

# 鉄鋼の強化組織と疲労特性の相関性に関する研究

## —第1報 Fe-Ni-Ti-C鋼の強化法と平面曲げS-N曲線について—

友田 陽\*, 田名部菊次郎\*, 黒木剛司郎\*

(昭和55年9月5日受理)

Fatigue properties of strengthened structures in steels

—Part 1 On strengthening methods and S-N curves in an Fe-Ni-Ti-C steel—

Yō TOMOTA, KIKUJIRO TANABE and KŌSHIRO KUROKI

*Abstract*— Relations between static properties and fatigue ones can not be treated in a simple way, especially in cases of high strength materials. Strengthening methods in static properties often reveal ineffective against improving fatigue strength. Because mechanical responses of strengthened structures of steels under cyclic loading have not been clarified well, it must be of use to compare the fatigue strengths of hardened materials by various treatments.

The purposes of this study are, then, to compare the fatigue strengths of various kinds of microstructures at identical hardness levels and to discuss the reasons of the difference among them. An Fe-Ni-Ti-C steel used in this experiment, is one of the convenient steels to prepare many types of strengthened microstructures. The hardness range of Hv135-561 could be prepared by devised heat and/or mechanical treatments using the present steel, in actual. In this report, the basic data of these microstructures, i. e., hardness, tensile properties, and S-N curves obtained by plane-bending are presented. Compared S-N curves of materials with almost the same hardness prepared by different treatments, large differences among them were found. The microstructure containing fine incoherent precipitates are suggested to show the prominent fatigue properties.

### 1. 緒 言

鉄鋼材料の強化を考える場合、その評価は、まず静的強度でなされるのが普通である。ところが、その強化が耐疲労特性の向上につながらなければ使用範囲は限られてしまう。しかも、疲労特性と静的特性は必ずしも対応しないことが、多くの機械的、材料試験的研究結果より明らかである。その原因の一つとして、清浄度の問題が指摘され検討されてきたが<sup>(1)</sup>、マトリックス自体の強化組織と疲労特性の関係については不明な点が多く残されている<sup>(2)(3)</sup>。この点を検討するにあたって、同一溶解材に対して種々な強化法が適用可能であれば、清浄度に関しては同一条件下で比較検討できることになる。異なる強化手

段(強化組織)による同硬度レベルでの相違を明確にしておくことは意義があろうとまず考え、同時にこのような比較より耐疲労特性向上に対する基礎的知見を得る目的で、本研究を計画した。

多種多様な強化法を実現できる鉄鋼材料として、Fe-Ni-Ti-C鋼<sup>(4)~(6)</sup>に着目し、実験に用いた。まず、強化組織と疲労特性の関係を調べ、従来の材料強度学の教科書<sup>(2)(7)</sup>の示す実験法則の検討から始めて、その本性を探ることを試みる。本報告では、本実験に用いた鋼の強化に関する諸特徴、静的強度、平面曲げによるS-N曲線などの基本的実験結果を中心に述べる。

\* 茨城大学工学部機械工学科(日立市中成沢町)

## 2. 供試材の特徴および強化法について

### 2.1 強化法

本研究に用いた試料は、Table 1 に示す化学組成を

Table 1 Chemical compositions of specimens (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Fe
0.18	0.008	0.002	0.011	0.010	27.45	4.01	bal.

量の残留オーステナイト)となる。オーステナイト、マルテンサイト基地の双方ともに、 $\gamma'$ 析出による時効硬化性を有する。

本実験で用いた強化法は、基本的には次の3種である。

- (i) 時効処理……………A
- (ii) 深冷処理……………S (マルテンサイト変態)
- (iii) 加工……………R

次に、これらを複合させることが考えられる。多くの組み合わせの中から今回は、

- (iv) 時効後深冷処理……………AS
- (v) 深冷後時効処理……………SA

を取り上げた。ここで、焼入状態(未強化オーステナイト)を以後OQ材と呼ぶことにする。このOQ材に、上記(i)~(v)の処理を施すことにより、後述のように、同一材料で広範囲に硬さレベルを調整することができた。各強化材は、以後、上記の記号で示す。

