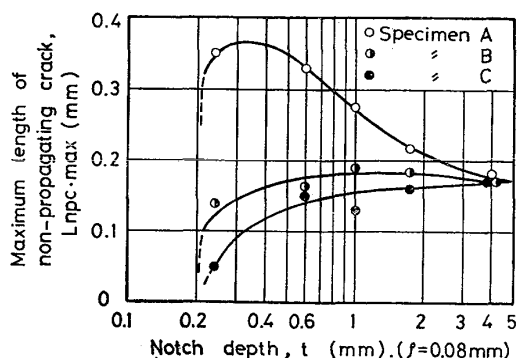


Fig. 11. Effect of notch depth on the maximum length of non-propagating crack.

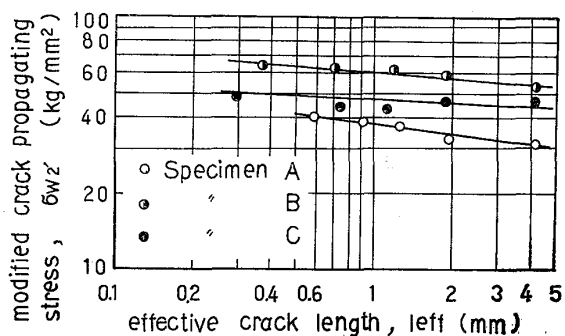


Fig. 12. Relation between modified crack propagating stress and effective crack length.

鋼においては切欠きが浅くなるほど $l_{npc\cdot max}$ が大きくなると報告しているが、B試料およびC試料は小林らの結果¹⁵⁾と逆の傾向を示した。このような結果は、通常の熱処理をした鋼と浸炭表面硬化した鋼の硬化層における残留応力、 γ_R および疲労強度などの分布が違っており、これらの要因の影響がき裂進展に複合的に作用していることによるものと考えられる。

$l_{npc\cdot max}$ の停留き裂を生じた切欠き材は、実質的には、 $t + l_{npc\cdot max}$ {これを有効き裂長さ (l_{eff}) と呼ぶ} の深さの鋭い切欠きあるいはき裂を有する材料と考える。このき裂先端における公称応力を σ_{w2}' と表わし*、A試料、B試料およびC試料の σ_{w2}' と l_{eff} の関係を図示すると Fig. 12 のように、それぞれほぼ直線関係にある。

一般に、疲労き裂進展応力とき裂長さの間には

$$\sigma_w^n \cdot l = C \dots\dots\dots (1)$$

の関係が成立つことが知られており¹⁶⁾、また切欠き材の場合は切欠き深さをき裂長さに加えたいわゆる有効き裂

* き裂は切欠きと同様に負荷応力を負担しないと仮定すると σ_{w2}' は下式のように求められる。

$\sigma_{w2}' = \sigma_{w2} \cdot d^3 / (d - 2 \cdot l_{npc\cdot max})^3$
 $\{d = \text{切欠き底における試験片直径.}\}$
 $\sigma_{w2} = \text{欠き底部におけるき裂進展の公称応力.}\}$
 $\sigma_{w2}' = \text{停留き裂先端におけるき裂進展の公称応力.}\}$

長さ ($t+l$) を用いても上式の関係が成立つとされている¹⁷⁾。そこで、Fig. 12 の各線上の σ_{w2}' と l_{eff} の値を(1)式に代入して各試料の n の値を求めると、A試料では 7.2, B試料では 13.8, C試料では 21.7 となり、浸炭深さによつて n の値は異なるが、いずれの試料の値も非浸炭材について求めた FROST¹⁸⁾ の $n=3$ あるいは小林ら¹⁷⁾ の $n=4$ に比べてかなり大きい。 n の値が大きいということは、 l_{eff} の値にかなりの差があつても σ_{w2}' はそれほど変わらないということである。換言すると、停留き裂のある材料はそのき裂の長さにかんがりの差(0.3~4.2 mm)があつてもき裂先端における公称き裂進展応力にあまり差がないということで、このことはき裂の生じている浸炭表面硬化した機械部品を使用しようとする場合重要なことである。

