

## 論 文

UDC 621.785.52 : 621.785.616.24 : 669.112.227.343 : 669.15'26'28-194  
: 539.431/.433浸炭表面硬化鋼の疲労特性に及ぼす硬化層の組織と  
炭素量の影響古川 徹\*・小沼 静代\*<sup>2</sup>・西脇 覚\*<sup>3</sup>Effects of Microstructure and Carbon Content in the Case  
on the Fatigue Strength Properties of Carburized Steel

Tōru FURUKAWA, Shizuyo KONUMA, and Satoru NISHIWAKI

## Synopsis:

The rotating bending fatigue and static bending tests were carried out to know the roles of surface non-martensitic structure and sub-zero treatment and the effects of retained austenite and carbon contents in the carburized case on the fatigue strength properties of carburized steel.

The main results obtained are as follows:

(1) For both tests of rotating bending fatigue and static bending, the existence of surface non-martensitic structure decreased the mechanical properties of carburized steel when fracture occurred at the specimen surface. On the other hand, the fatigue limit was independent of the existence of the structure if fracture did not occur at the specimen surface.

(2) For the specimen with the carburized case containing carbon of about 0.9% (0.9%C specimen), sub-zero treatment followed by oil-quenching reduced the fatigue limit of about 15 kgf/mm<sup>2</sup> by comparison with the case of no sub-zero treatment. Also, the maximum fatigue limit was obtained for the specimen with the carburized case containing austenite of about 20-25%.

(3) The fatigue limit, the value of the fatigue crack initiating stress, the fatigue crack propagating stress, the nominal fatigue crack propagating stress at the tip of the maximum non-propagating crack, and the static bending strength and deflection up to rupture for 0.5%C specimen were higher than those for 0.9%C specimen.

(4) The existence of the non-propagating crack at 10<sup>7</sup> cycles was observed in the case of the notched specimen with the notch root radius of 0.16 mm.

## 1. 緒 言

鋼の浸炭表面硬化については、前報<sup>1)</sup>に紹介したように多くの報告があり、筆者らもさきに浸炭表面硬化した鋼の機械的性質に及ぼす素材の化学組成および熱処理の影響について報告<sup>1)</sup>し、引続いて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について報告<sup>2)</sup>した。浸炭表面硬化した鋼の疲労特性に対しては浸炭表面の不完全焼入層<sup>3)~6)</sup>、焼入れ後の深冷処理、硬化層中の残留オーステナイト ( $r_R$ ) 量および炭素量、およびその他の要因が影響を及ぼし、これらの影響についてはなお不明な点が多い。たとえば、不完全焼入層の影響について中西ら<sup>3)</sup>、内藤ら<sup>4)</sup>は浸炭表面硬化の際に不完全焼入層ができることと疲労限は低下すると報告しているが、KERN<sup>5)</sup>は

多くの歯車の場合著しく有害とは考えられないと報告している。深冷処理の影響については、RICHMAN<sup>9)</sup>は0.7 %C以上に浸炭表面硬化した鋼で通常の油冷した試料 ( $r_R$  36%) と液体窒素中に深冷してマルテンサイト変態をより進行させた試料 ( $r_R$  9%) とにおいて前者の疲労限が後者より高いと報告し、JOHNSON<sup>10)</sup>も同様の報告をしているが、APPLE<sup>11)</sup>は逆の結果を報告し、KRAUSS<sup>12)</sup>はこの相反する結果を解く鍵は硬化層の化学組成と熱処理にありと述べている。また、FRANKEL<sup>13)</sup>は低温焼もどしを行つた高炭素高硬度鋼において焼もどし前の深冷処理は疲労限を改善すると報告し、さらに疲労限に及ぼす  $r_R$  の影響について言及し、約 10 %までは  $r_R$  量にはほぼ比例して疲労限は低下するが、それ以上の量になると低下は非常にゆるやかになると報告し

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 5 月 22 日受付 (Received May 22, 1980)

\* 新潟大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Niigata University, 8050 Ninomachi Igarashi Niigata 950-21)

\*<sup>2</sup> 新潟大学工学部 (Faculty of Engineering, Niigata University)

\*<sup>3</sup> 長岡歯車製作所 (Nagaoka Haguruma Seisakusho Ltd.)

ている。高強度の低合金鋼について、SACHS<sup>14)</sup>は $\gamma_R$ は疲労限に影響しないと報告しており、FRITHは同様の報告<sup>15)</sup>をしたが、その後有害であると訂正<sup>16)</sup>している。FRENCH<sup>17)</sup>は約5%の $\gamma_R$ は疲労限を改善すると述べながら、同時に約5%から10%への $\gamma_R$ の増加は疲労限を低下させる傾向があることを示す実験結果をも示している。そして、須藤<sup>18)</sup>はSKD 11の $10^7$ 回の回転曲げ疲労限( $\sigma_{\infty}$ )に及ぼす熱処理の影響に関する研究から、 $1040^{\circ}\text{C}$ 油焼入れ後 $200^{\circ}\text{C}$ 焼もどしの場合(Hv 702,  $\gamma_R$  17%,  $\sigma_{\infty}$  70 kgf/mm<sup>2</sup>)と焼入れ後 $-196^{\circ}\text{C}$ 深冷処理し、その後 $200^{\circ}\text{C}$ 焼もどしの場合(Hv 759,  $\gamma_R$  6%,  $\sigma_{\infty}$  65 kgf/mm<sup>2</sup>)の結果から一見 $\gamma_R$ 量が多い程 $\sigma_{\infty}$ は高いように思われるが、焼入れ後 $550^{\circ}\text{C}$ で焼もどした場合(Hv 750,  $\gamma_R$  5%,  $\sigma_{\infty}$  75 kgf/mm<sup>2</sup>)を併せて考察すると硬さが高く、 $\gamma_R$ 量が少ないにもかかわらず $\sigma_{\infty}$ が高くなったことから、高炭素高硬度鋼の $\sigma_{\infty}$ に対して深冷処理は悪影響を及ぼすと述べ、さらに $\sigma_{\infty}$ に対しては $\gamma_R$ 量の影響よりも残留応力の効果が大きいものと思われると報告している。このように、高炭素高硬度鋼とくに浸炭表面硬化した鋼の疲労特性に及ぼす深冷処理および $\gamma_R$ の影響については明らかとは言い難い。

また、浸炭表面硬化した鋼の疲労特性に及ぼす浸炭層のC%の影響についてKOZLOVSKI<sup>19)</sup>やMOROZら<sup>20)</sup>はC%が0.8~1.4%の場合に対して実験し、約0.9%の場合に $\sigma_{\infty}$ が最高になると報告しており、DIESBURGら<sup>21)</sup>は浸炭層のC%が0.8~1.0%の試験片の3点曲げ疲労試験で0.8%Cの場合に疲労限がもつとも高く、かつ表面硬化層の破壊靱性値が高いと低サイクル疲労時の疲労寿命は長くなるが、疲労限と破壊靱性値の間には相関関係は認められなかつたと報告している。

