

論文

UDC 539.431/.433 : 539.4.016.3 : 621.785.616 : 621.824 : 621.757

車軸圧入部に発生する疲れき裂の諸特性に
及ぼす低温焼入れの影響*

高橋良治**・佐藤初吉**・吉村照男**・飯島一昭***

The Effect of Sub-critical Quenching on Crack Propagation in
Fatigue Occurring at Press-fitted End in Axels

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

Synopsis:

This study has been made to improve fatigue strength of press-fitted parts of car axles by sub-critical quenching; water quenching from the temperature just below A_{c1} .

The effect of sub-critical quenching on behaviours of fatigue crack propagation, the relation between σ_{w2} (fatigue limit for failure) and sub-critical quenching temperature as well as the relation between hardness of ferrite structure and residual compressive stress at surface were investigated using notched specimens of 15mm in diameter (0.35% C steel) and are press-fitted specimens of 50 mm in diameter (0.4% C steel).

Results obtained are as follows.

(1) In sub-critical quenched specimens, both notched and press-fitted, fatigue cracks initiated and propagated to some extent and stopped, when the stress was applied above σ_{w1} (fatigue limit for crack initiation) and below σ_{w2} . The crack length depended probably on the applied stress.

(2) Maximum value of σ_{w2} was obtained in the specimens, both notched and press-fitted, sub-critical quenched from about 650~750 °C.

(3) In the surface of sub-critical quenched specimens, hardness of ferrite structure was considerably increased. It was presumed that about 60% of total hardness increase was provided by age hardening after quenching, and about 40% of it by residual compressive stress generated on the surface by the quenching.

1. 緒 言

低温焼入れは鋼を A_{c1} 変態点直下から急冷する方法で、これによつて回転曲げ疲れ強さが向上することが認められている^{1)~3)}。しかし、この方法を車軸圧入部に適用し、実用的な見地から検討を加えた研究は数少ないようである。

前報⁴⁾では、車軸圧入部の疲れ強さ向上をはかる目的で、顕微鏡組織、硬さ、残留応力、疲れき裂入り限度 σ_{w1} および疲れ破壊限度 σ_{w2} などに及ぼす低温焼入れの影響を検討した。試験片としては 0.35~0.45% C の機械構造用炭素鋼（車軸鋼相当）の焼ならし材を用い、疲れ試験には主として $\phi 50$ mm 圧入軸回転曲げ疲れ試験機を使用した。その結果、低温焼入れによつて表面硬さがわずかではあるが増加（約20%）し、かなりの深さ（ $\phi 50$ mm で半径の約 40%）まで表面圧縮残留応力層

（表面で約 -30 kg/mm²）が形成されること、 σ_{w1} および σ_{w2} が著しく向上（それぞれ約 1.7 倍及び約 2.2 倍）すること、さらに σ_{w1} の向上は表面硬さの増加に、また、 σ_{w2} の向上は表面圧縮残留応力の増加にそれぞれ起因すると考えられることなどを明らかにした。

本報では、主として軸圧入部に発生する疲れき裂の諸特性に及ぼす低温焼入れの影響についての実験ならびに低温焼入温度と疲れ破壊限度との関係、及び残留応力とフェライト硬さとの関係についての実験を行った。なお、ここに述べる疲れき裂の諸特性とは、疲れき裂の進展及び停留などの挙動を指すものである。

2. 供 試 材 料

供試材料は前報と同様、鉄道車両用車軸材 SFA55(0.30~0.43% C) 及び SFA 60 (0.35~0.48% C) とほぼ同等の機械構造用炭素鋼 S 35 C（素材直径 25 mm）及び

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 9 月 12 日受付 (Received Sep. 12, 1977)

** 鉄道技術研究所 (Railway Technical Research Institute, JNR, 2-8-38 Hikari-chō Kokubunji 180)

*** 鉄道技術研究所 工博 (Railway Technical Research Institute, JNR)

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

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

S 40C (素材直径 55 mm) を用いた*. その化学成分は 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 : ϕ 25 $\times$ 210 mm, S 40C : ϕ 55 $\times$ 620 mm) に切断後、焼ならし処理を施した。焼ならし処理としては、縦型電気炉 (炉内寸法 ϕ 300 $\times$ 850 mm) に供試材料を吊り下げ、850°C に、 ϕ 25 mm 材は 1 h 保持、 ϕ 55 mm 材は 2 h 保持後、それぞれ空冷を行った。

3. 実験方法

3.1 疲れき裂特性の検討

3.1.1 疲れ試験片及び疲れ試験機

(1) 低温焼入れ 疲れ試験片に対する低温焼入れは、前報と同様、550~700°C に 1 h 保持後、 ϕ 15 mm および ϕ 50 mm 試験片のそれぞれに専用の冷却装置で水冷した。時効処理を施す場合も前報と同様に 100~600°C に各 1 h 保持後空冷を行った。

(2) 疲れ試験片 前報と同様、Fig. 1 及び Fig. 2 に示すような ϕ 15 mm 小野式 (切欠付) 回転曲げ疲れ試験片 (以下、単に ϕ 15 mm 切欠付試験片と称する) 及び ϕ 50 mm 圧入軸回転曲げ疲れ試験片 (以下、単に ϕ 50 mm 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れ後の直径削り代は、前者でつかみ部 1 mm、切欠部で 4 mm、後者では 2 mm とした。なお、 ϕ 15 mm 切欠付試験片の切欠部の加工は、切欠角度 45°, 切欠底直径 12 mm, 切欠底の曲率半径 R は 0.25 mm とした。

ϕ 50 mm 圧入軸試験片における試験片とホルダーとの組立ては、締めしろ比を 1.4/1000 として、圧入時、白亜鉛ペイントを潤滑剤として用い、プレスばめを行った。このときの圧入力は約 9.6 ± 1.0 t で、はめ合部面圧 (計算値) は約 11 kg/mm² である。

(3) 疲れ試験機 疲れ試験機は前報と同様、小野式回転曲げ疲れ試験機 (1800 rpm) 及び片持ばり式回転曲げ疲れ試験機 (800 rpm) を使用した。

3.1.2 疲れき裂進展機構の確認

σ_{w2} は試験片が破断しない最大の応力で、これ以下の

* 直径の異なる同一溶鋼の素材が得られなかつたので、できるだけ C 量の近いものを採用した。この程度の化学成分の差異は実験結果に、ほとんど影響を与えないと思われる。

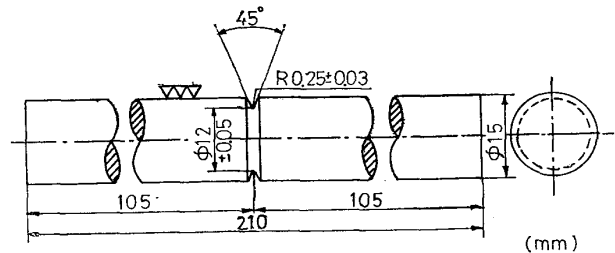


Fig. 1. Dimension of notched specimen for Ono-type rotary bending fatigue testing.