### 2.2 試験片の作製手順

熱間圧延状態での納入材に対して、下記の手順で試料を用意した。

- ① 熱間圧延(1000℃加熱)
- ② 表面酸化層の除去
- ③ 冷間圧延(目的の厚さに調整する)
- ④ 小片切り出しと曲がりの矯正(900℃で加圧)
- ⑤ 機械加工もしくは放電加工(試験片形状にする)
- ⑥ 表面研磨(平面研削)
- ⑦ 熱処理(1175℃ 1hのオーステナイト化処理: OQ材)
- ⑧ 強化処理(時効, 深冷もしくは加工)
- ⑨ 研磨(機械研磨後電解研磨で仕上げ)

ここで、熱処理は、①はシリコニット炉(大気中)、④同(窒素ガス中)、⑦管状シリコニット炉(真空中)お

もったFe-Ni-Ti-C鋼で本研究目的に適するよう、実験的に真空溶解にて作製したものである。このような組成の鋼では、オーステナイト化処理を施すと焼入状態(室温)でオーステナイト単相であり、これを液体窒素中に深冷処理すると、マルテンサイト組織(+少

よび⑧ではニクロム線炉(真空中)で行った。時効処理は、あらかじめ昇温しておいた炉中に、試料を入れた石英管を挿入する方法を用いた。

### 2.3 硬さ測定と強化処理条件の決定

各試料の硬さをピッカース硬度計(荷重10kg)を用いて求めた。その結果をFig. 1~3に示す。Fig. 1はOQ材の等時時効(1時間)によるもの(A材)とそれを液体窒素中に深冷したもの(SA材)である。A材では750℃近傍に硬さの極大値が現れる著しい時効硬

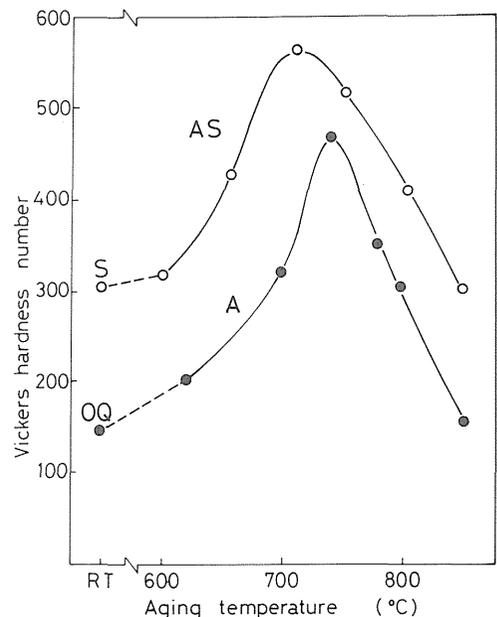


Fig. 1 Hardness changes of Fe-Ni-Ti-C austenite with aging at various temperatures for 1h and martensite produced by subzero-cooling to liquid nitrogen after ausaging.

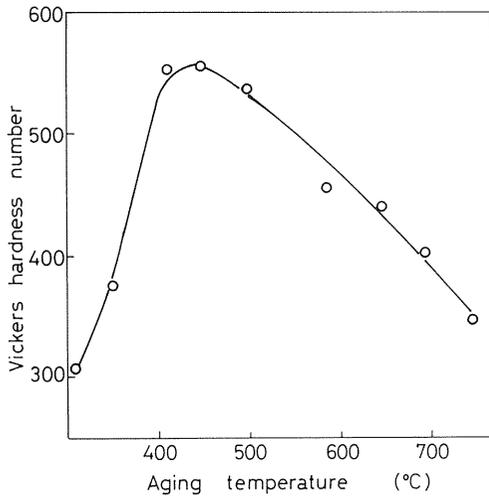


Fig. 2 Hardness change of Fe-Ni-Ti-C martensite with aging at various temperatures for 1h.

化が起っている。この硬化は、 $\gamma'$  ( $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) 粒の析出によるものと考えられる<sup>(4)</sup>。AS材の極大値はA材よりやや低温側へ移動している。この原因については、 $\gamma'$  粒のマルテンサイトへの巻き込みと硬さの関係および残留オーステナイト量などに関する詳しい検討が必要であり<sup>(6)</sup>、現在明らかでない。A材中の $\gamma'$  粒をマルテンサイトに受け継いだ時の機械的性質は、整合性と粒子径の強度、靱性に与える影響の点からも興味深い。次に、Fig. 2はS A材の例で、硬さの極大値は450°C近傍に現われる。最後に、Fig. 3に圧延加工を施した場合の圧下率と硬さの関係を示す(Fig. 3(b))。