4. 結 言

浸炭表面硬化した鋼の回転曲げ疲労特性、とくに平滑試験片の疲労限に及ぼす有効浸炭深さの影響、および切欠き試験片のき裂発生強さ、き裂進展強さおよび停留き裂などに及ぼす有効浸炭深さおよび切欠き形状の影響について研究した。得られた結果を要約すると下記のごとくである。

1) σ_{w0} , σ_{w1} および σ_{w2} は有効浸炭深さが約 0.9~1.2 mm (試験片の半径に対する比率で 18~24%) の場合に最高値が得られた。

2) 有効浸炭深さが 0.5~1.5 mm の範囲においては、いずれの浸炭深さの場合も、 σ_{w1} は α の値が約 5 までは α の増加にほぼ比例して低下するが、 α の値がそれ以上になると低下は非常にゆるやかになり、それぞれ浸炭深さによつて定まるある一定値になる。一方、 σ_{w2} は α の値が約 5.5 まではほぼ変らないが、それ以上 α が大きくなると若干低下する。

3) $\rho=0.08$ mm で $t \geq 0.24$ mm の試験片の切欠き底に生ずる最大停留き裂長さは、切欠きが浅い場合は浸炭深さが浅いほど短いが、切欠きが深くなると浸炭深さおよび切欠き深さに無関係に同一値になる。

4) 有効き裂長さとき裂先端における公称き裂進展応力の間に $(\sigma_{w2}') \cdot l_{eff} = C$ の関係が成りたち、 n の値は A試料で 7.2, B試料で 13.8, C試料では 21.7 で、非浸炭鋼の n の値に比べて著しく大きい。したがつて、有効き裂長さがかなり変化しても、き裂先端における公称

き裂進展応力の変化は少ない。

5) 平滑試験片において、有効浸炭深さが約 1 mm 以下の場合にはその破断面にフィッシュ・アイが認められたが、有効浸炭深さが 1.2 mm 以上の場合にはその破断面にフィッシュ・アイは認められなかつた。なお、フィッシュ・アイの起点付近に明らかな非金属介在物や炭化物などは認められなかつた。

本研究を遂行するにあたり、適切な助言を賜つた本学部井口宏助手および終始熱心に実験に協力された本学部長谷川健司技官に深く感謝する。なお、試料の浸炭処理は長岡歯車(株)の絶大なる御好意によつた。定常的作業の流れの間に、本研究の特別処理をはさんで下さつた同社の御好意に対して深甚なる謝意を表する。

文 献

- 1) 古川 徹, 小沼静代, 酒庭秀康: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1204
- 2) 古川 徹, 小沼静代, 田中誠三: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会 (1974, 富山)
- 3) 古川 徹, 小沼静代, 田中誠三: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会 (1975, 金沢)
- 4) 古川 徹, 小沼静代, 酒庭秀康: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会 (1976, 長岡)
- 5) 古川 徹, 小沼静代, 酒庭秀康, 春谷 忠: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会, (1977, 富山)
- 6) 古川 徹, 小沼静代: 日本金属学会昭和 52 年度秋期(第 81 回)大会, (1977, 広島)
- 7) 古川 徹, 小沼静代, 工藤重治: 鉄と鋼, 64 (1978), S 498
- 8) 古川 徹, 田中誠三: 材料, 25 (1976), p. 283
- 9) 古川 徹, 田中誠三: 材料, 26 (1977), p. 525
- 10) 田中誠三, 古川 徹: 材料, 28 (1979), p. 139
- 11) H. NEUBER: Kerbspannungslehre, (1937), Springer.
- 12) 宋 森弘, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集, 40 (1974), p. 1503
- 13) 宋 森弘, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集, 39 (1973), p. 2291
- 14) 西谷弘信, 石田 誠: 日本機械学会論文集, 39 (1973), p. 7
- 15) 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会講演論文集, 188 (1968), p. 101
- 16) N. E. FROST: J. Mech. Eng., 5 (1963), p. 15
- 17) 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会論文集, 36 (1970), p. 1789
- 18) N. E. FROST: Proc. Inst. Mech. Eng., 173 (1959), p. 811