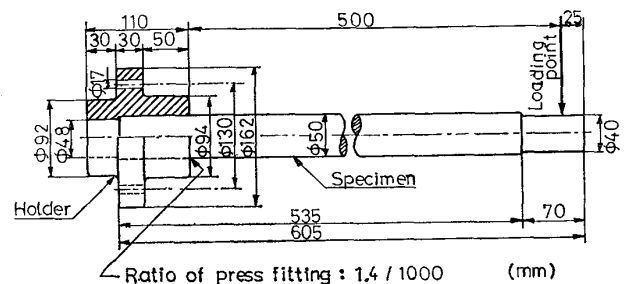


Fig. 2. Dimension of ϕ 50 mm press-fitted specimen.

応力では疲れき裂は進展せず、停留き裂になると一般に考えられている。しかし、この研究では、 σ_{w2} は繰返数 $N \approx 2.0 \times 10^7$ (ϕ 50 mm 圧入軸) できめているので $N < 2 \times 10^7$ の各段階における疲れき裂の進展の様相を確認し、 $N > 2 \times 10^7$ の疲れき裂の進展がどうなるかを推定する目的で、つぎのような実験を行った。

ϕ 50 mm 圧入軸試験片を用い、焼ならし材及び低温焼入材 (700°C) のそれぞれの σ_{w2} (前者で 11.5 kg/mm², 後者で 24.5 kg/mm²) 直下の応力、すなわち σ_{w2} に対して 98% (焼ならし材で 11.2 kg/mm², 低温焼入材では 24.0 kg/mm²) 及び 93% (低温焼入材では 22.8 kg/mm²) の 2 種類の応力水準で、約 $5 \times 10^4 \sim 2 \times 10^7$ までの範囲内の数種類の繰返負荷を各個に与えた。その後、試験片表面に圧入端の位置をけがいた後、これより 10 mm 外方で横切断し、試験片表面にきずをつけないようホルダーを取出し、フレッチング・コロージョン* 発生状況を観察した。その後、フレッチング・コロージョン層をかるく除去し、磁粉探傷 (交流極間式, 入力電圧: 100 V, 周波数: 50 Hz, 電流: 4.8 A, アンペア・ターン: 2000 AT, 全磁束: 約 60 kMx [約 0.6 Wb], 磁粉液:

* はめ合いきび, あるいは微摺動摩耗などと称せられる。

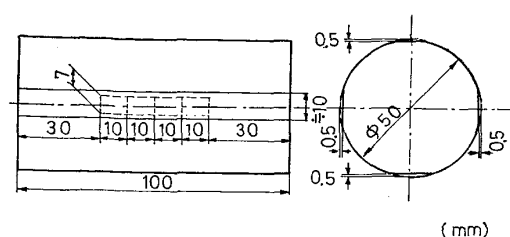


Fig. 3. Dimension of specimens for measuring hardness of ferrite at surface after stepped stress relief.

黒色磁粉アルコール溶液)で疲れきずを検出した。つぎに、圧入端より約 20 mm 内方で横切断し、さらに軸方向に 8 等分した縦切断面における疲れき裂深さを投影顕微鏡 ($\times 100$, $\times 400$) により測定した。

疲れき裂深さは、8 個に等分割された試験片に発生していた疲れき裂のうち、それぞれの最大値の平均値 $\bar{\lambda}_{\max}$ をもってあらわした。

3.1.3 停留き裂深さの測定

σ_{w2} 以下の各応力水準における停留き裂深さを測定する目的で、つぎのような実験を行つた。すなわち、 σ_{w2} 以下の各応力水準で、約 1×10^7 回 ($\phi 15$ mm 切欠付試験片の場合) 及び約 2×10^7 回 ($\phi 50$ mm 圧入軸試験片の場合) まで繰返負荷を行い、その時点で停留していたき裂深さを停留き裂深さとし、 σ_{w2} 直下の応力におけるそれを限界停留き裂深さとした。

(1) $\phi 15$ mm 切欠付試験片 繰返応力負荷後、切欠部を中心として約 10 mm 長さに横切断した後、軸方向に対して平行に 4 等分して、その縦切断面を投影顕微鏡 ($\times 100$, $\times 400$) により検査し、停留き裂深さを測定した。

(2) $\phi 50$ mm 圧入軸試験片

3.1.2 項と同様の方法で停留き裂深さを測定した。

3.2 σ_{w2} に及ぼす低温焼入温度の影響の検討

これまでの実験では低温焼入温度として変態点直下の 700°C を採用して来たが、この熱処理を実用化するには、焼入温度はなるべく低い方が望ましい。そこで $\phi 15$ mm 切欠付試験片を用い、低温焼入温度を 650, 600, 550, および 500°C に変えた場合の σ_{w2} を求めた。疲れ試験の方法は前報の 700°C 低温焼入れの場合と同様である。なお、 $\phi 50$ mm 圧入軸試験片についても、 650°C から低温焼入れを施したものの疲れ試験を行って σ_{w2} を求め、 700°C のものと比較した。

3.3 フェライト硬さに及ぼす圧縮残留応力の影響の確認

低温焼入材表面のフェライト硬さに及ぼす圧縮残留応力の影響を明らかにするため、つぎのような実験を行つ

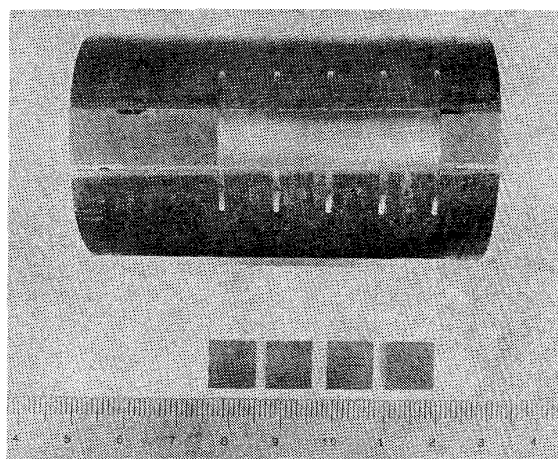


Photo. 1. General view of specimens for measuring hardness of ferrite after stress relief.

