

UDC 621.785.616-97 : 621.824 : 539.431/.433

論 文

車軸圧入部の疲れ特性に及ぼす低温焼入温度の影響*

高橋良治**・佐藤初吉***・吉村照男**・飯島一昭****

The Effect of Sub-critical Quenching Temperature on Fatigue Properties of Press-fitted Axles

Ryōji TAKAHASHI, Hatsukichi SATŌ, Teruo YOSHIMURA, and Kazuaki IJIMA

Synopsis:

In order to apply a sub-critical quenching method for the improvement of fatigue strength of press-fitted parts of car axles, the effect of sub-critical quenching temperature (500~700°C) on the microstructure, hardness, residual stress distribution and fatigue strength was investigated using 12 mmφ notched specimens (0.35% C steel) and press-fitted specimens (0.4% C steel) of 50 mmφ.

(1) The maximum surface hardness, about 1.2 times higher than the normalized state, was obtained by 650°C sub-critical quenched specimens. The cause is attributable to the solution hardening effect of carbon into ferrite. And it can be considered that the hardness increase in the surface would have a beneficial effect to improve the fatigue limit for the crack initiation, σ_{w1} , of notched or press-fitted parts.

(2) The maximum value of the compressive residual stresses in the surface was generated by 650°C sub-critical quenching, but depths of the compressive residual stress zone were almost independent on the sub-critical quenching temperatures.

(3) The maximum value of the fatigue limit for failure, σ_{w2} , was obtained by 650°C sub-critical quenching. Moreover, a linear relationship between σ_{w2} and the values of the compressive residual stress in the surface was clarified by the sub-critical quenched specimens and the normalized ones.

(4) It is concluded from the above results that the optimum sub-critical quenching temperature is about 650°C.

1. 緒 言

低温焼入れは、鋼を Ac_1 変態点直下付近に加熱後その温度から急冷する方法で、これによつて回転曲げ疲れ強さと共に、はめ合い部の疲れ強さ、切欠疲れ強さが大幅に向上することが認められている¹⁾²⁾³⁾。この研究は、低温焼入れを車軸圧入部に適用する目的で行われているもので、主として実用的見地からの検討を加えようとするものである。

前報⁴⁾⁵⁾では、低温焼入温度* を 700°C 一定とした場合の試験片の顕微鏡組織、硬さ、残留応力、疲れ破壊限度 σ_{w2} 、疲れき裂発生限度 σ_{w1} 、および疲れき裂の性状などについて検討した。供試材としては 0.35~0.45% C

の機械構造用炭素鋼の焼ならし材を用い、疲れ試験片としては主として 50 mmφ 圧入軸回転曲げ疲れ試験片を使用した。

その結果、700°C 低温焼入れにより表面硬さがわずかではあるが増加し、また表面圧縮残留応力がかなり深くまで形成されることにより、焼ならし材に比較して σ_{w1} で約 1.7 倍、 σ_{w2} で約 2.2 倍と著しく向上することが明らかにされた。さらに、疲れき裂特性として、低温焼入材は焼ならし材に比較して疲れき裂進展に対する抵抗性が著しく大きいことなどを明らかにした。

本報では、低温焼入れのはめ合い部の疲れ強さ向上の点からの最適温度を見出す目的で、顕微鏡組織、硬さ、残留応力分布、ならびに疲れ破壊限度 σ_{w2} に及ぼす低温焼入温度 (500~700°C) の影響についての実験を、また、S 40C, 50 mmφ 材を用い、650°C 低温焼入材の残

* ここでいう低温焼入温度とは、その温度に適当時間加熱保持した後、その温度から急冷する操作を指すものである。

* 昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 12 月 4 日受付 (Received Dec. 4, 1979)

** 鉄道技術研究所 (Railway Technical Research Institute, Japanese National Railways, 2-8-38 Hikari-cho Kokubunji 185)

*** 幾徳工業大学 (Ikutoku Technical University)

**** 中村自工技術研究所 工博 (Technical Research Laboratory, Nakamura Jiko Co., Ltd.)

留応力分布, 疲れ破壊限度 σ_{w2} および疲れき裂発生限度 σ_{w1} を求め, 700°C 低温焼入材との比較検討を行った結果についてのべる。

2. 供 試 材 料

供試材料としては前報と同様, 鉄道車両用車軸材 SFA 55 (0.3~0.43%C) および SFA 60 (0.35~0.48%C) とほぼ同等の特性を有する機械構造用炭素鋼 S 35C (素材直径 25 mm) および S 40C (素材直径 55 mm) を用いた。これらの鋼の化学成分は Table 1 に示すとおりで, 前者は 0.37%C 鋼, 後者は 0.40%C 鋼である。これらの供試材料を試験片所要長さ (S 35C: 25φ×215 mm, S 40C: 55φ×620 mm) に切断後焼ならしを施した。焼ならし処理としては縦型電気炉 (炉内寸法 300φ×850 mm) に供試材料を吊り下げ, 850°C に加熱し 25 mmφ 材は 1 h 保持, 55 mmφ 材は 2 h 保持後いずれも炉中よりとり出し空冷を行った。その後, 25 mmφ 材は 16 mmφ に, また 55 mmφ 材は 52 mmφ に旋削した。

3. 実 験 方 法

3.1 低温焼入れ

試験片の低温焼入れには均一な冷却を行うため前報⁴⁾⁵⁾と同様, それぞれの専用焼入装置を使用した。

低温焼入れのための加熱には電気炉を用い, 16 mmφ 材は鋼の A_{c1} 変態点以下の 700°C から 500°C までの 50°C 間隔の各温度に各 30 min, また 52 mmφ 材は 700°C および 650°C の各温度に 1 h それぞれ保持した。冷却媒剤としては水道水 (水温 18~21°C, 水压 2.5~3.0 kg/cm²) を用い, 16 mmφ 材は瞬時に一発噴射冷却 (水量 55 l/min) を, また 52 mmφ 材に対しては連続噴射冷却 (水量 80 l/min) を行った。

なお, 低温焼入れ後の時効処理は前報⁴⁾⁵⁾までの実験結果から, 圧入軸試験片では常温時効のものが疲れ破壊限度においてすぐれているので特に時効処理は施さず, 低温焼入れのままの状態 (約 20 d 以上保持したもの) で実験に供した。