上記のように、浸炭表面硬化した鋼の疲労特性に及ぼす表面不完全焼入層、深冷処理、表面硬化層中の $\gamma_R$ 量およびC%の影響については十分に明らかにされているとは言い難い。そこで、本報では主としてこれらの関係について研究した結果を報告する。

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料の化学組成、試験片の形状および熱処理

本実験には市販のSCM 415を用いた。試料の化学分析値をTable 1に示す。静的曲げ試験片および回転曲げ疲労試験片の形状および寸法をFig. 1に示す。切欠き試験片(同図b)の応力集中係数( $\alpha$ )はNEUBERの三角則<sup>22)</sup>によつて計算した値である。前報<sup>2)</sup>で切欠き底の曲率半径( $\rho$ )が0.08 mmの切欠き試験片の切欠き底に停留き裂が生じ、 $\rho = 0.5$  mmの場合には停留

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SCM 415	0.15	0.33	0.70	0.016	0.01	0.18	0.06	1.03	0.19

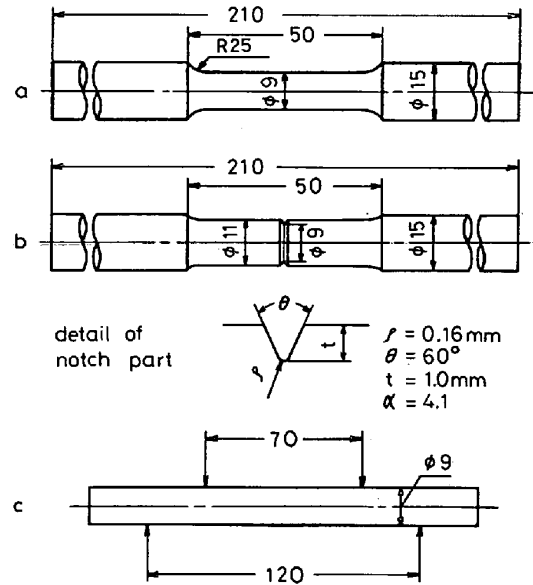


Fig. 1. Shapes and dimensions of specimens (a, b : rotating bending fatigue tests, c : bending tests, Arrows show the loading and supporting points).

き裂が生じないことを述べたが、今回は $\rho$ の値が前報<sup>2)</sup>の2倍の場合でも停留き裂が生ずるか否かを調べ、さらにもし停留き裂が生ずるとすれば疲労き裂発生強さ( $\sigma_{w1}$ )、疲労き裂進展強さ( $\sigma_{w2}$ )、および停留き裂長さ( $l = npc$ )に及ぼす浸炭層のC%の影響を調べるために $\rho = 0.16$  mmを採用した。所定の試験片形状・寸法に機械加工後浸炭および熱処理を行つた。浸炭は島津・カーボマーグガス浸炭炉で行つた。CPは実験の目的によつて0.9%, 0.7%および0.5%とし、浸炭温度はすべて $920^{\circ}\text{C}$ とした。JISによる有効硬化層深さを約1 mmにするため、予備実験の結果から、CP=0.9%の場合は3 h保持、CP=0.7%および0.5%の場合は5 h保持とした。所定の浸炭処理後約2 hで $830^{\circ}\text{C}$ まで炉冷し、この温度で0.5 h保持後約 $70^{\circ}\text{C}$ の油中に焼入れした。焼入れ後深冷処理を施す試料は直ちにドライアイス-アセトン浴(約 $-70^{\circ}\text{C}$ )中で1 h保持してマルテンサイト変態をさらに進行させた。これらの硬化処理後直ちに $180^{\circ}\text{C} \times 2$  h・空冷の焼もどしを行つた。

CP=0.9%で浸炭した試料は記号a, CP=0.7%で浸炭した試料は記号b, CP=0.5%で浸炭した試料は記号cと表わす。なお、CP=0.9%の試料は、浸炭および熱処

Table 2. C% and  $\gamma_R$ % in carburized case of specimens.

Symbol	C % (Wt. %)		$\gamma_R$ % (Vol. %)	
	Surface	Max.pt. (Depth)	Surface	Max.pt. (Depth)
a 1	0.82	0.85 (50 $\mu$ m)	16	21 (75 $\mu$ m)
a 2	0.67	0.75 (50 $\mu$ m)	20	25 (50 $\mu$ m)
a 3	0.62	0.75 (70 $\mu$ m)	16	23 (50 $\mu$ m)
a 4	0.65	0.82 (50 $\mu$ m)	18	34 (100 $\mu$ m)
a 1-s	0.82	0.85 (50 $\mu$ m)	6	9 (75 $\mu$ m)
a 2-s	0.67	0.75 (50 $\mu$ m)	5	9 (50 $\mu$ m)
b	0.60	0.68 (50 $\mu$ m)	9.5	19 (60 $\mu$ m)
c	0.45	0.50 (60 $\mu$ m)	5.5	5.5 (surface)

Note: symbol a: CP=0.9%, symbol b: CP=0.7%,  
symbol c: CP=0.5%

理を4ロットに分けて行つた。それぞれ記号を a1, a2, a3, a4 とした。各ロットの浸炭および熱処理の条件はできるだけ同じになるように注意した。焼入れ後深冷処理した試料は記号の後に、たとえば a1-S, a2-S のように、Sをつけて表わした。

浸炭および熱処理をした各試料の硬化層表面における C%と  $\gamma_R$ %および硬化層中における C%と  $\gamma_R$ %の最高値ならびにこれらの値を示す個所の表面からの深さを Table 2 に示す。

## 2.2 実験方法

2.1 に記入した浸炭・熱処理後各試験片のつかみの部分を円筒研削盤で直径  $15 \pm 0.02$  mm に仕上げし、その後島津・小野式回転曲げ疲労試験機 (10kg-m, 3000rpm) で疲労試験を行つた。浸炭層の C%の測定は島津・EMX-SM 型 X線マイクロアナライザーによつて行つた。また、浸炭層の深さ方向における C%の変化の測定は回転曲げ疲労試験片の平行部中央付近の横断面について試験片表面から約 0.1 mm 間隔で行つた。硬さ、 $\gamma_R$  量、残留応力値、 $l_{np}$  の測定法、および  $\sigma_{w0}$ ,  $\sigma_{w1}$ ,  $\sigma_{w2}$  の決定方法は前報<sup>2)</sup> と同じである。

## 3. 実験結果およびその考察

所定の浸炭・熱処理後各試験の顕微鏡組織、C%、硬さ、 $\gamma_R$  量、残留応力などの試験片直径方向における変化、静的曲げ性質、平滑試験片の  $\sigma_{w0}$ 、切欠き試験片の  $\sigma_{w1}$ ,  $\sigma_{w2}$  および停留き裂挙動を調べた。