た。S 40 C, $\phi 55 \times 620$ mm 材に対し、 $\phi 50$ mm 圧入軸試験片と同様の焼ならしを行つた後、 $\phi 50 \times 610$ mm に旋削し、 700°C の低温焼入れを施した試験材の軸圧入部相当位置から $\phi 50 \times 100$ mm の試験片を採取した。つぎに、Fig. 3 の右側に示すように外周面 4 等分位置を約 10 mm 幅 (半径方向最大削正量 0.5 mm) にフライス加工後、加工変質層除去のため硬さ測定面をエメリー・ペーパーにより約 0.15 mm 研磨しバフ仕上げの後、電解研磨*を行つた。つぎに、Fig. 3 の左側に示すように、4 個の区画 (1 区画寸法約 7×10 mm) をけがき、それぞれの区画内のフェライト硬さをランダムに 5 点づつ合計 20 点の硬さ測定を行つた。硬さ試験機としては、微小ビッカース硬さ試験機 (荷重 10 g) を使用した。

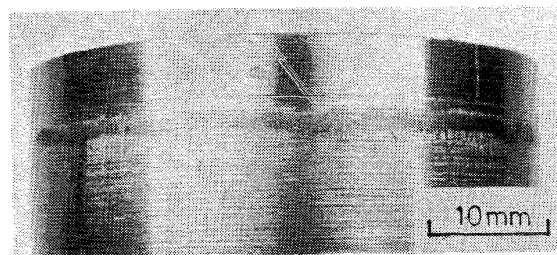
試験片表面の圧縮残留応力の解放は、試験片の軸中心部に $\phi 15$, 25, 35 mm と 3 段階に施盤によるドリルせん孔を行つた後、さらに第 4 段階として孔ぐりバイトで $\phi 45$ mm まで旋削した。また、試験片加工時の温度上昇を約 50°C 以下におさえるように注意した。つぎに第 5 段階として残留応力を完全に解放するため Photo. 1 に示すように、さらにこれを細分割した。フェライト硬さの測定は、圧縮残留応力解放のための孔ぐり加工の各段階毎に行つた、なお、各応力解放後の残留応力値としては、前報における試験で得られた値 (ザックス法によるもので応力解放の方法はまったく同一である) をそのまま使用した。

4. 実験結果

4.1 疲れき裂の進展様相に及ぼす低温焼入れの影響

Fig. 4 は、 700°C 低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 圧入

* 電解研磨は ELLOPOL を用いた。電解研磨加工条件は電圧 20V, 電流約 0.3~0.6A, (電流密度約 $100\text{A}/\text{dm}^2$), 時間約 0.5~1.0min, 研磨液 N 社 No. 14 溶液とした。



←Marking Line

←Fretting Corrosion layer including fine fatigue cracks

Photo. 2. General view of fretting corrosion occurred at surface, which was located at the end part of fitting, of $\phi 50$ mm press-fitted specimen (as sub-critical quenched, $\sigma = 24.5$ kg/mm², $N = 5.0 \times 10^4$). Marking line shows the press-fitted end, which was marked by scriber after testing.

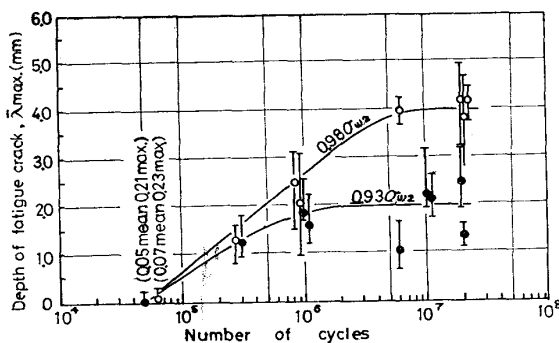


Fig. 4. Propagation of fatigue cracks in sub-critical quenched $\phi 50$ mm press-fitted specimens [$\sigma = 22.8$ kg/mm² ($0.93\sigma_{w2}$), $\sigma = 24.0$ kg/mm² ($0.98\sigma_{w2}$)].

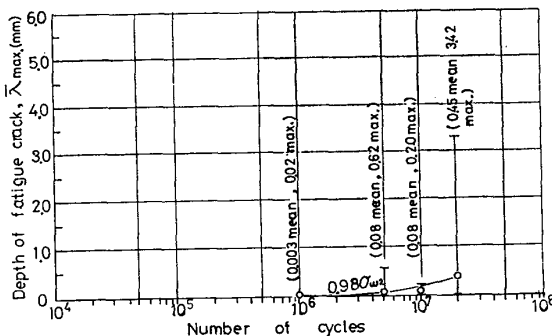


Fig. 5. Propagation of fatigue cracks in normalized $\phi 50$ mm press-fitted specimens [$\sigma = 11.2$ kg/mm² ($0.98\sigma_{w2}$)].