3.2 顕微鏡組織観察および硬さ試験

前述の方法で焼ならしおよび低温焼入れ (700~500°C) をそれぞれ施した 16 mmφ 試験材から 16φ×25 mm

試験片を採取し, これらを 12 mmφ に旋削した後, 電子顕微鏡 (倍率 2000~4000) による組織観察を行うとともに, ビッカース硬さ試験機 (荷重 5 kg) および微小ビッカース硬さ試験機による測定を行った。

3.3 残留応力の測定

残留応力の測定は 12 mmφ 材および 50 mmφ 材の両者について Sachs (内割法) を用いて行った。前者は焼ならしおよび低温焼入れをそれぞれ施した 16 mmφ 材より長さ 35 mm の試験片を採取し, 12 mmφ 材に旋削したもの。後者は 650°C および 700°C 低温焼入れを施した 52 mmφ 材より長さ 100 mm の試験片を採取し, 50 mmφ に旋削したものである。これらの試験片に対し, Fig. 1(a) (b) に示す位置にそれぞれ歪みゲージを貼布した。使用した歪みゲージは軸方向と円周方向の歪みを同時に測定できる クロス・ゲージ (KCF-2-D16 ゲージ長さ 3 mm) で所定位置に接着後 50°C でキュアリングを施した。

残留応力解放のための内割加工としては, 12 mmφ 材に対しては卓上旋盤により, 2, 4, 6, 7, 8, 9, 10 mmφ と順次ドリル穿孔を行った。また, 50 mmφ 材に対しては, 4号旋盤により 5, 10, 15, 20, 30 mmφ と順次ドリル穿孔後, 中ぐりバイトを用いて 35, 40, 45, 46, 47, 48 mmφ まですり加工を行った。この際, 両材とも切削熱による試験片の温度が約 35°C をこさぬよう, また, 歪み測定は各段階毎に同一材料に貼布したダミー・ゲージと同一温度になるよう恒温室内に十分な時間 (約 16 h) 放置後

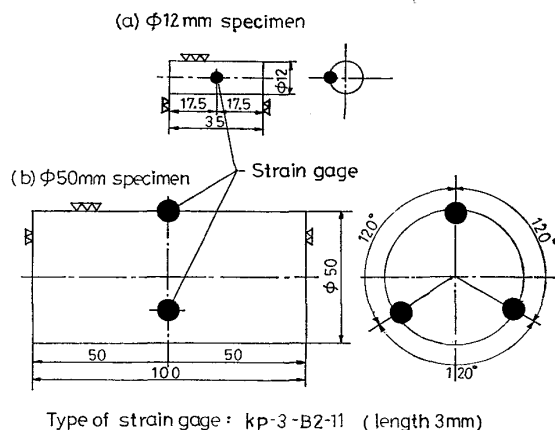


Fig. 1. Specimens for residual stress measurement.

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

No.	Steel	Diameter (as rolled)	C	Si	Mn	P	S	Cu	N
1	S 35C	φ 25 mm	0.37	0.29	0.75	0.015	0.018	0.09	0.0047
2	S 40C	φ 55 mm	0.40	0.21	0.90	0.014	0.027	0.013	0.0029

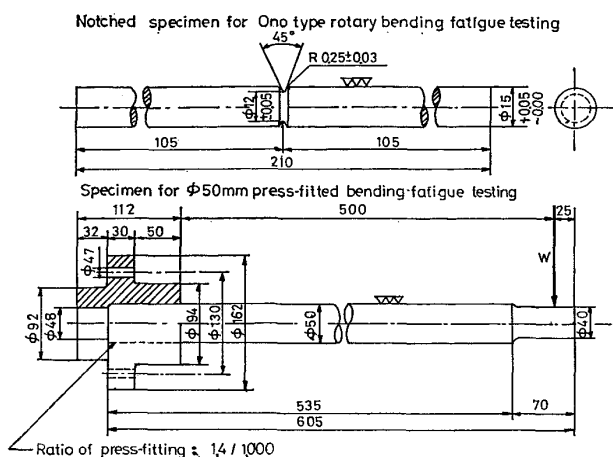


Fig. 2. Dimension of fatigue testing specimens.

測定を行い温度による誤差を補正した。

3.4 疲れ試験

(1) 疲れ試験片の形状・寸法

疲れ試験片としては Fig. 2 (a) (b) に示すように 12 mmφ 切欠付小野式回転曲げ疲れ試験片(以下 12mmφ 切欠付試験片と称する)および 50 mmφ 圧入軸回転曲げ疲れ試験片(以下 50 mmφ 圧入軸試験片と称する)の 2 種類を用いた。疲れ試験片に対する低温焼入処理後の外径削り代は、12 mmφ 切欠付試験片では平行部(15 mmφ)の直径で 1 mm、50 mmφ 圧入軸試験片では直径で 2 mm である。なお、12 mmφ 切欠付試験片の切欠部の加工は低温焼入後に行つたもので、その形状寸法は切欠角度 45°, R 0.25±0.03 mm, 切欠底直径 12±0.05 mm で切欠係数 β は 2.1 形状係数は 3 以上となる。φ50 mm 圧入軸試験片に対しては、ホルダーはめ合い部で 1.4/1000 のしめ代を与え、圧入時に白亜鉛ペイントを潤滑剤として用い、プレスばめを行つた。なお、はめ合い部面圧は計算から約 10.6 kg/mm²* と推定される。

(2) 疲れ試験機

疲れ試験機は前報⁴⁾⁵⁾と同様に、12 mmφ 切欠付試験片に対しては小野式回転曲げ疲れ試験機(繰返し数: 毎 min 1800 回)を、また、50 mmφ 圧入軸試験片に対しては片持ばり式回転曲げ疲れ試験機(容量 400 kg-m, 回転数: 毎 min 800 回)をそれぞれ使用した。

4. 実験結果

4.1 12 mmφ 試験片による低温焼入温度の影響の検討

(1) 硬さおよび顕微鏡組織

Fig. 3 は焼ならしおよび 500~700°C 低温焼入をそ

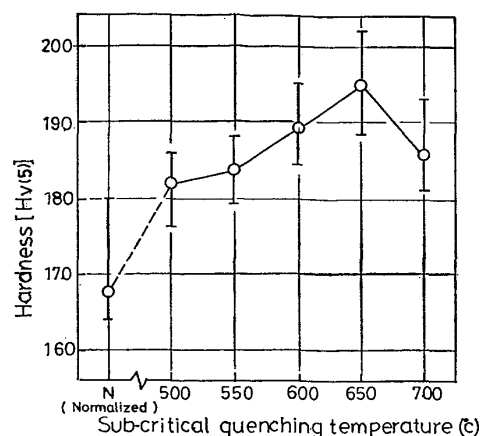


Fig. 3. Relation between sub-critical quenching temperature and surface hardness.
(N : Normalized)