### 3.1 浸炭層およびその付近の C%、硬さ、 $\gamma_R$ 量および残留応力の試験片直径方向における変化

まず、浸炭層の C%を約 0.9%、約 0.7%、約 0.5% に変えた場合すなわち試料 a1, b, c の回転曲げ疲労試験片の平行部中央付近で測定した C%、硬さ、 $\gamma_R$  量お

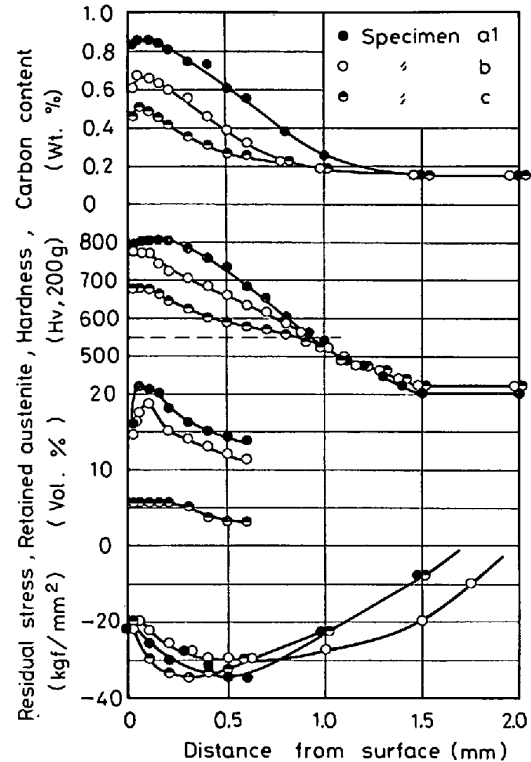


Fig. 2. Distribution of carbon content, hardness, retained austenite and residual stress.

よび残留応力の試験片直径方向における分布を Fig. 2 に示す。図中の各値は同じ点に対して3回測定した値の平均値である。C%の分布を見ると、各試料とも表面ではやや少ないが、表面から約 50  $\mu$ m の深さの部分で最高 C%を示した後それより内部に入るにつれて徐々に減少し、素材の C%になつている。硬さは、表面部で試料 a1 は約 Hv 800、試料 b は約 Hv 780、試料 c は約 Hv 675 を示し、表面からの距離が増すにつれてそれぞれ C%の変化とよく対応した硬さの低下を示す。各試料とも心部の硬さは Hv 400~410、有効硬化層深さは約 0.95 mm である。 $\gamma_R$  量は、試料 a1 は表面で約 16%、表面から約 50  $\mu$ m 内部で最高値約 21% を示し、試料 b は表面で約 14%、約 100  $\mu$ m 内部で最高値約 18% を示した後内部に入るにつれて急激に減少している。試料 c は、表面で約 5.5% を示し、内部に入るにつれてゆるやかに減少している。残留応力は各試料とも表面では約  $-20$  kgf/mm<sup>2</sup> 程度であるが、表面から約 50  $\mu$ m 付近で若干減少した後さらに内部入るとその値を増して  $-30 \sim -35$  kgf/mm<sup>2</sup> の最高値を示した後徐々に減少し、引張応力に変わる。圧縮残留応力が最高値を示す表面からの深さは、試料 a1 は 0.5~0.6mm、試料 b は 0.4~0.6mm、試料 c では約 0.3 mm で、浸炭層の C%が少ない程浅くなつている。以上のことから、浸炭層の C%が少なくなると硬さおよび  $\gamma_R$  量は低下するが、残留応力

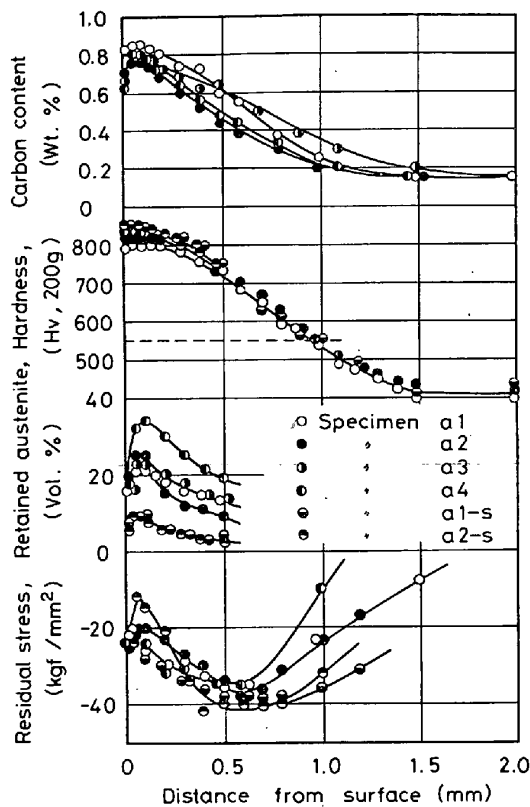


Fig. 3. Distribution of carbon content, hardness, retained austenite and residual stress.

はそれ程変わらず、残留応力の最高値を示す深さが浅くなる傾向が認められる。

続いて、浸炭層のC%がほぼ等しく、 $\gamma_R$ 量の違う試料について回転曲げ疲労試験片平行部中央付近の直径方向におけるC%、硬さ、 $\gamma_R$ 量および残留応力の分布を測定した結果をFig. 3に示す。値に若干の差はあるが、各線ともそれぞれ試料a1のそれと類似の傾向を示している。浸炭層の最高C%は表面から50~70 $\mu$ m付近で約0.75~0.85%を示し、それより内部になるとだいにC%は減少して素材のC%になる。表面部分の硬さはHv 800~850で、それより内部における各試料の硬さ値およびその分布はほとんど同じである。有効硬化層深さはすべて0.9~1.0mmの範囲にある。残留応力はいずれの試料も表面では-20~-25 kgf/mm<sup>2</sup>を示し、内部に入るにつれてその値を増し、表面から0.5~0.7mmの深さで最高値を示している。最高値は、試料a2-Sが約-40 kgf/mm<sup>2</sup>のほか他の試料は約-35 kgf/mm<sup>2</sup>程度で、それ程大きい差はない。 $\gamma_R$ 量はごく表面部では比較的少ないが、表面から約50~100 $\mu$ m内部で最高値を示した後、それより内部では急激に減少している。 $\gamma_R$ 量の最高値は試料によつて9~34%とかなりの差が認められる。同じ熱処理を施した試料a1~a4の実験で、C

%、Hv、残留応力がほとんど同じであるのに、 $\gamma_R$ 量にかなりの差が生じたが、このことは浸炭層のC%がほとんど同じで、かつ浸炭および焼入れ温度がほとんど同じであることから、焼入油の温度の違いによるものと考えられる。

