

論文

UDC 669.14.018.29 : 539.43 : 669.112

高炭素鋼の疲労強度におよぼす顕微鏡組織の影響*

佐藤 輝 顕**・友本 清 一**

Effects of Microstructure on the Fatigue Property of High Carbon Steel

Teruaki SATO and Kiyokazu TOMOMOTO

Synopsis:

Welding is usually avoided to apply for high carbon steel, however, in some cases welding is inevitable.

In the present paper, investigation has been made on the metallurgical effect of quenched and tempered high carbon steel on the fatigue property, by carrying out a heat treatment corresponding to the heat affected zone of welding.

The following results are obtained

(1) In a ferrite-pearlite structure, simulated heat affected and as-forged specimens have a low endurance ratio as in the past data. Normalized specimen has a ratio about 0.37 which is an ordinary value in high carbon steel.

(2) In a sorbite structure, the fatigue strength is higher than that of a ferrite-pearlite structure and also shows a higher endurance ratio.

(3) These results are explained by means of fatigue crack initiation behavior in high-cycle fatigue region which depends on macro-and micro-inhomogeneity of materials. Therefore, a sorbite structure has a constant endurance ratio because the fatigue strength is determined by the average strength of matrix. On the contrary, a ferrite-pearlite structure does not show the linear relationship between fatigue and tensile strength, because the fatigue crack initiation does not depend on the matrix strength but on the locally weakest position, i. e. ferrite phase.

1. 緒 言

高炭素鋼は機械部品用、構造用に広く用いられており、使用材質としては圧延、鍛造のままのフェライト＋パーライト組織で用いられることもあるが、一般的には熱処理によるソルバイト組織または微細なパーライト組織として用いられることが多い。

さて、高炭素鋼の溶接は通常炭素当量が高いため避けられるが、部材によつては、例えば鉄道用レールのように溶接して使用される場合もある。このような高炭素鋼溶接部の疲労強度に関する研究は極めて少なく、とくに溶接部分の組織と疲労強度に関する研究は筆者の知る限り見当たらない。

そこで高炭素鋼の溶接熱影響部の疲労強度を把握するため、焼入れ焼もどしたソルバイト組織に溶接による熱履歴を再現させ組織と疲労強度の関係を明らかにすることを目的として一連の試験を行つた。また、これらの結果を圧延のまま及び焼ならしたパーライト組織の疲労

強度と比較することにより高炭素鋼の疲労強度に及ぼす組織の影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に使用した素材の化学成分を Table 1 に示す。素材は熱間鍛造により 40 mm ϕ の丸棒とした。この時の鍛錬比は約 40 である。試験片は丸棒より Fig. 1 に示す形状寸法のものを切り出し、表面粗さ 3 S に機械加工した。

2.2 熱処理

熱処理条件を代符とともに Table 2 に示す。代符 A は素材を、代符 N は焼ならし材を、代符 QT は焼入れ焼もどし材を意味する。QT 材をさらに 600~1300°C に再加熱したものを QT+6~QT+13 とした。代符の 6~13 は再加熱温度 600~1300°C を意味している。このような熱処理をした材料の機械的性質を Table 3 に示す。

* 昭和 54 年 5 月 23 日受付 (Received May 23, 1979)

** 津山工業高等専門学校 (Tsuyama College of Technology, 624-1 Numa Tsuyama 708)

Table 1. Chemical composition (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr
0.61	0.28	0.71	0.020	0.020	0.05	0.13

Table 2. Summary of heat treatment conditions.

Mark	Heat treatment condition
A	As received
N	Normalizing 820°C×30 min Aircool
QT	Quench 820°C×30 min→Water Quench temper 530°C×30 min→Water Cool
QT+6	QT+600°C×30 min→A.C.
QT+7	QT+700°C×30 min→A.C.
QT+8	QT+800°C×30 min→A.C.
QT+9	QT+900°C×30 min→A.C.
QT+10	QT+1 000°C×30 min→A.C.
QT+11	QT+1 100°C×30 min→A.C.
QT+12	QT+1 200°C×30 min→A.C.
QT+13	QT+1 300°C×30 min→A.C.