れぞれ施した 12 mmφ 試験片の表面硬さの測定結果を示す。焼ならし材の硬さ Hv 168 に対し、500°C 低温焼入材では Hv 182 と約 10% 高くなり、その後、焼入温度の上昇とともに硬さがしだいに増加し、650°C で Hv 195 となつて最高値を示し、焼ならし材に比較し約 15% 高くなる。しかし、低温焼入温度が 700°C になると硬さが逆に 5% 程度減少する傾向が認められる。

Photo. 1(a)~(f) は φ12 mm 試験片の焼ならしおよび 500~700°C 低温焼入材の電子顕微鏡組織を示す。パーライト中の層状セメンタイトは、低温焼入温度 600°C (d) までは焼ならし材とほとんど変わらないが、低温焼入温度が 650°C (e) 以上になるとセメンタイトの球状化が認められるようになる。

(2) 残留応力分布

Fig. 4 は、12 mmφ 試験片の残留応力測定結果で、軸方向における残留応力分布を示す。図から低温焼入れにより表面に圧縮残留応力、内部に引張残留応力が発生していることがわかる。低温焼入温度が表面層の圧縮残留応力におよぼす影響について見ると 650°C の場合が最大、700°C がこれにつぎ、以下 600, 550, 500°C の順にしだいに減少している。しかし、表面層の圧縮残留応力層深さ*は低温焼入温度の影響をほとんどうけず、約 2.3 mm の一定値を示し、半径の約 38% とかなり深くまで残留応力が及んでいることがわかる。

(3) 疲れ試験結果

Fig. 5** は 12 mmφ 切欠付試験片による低温焼入温度と疲れ破壊限度 σ_{w2} の関係を示す。

この図から、焼ならし材の σ_{w2} 、約 11.5 kg/mm² に対し、500°C からの低温焼入材でも約 2.1 倍に向上し、

* 実用輪軸の軸輪のしめ代比は 1.4/1000 となつており、これを試験片にも用いたときの半径方向応力を次式により求めた。 $\sigma_r = \rho/\alpha/E \cdot 2D^2/(D^2-d^2)$ (σ_r : 半径方向応力, ρ : しめしろ比), (α : 軸径, D : ボス外径, E : 弾性係数)

* 表面から表面層の圧縮残留応力が零となる部位までの深さ。

** 残留応力測定結果と対比するため前報⁵⁾の Fig. 11 を再掲したものである。

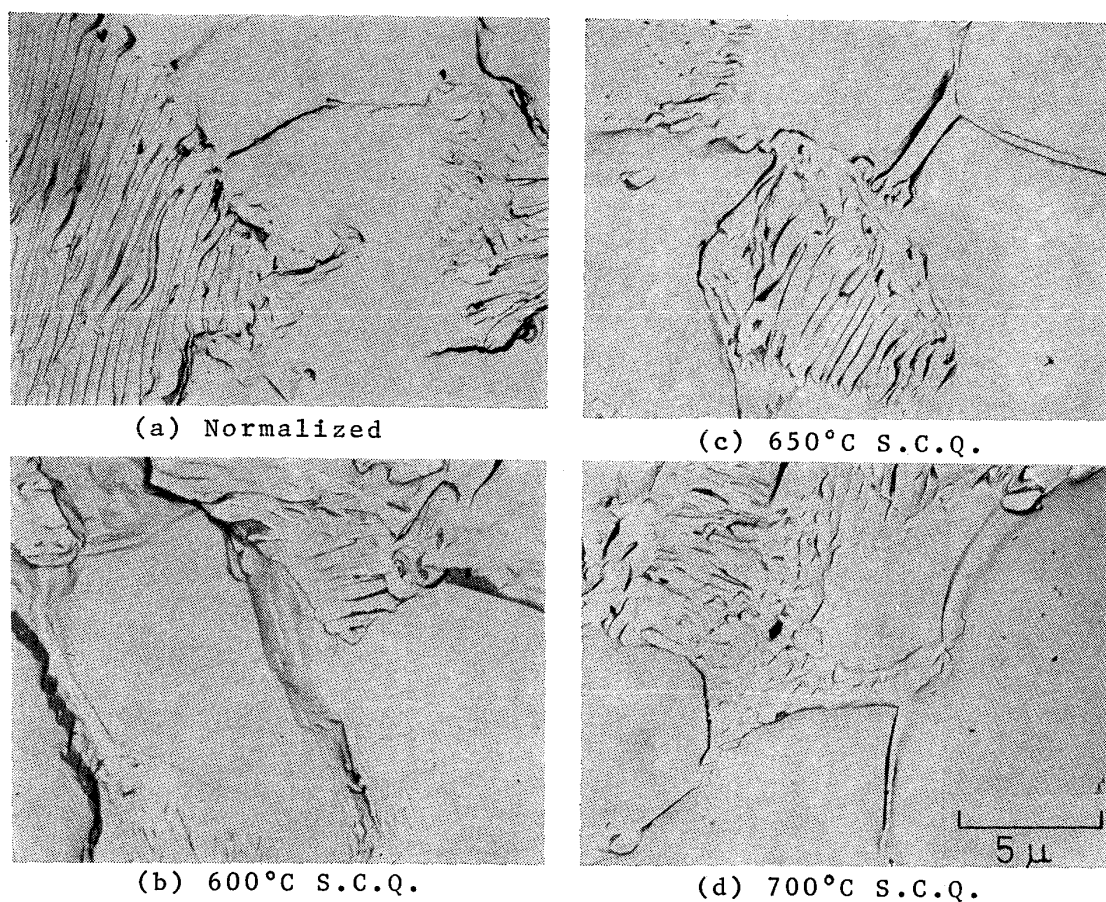


Photo. 1. Electron microscopic structure of surface of specimens, normalized or sub-critical quenched from various temperatures.