### 3.2 静的曲げ性質および $\sigma_{w0}$ に及ぼす不完全焼入層の影響

ガス浸炭法の場合、一般に、ふん囲気中にはH<sub>2</sub>O、CO<sub>2</sub>、COなど酸素を含むガスが存在し、Cが鋼中に侵入する過程で表面付近のSi、Mn、CrなどFeより高温酸化しやすい元素が酸素と結合して粒界に析出すると、粒界付近ではこれらの固溶元素量が局所的に減少して焼入性が低下することになる。したがつて、浸炭後の焼入れ時に冷却速度が小さいと、粒界付近に非マルテンサイト組織を生ずることがあるが、これが一般に表面不完全焼入層あるいは浸炭異常層<sup>6)~8)</sup>と呼ばれているもので、これらの層は常に存在することは限らず、表面近傍の焼入性と冷却速度に依存するといわれている<sup>6)~7)</sup>。筆者らの実験においても、顕微鏡組織検査の結果a、b、c各試料の浸炭硬化表面にPhoto. 1に示すような不完全焼入層が認められたので、静的曲げ性質および $\sigma_{w0}$ に及ぼすこの層の影響をみた。組織を調べながら順次表面を少しずつ電解研磨で取除いて不完全焼入の厚さを調べた。場所によつて不均一であつたが、これはこの層の生成機構に原因しており、本実験では厚さは最大でも約20 $\mu$ m以下であつた。

静的曲げ試験は試料a1、bおよびcを用いFig. 1(c)の試験片によつて行い、回転曲げ疲労試験は試料a2を用いFig. 1(a)の試験片によつて行つた。各試験片とも所定の浸炭・熱処理後その半数は熱処理のままそれぞれの実験を行い、残る半数は熱処理後電解研磨で表面層を約30 $\mu$ m取除き、その後それぞれの実験を

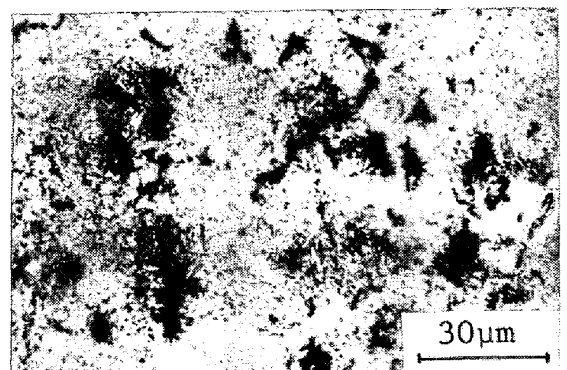


Photo. 1. Micrograph of surface non-martensitic structure of carburized steel (specimen a 1).

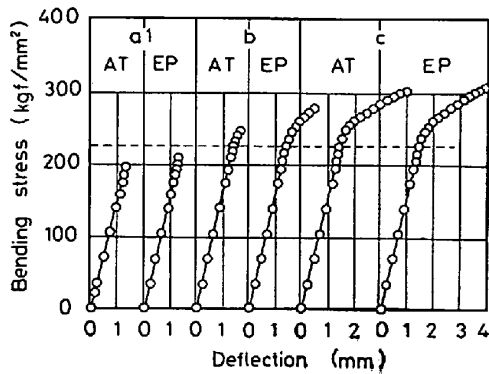


Fig. 4. Bending stress-deflection curves of carburized specimens (AT : as heat treated, EP : electrolytically polished after heat treatment).

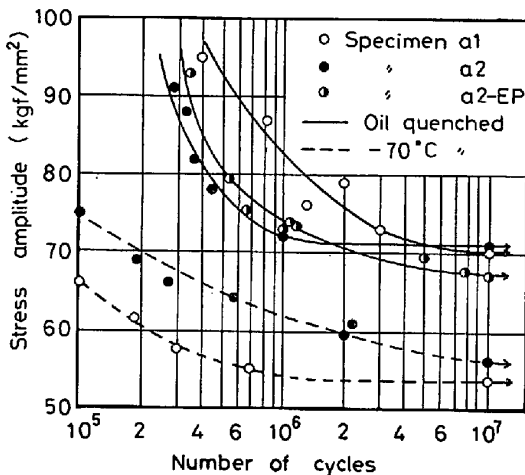


Fig. 5. S-N curves of oil quenched specimens and sub-zero quenched specimens (○, ● : as heat treated, ● : electrolytically polished after heat treatment).

行つた。以後熱処理のままの試験片を AT 材、熱処理後表面を電解研磨した試験片を EP 材と称する。

上記の各試験片による静的曲げ試験結果を Fig. 4 に示す。試料 a1 は AT 材および EP 材とも塑性変形をしないで破断しているが、EP 材が破断強さは若干高い。試料 b および試料 c はともに塑性変形をした後破断しているが、両試料とも EP 材の方が破断強さは高く、変形量も多い。したがって、静的曲げに対しては熱処理のままの状態より表面の不完全焼入を取除いた状態の方が良好な性質を示すことがわかる。

引続いて、 $\sigma_{w0}$  に及ぼす不完全焼入層の影響について述べる。試料 a2 の AT 材および EP 材の回転曲げ疲労試験の結果を Fig. 5 の曲線 a2 (●マーク) と曲線 a2-EP (●マーク) に示す。高応力低サイクル疲労試験における時間強さは EP 材の値が若干高いが、 $\sigma_{w0}$

は AT 材の方が約  $3 \text{ kgf/mm}^2$  高い。しかしながら、この程度の差はそれ程有意な値とは考えられず、実際には AT 材と EP 材の  $\sigma_{w0}$  はほとんど同じと考えて差支えないものと考えられる。なお、両試料とも約  $4 \times 10^5$  回以上の負荷回数で破断するような応力で実験した試験片の疲労破断面にはフィッシュ・アイが認められた。フィッシュ・アイの起点は試験片表面から約  $1.6 \sim 1.8 \text{ mm}$  内部で、硬さがほぼ心部硬さになる付近であり、SEM による観察結果では起点付近に明らかな介在物などは認められなかつた。中西ら<sup>3)</sup> および内藤ら<sup>4)</sup> によると、不完全焼入層が存在すると  $\sigma_{w0}$  は低下すると報告されているが、中西らの実験は厚さ  $3 \text{ mm}$  の平板試験片に対して有効硬化深さは約  $1.2 \text{ mm}$  (板厚の半分に対して有効硬化層深さ比が約  $80\%$ ) であり、内藤らの実験は直径  $8 \text{ mm}$  で有効硬化層深さは約  $1.5 \text{ mm}$  の試験片であつて、この程度の硬化層深さ比の場合はその疲労破断面にフィッシュ・アイは生ぜず、試験片の表面でき裂が発生し、そのき裂が進展して破断にいたるものと考えられる。このように、試験片の表面から破断が進行するような場合は、試験片表面に不完全焼入層が存在するとその存在は  $\sigma_{w0}$  に大きく影響すると思われるが、本研究のようにフィッシュ・アイを起点として破断が進行する場合 (前報<sup>2)</sup> に報告したように、浸炭硬化層が比較的浅く、かつ約  $4 \times 10^5$  回以上の負荷回数で破断するような応力の場合) においては、 $\sigma_{w0}$  に対して不完全焼入層は大きい影響を及ぼさないものと考えられる。