2.3 疲労試験

疲労試験には自作の片持式回転曲げ疲労試験機（繰返し速度 1070 rpm, 容量 40 kgf-m）を使用した。試験に際しては試験片をエメリ紙 #400 にて軸方向に研磨し供試した。繰返し数 10^7 回にて破断しない場合は試験を中止し疲労限度を求めた。試験応力は R 止端部（破断位置）に抵抗線ひずみゲージを貼付し得られたひずみにヤング率を乗じ応力とした。

2.4 顕微鏡組織およびオーステナイト結晶粒度観察

試験片の顕微鏡組織観察はすべて光学顕微鏡により行い、使用した腐食液は 3% ナイタル液である。

オーステナイト結晶粒度は、各試験片をピクリン酸過飽和溶液+ラウリルベンゼンスルホン酸ソーダで腐食して JIS の結晶粒度測定法に準拠して測定した。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。これより A 材, N 材

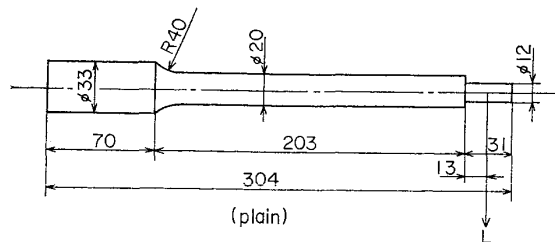


Fig. 1. Details of rotating bending fatigue test piece.

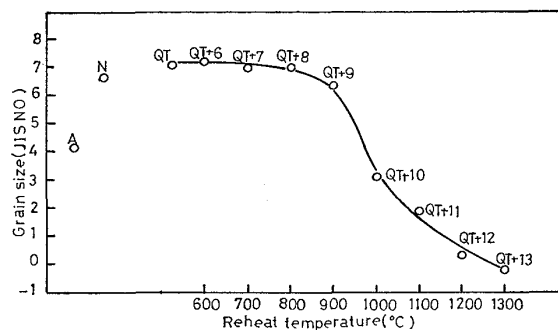


Fig. 2. Reheat temperature and grain size (JIS No.).