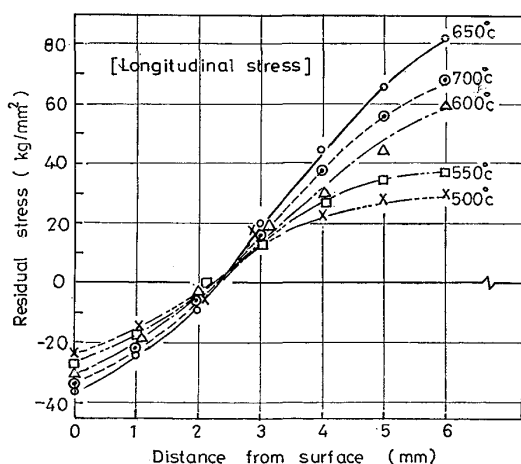


Fig. 4. Relation between residual stress distribution and sub-critical quenching temperature in $\phi 12$ mm specimens.

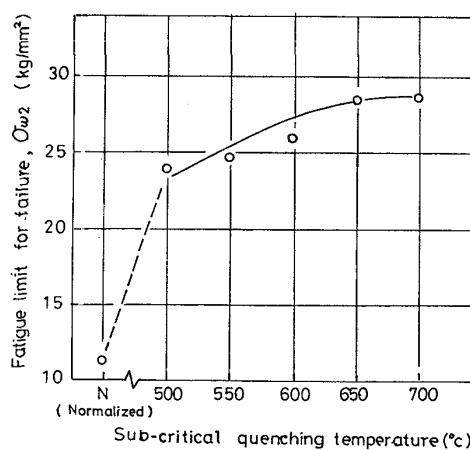


Fig. 5. Relation between sub-critical quenching temperature and fatigue limit for failure in $\phi 12$ mm notched specimens.

低温焼入の効果が顕著であることを示している。また、低温焼入温度が上昇すると σ_{w2} もしだいに増大し、650～700°C において最大値を示して約 28 kg/mm² となり焼ならし材の約 2.4 倍となっている。

4.2 50 mm ϕ 試験片による低温焼入温度 650°C と 700°C の比較

(1) 残留応力分布

Fig. 6 は 50 mm ϕ 試験片の 650°C および 700°C 低温焼入材の軸方向残留応力分布の比較を示すものであ

る。

図から低温焼入れにより 12 mm ϕ 試験片の場合と同様、表面に圧縮残留応力、内部に引張残留応力が発生していることがわかる。低温焼入温度との関係では 700°C に比較して 650°C の場合の表面層と内部の残留応力がいずれもやや大きくなっており、表面圧縮残留応力値で約 30 kg/mm² を示している。なお、表面の圧縮残留応力層深さは低温焼入温度の影響をほとんどうけず、両条件とも約 9 mm で半径の約 36% となっており、12 mm ϕ 試験片の場合の約 38% にきわめて近い値を示している。

(2) 疲れ破壊限度 (σ_{w2}) および 疲れき裂発生限度 (σ_{w1})

Fig. 7 は 650°C および 700°C の低温焼入れを施した 50 mm ϕ 圧入軸試験片の S-N 線図を示す。疲れ破壊限度 σ_{w2} は、700°C 低温焼入材の 24.5 kg/mm² に対し、650°C 低温焼入材では 25 kg/mm² となり、後者の方が時間強度ならびに σ_{w2} においていずれもすぐれている。

次に、50 mm ϕ 圧入軸試験片により、焼ならし材および 650, 700°C 低温焼入材の疲れき裂発生限度 σ_{w1} を検討した。これは焼ならし材および低温焼入材の疲れ破壊限度 σ_{w2} (焼ならし材: 11.4 kg/mm², 650°C 低温焼入材: 25 kg/mm², 700°C 低温焼入材: 24.5 kg/mm²) 以下の応力で一定の繰返し負荷 (繰返し数 $N=2 \times 10^7$ 回) を与えた後、試験片の圧入部表面にきずをつけないよう、ホルダーを機械加工によりとりはずし、その後試験片圧入部を軸方向に 8 等分して縦断面について顕微鏡による停留き裂深さ*の測定を行つたものである。き裂の深さは、それぞれ分割された試験片に認められる最大き裂深さ $\lambda_{\max}$ (mm) の平均値 $\bar{\lambda}_{\max}$ (mm) で示してある。

Fig. 8 はこの実験結果を示すもので、横軸は負荷応力、縦軸は $\bar{\lambda}_{\max}$ である。負荷応力の低下とともに停留き裂深さはしだいに減少するが、焼ならし材と低温焼入材の疲れき裂発生限度 σ_{w1} を比較すると、前者の約 7.5 kg/mm² に対し後者では低温焼入温度と無関係に約 12.5 kg/mm² となり、低温焼入材は焼ならし材に比較して σ_{w1} が約 1.7 倍向上している。

なお、図から明かなように σ_{w2} 直下の応力で生じた停留き裂の深さ (限界停留き裂深さと称する) は、焼ならし材の約 0.3 mm に対し低温焼入材では 650°C で約 4.5 mm, 700°C 低温焼入材では約 4 mm となっている。すなわち低温焼入材は焼ならし材に比較して限界停留き裂深さが約 10 倍以上にも増加しており疲れ破断に

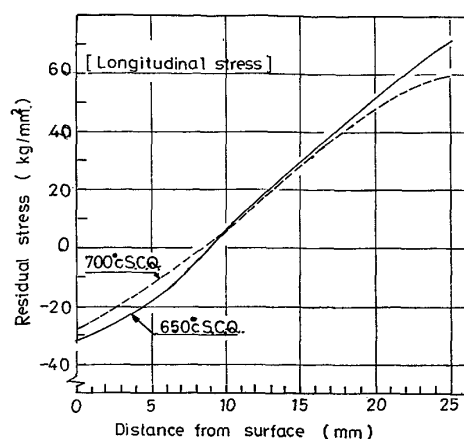


Fig. 6. Residual stress distribution in 50 mm ϕ specimens.

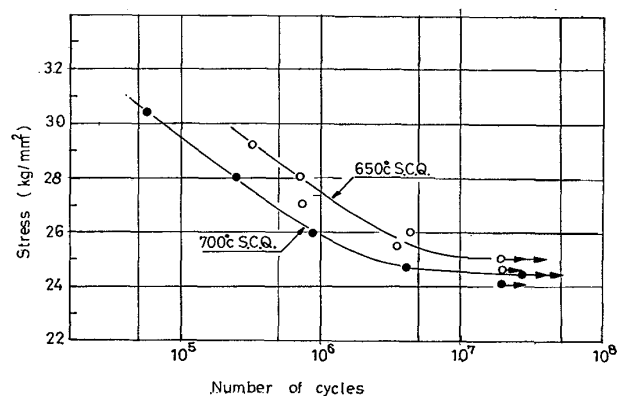


Fig. 7. S-N curves 50mm ϕ press-fitted specimens.