以上の硬化挙動とその原因は複雑で、十分な把握のためには、より詳細な金属学的研究が必要であるが、ここでは、やや巨視的な立場からの検討を目的とするので、この点は今後の課題とする。これらのグラフをまとめたものがFig. 3である。この図より、同一硬さレベルで強化組織のまったく異なる試料を同一材料を用いて用意

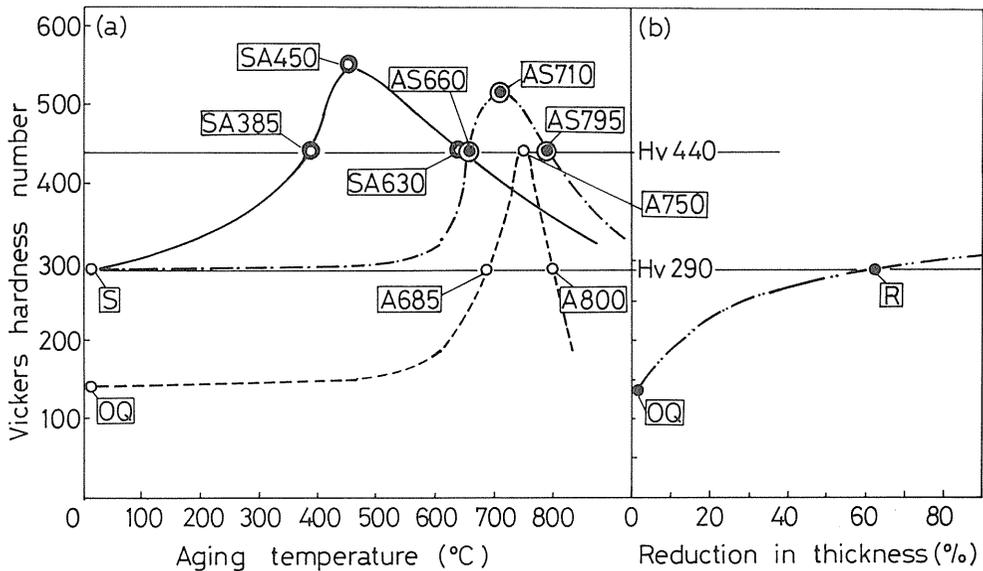


Fig. 3 Hardness changes of Fe-Ni-Ti-C steel by heat or mechanical treatments: (a) summary of aging and subzero-cooling, and (b) rolling. The symbols show the specimens of tensile and fatigue tests.

できることになった。そこで、実験条件を、Fig. 3を基にして次のように決定した。

- (i) 未強化材 …… OQ
- (ii) Hv 290 レベル …… S, A685, A800, R
- (iii) Hv 440 レベル …… SA385, SA630, AS660, AS795, A750

- (iv) Hv 500 以上 …… SA450, AS710

上記12種類の試料について、以下の実験を行った。ここで、記号の後の数字は時効温度(°C)を表し、各試料を上記のように呼ぶことにする。

3. 各強化材の静的性質の特徴

3.1 実験方法

先の2.2節の⑤でFig. 4(a)の引張試験片に機械加工した後、⑥~⑨の手順で試験片を準備した。引張試験は

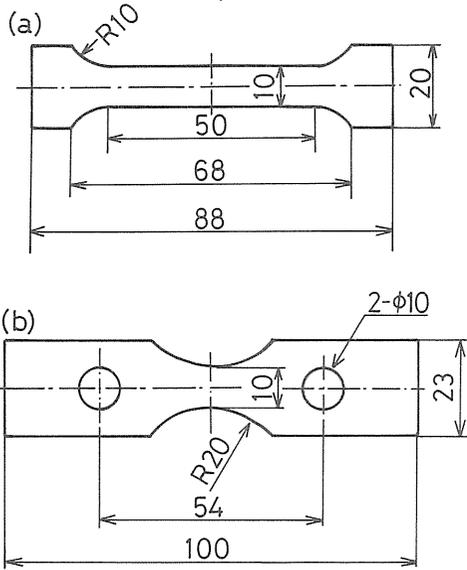


Fig. 4 Shapes and dimensions of specimens: (a) tensile test, and (b) fatigue test.