軸試験片における疲れき裂の進展の様相を示すもので、負荷応力を σ_{w2} (24.5 kg/mm²) に対して 93% (22.8 kg/mm²) 及び 98% (24.0 kg/mm²) の2種類とし、繰返数を数段階にかえて応力負荷を行つた後、試験片の縦切断面についてき裂深さを顕微鏡 ($\times 400$) により測定した結果である。この図から、いずれも繰返数 $4 \sim 5 \times 10^4$ 回付近で疲れき裂が発生し始め次第に進展するが、 $0.93\sigma_{w2}$ では約 2×10^6 回で疲れきず深さが約 2 mm, $0.98\sigma_{w2}$ では約 5×10^6 回で疲れきず深さが約 4 mm となり、その後は進展がほぼ停止し、いわゆる停留き裂となることを示している。

一方、焼ならしを施した $\phi 50$ mm 圧入軸試験片の σ_{w2} (11.4 kg/mm²) に対して 98% (11.2 kg/mm²) 負荷の場合には、Fig. 5 に示すように、疲れき裂は繰返数約 10^6 回付近から入り始めるが、 2×10^7 回でもき裂進展がつづいており、Fig. 4 に見られるような、き裂停留の傾向は認められない。

Photo. 2 は、低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 圧入軸試験片表面の圧入端部付近に発生したフレッチング・コロージョンの状況を示すものであるが、一般にフレッチング・コロージョンは、写真にも認められるように圧入端部より少し内側に入つた部位に、ある幅をもつて生成される。Photo. 3 は、この表面をかるくバフ研摩した後、光学顕微鏡 ($\times 100$) により観察した一例で、フレッチング・コロージョン部の内部に微細な疲れき裂が認められる。

4.2 停留き裂深さに及ぼす低温焼入れの影響

4.2.1 $\phi 15$ mm 切欠付試験片

Fig. 6 は、焼ならし材、低温焼入材および低温焼入れ・時効材について、それぞれの σ_{w2} 以下の各応力を繰返数約 10^7 回まで負荷させた後、切欠底に発生・停留していた疲れき裂の深さ (停留き裂深さ*) を測定した結果を示すものである。停留き裂深さは負荷応力の増加とともに増大するので、 σ_{w2} 以下のいわゆる限界停留き裂深さは、焼ならし材のそれが約 0.1 mm であるのに低温焼入材では約 1.1 mm と大幅に増加している。低温焼入れ後の時効処理はこの限界停留き裂深さを減少せしめ、 600°C 時効材では約 0.1 mm となり、焼ならし材のものとほぼ同一の値を示すようになる。

4.2.2 $\phi 50$ mm 圧入軸試験片

Fig. 7 は、焼ならし材及び低温焼入材について、それぞれの σ_{w2} 以下の各応力を繰返数約 2×10^7 回まで負荷させた後、圧入端部に発生、停留していた疲れき裂の深

* 停留き裂深さは厳密には、無限回繰返負荷を行つても、き裂進展が停留するようなき裂を称するものと考えられるが、ここでは 1×10^7 回 ($\phi 15$ mm) あるいは 2×10^7 回 ($\phi 50$ mm) の繰返負荷後に停留していたき裂を称する。

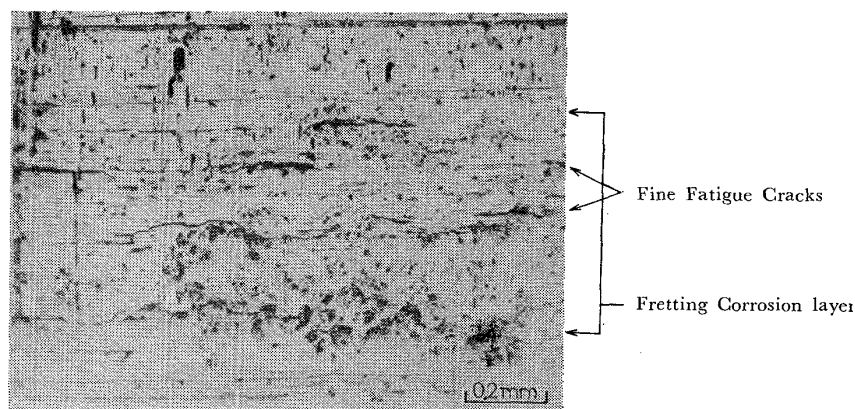


Photo. 3. Microphotograph of fretting corrosion occurred at surface, which was located at the end of fitted part. (same specimen shown in photo. 2).

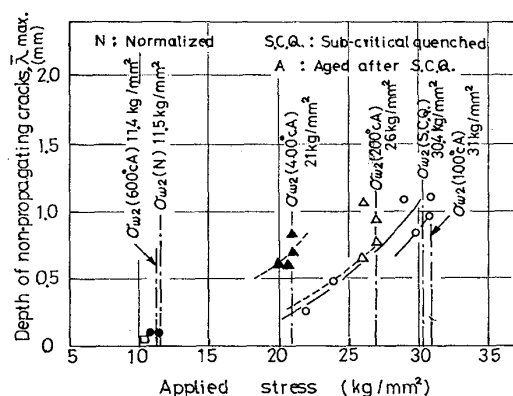


Fig. 6. Relation between applied stress and depth of non-propagating cracks in notched Ono-type fatigue specimens (number of cycles $\approx 1.0 \times 10^7$).

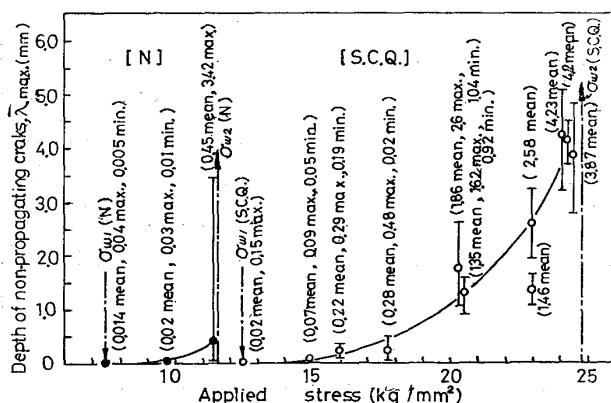


Fig. 7. Relation between applied stress and depth of non-propagating cracks in $\phi 50$ mm press-fitted fatigue specimens (number of cycles $\approx 2 \times 10^7$).