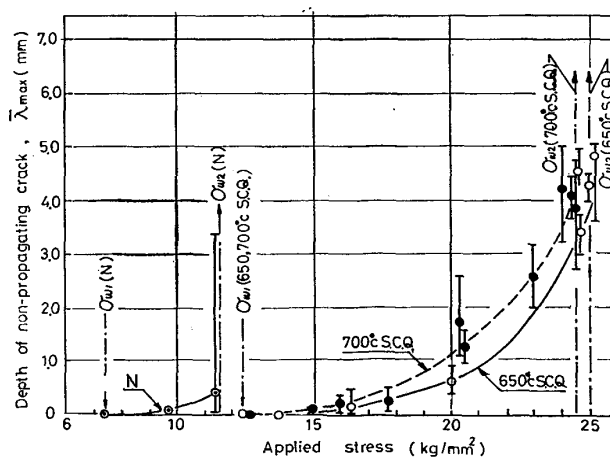


Fig. 8. Relation between applied stresses and depths of non-propagating cracks in 50 mm ϕ press-fitted fatigue specimens (number of cycles $\approx 2.0 \times 10^7$).

対する抵抗が著しく大きいことを示している。

(3) 疲れき裂の進展挙動

Fig. 9 は焼ならし、および 650°C, 700°C 低温焼入れを施した 50 mm ϕ 圧入軸試験片における疲れき裂進展の挙動を示す。負荷応力をそれぞれ σ_{w2} の 98% と

* ここでは $N=2 \times 10^7$ で破断にいたらず、停留している疲れき裂深さを称する。

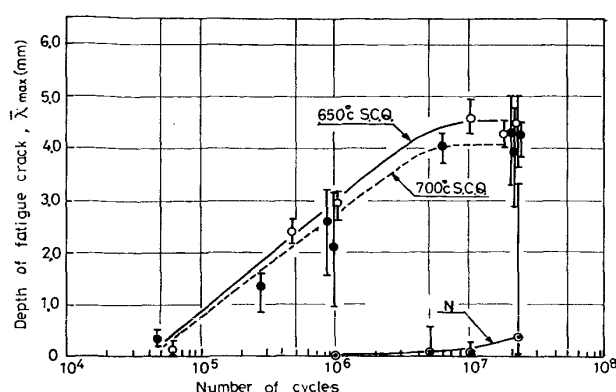


Fig. 9. Propagation of fatigue in cracks normalized and sub-critical quenched 50 mmφ press-fitted specimens [normalized (N): $\sigma = 11.2 \text{ kg/mm}^2$, 700°C S.C.Q.: $\sigma = 24.0 \text{ kg/mm}^2$, 650°C S.C.Q.: $\sigma = 24.5 \text{ kg/mm}^2$].

し、数段階の繰返し数まで応力負荷を行つた後、試験片を取りはずしその縦切断面についてき裂深さを顕微鏡 (倍率: 400 倍) により測定した。この図から焼ならし材では繰返し数 10^6 回付近からき裂が入り始めるが、繰返し数 2×10^7 回でもき裂の進展が続いている*。これに対し、650°C および 700°C 低温焼入材は繰返し数約 $4 \sim 5 \times 10^4$ 回で疲れき裂が発生し始め、しだいに進展するが、繰返し数 5×10^6 回で疲れき裂深さが 650°C 低温焼入材では約 4.5 mm、700°C 低温焼入材では約 4 mm となり、その後は進展がほぼ停止して、いわゆる停留き裂となることを示しており、焼ならし材に比較し疲れき裂の進展挙動において、まったく異なつた傾向を示している。

なお、焼入温度の影響としては 650°C 低温焼入材の方が、700°C 低温焼入材に比較し繰返し数約 2×10^7 回での停留き裂深さにおいて約 0.5 mm 程度大きいことを示している。

5. 考 察

5.1 硬さおよび顕微鏡組織に及ぼす低温焼入温度の影響

低温焼入温度と表面硬さとの関係は Fig. 3 に示すように 500°C 低温焼入れにより表面硬さが約 10% 増加し、その後の焼入温度の上昇とともに表面硬さも増加して、650°C で約 15% 増加 (最大値) している。これは主としてフェライト相の焼入時効硬化と表面圧縮残留応力層の形成によるものと思われる⁶⁾。このうち、フェライト相の焼入時効硬化は主として C, N 元素によるも

のと考えられている⁶⁾。

この実験の供試材の C は 0.37%, N は 0.004% である。Fe-C, Fe-N 系二元状態図⁷⁾より考察すると、フェライトに対する最大固溶温度は C では 725°C (A_1 変態点) で約 0.02%, N では約 570°C で 0.1% である。供試材中の N は最大固溶濃度以下であるため 400°C 以上ではすべて固溶してしまうので低温焼入最低試験温度 500°C 以上では焼入温度の影響はあまりうけなくなるものと思われる。したがって、この温度域におけるフェライトの強化は主として C によるものと思われる。

Fig. 10 は低温焼入材のフェライト相とパーライト相の微小硬さ試験機によるミクロ的組織硬さを示すが、低温焼入れによる硬さの増加は主としてフェライト相の強化によるものであることを示している。すなわち低温焼入温度の上昇とともにフェライト硬さは増加している。これに対し、パーライト相は低温焼入温度 650°C まではしだいに硬さが増大するが、それ以上の温度では逆に低下している。Fig. 11 は、フェライト相に対する C の溶解度を Fe-C 系二元状態図より求め、これとフェライト相硬さとの関係を示したものである。これより、フェライトは低温焼入温度の上昇とともに C の溶解度に比例して硬さが増加する傾向にあることがわかる。なお、全体のマクロ的硬さも併示したが、650°C まではフェライト硬さと同様の傾向を示すが 650°C をこすと硬さは低下している。これは、Fig. 11 および顕微鏡組織試験結

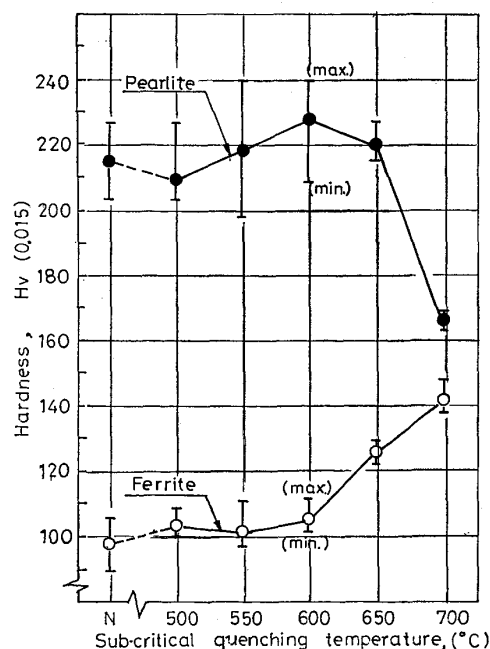


Fig. 10. Relation between sub-critical temperature and hardness of microscopic structures.