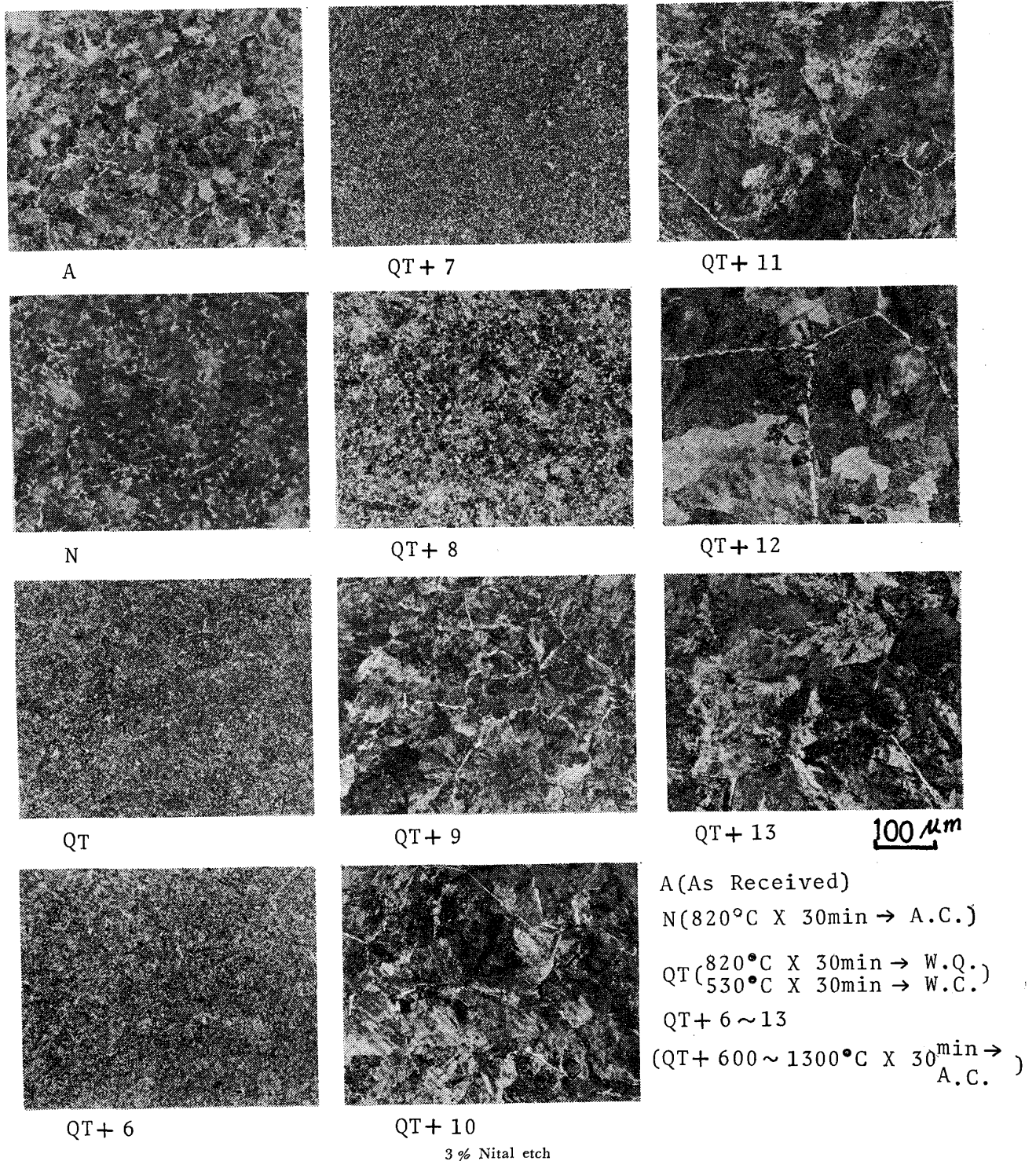
および QT+8 材～QT+13 材はフェライト+パーライト組織, QT 材及び QT+6 材～QT+7 材は焼もどしマルテンサイト組織のソルバイト組織となつていことがわかる。QT+8 材～QT+13 材では再加熱温度が高いほどフェライトネットサイズ（旧オーステナイト粒径）が大きくなつてい。再加熱温度とオーステナイト粒径の関係を Fig. 2 に示す。

3.2 疲労試験結果

疲労試験結果を Fig. 3 に示す。同図より疲労限度を読みとり, Fig. 4 に再加熱温度との関係を示す。疲労限度は 530°C 焼もどし (QT 材) で 46 kgf/mm², 600°C 焼もどし (QT+6 材) で 40 kgf/mm², 700～1 100°C 再加熱 (QT+7 材～QT+11 材) で 28～30 kgf/mm², 1 200～1 300°C 再加熱 (QT+12～QT+13 材)

Table 3. Mechanical properties of each test piece.

Mark	Heat treatment condition	Proof stress 0.2% σ (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Hardness (Hv)
A	As received	44.1	87.9	14.8	248
N	820°C×30 min→A.C.	37.0	72.6	24.0	230
QT	820°C×30 min→W.Q. 530°C×30 min→W.C.	84.7	114.8	13.6	348
QT+6	QT+600°C×30 min→A.C.	71.2	98.5	22.0	295
QT+7	QT+700°C×30 min→A.C.	54.2	75.0	24.2	240
QT+8	QT+800°C×30 min→A.C.	50.5	76.5	24.0	242
QT+9	QT+900°C×30 min→A.C.	46.9	82.8	23.0	250
QT+10	QT+1 000°C×30 min→A.C.	44.9	86.1	19.0	260
QT+11	QT+1 100°C×30 min→A.C.	44.4	86.0	16.1	262
QT+12	QT+1 200°C×30 min→A.C.	44.0	86.0	14.0	262
QT+13	QT+1 300°C×30 min→A.C.	46.9	86.0	11.7	264