さを測定した結果である。図から明らかなように、Fig. 6 の場合 ($\phi 15$ mm 切欠付試験片) と全く同様の傾向が示されており、焼ならし材の約 0.4 mm (平均) にくらべて約 4 mm と低温焼入材の限界停留き裂深さは著し

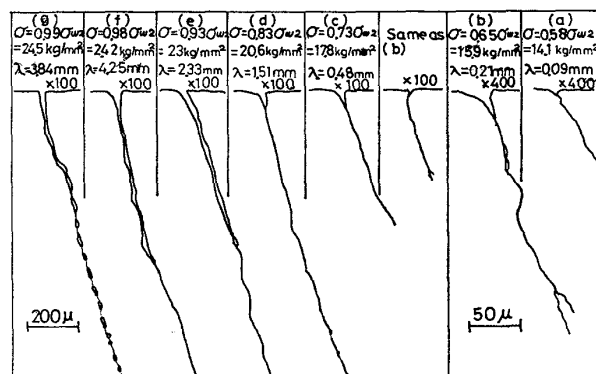


Fig. 8. Relation between applied stresses and fatigue crack propagating behaviors (sketches) in sub-critical quenched $\phi 50$ mm press-fitted fatigue specimens (number of cycles $\approx 2.06 \sim 2.09 \times 10^7$. Right: fitted part, Left: free part).

く大きい値を示している。

Fig. 8 は Fig. 7 の作成に使用した各試験片 (低温焼入材) の縦切断面における疲れき裂の状況 (スケッチ) を示すものである。この図から 負荷応力 20 kg/mm² (0.83 σ_{w2}) 付近までは疲れき裂はほとんど開口していないが、応力が増加するとしだいに開口するようになる状況が見られる。Photo. 4 は疲れき裂の顕微鏡写真の一例である。

Photo. 5 に焼ならし及び低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 圧入軸試験片の疲れ破壊後の破面の代表例を参考のため示すが、これからも明らかなように、焼ならし材と低温焼入材とでは破面の様相が著しく異なっている。すなわち、低温焼入材では表面から約 10 mm 内部まで同心円状に茶褐色に変色した部分が認められ、その内部は金属光沢を呈しているが、焼ならし材にはこのような様相は認められず、ほとんどすべて金属光沢を呈している。低温焼入材に認められる破面上の茶褐色部は、疲れ試験

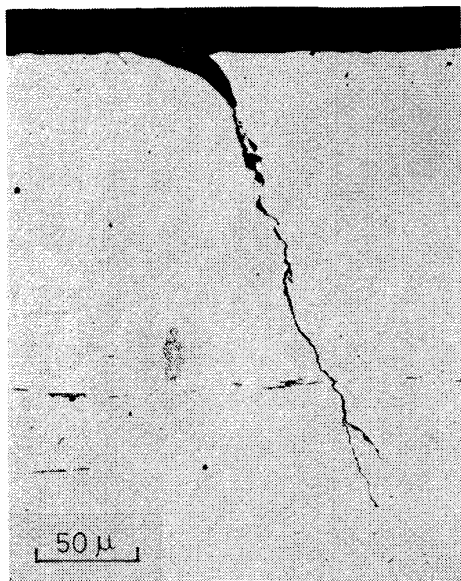


Photo. 4. Propagating behaviour of fatigue crack [same as (b) in Fig. 8].

中、疲れき裂の進展がきわめてゆるやかであるため、き裂進展の過程で破面同志に微摺動腐食摩耗（一種のフレッチング・コロージョン）が発生したことによると思われる。金属光沢の部分は疲れき裂の進展がかなり急速に行われたことを示している。したがって、焼ならし材では表面に疲れき裂が発生するとかなり急速にそれが進展すると思われる。

Fig. 9 は、上述のような破面上の茶褐色さび部の表面からの深さと負荷応力（ σ_{w2} 以上）との関係を示す。な

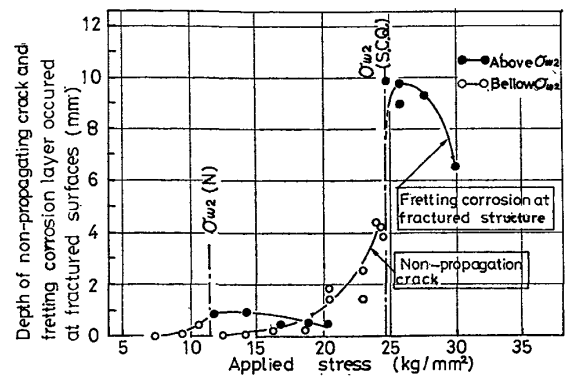
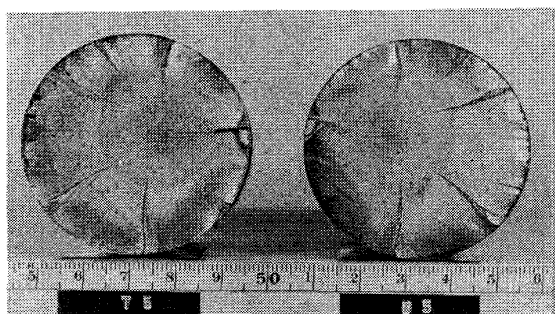


Fig. 9. Relation between applied stresses and depth of non-propagating cracks and depths of fretting corrosion layer occurred at fractured surfaces.

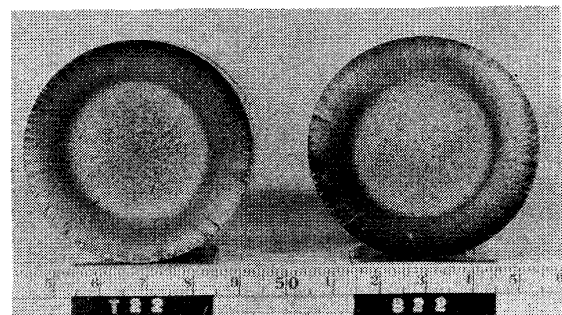
お、図には参考のため停留き裂深さと負荷応力（ σ_{w2} 以下）との関係を併示したが、 σ_{w2} 以上と σ_{w2} 以下の曲線との間にかかなり密接な関連性が認められる。図から、 σ_{w2} 直上付近で疲れ破断した破面上のさび発生深さが、焼ならし材の約 1 mm に比べ、低温焼入材では約 10 mm と著しく深いことがわかる。