* 繰返し数が 2.00×10^7 回になつてもき裂進展曲線がゆるい傾きを有しており、この繰返し数では破断に至らないが、きわめて微少であるが、き裂の進展が続いていると考えられる。

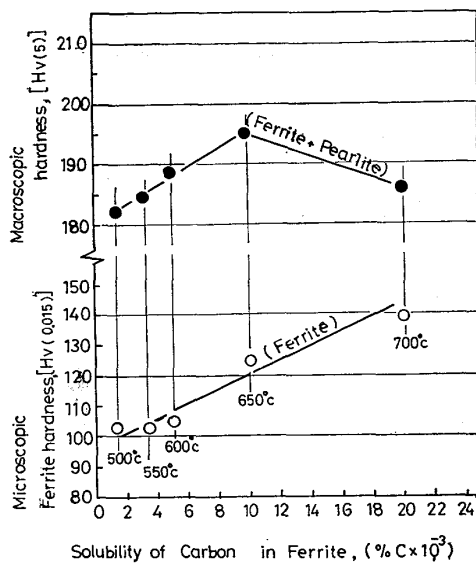


Fig. 11. Relation between solubility of Carbon in ferrite and microscopic hardness of ferrite or macroscopic hardness.

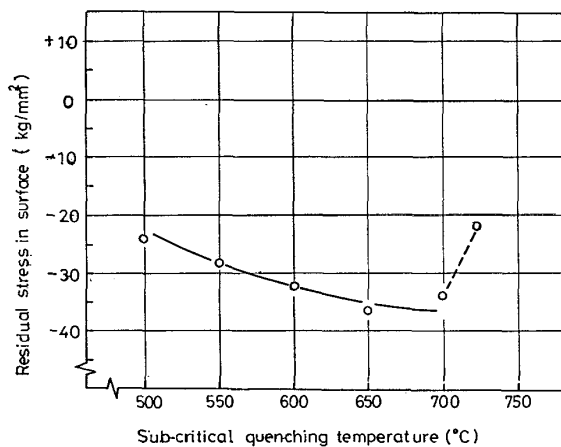


Fig. 12. Relation between sub-critical quenching temperature and residual stress (longitudinal stress) in surface of 12 mmφ test pieces.

果 (Photo. 1) からも明らかなように、パーライト相中の層状セメンタイトが球状化することによるものと考えられる。

5.2 表面残留応力値に及ぼす低温焼入温度の影響

12 mmφ 試験片の低温焼入温度と軸方向残留応力分布との関係 (Fig. 4) で圧縮残留応力層深さは約 2.3 mm とほぼ一定であるが、表面および内部の残留応力は低温焼入温度の影響を強く受ける。Fig. 12 は低温焼入温度と軸方向の表面圧縮残留応力値との関係を示す。これにより低温焼入材の表面圧縮残留応力値は、低温焼入温度の上昇とともに増大し、650°C において最大となり 36 kg/mm² を示すが、低温焼入温度が、さらに上昇すると逆に減少の傾向を示す。これは低温焼入材の残留応力は

熱応力によるもので、その大きさは塑性域から弾性域にかわる温度領域での温度勾配に依存し、勾配の高い方が熱応力の発生が大きい⁸⁾ とされるので、焼入温度に比例して残留応力も増大すると考えられる。しかし、焼入温度が 700°C 付近になると Fe₃C の球状化により硬さ等の静的強度が低下し、残留応力が減少するものと思われる。なお、A₁ 点直上付近まで加熱した時は、パーライト相がオーステナイト化し、これが冷却時にはマルテンサイト相となり膨張をとめない、表面圧縮残留応力は、さらに減少するものと思われる。

5.3 疲れ強度に及ぼす表面残留応力および表面硬さの影響

低温焼入温度の上昇とともに疲れ破壊限度 σ_{w2} は増大 (Fig. 5) するが、同時に表面層に形成される圧縮残留応力値も増大 (Fig. 12) し、さらに、表面フェライト硬さも増大 (Fig. 11) する。

一般に、表面の圧縮残留応力は疲れき裂発生にはあまり影響を与えないが、その後のき裂伝播過程において重

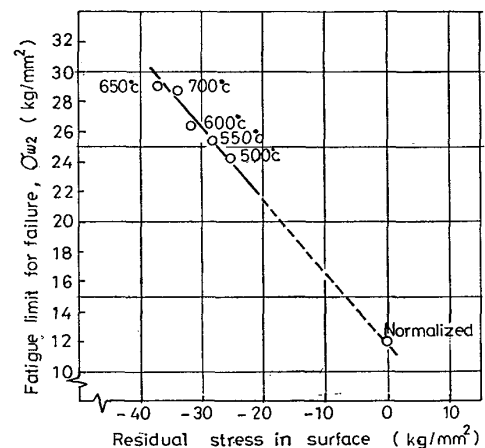


Fig. 13. Relation between longitudinal residual stress in surface and fatigue limit for failure, σ_{w2} of 12 mmφ specimens.

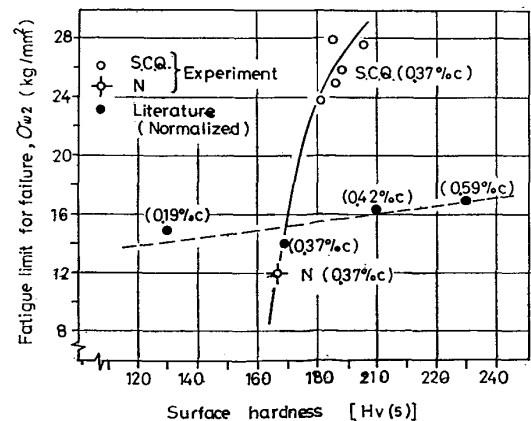


Fig. 14. Relation between fatigue limit for failure, σ_{w2} and surface hardness.