で 21~22 kgf/mm², A 材, N 材はほとんど変わらず 26 kgf/mm² である。これより疲労限度は再加熱温度の上昇とともにほぼ単調に低下するが (QT+7 材 ~ QT+11 材) の疲労限度はほとんど変わらないことがわかる。

4. 考 察

4.1 疲労限度と引張強さ・硬さとの関係

炭素鋼の疲労限度は引張強さが約 150 kgf/mm² 程度

以下の範囲ではほぼ引張強さ,あるいは硬さから推定されるとされている²⁾³⁾。今回の試験結果を引張強さ,硬度に対して図示したものが各々 Fig. 5, 6 である。これよりソルバイト組織である QT 材及び QT+6 材 ~ QT+7 材の耐久比が最も高く 0.40 であること,次にフェライト+パーライト組織である N 材及び QT+8 材 ~ QT+11 材で耐久比 0.33~0.37 であり,最も低いのが粗大なフェライトネットを有するフェライト+パーラ

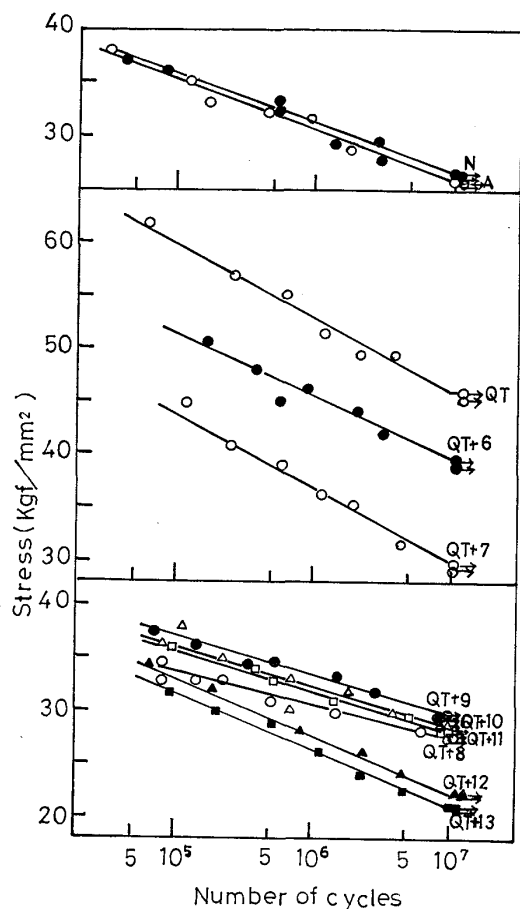
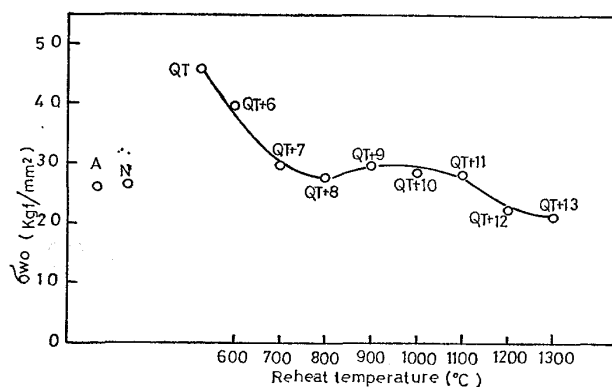


Fig. 3. S-N curves.