この考察を確認するため、疲労き裂が試験片表面で発生して破断にいたるような厚い浸炭硬化層を有する試験片を用いて  $\sigma_{w0}$  に及ぼす不完全焼入層の影響を調べた。すなわち、上記実験と同一材料、同一寸法の試験片を CP=0.9% の浸炭雰囲気中で  $920^\circ\text{C} \times 7\text{h}$  浸炭後 2.1 に述べた熱処理を施し、前述の実験と同様に、AT 材および EP 材それぞれについて回転曲げ疲労試験を行った。

試験片の C%, 硬さ,  $\gamma_R$  量, および残留応力の試験片直径方向における分布を Fig. 6 に示し、回転曲げ疲労試験結果を Fig. 7 に示す。Fig. 6 によると、本試験片の浸炭層の最高 C% は  $0.75\%$ 、表面付近の硬さは約 Hv800 で JIS による有効硬化層深さは約  $1.5 \text{ mm}$ 、表面下約  $50 \mu\text{m}$  の付近にともに最高値で約  $25\%$  の  $\gamma_R$  と約  $40 \text{ kgf/mm}^2$  の圧縮残留応力が認められるが、これらの値およびその分布は Fig. 3 の記号 a 系の試料のそれらに比べ、有効硬化層深さが深いほかはほとんど同じである。 $\sigma_{w0}$  については Fig. 7 に示すように、AT 材で約  $82 \text{ kgf/mm}^2$ 、EP 材は約  $93 \text{ kgf/mm}^2$  で、表面の

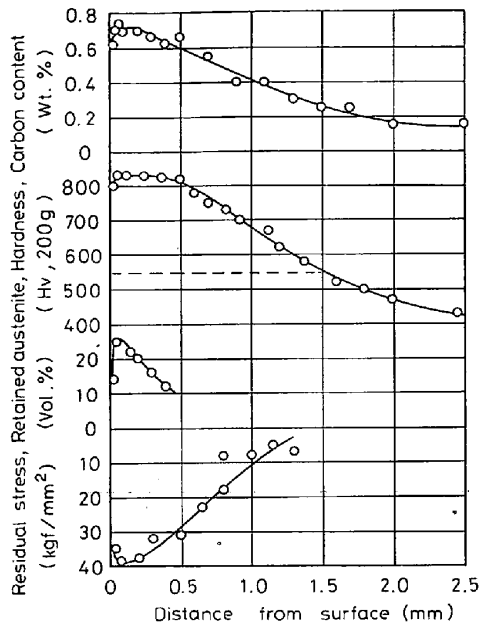


Fig. 6. Distribution of carbon content, hardness, retained austenite and residual stress.

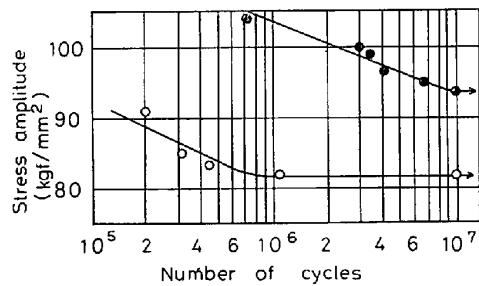


Fig. 7. S-N curves of oil quenched specimens (○ : as heat treated, ● : electrolytically polished after heat treatment).

不完全焼入層の除去によつて  $\sigma_{w0}$  は約 10 kgf/mm<sup>2</sup> 上昇した。この値は内藤ら<sup>4)</sup>の結果とほぼ同じである。なお、Fig. 7 の実験において破断したすべての試験片の破断面にフィッシュ・アイは生じなかつたが、表面の不完全焼入層を除去した試験片の破断面には試験片表面から約 0.2~0.5 mm の深さのところを起点にした直径約 0.3~0.8 mm のいわゆる銀点<sup>23)</sup>が認められた。銀点を生じた破断面およびその起点付近の SEM による組織を Photo. 2 に示す。大内田ら<sup>23)</sup>によると、銀点は Hv 650 以上の個処で介在物を核として発生し、引張破壊様式を示すと報告されているが、Photo. 2 のように、筆者らの場合は起点付近に介在物は認められず、粒界破壊をしていることが認められた。試験片表面から 0.2~0.5 mm の深さのところはもつとも硬い(Hv 800 程度)ところであり、また  $\gamma$  領域での加熱により P,C,N が粒界に偏析するとの KRAUSS<sup>11)</sup>や BANERJI ら<sup>24)</sup>の報告をあわせて考察すると、表面付近は非常に硬く、かつ P,C,N が

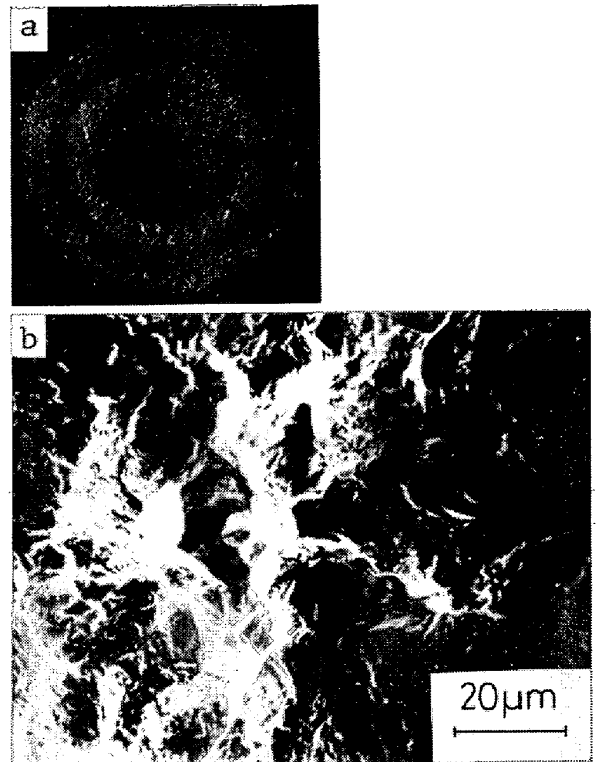


Photo. 2. Scanning electron micrographs of rotating bending fatigue fractured surface ( $\sigma_{amp}$  : 100 kgf/mm<sup>2</sup>,  $N_f$  :  $3.0 \times 10^6$ , a : overall view of fractured surface, b : initiation region of silver spot).