要な役割を演ずるものと考えられている⁹⁾。これは表面圧縮残留応力が一種の平均応力として作用し、回転曲げ疲れ試験時の試験片の表面引張応力を軽減し、き裂の進展を妨げることによると思われる。

Fig. 13 は 12mm ϕ 試験片の 500~700°C 低温焼入材の表面残留応力値と疲れ破壊限度 σ_{w2} の関係を示すが、これから、表面圧縮残留応力と疲れ破壊限度 σ_{w2} の間には、ほぼ直線的な関係のあることがわかる。

つぎに、表面硬さと疲れ破壊限度 σ_{w2} との関係を検討して見ると、一般に疲れ強度は引張強さに比例するとされている¹⁰⁾ので硬さ値にも比例すると考えられる。そ

こで、15mm ϕ 小野式切欠付疲れ試験の結果から疲れ破壊限度 σ_{w2} と硬さ値の関係を求めると Fig. 14 の実線のように硬さとの対応がかなり急勾配で示される。

これに対し文献¹¹⁾から得られた 12mm ϕ 小野式切欠付試験片の疲れ破壊限度 σ_{w2} の値と硬さ値との関係を図中に破線で併示したが、これによれば硬さとの対応の勾配が大きく異なり低温焼入材のそれとは、いちじるしく異なつた傾向を示している。

したがって、低温焼入れにより疲れ破壊限度 σ_{w2} の増大する原因は、表面硬さの影響よりも、表面層に形成される圧縮残留応力の影響の方が大きいものと考えられ

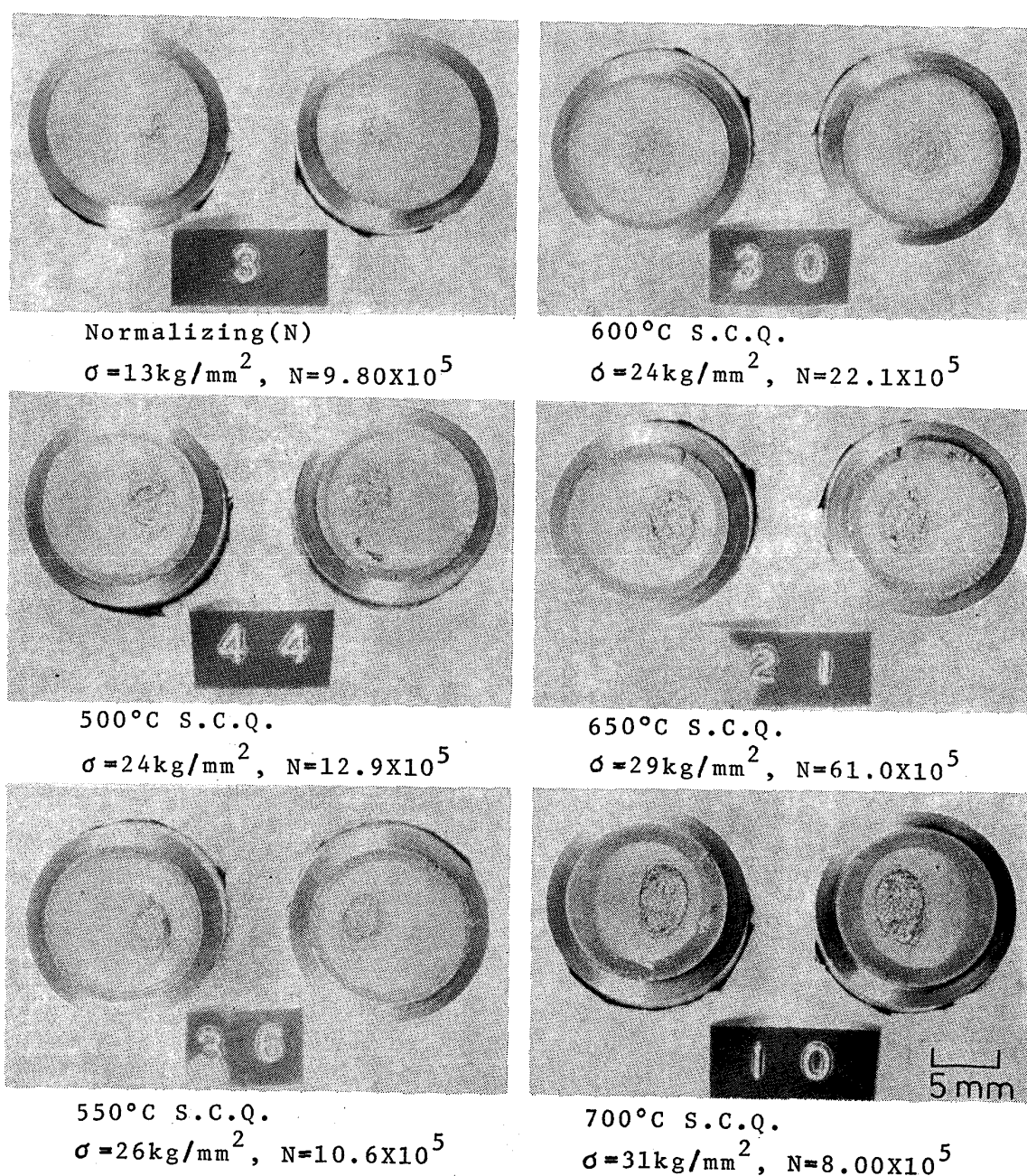


Photo. 2. General view of fracture surface of $\phi 12$ mm Ono type notched rotary-bending fatigue specimens.