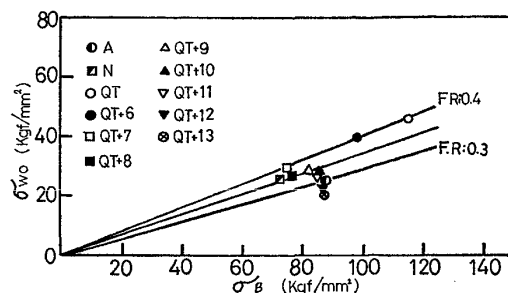
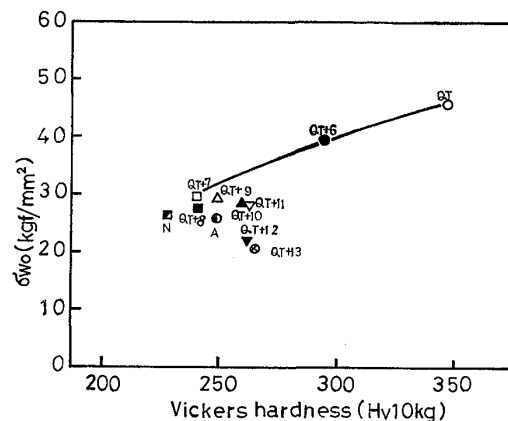
Fig. 4. σ_{w0} at each reheat temperature.

イト組織であり、A材及び QT+12 材～QT+13 材で耐久比 0.30 以下であることがわかる。硬度との関係についてもほぼ同様の結果となつている。すなわちソルバイト組織では通常認められている次式⁴⁾が成立しているが、フェライト+パーライト組織ではこの関係は成り立たない。

$$\sigma_{w0} = K \cdot H_V$$

(K : 定数=0.14~0.16)

このことはソルバイト組織の疲労強度は旧オーステナイト粒径や炭化物の大きさ、形状には直接影響されず、

Fig. 5. Relation between σ_{w0} and σ_B .Fig. 6. Relation between σ_{w0} and H_V .

これらによつて決まるマトリックスの強度に依存していることを意味している。一方フェライト+パーライト組織では、マトリックスの強度だけでなく旧オーステナイト粒径の大きさなど他の要因が疲労強度に直接影響を及ぼしていることがわかる。この理由は本研究で論議している疲労限度がき裂の発生限界を意味しており、疲労き裂の発生は材料の局所的な最弱点の強度で決定されていることによる。つまり、ソルバイト組織はフェライト+パーライト組織のような構成相の強度差が存在せずほぼ均質な組織と見なすことができ、疲労き裂の発生はマトリックスの強度で決まる。これに対しフェライト+パーライト組織ではマトリックスの強度は構成相の加算平均で決まるのに対し、疲労き裂発生はフェライトの強度でほぼ決定されるため、疲労強度はフェライトの強度、大きさなどに依存し、高炭素鋼のフェライト+パーライト組織の耐久比は低くなる。

4.2 疲労強度と平均自由フェライト粒径の関係

低炭素鋼の疲労限度に及ぼす結晶粒径の影響は Petch の関係と同じ形式で表されることは HENDUS ら⁵⁾、横堀ら⁶⁾によつて、また共折鋼の疲労限度がパーライト層間隔の $-1/2$ 乗に比例することは GENSAMER ら⁷⁾によつて報告されている。さらにこれら炭素鋼の種々の組織に対し横堀⁸⁾は平均自由フェライト距離なる概念を導入し統一的な説明を試みている。フェライト+パーライト組

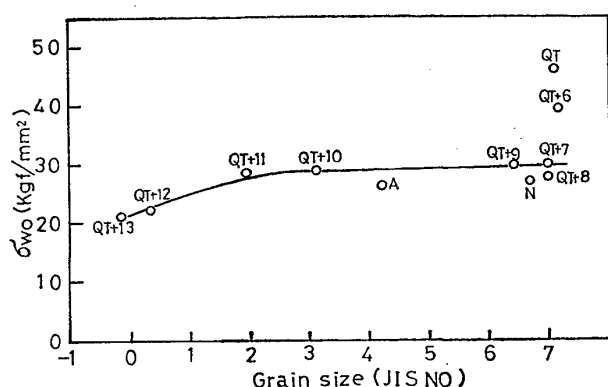


Fig. 7. Relation between σ_{w0} and grain size (JIS No.).