粒界偏析しているので表面付近の結晶粒界は脆化しているわけであるから、銀点の発生原因は必ずしも介在物の存在のみによるものとは思われぬ。また、電解研磨の際に試験片表面で発生した水素の硬化層への吸着による影響も銀点発生の原因の一つと考えられたので、十分に注水して温度が上がらないよう注意しながら、エメリー紙で不完全焼入層を除去した試験片および電解研磨した試験片では電解研磨後 180°C × 2h 加熱によつて水素を硬化表面から追い出した試験片について、上記と同じ実験を行つたところこれらの試験片の破断面にも銀点が生じた。このことから、水素による影響が銀点発生の主要因ではないことがわかる。

上記の静的曲げ試験および回転曲げ疲労試験の結果を総合して考察すると、静的曲げ試験の場合は試験片が破断するまで連続して荷重を増してゆくため、破壊は一般に表面から進行するので不完全焼入層は破断強さおよび破断までの変形量に大きく影響を及ぼし、また疲労試験の場合も浸炭硬化層が厚くて破壊が表面で発生する場合は不完全焼入層は  $\sigma_{w0}$  に影響を及ぼすが、破壊が試験片の内部から発生するような破壊形態の場合は不完全焼入層の有無は  $\sigma_{w0}$  にほとんど影響しないことがわかる。

### 3.3 $\sigma_{w0}$ に及ぼす深冷処理の影響

通常行われている浸炭雰囲気 (CP=0.9%) で浸炭すると、浸炭層のC%が高いため表面硬化層中にかなりの量の $\gamma_R$ が存在する。諸言に紹介したように、高炭素高硬度鋼の $\sigma_{w0}$ に及ぼす焼入れ後の深冷処理の影響についてはFRANKELら<sup>13)</sup>および須藤<sup>16)</sup>の報告があり、浸炭表面硬化した鋼についても若干の報告<sup>9)~12)</sup>があるが、十分に明らかにされてはいないので、この点を明らかにするため、試料a1およびa2を用いて以下の実験を行った。

浸炭・焼入れ後直ちに焼もどしを行った試験片(a1, a2)と焼入れ後深冷処理を施してから焼もどしを行った試験片(a1-S, a2-S)の回転曲げ疲労試験片平行部中央付近で測定した試験片直径方向におけるC%, 硬さ,  $\gamma_R$ 量および残留応力の分布はFig. 3に示したとおりであり、これら4種の試験片の回転曲げ疲労試験によるS-N曲線はFig. 5に示してある。試料a1およびa2とも、深冷処理を施すことによつて $\sigma_{w0}$ が約15 kgf/mm<sup>2</sup>低下している。また、両試料とも、油焼入れした試験片は約 $4 \times 10^5$ 回程度以上の荷重回数で破断した試験片のすべての破断面にフィッシュ・アイが認められたが、深冷処理を施した試験片ではその疲労破断面にフィッシュ・アイは全く認められなかつた。したがつて、深冷処理をした試験片はその表面でき裂が発生し、そこから破壊が進行したものと考えられる。この結果については、非常に硬い材料は切欠き感度が大きいため表面状態(表面粗さ, 不完全焼入層など)や介在物などの影響が強く現われるので、硬さが高いほど疲労限が低下したのであろうと考察されるが、諸言に述べた須藤<sup>16)</sup>の実験結果をあわせて考察すると、必ずしも上記の理由のみではなく、このほかに疲労試験中における $\gamma_R$ の挙動が微妙に影響しているものと考えられる<sup>11)</sup>。

### 3.4 $\sigma_{w0}$ に及ぼす浸炭硬化層中の $\gamma_R$ の影響

通常の熱処理を施した高炭素高硬度鋼の $\sigma_{w0}$ に及ぼす $\gamma_R$ の影響については、緒言で述べたように、かなりの報告<sup>10)~18)</sup>があるが、 $\gamma_R$ は $\sigma_{w0}$ を低下させるという報告、あるいは適量の存在は $\sigma_{w0}$ を上昇させるとの報告、さらに影響は認められないとの報告などがあり、十分に明らかにされているとは言い難い。このように、相反する結果が報告されているのは、試験片のC%, 硬さ, および残留応力などが違うことに原因があるものと考えられる。浸炭表面硬化した鋼においてもその $\sigma_{w0}$ に及ぼす $\gamma_R$ の影響については報告が非常に少なく<sup>9)~12)</sup>, また3.3項の結果から、少なくとも適量の $\gamma_R$ の存在は $\sigma_{w0}$ にプラスの効果をなすことが認められたので、

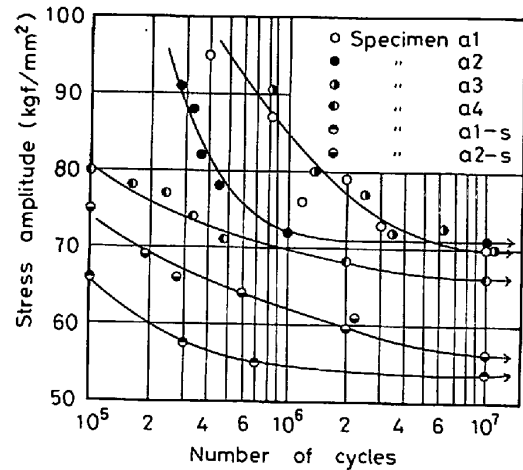


Fig. 8. S-N curves of various retained austenite percent specimens.

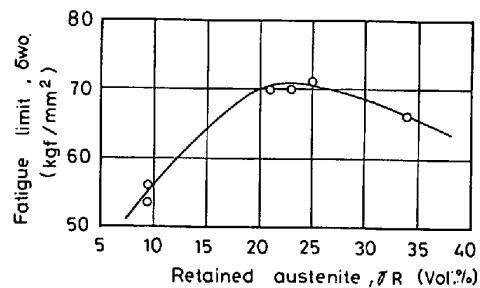


Fig. 9. Relation between retained austenite percent and rotating bending fatigue limit.

C%, 硬さ, および残留応力の試験片直径方向における値とその分布パターンがほぼ同じで、 $\gamma_R$ 量の異なる試験片を用いて $\sigma_{w0}$ に及ぼす硬化層中の $\gamma_R$ 量の影響について実験した。試料としてはa1, a2, a3, a4, a1-S, およびa2-Sを用いた。

上記各試料のC%, 硬さ,  $\gamma_R$ 量, および残留応力の試験片直径方向における分布はFig. 3に示したとおりである。これら各試料の回転曲げ疲労試験によるS-N曲線をFig. 8に示す。 $\sigma_{w0}$ は53~71 kgf/mm<sup>2</sup>の範囲に変化している。各試験片の $\sigma_{w0}$ 値と浸炭層の最大 $\gamma_R$ 量との関係をFig. 9に示す。この線図から、浸炭層のC%が約0.8%程度の場合、浸炭硬化層中の $\gamma_R$ 量が約20~25%の場合に $\sigma_{w0}$ が最高になることがわかる。KERN<sup>8)</sup>は25%程度の $\gamma_R$ を含む浸炭表面硬化鋼に強いショットピーニングを施すと $\sigma_{w0}$ が著しく上昇すると報じ、矢島ら<sup>25)</sup>は軸受鋼の転動疲労において油焼入れで $\gamma_R$ 量の多い場合が水冷あるいは-196°C深冷処理によつて $\gamma_R$ 量を少なくした場合より疲労寿命が長いことについて、転動疲労による $\gamma_R$ のマルテンサイトへの加工誘起変態にもとづく圧縮残留応力の発生によるものと報告しているが、筆者らの場合も上記と同様の現象によ