る。

なお、50 mm ϕ 圧入軸試験片においても 650°C 低温焼入材は 700°C 低温焼入材に比較して表面残留応力値がやや大きく、疲れ破壊限度もややすぐれた傾向を示し 12 mm ϕ 材と同様の結果が得られている。

5.4 疲れき裂進展挙動に及ぼす低温焼入温度の影響

低温焼入れを施した 50 mm ϕ 圧入軸試験片における一定応力 (σ_{w2} の 98%) の繰返し負荷による疲れき裂の進展挙動 (Fig. 9) を見ると、低温焼入温度 700°C、650°C とともに繰返し数約 5×10^6 回付近までき裂が進展し、それ以上の繰返し数から 2×10^7 回までの試験では停留するようになる。このときの限界停留き裂深さは低温焼入温度 700°C では約 4 mm、650°C では約 4.5 mm となり後者は前者に比較し約 0.5 mm 大きい。この場合のき裂底部における負荷応力を単に直径がき裂部分だけ減少したとして計算すると低温焼入温度 700°C では $\sigma = 41$ kg/mm²、650°C では $\sigma = 45$ kg/mm² となり、公称負荷応力に対し前者では約 170%、後者では約 180% の応力に耐えていることになる。したがって、低温焼入温度 700°C に比較し 650°C の方が疲れき裂特性 (疲れ破断抵抗) においてすぐれていると考えられる。

このように低温焼入材では、疲れき裂が発生してかなりきびしい負荷応力条件となるにもかかわらず、き裂が停留するという特徴があるが、この現象は表面に形成される比較的深い圧縮残留応力層によるものと考えられる。このような傾向は Photo. 2 (12 mm ϕ 切欠付試験片) からもうかがわれる。すなわち、低温焼入れ材の疲れ破断面は、破面上表面から 1~2 mm 深さまでやや茶褐色に変色し、フレッテング・コロージョン (微小すべりによる一種の酸化摩耗) の生じたことを示している。これは、き裂がある深さまでかなりゆるやかに進行し破面同士の微小な往復すべり摩耗を生じたことを示している。これに対し、焼ならし材の破面上には、このような明瞭な変色は認められず、一旦疲れき裂が生ずると急激に進行する状況を呈している。なお、この現象は 50 mm ϕ 圧入軸試験片においても明瞭に認められている⁴⁾。

6. 結 論

低温焼入温度の影響を明らかにするため、12 mm ϕ 切欠付回転曲げ疲れ試験片および 12 mm ϕ 試験片について疲れ破壊限度、顕微鏡組織、硬さならびに残留応力分布と低温焼入温度との関係を、また、50 mm ϕ 圧入軸試験片について疲れ破壊限度、残留応力分布と低温焼入温度との関係をそれぞれ検討した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 12 mm ϕ 試験片により硬さおよび顕微鏡組織に及ぼす低温焼入温度の影響を検討した結果、フェライト地の硬さは低温焼入温度に比例して増大するが、パーライト地は約 650°C をこえるとセメンタイトの球状化により軟化するため低温焼入温度 650°C において最高硬さを示し、焼ならし材の約 1.2 倍にも達することがわかった。

(2) 12 mm ϕ 試験片により低温焼入温度と残留応力分布との関係を検討した結果、表面圧縮残留応力層深さは低温焼入温度の影響をうけず、ほぼ一定となるが、表面圧縮残留応力値は低温焼入温度の上昇とともにしだいに増大し約 650°C で最大値を示すことがわかった。なお、焼入温度が 700°C になるとセメンタイトの球状化による軟化、Ac₁ 変態点直上付近では一部マルテンサイト変態を生じ、表面圧縮残留応力値が減少することも明らかにされた。

(3) 12 mm ϕ 切欠付試験片について表面圧縮残留応力値と疲れ破壊限度との関係を検討した結果、かなり直線的な対応のあることがわかった。これは、低温焼入れによる疲れ破壊限度 σ_{w2} の向上は表面に形成される圧縮残留応力によるところがかなり大きいものと考えられる。なお、 σ_{w2} の最大値の得られる低温焼入温度は約 650°C であることも明らかにされた。

(4) 50 mm ϕ 試験片により残留応力分布および σ_{w2} に及ぼす低温焼入温度の影響について検討した結果、低温焼入温度 700°C に比較して 650°C が両特性値においてややすぐれていることがわかった。

(5) 50 mm ϕ 圧入軸試験片の σ_{w2} 直下付近での一定応力負荷における繰返し数と疲れき裂深さとの関係は、低温焼入温度 650°C、700°C とともに疲れき裂は繰返し数約 4×10^4 回付近から入り始め約 5×10^6 回付近まで進展するが、それ以上の繰返し数では停留し、焼ならし材に比較して疲れき裂の進展に対する抵抗が著しく大きいという特徴を有することが明らかにされた。また、このときの停留き裂深さは 700°C では約 4 mm、650°C では約 4.5 mm となり、公称負荷応力に対し前者で約 170%、後者で約 180% の苛酷な負荷応力に耐え得ることがわかった。

(6) 以上の実験結果と、実用時における加熱温度範囲を Ac₁ 変態点以下に確実に保持する必要性とから考えて、S35C、または S40C 材の低温焼入温度は 650°C が最適であると判断される。

終わりに本研究を進めるにあたり、ご指導とご援助をたまわった当所金属材料研究室長高沢克朗氏、前室長竹中康雄氏、調査役田中真一氏、ならびにご協力をいただ

いた所内関係各位、また、実験を手伝っていただいた元東海大学学生尾倉史晃、浜島英治の両君に深甚なる謝意を表する。なお、試験片の製作については国鉄土崎工場のご協力をいただいたことを記し、関係各位に感謝の意を表する。

文 献

- 1) O. J. HORGER: Proc. Int. Conf. Fatigue of Metals (1956), p. 352
- 2) 桜井忠一, 川崎 正, 北 幸純: 日本機械学会論文集, 23 (昭 32. 7), 131, p. 489
- 3) 西岡邦夫, 西川富雄, 小松英雄: 日本機械学会論文集, 38 (昭 47. 5), 309, p. 933
- 4) 高橋良治, 佐藤初吉, 吉村照男, 飯島一昭: 鉄と鋼, 63 (1977), 8, p. 84
- 5) 高橋良治, 佐藤初吉, 吉村照男, 飯島一昭: 鉄と鋼, 64 (1978), 9, p. 94
- 6) 鋼材の性質と試験, 鉄鋼技術講座 3 巻, 日本鉄鋼協会編, (昭 42. 10. 30), p. 34 [地人書館]
- 7) 今井勇之進, 安彦兼次: 日本金属学会報, 7 (1968), p. 137
- 8) 鉄鋼製造法第 4 分冊, 処理, 品質, 日本鉄鋼協会編, (昭 47. 6), p. 64 [丸善]
- 9) 山田邦博, 国尾 武: 日本機械学会論文集 (第 1 部), 35 (昭 44. 5), 273, p. 942
- 10) 金属材料疲れ強さ設計資料 (I), 日本機械学会編, (昭 49. 7. 15), p. 2
- 11) 金属材料疲れ強さ設計資料 (I), 日本機械学会編, (昭 49. 7. 15), p. 128