4.3 σ_{w2} に及ぼす低温焼入温度の影響

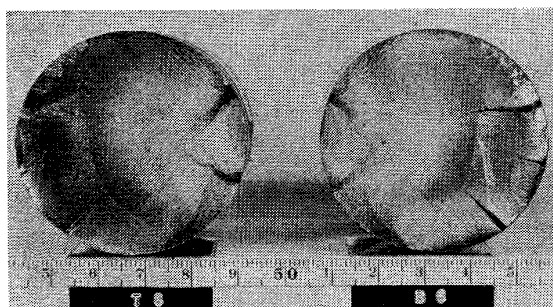
Fig. 10 は、500～700°C の各温度から低温焼入れした $\phi 15$ mm 切欠付試験片について得られた S-N 線図である。Fig. 11 は、これらの S-N 線図から求めた σ_{w2} と低温焼入温度との関係を示す。この図から、焼ならし材の σ_{w2} の 12.4 kg/mm² に対し、500°C からの低温焼入材でも 24 kg/mm² と約 1.9 倍に向上しており、低温



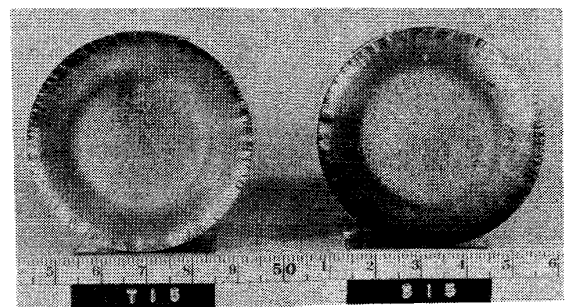
As normalized, $\sigma=16.9\text{kg/mm}^2$, $N=99.0 \times 10^4$



As S.C.Q.*, $\sigma=27.9\text{kg/mm}^2$, $N=25.0 \times 10^4$



As normalized, $\sigma=18.1\text{kg/mm}^2$, $N=11.1 \times 10^4$



Aged at 100°C after S.C.Q., $\sigma=26\text{kg/mm}^2$, $N=5.60 \times 10^4$

Photo. 5. General view of fatigue fractured surface of $\phi 50$ mm press-fitted specimens. (*S.C.Q.: Sud-critical quenched from 700°C)

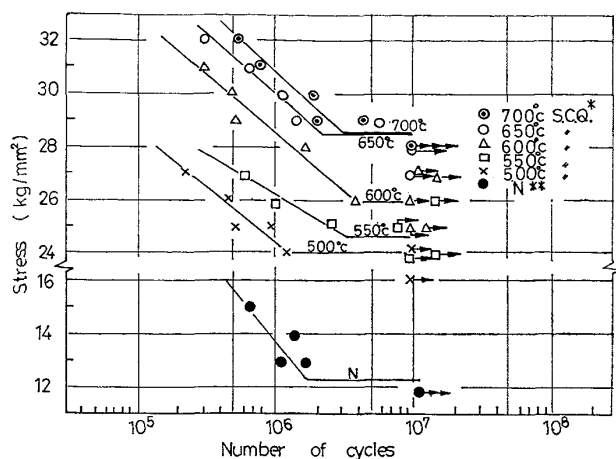


Fig. 10. S-N curves for notched $\phi 15$ mm Ono-type fatigue specimens (*Sub-critical quenched, **Normalized).

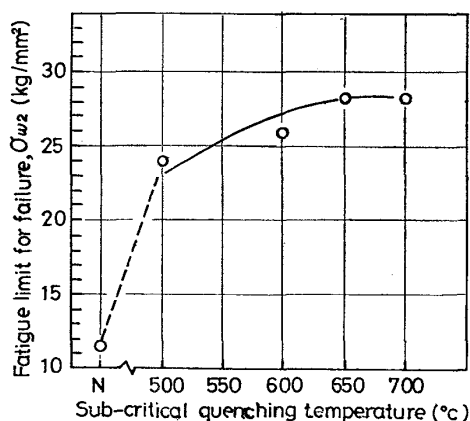


Fig. 11. Relation between sub-critical quenching temperature and σ_{w_2} of notched $\phi 15$ mm Ono-type fatigue specimens.

焼入れの効果がかなり顕著であることを示している。また、低温焼入温度に比例して σ_{w_2} は次第に漸増され、650~700°C において最大値を示し、約 28.5 kg/mm² となり焼ならし材の約 2.3 倍にも向上している。

Fig. 12 に、上述の疲れ試験片と同一の条件で焼ならし、あるいは低温焼入れを施した $\phi 15$ mm 試験片における横断面硬さ分布と熱処理条件との関係を示すが、表面層付近の硬さは低温焼入温度 650°C のものが最も高く、700, 600, 550, 500°C の順に低くなっている。

Photo. 6 は顕微鏡組織に及ぼす低温焼入温度の影響を示すもので、500~600°C では焼ならし材とほとんど差異が認められないが、700°C ではパーライト中のセメントタイトがやや球状化する傾向を示している。上述の断面硬さ分布で、700°C のものが 650°C のものより低い原因は、この部分的な球状化に起因するものと考えられる。

Fig. 13 に $\phi 50$ mm 圧入軸試験片における 650°C 低温焼入れのものと 700°C のものとの疲れ試験結果を示

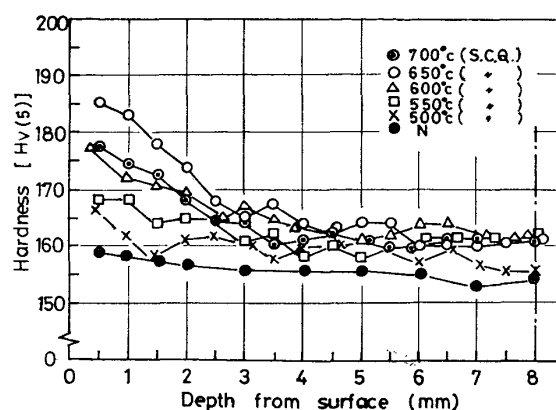


Fig. 12. Relation between sub-critical quenching temperature and hardness distribution in the cross section of $\phi 15$ mm specimens.