インストロン型試験機(新興通信KK製TOM5t型)を用い、クロスヘッド速度1mm/分で室温にて行った。各処理材につき3本の試験片を用い、その平均値を基礎資料として以後用いる。

3.2 硬さおよび引張性質の特徴

各処理材について応力-歪曲線を求め、これらより、工学的諸特性値、降伏強さ(0.2%耐力 $\sigma_s$ )、引張強さ( $\sigma_B$ )、降伏比( $\sigma_s/\sigma_B$ )および加工硬化指数(n)を求めるとTable 2のようであった。硬さと $\sigma_s$ の相関( $Hv \div c\sigma_s$ ; cは定数)はかなり良く、前節の硬さを $\sigma_s$ に変えても類似の結論が熱処理条件に関して得られるようである。各強化処理により、 $\sigma_s$ で17~142 kg/mm<sup>2</sup>,  $\sigma_B$ で56~174 kg/mm<sup>2</sup>の広範囲な強度レベルの試料を作り得る。

4. 平面曲げS-N曲線の資料

4.1 疲労試験方法

2.2節の手順⑤において、Fig. 4(b)の試験片を放電加工あるいは機械加工により作製した。試験片の厚さは2.5mmを目標にした。使用した試験機は島津5Kg-m平面曲げ・ねじり疲労試験機で、応力繰り返し速度は毎分、2000回転である。

4.2 実験結果

4.2.1 オーステナイト未強化材(OQ材)の場合  
まず、強化の基としたOQ材のS-N曲線をFig. 5に示す。炭素鋼でみられるような折点はなく滑らかで、

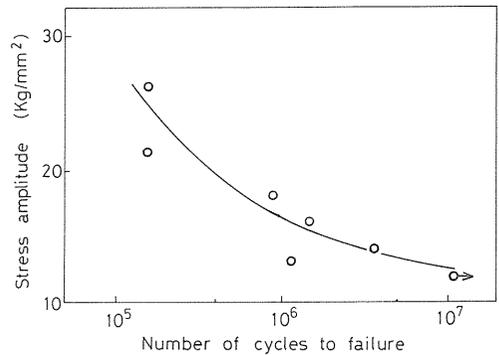


Fig. 5 A S-N curve of as-quenched austenite (base material) obtained by bending.

耐久限は明確に現われない。疲労強度( $\sigma_W$ )としては、工学的に用いられる10<sup>7</sup>回の時間強度を用いることにする。

4.2.2 Hv 290レベルの強化材の場合

Fig. 6に、S, R, A685およびA800のS-N曲線を示す。静的強度がよく似ているにもかかわらず、これらのS-N曲線には大きな差異が認められる。冷間圧延材(R)の疲労特性は他に比べてかなり劣り、A800が最も良好な疲労強度を示す。静的特性より疲労特性を推定する試みは、かなり無理のあることがわかる。

4.2.3 Hv 440レベルの強化材の場合

この場合は、Fig. 7のように2群に大別される。この中で、A750がオーステナイト基地であるほかは、マルテンサイト基地もしくはマルテンサイト-オーステナイト混合組織の析出強化材である。次節で詳しく比較するが、この結果より析出物粒子が大きく母相との整合

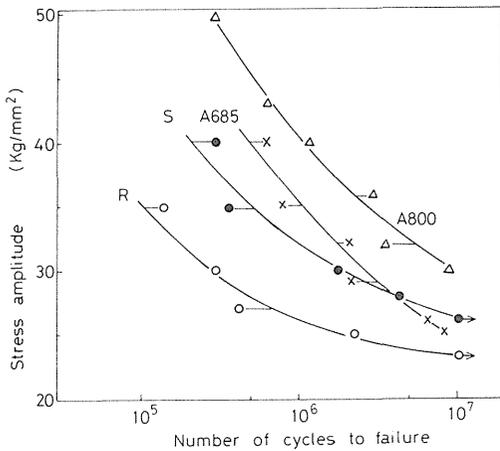


Fig. 6 S-N curves of materials strengthened up to Hv 290 level by different four kinds of treatments. Symbols refer to the specimens shown in Fig. 3.

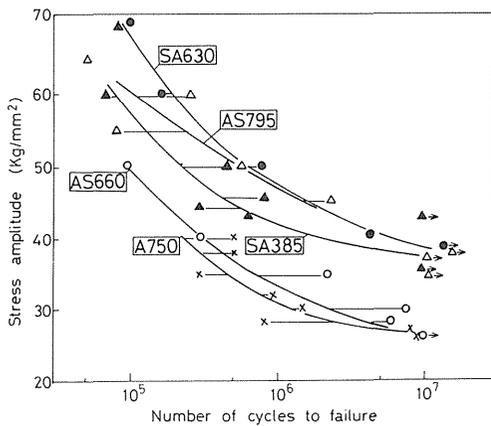


Fig. 7 S-N curves of materials hardened to Hv 440 level by different five kinds of heat treatments. Symbols refer to the materials shown in Fig. 3.