つて  $\sigma_{\infty}$  が上昇したものと考えている。なお、このことは Fig. 8 で 21~25%  $r_R$  の試料 a1, a2, a3 の S-N 曲線において、これらの高応力低サイクル疲労試験部分の時間強さが他の試料の時間強さより著しく高いことから推測しうる。

### 3.5 回転曲げ疲労特性および静的曲げ性質に及ぼす浸炭硬化層の C% の影響

$\sigma_{\infty}$  に及ぼす浸炭硬化層の C% の影響については若干の報告<sup>19)~21)</sup>があるが、いずれも C% が約 0.8% 以上の場合であつて、0.8% 以下の場合については報告が認められない。そこで筆者らは浸炭硬化層の C% が約 0.9% 以下の場合における疲労特性と C% の関係について調べた。

試料 a1, b, および c の C%, 硬さ,  $r_R$  量, および残留応力の試験片直径方向における分布は Fig. 2 に示した。これらの試料の平滑試験片および切欠き試験片の回転曲げ疲労試験結果を Fig. 10 に示す。平滑試験片および切欠き試験片ともに、試料 a1 より b, さらに c が優れた疲労限を示している。平滑試験片においては、各試料とも約  $3 \times 10^5$  回以上の荷重回数で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。SEM による観察では、前報<sup>2)</sup>の場合と同様に、フィッシュ・アイの起点付近に介在物などは認められなかつた。なお、フィッシュ・アイの起点の深さは試料 a1 では約 1.65 mm, 試料 b では約 1.7 mm, 試料 c では約 1.75 mm で、いずれの場合も硬さが心部の硬さになる付近である。

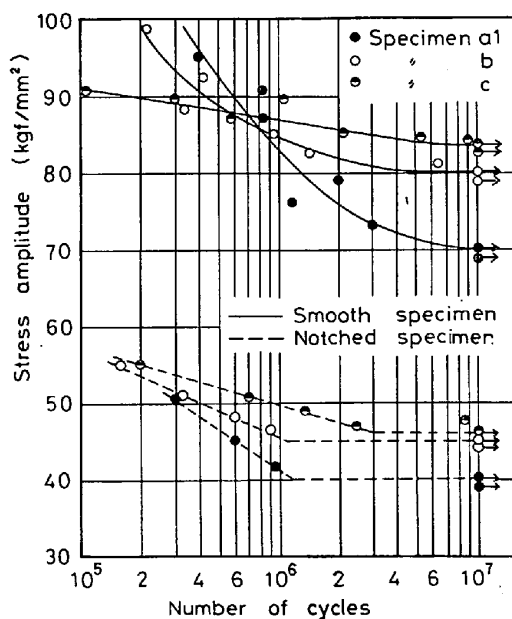


Fig. 10. S-N curves of smooth specimens and notched specimens.

$10^7$  回の試験で破断しなかつた切欠き試験片の切欠き部を、前報<sup>2)</sup>と同様に、十文字に四割りにし、各面に研磨と軽い腐食を数回くり返した後き裂の有無を調べたところ、試料 a1, b, c とともに切欠き底部に停留き裂が認められた。そこで、試料 a1, b, c に対して疲労限の応力以下順次応力を小さくして  $10^7$  回の疲労試験を行つた後  $l_{npe}$  を測定し、応力と  $l_{npe}$  の関係を求めた。得られた結果を Fig. 11 に示す。いずれの試料の場合も応力と  $l_{npe}$  の関係はほぼ直線関係にあり、また各直線はほぼ平行関係にある。なお、本図の関係をもとにし、前報<sup>2)</sup>と同様の方法で  $\sigma_{\omega 1}$ ,  $\sigma_{\omega 2}$ , および最大停留き裂長さ ( $l_{npe, max}$ ) を求めた。

$l_{npe, max}$  と浸炭層の最高 C% の関係を 12 に示す。浸炭層の C% が多いほど  $l_{npe, max}$  は長くなる傾向が認められる。 $l_{npe, max}$  に対しては C% のほか浸炭硬化層における硬さと残留応力値およびこれらの分布状態が影響していることが筆者らの今までの多くの実験から推測されているが、現段階ではこれらの関係を定量的に評価できるまでにいたっていない。

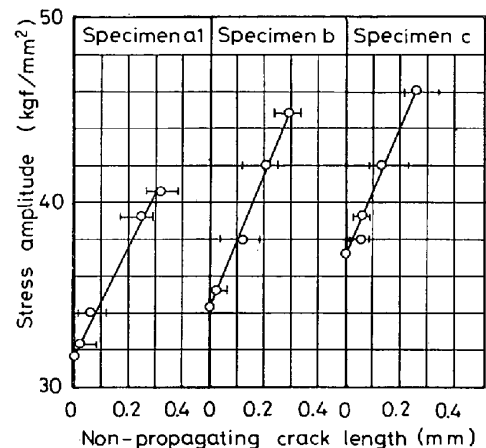


Fig. 11. Non-propagating crack length at  $10^7$  cycles.

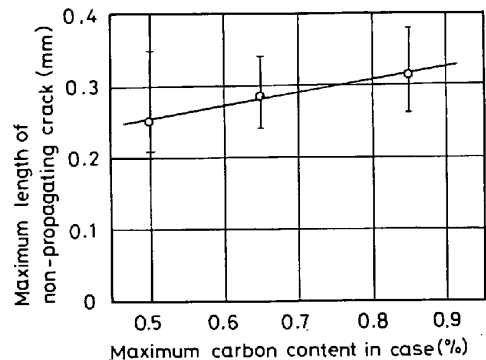


Fig. 12. Effect of maximum carbon content in case on the maximum length of non-propagating crack.



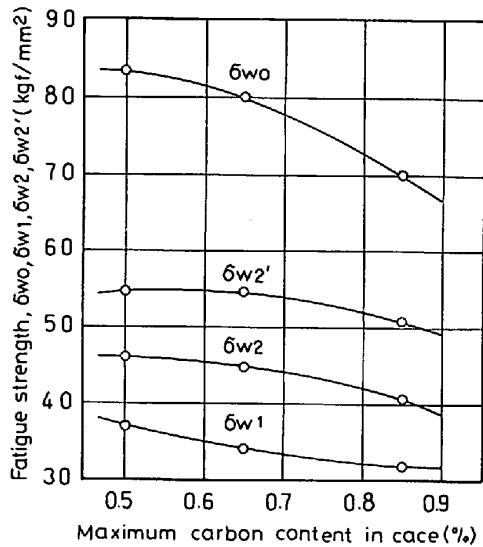


Fig. 13. Effect of maximum carbon content in case on the rotating bending fatigue strength.