組織の疲労強度に及ぼす組織因子としては①旧オーステナイト粒径の影響、すなわち粒界に沿って析出しているフェライトネットの影響、②パーライトパッチの大きさの影響、③ラメラ間隔の影響を考える必要がある。これらはいずれも小さい方が疲労強度は高い。フェライトネットの大きさと疲労強度の関係を Fig. 7 に示す。これより本実験の範囲内ではオーステナイト結晶粒の影響は $G. S=2\sim7$ ではほとんどなく、 $G. S<1$ で急に疲労限度が低下していることがわかる。すなわちフェライトネットが大きくなっても疲労限度は直線的に低下せず、フェライトネット増大による疲労限度の低下を補うように他の要因が働いていることがわかる。この理由としては上記③のラメラ間隔が考えられる。つまり旧オーステナイト粒径が大きくなると焼入性が向上しラメラ間隔が小さくなるからである。このことは Table 3 に示す機械的性質が再加熱温度 $1000\sim1300^{\circ}\text{C}$ で低下していないことから納得される。すなわち Fig. 7 は上記①と③が相互に関連し合った結果として理解される。

以上により高炭素鋼の溶接熱影響部の疲労強度を考える場合には (1) Ac_1 変態点以上に加熱されないよう配慮し、ソルバイト組織とすることが最も望ましく、(2) Ac_1 温度以上に加熱されることが避けられない場合には 1100°C 程度におさえることが重要であることがわかる。

5. 結 言

熱処理された 0.6% 炭素鋼が溶接された場合に溶接熱

影響部の疲労限度を定量的に把握し、さらにより一般的に高炭素鋼の疲労強度に及ぼす組織の影響を把握する目的で一連の実験を行い次の結論を得た。

(1) 溶接熱影響部を再現したフェライト+パーライト組織においては従来知られている引張強さと疲労強度の比例関係は成立せず $0.25\sim0.36$ と非常に低い耐久比となる。

(2) 鍛造のままのフェライト+パーライト組織においても同様に耐久比は 0.30 と低いが、焼ならしたフェライト+パーライト組織は耐久比 0.37 である。

(3) 焼入れ焼もどしたソルバイト組織においては疲労限度は最も高く、耐久比も 0.4 となる。

(4) ソルバイト組織では焼もどし温度によらず耐久比は 0.40 であるが、フェライト+パーライト組織では耐久比は上述のように $0.25\sim0.37$ となるのは前者では疲労き裂の発生が平均的なマトリックスの強度で決まるのに対し、フェライト+パーライトでは最弱相であるフェライトの形状、分布で決まるからである。

本研究に関し、御懇篤な御指導御鞭達を賜わった大阪大学名誉教授 岡田実先生に衷心より感謝致します。なお御援助をいただいた住友金属工業株式会社中央技術研究所次長邦武立郎博士と同研究所主任研究員平川賢爾博士に厚く謝意を表します。

文 献

- 1) K. WATANABE and T. SUGIYAMA: Permanent Way, Japan Railway Engineering Association (1968), 37 p. 1
- 2) P. G. FORREST: Fatigue of Metals (1962) [Pergamon Press.]
- 3) 西岡邦夫, 西川富夫: 日本機械学会論文集, 38 (1972), p. 915
- 4) 例えば, 西島 敏: 日本機械学会講演論文集 790-9 (1979), p. 61
- 5) H. HENDUS, and G. KRAUS: Z. Metalkunde, 46 (1955), p. 716
- 6) T. YOKOBORI, I. MAEKAWA and S. KOREKAWA: Tech. Rep, Tohoku Univ, 28 (1963) p. 65
- 7) M. GENSAMER, E. B. PEARSALL and G. V. SMITH: Trans. ASM, 31 (1940), p. 380
- 8) 横堀武夫: 材料強度学 (1964) [岩波書店]