性が失われる過時効状態の強化材が良好な疲労強度を示している。

#### 4.2.4 SA 450 と AS 710 の場合

Fig. 8は、本実験範囲で、最も硬さの大きい2種の強化材、SA450とAS710（いずれもHv-時効温度曲線の極大値でHv500以上）の結果である。マルエージング鋼にみられるように、マルテンサイト組織の析出硬化材はすぐれた疲労特性を示すことがうかがえる。

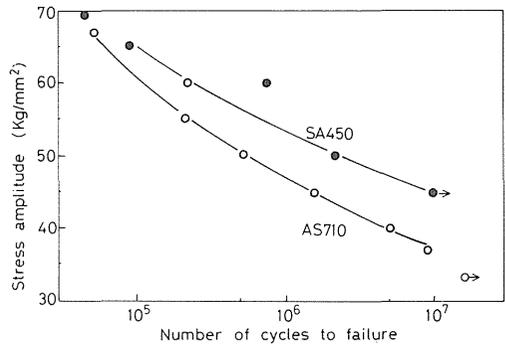


Fig. 8 Results of fatigue tests of SA470 and AS 710 (see Fig. 3).

#### 4. 各種強化材の比較および考察

前節のS-N曲線を実験点を省いてまとめたものがFig. 9である。同一硬度レベルでの比較のみならず、たとえば、A材で顕著にみられるように、硬さが最高と

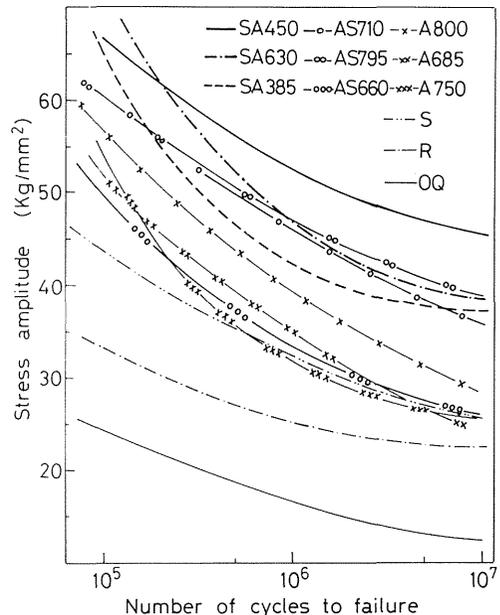


Fig. 9 Comparison of fatigue strengths of all materials examined in this experiments.

なる時効条件で必ずしも高い疲労強度は得られず、強化組織と疲労強度の関係の複雑さが知れる。田中らは、時

Table 2 Hardness and tensile properties

MATERIAL	Hv	$\sigma_{0.2}$ Kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_B$ Kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_B/\sigma_{0.2}$	n
OQ	139	17	56	3.3	0.49
R	286	68	84	1.2	0.04
S	290	56	93	1.7	0.10
A685	262	51	84	1.6	0.37
A800	246	58	105	1.8	0.40
A750	438	94	135	1.4	0.17
SA385	475	142	154	1.1	0.04
SA630	436	115	157	1.4	0.09
SA450	561	---	150	---	----
AS660	440	---	---	---	----
AS795	466	113	171	1.5	0.15
AS710	515	101	147	1.5	0.17

効硬化性マルテンサイト合金の機械的諸性質について種々実験研究し、「均質な組織の内部に、微細な析出物が非整合に均一に分散した状態が最も強靱であろう」と結論し、この見解が耐疲労性を考慮する際にも適用されるであろうと推察している<sup>(2)</sup>。この見解は、本実験結果からも一応支持される。

S-N曲線は、次の形で整理されることが多い。

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (1)$$

ここで、 $\sigma_a$  は応力振幅、 $\sigma_f'$  は疲れ強さ係数、bは疲れ強さ指数と呼ばれ、 $N_f$  は破断までの繰り返し数を表す。 $\log N_f$  対  $\log \sigma_a$  を直線近似することによって得られた  $\sigma_f'$  (Kg/mm<sup>2</sup>) と b の値および  $10^7$  回における時間強度  $\sigma_w$  (Kg/mm<sup>2</sup>) を Table 3 にまとめて示す。ここで、b の値は繰り返し応力-歪曲線における加工硬