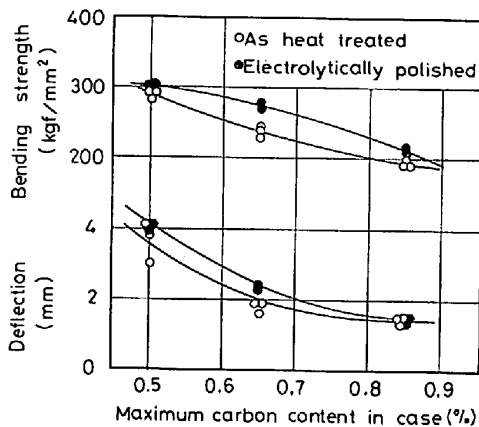


Fig. 14. Effect of maximum carbon content in case on the bending strength properties.

Fig. 13 に Fig. 10 および 11 から求めた  $\sigma_{w0}$ ,  $\sigma_{w1}$ , および Fig. 12 の結果から求めた最大停留き裂先端における公称き裂進展強さ ( $\sigma_{w2}'$ )\* と浸炭硬化層の最高 C% の関係を示す。いずれの値も浸炭硬化層の C% が低いほど高い値を示している。

Fig. 4 の結果を静的曲げ破断強さおよび破断までのたわみ量と浸炭硬化層の最高 C% の関係にまとめたものを Fig. 14 に示す。表面不完全焼入層の有無に関係なく、C% が少ないほど破断強さは高く、かつ破断までのたわみ量も多いことがわかる。

以上の実験結果から、浸炭表面硬化によって優れた曲

\* 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  $\sigma_{w2}'$  は下式によって求められる。

$$\sigma_{w2}' = \sigma_{w2} \cdot d^2 / (d - 2 \cdot l_{npc, max})^2$$

$d$  = 切欠き底における試験片直径

$\sigma_{w2}$  = 切欠き底におけるき裂進展の公称応力

$\sigma_{w2}'$  = 停留き裂先端におけるき裂進展の公称応力

げ疲労限と静的曲げ特性を機械部品に与えようとする目的のときは、CP=0.9% で浸炭するより CP=0.5% で浸炭を行つた方がより良い結果が得られることがわかる。

#### 4. 結 言

浸炭表面硬化した鋼の疲労特性および静的曲げ性質に及ぼす表面不完全焼入層、深冷処理、表面硬化層の  $\gamma_R$  量および C% 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. 静的曲げおよび回転曲げ疲労荷重がかかる機械部品において、浸炭硬化層が厚くて破壊が試験片表面で発生するような破壊条件の場合には不完全焼入層は静的曲げ強さと破断までの変形量および  $\sigma_{w0}$  を低下させるが、浸炭硬化層が薄くて破壊が試験片の内部から発生するような破壊条件の場合には不完全焼入層は  $\rho_{w0}$  にほとんど影響しない。

2. CP=0.9% で浸炭表面した鋼の疲労限は油焼入れ後深冷処理をして焼もどしをすると油焼入れ後直ちに焼もどしをした場合より低下する。

3. 浸炭層の C% が約 0.9% の試験片では、表面硬化層に 20~25% 程度の  $\gamma_R$  が存在するときに疲労限がもつとも高い。

4.  $\sigma_{w0}$ ,  $\sigma_{w1}$ ,  $\sigma_{w2}$ ,  $\sigma_{w2}'$  および静的曲げ強さと破断までのたわみ量は、浸炭層の C% が約 0.9% の試験片より約 0.5% C の試験片が優れている。一方、浸炭硬化層中の  $\gamma_R$  量は、浸炭層の C% が約 0.5% の試験片の方が約 0.9% C の試験片より少ない。したがって、前項で述べた疲労限と  $\gamma_R$  量の関係はすべての浸炭表面硬化鋼にあてはまるものではなく、浸炭層の C% によって変わる。

5. 切欠き底曲率半径が 0.16 mm の切欠きを有する試験片で、その切欠き底部に停留き裂が認められた。 $l_{npc, max}$  は浸炭層の C% が多いほど長い。

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講師に深く感謝する。試料の浸炭および熱処理は長岡歯車製作所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ため特別の浸炭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。

#### 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, 酒庭秀康, 春谷 忠: 鉄と鋼, 66(1980), p. 410
- 3) 中西英介, 植田秀夫, 梶浦豪二: 材料, 26 (1977) 280, p. 68
- 4) 内藤武志, 木村靖忠, 三原健治: 小松技報, 22

- (1976), p. 219
- 5) R. CHATTERJEE-FISHER: *Met. Trans. A*, 9A (1978), p. 307
- 6) 久松定興: *金属材料*, 15(1975), p. 77
- 7) 市原陸夫, 名和誠市: *日本金属学会誌*, 30 (1966), p. 307
- 8) R. F. KERN: *Metal Prog.*, 1972, July, p. 53
- 9) R. H. RICHMAN and R. W. LANDGRAF: *Met. Trans. A*, 6A (1975), p. 955
- 10) R. J. JOHNSON: *Metals Eng. Quart.*, 15 (1975), p. 1
- 11) C. A. APPLE and G. KRAUSS: *Met. Trans.*, 4 (1973), p. 1195
- 12) G. KRAUSS: *Met. Trans. A*, 9A (1978), p. 1527
- 13) H. E. FRANKEL, J. A. BENNETT, and W. A. PENNINGTON: *Trans. ASM*, 52 (1960), p. 257
- 14) G. SACHS: *Wright Air Department Center Tech. Rep., Fatigue, Part 2*, 53-254, Aug., 1954
- 15) P. H. FRITH: *Brit. Iron Steel Inst. Special Rep.*, No. 50, Oct., 1954
- 16) P. H. FRITH: I. C, F, M, *Institution of Mech. Eng.*, London, 1956
- 17) H. J. FRENCH: *Trans. ASTM*, 21 (1933), p. 899
- 18) 須藤 一: *日本金属学会会報*, 14(1975), p. 681
- 19) I. S. KOZLOVSKI: 歯車の化学熱処理 (I. S. KOZLOVSKI 著, 日ソ通信社翻訳部訳), (1971), p. 16 [日ソ通信社]
- 20) L. S. MOROZ and S. S. SCHURAKOV: 上記図書, p. 18
- 21) D. E. DIESBURG and G. T. ELDIS: *Met. Trans. A*, 9A (1978), p. 1561
- 22) H. NEUBER: *Kerbspannungslehre*, (1937), Springer,
- 23) 大内田久, 安藤司文: *日本機械学会論文集*, 34 (1968), p. 199
- 24) S. K. BANERJI, C. J. McMAHON, and JR. and H. C. FENG: *Met. Trans. A*, 9A (1978), p. 237
- 25) 矢島悦次郎, 宮崎 享, 杉山敏彦, 寺島博夫: *日本金属学会誌*, 36(1972), p. 711