した。 σ_{w_2} は前者の方が後者よりわずかに高いが、 $\phi 15$ mm 切欠付試験片の場合とほぼ等しい結果を示すものといえる。

4.4 フェライト硬さに及ぼす残留応力の影響

Fig. 14 は低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 試験片表面フェライト硬さと表面圧縮残留応力(ザックス法による)との関係を示すものである。これによれば、試験片表面の圧縮残留応力が減少するにしたがい表面フェライト硬さも低下することが明瞭に認められる。

5. 考 察

5.1 疲れき裂の進展様相に及ぼす低温焼入れの影響

低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 圧入軸試験片における一定応力の繰返負荷による疲れき裂の進展は、 σ_{w_2} に対して 98% ($\sigma = 24.0$ kg/mm²) では、繰返数約 5×10^6 回以上で疲れき裂深さが約 4 mm となつて飽和する傾向を示している (Fig. 4)。このときのき裂底部における負荷応力を単に直径がき裂深さ分だけ減少したとして計算すると $\sigma = 40.5$ kg/mm²* となり、公称負荷応力による疲れ破壊限度 $\sigma_{w_2} = 24.5$ kg/mm² の 170% もの応力に耐えていることになる。このように低温焼入れにおいては、疲れき裂が発生してかなりきびしい負荷応力となるにもかかわらず疲れき裂は進展せず停留するという特徴がある。この現象はおそらく表面に大きな圧縮残留応力層が付与されることに起因するものと考えられる。

5.2 停留き裂深さに及ぼす低温焼入れの影響

σ_{w_2} 直下の負荷応力での限界停留き裂深さは、 $\phi 15$ mm 切欠付回転曲げ疲れ試験において、低温焼入材は焼ならし材に比較して著しく増大している (Fig. 6)。こ

* 疲れき裂底部における実働応力は、切欠係数を考慮に入れると、さらに大きくなるはずである。

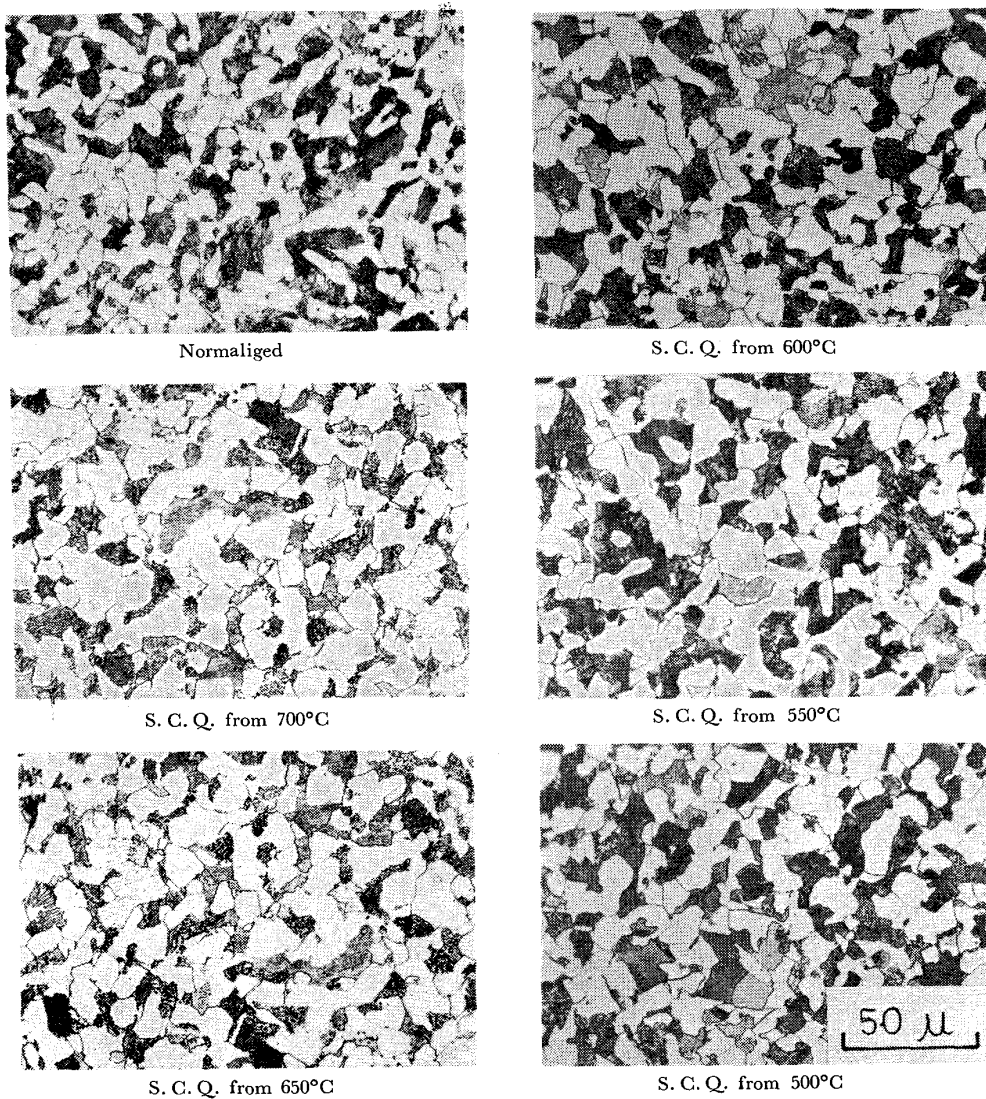


Photo. 6. Microstructures of surface of specimens, sub-critical quenched from various temperatures or normalized.

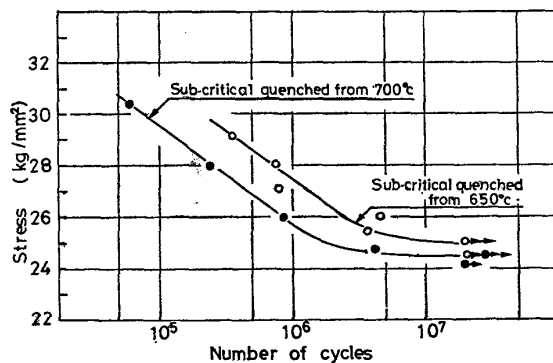


Fig. 13. S-N curves for $\phi 50$ mm press-fitted specimens.