Table 3 Fatigue properties

MATERIAL	$\sigma_w$	$\sigma_f'$	b	$\Delta Hv/Hv$	$\sigma_w/\sigma_{0.2}$	$\sigma_w/\sigma_B$	n'
OQ	12	288	-0.20	27	0.71	0.21	----
R	23	98	-0.09	2	0.34	0.27	0.16
S	26	163	-0.11	7	0.46	0.28	0.24
A685	25	269	-0.14	1	0.49	0.30	0.47
A800	31	249	-0.13	23	0.53	0.30	0.37
A750	26	149	-0.11	3	0.28	0.19	0.24
SA385	38	119	-0.07	0	0.27	0.25	0.11
SA630	39	202	-0.10	-2	0.34	0.25	0.20
SA450	45	162	-0.08	1	----	0.30	0.13
AS660	26	168	-0.11	--	----	----	0.24
AS795	38	222	-0.11	4	0.34	0.22	0.23
AS710	36	255	-0.12	5	0.36	0.25	0.31

化指数 n' との間に

$$b = -n' / (1 + 5n') \quad (2)$$

が実験的に認められている。Table 3 には、(2)式を用いて算出した n' の値も参考に示した。

(1)式によれば、耐疲労特性を向上させるためには  $\sigma_f'$  を高くし、|b| を小さくすればよいので n' が小さいことが好ましい。ところが、この結論は、耐歪振幅で評価する時、たとえば Manson-Coffin 則

$$\Delta \epsilon_p / 2 = \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (3)$$

(ただし、 $\Delta \epsilon_p / 2$  は塑性歪振幅、 $\epsilon_f'$  は疲労延性係数) の疲れ靱性指数 C と n' の実験式 ( $C = -1 / (1 + 5n')$ <sup>(7)</sup>) と相反する。最近、低サイクル疲労と高サイクル疲労、および荷重制御方式と歪 (全歪あるいは塑性歪) 制御方式による結果を、繰り返し応力-歪曲線を基に、統一的に把握しようとする試みが始められている<sup>(8)</sup>。さらに繰り返し応力-歪曲線を形成するヒステリシスループ群のヒステリシスエネルギーあるいは塑性歪を、疲労き裂発生に有効な部分と無関係な部分に区分して理解しようとする

試み<sup>(9)</sup>もみられる。著者らは、(1), (3)式で相反する傾向を認めて、なお両者にとって最適な強化組織の特徴を明らかにしてゆきたいと思う。ヒステリシスループの形状や疲労き裂の発生、伝播に関する実験結果は次報にゆずる。

## 5. 結 言

Fe-Ni-Ti-C 合金を用いれば、種々の異なる強化組織が作製でき、静的強度を同一材料で広範囲に変化させることができた。これを用いて、疲労試験を実施し、同じ硬度をもつ場合でも、強化手段により疲労強度に大きな相違が生ずる場合のあることを示した。耐疲労強度の向上に有効な組織状態を推定し、その原因を究明するに当たっての基礎資料をまとめた。

おわりに、本実験の実施に御協力下さった多くの研究室の方々(卒研生)に感謝いたします。実験試料は、神戸製鋼所中央研究所で溶解、提供していただいたものである。さらに、機械設計学講座および機械製作学講座には、引張試験機および放電加工機をそれぞれ使用させていただいた。記して深くお礼申し上げます。

## 参 考 文 献

- (1) たとえば, 日本学術振興会編 金属材料の強度および疲労資料集成(1970)丸善
- (2) 金属材料の疲労(マイクロとマクロの結びつき)(1973)日本金属学会
- (3) たとえば, 国尾武, 清水真佐男, 榎本雅己, 材料26 No.288(1977). 901
- (4) P.K.Pitler and G.S.Ansell, Trans. ASM 57(1964)220.
- (5) J.K.Abraham, J.K.Jackson and L.Leonard. Trans. ASM 61(1968)233
- (6) T.Maki and W.Wayman, Acta Met. 25(1977)695
- (7) たとえば, 黒木剛司郎, 大森宮次郎, 金属の強度と破壊(1977)森北出版KK.
- (8) P.Soo and J.G.Y.Chow, ASME, J. of Ergng. Mater. and Technology, Vol.102(1980)141.
- (9) 幡中憲治, 山田敏郎, 広瀬勇次, 機論(A) 45, No.398,(1979)1125.