れは、 $\phi 50$ mm 圧入軸回転曲げ疲れ試験の結果 (Fig. 7) と同一の傾向であり、低温焼入れ以外の処理では見られない特徴である。

この限界停留き裂深さは時効処理温度の上昇とともに

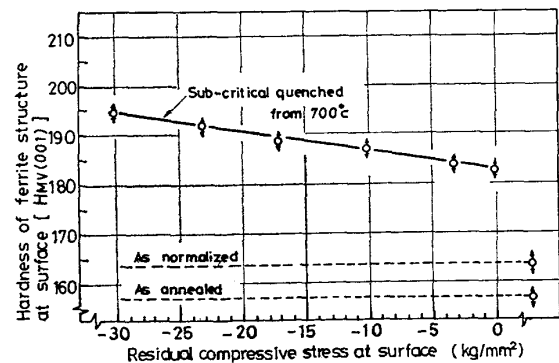


Fig. 14. Relation between residual compressive stress and hardness of ferrite structure at surface of $\phi 50$ mm press-fitted specimens.

減少するが、これは主として加熱による圧縮残留応力の解放によるものと考えられる。

つぎに、 $\phi 50$ mm 圧入軸試験片において σ_{w2} 以上の

負荷応力条件での疲れ破壊面上のさび発生深さ (Photo. 5, Fig. 9) についてみると、焼ならし材と低温焼入材の間に著しい差異があり、後者の疲れき裂進展に対する抵抗がかなり大きいことが示されている。そして、低温焼入材のさび発生深さ約 10 mm は、 $\phi 50$ mm 低温焼入材の圧縮残留応力層深さとほぼ一致する。これは、低温焼入材の疲れき裂進展に対し残留応力が大きな影響を与えることを示すものと考えられる。

5.3 σ_{w_2} に及ぼす低温焼入温度の影響

低温焼入温度の上昇による σ_{w_2} の増加 (Fig. 11) は、主として表面層に形成される圧縮残留応力の増加によるものと考えられる。また、硬さも低温焼入温度の上昇とともに増加する (Fig. 12) が、これは主としてフェライト相の焼入時効硬化、すなわち低温焼入れにより C, N を過飽和に固溶したフェライトから炭化物、窒化物、などが析出する過程であられる塑性変形抵抗の上昇⁵⁾ にもとづくものであろうと推定される。なお、650°C において最大硬さの得られる理由は、低温焼入温度が 700°C になるとセメントタイトの一部が球状化 (Photo. 6) して軟化することによるものと考えられるが、含窒素鋼⁶⁾ (0.010~0.019% N) においても同様の傾向が見られることから、N の挙動にもある程度影響されるものと考えられる。このような 650°C 低温焼入れによる硬さの増加は、前報でも述べたように主として σ_{w_1} の向上に寄与するものと考えられるので、この点について現在実験中である。

5.4 フェライト硬さに及ぼす残留応力の影響

一般に残留応力は硬さに影響を与える⁷⁾ といわれている。すなわち、表面に引張残留応力があるときは硬さが減少し、圧縮残留応力があるときは増加するとされている。

低温焼入材では試験片の表面にかなりの大きさの圧縮残留応力が付与され、その半径方向の残留応力層の深さも大きいことは前報の実験結果からも明らかである。内削法により試験片の表面の圧縮残留応力を解放しながらフェライト硬さを測定した結果 (Fig. 14)、低温焼入れによる全硬さ上昇分の約 40% に圧縮残留応力が寄与し、残り約 60% に焼入時効硬化が寄与していると考えられることがわかった。なお、これらの硬さ増加は前報でも述べたように、いずれも σ_{w_1} の向上に主として寄与するものと考えられる。

6. 結 論

S 35 C 鋼の $\phi 15$ mm 切欠付回転曲げ疲れ試験及び S 40 C 鋼の $\phi 50$ mm 圧入軸回転曲げ疲れ試験を行い、

疲れき裂進展様相及び限界停留き裂深さに及ぼす低温焼入れの影響を検討し、さらに低温焼入温度と疲れ破壊限度 σ_{w_2} との関係、ならびに低温焼入材におけるフェライト硬さと残留応力との関係について各種の実験を行った。得られた結果は次のとおりである。

(1) 低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 圧入軸回転曲げ疲れ試験片による σ_{w_2} 直下付近の一定負荷応力での繰返数と疲れき裂深さとの関係を検討した結果、疲れき裂は繰返数約 4×10^4 回付近から入り始め、その後次第に進展するが、繰返数約 $2 \sim 5 \times 10^6$ 回付近から疲れき裂は進展せず停留すること、焼ならし材に比較して疲れき裂進展に対する抵抗が著しく大きい特徴を有することなどがわかった。

(2) σ_{w_2} 以下の繰返し負荷応力と停留き裂深さとの関係は、 $\phi 15$ mm 切欠付回転曲げ疲れ試験ならびに $\phi 50$ mm 圧入軸回転曲げ疲れ試験とも、低温焼入材は焼ならし材に比較して負荷応力が約 2~3 倍の苛酷な条件にもかかわらず限界停留き裂深さが約 10 倍以上にも向上することが明らかにされた。また、低温焼入時の時効処理温度が上昇すると限界停留き裂深さは次第に減少することがわかったが、この結果は低温焼入れにより形成された表面残留応力層の存在が大きい影響を与えていることを示すものと考えられる。

(3) 低温焼入温度と疲れ破壊限度 σ_{w_2} との関係では、焼入温度約 650~700°C に疲れ破壊限度 σ_{w_2} の最大値が得られることが明らかにされた。

(4) 低温焼入れを施した $\phi 50$ mm 試験片の表面フェライト硬さに及ぼす圧縮残留応力の影響については、低温焼入れによる全硬さ上昇分の約 40% は圧縮残留応力が、残り約 60% は焼入時効硬化が、それぞれ寄与していると考えられることを明らかにした。

終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会属材料研究室長竹中康雄氏、車両構造研究室長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芝浦工大学生・後藤、久保の両君に深甚なる謝意を表す。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。

文 献

- 1) O. J. HORGER: Proc. Int. Cont. 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 (日本鉄鋼協会) | 6) 日本金属学会: 鉄鋼 I 新版材料篇, p. 29, 36.6.20 (日本金属学会) |
| 5) 日本鉄鋼協会: 鋼材の性質と試験 鉄鋼技術講座 第3巻, p. 34, 42.10.30 (地人書館) | 7) 吉沢武男編: 硬さ試験法とその応用, p. 288 42.3 (裳華堂) |
-