

X線回折線半価幅と硬度検査を伴う 炭素鋼の疲労累積に関する研究*

追分重義
宇野和雄

(昭和44年4月30日受理)

An Experiment Including Investigation of X-Ray Half-Value Breadth and Hardness on Accumulation of Fatigue Energies of Carbon Steels

by Shigeyoshi OIWAKE and Kazuo UNO

Abstract

The authors have so far been presenting papers for this magazine their creative measurement and study of fatigue energy accumulation. The titled experiment has given them interpretation about the problem as follows.

(a) Early in the stress cycle up to about 10^2 , the microscopic fatigue plastic work in the smaller over-stress repeat induces work hardening of the material as a whole, while that in the larger one it generates heat and softens the material.

(b) In the same period as above, under any stress amplitude, the machining-affected strains are released and the local stresses equalized. After the period, formation of slip bands, fragmentation of crystalline grains and birth and propagation of cracks occurs successively until the specimen fails in fatigue.

(c) In view of the present result, the series of the authors' recent study paying positive attention to the heat generation is considered to devote some to the similar study, in which up to now most of other researchers are seemed to have neglected the influence of the temperature rise during the tests and examined mainly the fatigue hysteresis loop area.

1. 緒 言

(1) 疲れはきわめて小さい塑性変形の累積によって起る現象である¹⁾。弾性限度なる慣習的な呼称はかなり誤解を招きやすい。金属は弾性限度以下の応力でも、ある大きさ以上の応力を繰返し加えると、材料内に局所的な塑性を起る^{2)~9)}。しかして、かかる局所は弾性構造総体の内に介在する、低降伏強さの不等質的一部分である⁷⁾。一様な外力によっても、それ

* 日本機械学会北海道支部創立10年記念第13回講演会にて講演('69-10-26札幌)

それぞれの不均一な変形を生ずる材料の各粒子の持つ機械的性質の差異がこの局所的現象の原因でありしかも供試片の表面に近い粒子ほどその周囲の拘束からより自由であるから大きな弾塑性変形を受ける^{8),9)}。以上は弾性限度以下の応力繰返しによる疲れ現象の原因についての諸説を要約したものである。

(2) 著者らは従来、炭素鋼の振り疲れ試験中の、供試部両側の掴み部分の振りモーメントは抵抗線ひずみゲージ、また供試部の温度は熱電対により、応力サイクルの進行に伴うこれらの変化を測定し、これらの測定値から、供試部に非可逆的に供与、換言すれば消費される、著者らのいわゆる疲労仕事、およびその内訳であるところの、材料内部に蓄積されるエネルギーと、供試部より外部へ熱として逃げ去るエネルギーを算出する根拠と手順を研究してきた^{10),11)}。そうして、これら諸量およびその誘導諸量(以下疲労累積関連諸量と呼ぶ。)の応力サイクルの進行に伴う変化が、いわゆる疲れ過程の各段階から評価できると思われる結果を得た¹⁰⁾。

(3) 一方疲れ過程の段階が顕微鏡、X線回折線半価幅、硬度等の変化に現われることが報告されている^{12),14)}。本研究の主な目的を下記する。

i) 応力サイクルの進行に伴う疲労累積関連諸量、半価幅、硬度の変化を調べ、前者と後二者との相関を求める。

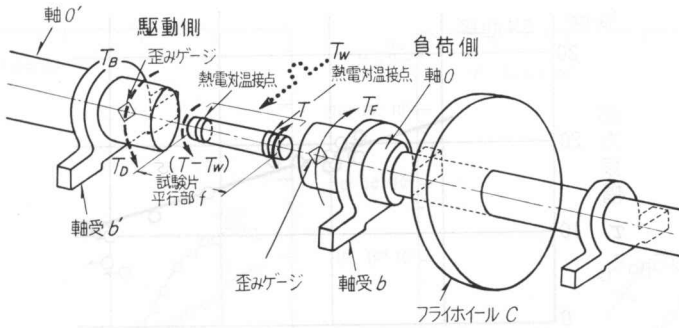
ii) 疲労累積問題に対する著者らの研究の基礎的意義を検討する。

2. 実 験

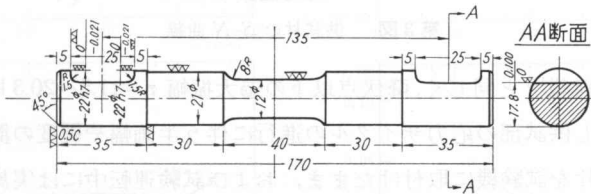
(1) 疲れ試験機、ひずみや温度の測定方式、供試材の諸性質、供試片の形状、寸法、製作は前報と同じである¹¹⁾。本論中の諸元の意義や記号、測定諸元より誘導諸元を導く方法も前報¹¹⁾通りであるが、これにX線半価幅や硬度に関するものが加わっている。しかし本報を通読する利便上必要と思われる上記事項の一部は、第1, 2, 3図、および第1, 2表として再掲載した。

第1表 供試材の諸性質

材 料		S 35 C				
化 学 成 分 (%)		C	Si	Mn	P	S
機 械 的 性 質	引 張 材	降 伏 点	抗 張 力	延 伸 率	収 縮 率	シャルピー
		52 kg/mm ²	70 kg/mm ²	30%	71%	23
	焼 鈍 材	降 伏 点	抗 張 力	延 伸 率	収 縮 率	
		33.2 kg/mm ²	57.1 kg/mm ²	40%	64%	
振 り 焼 鈍 材	降伏振り応力	振り破壊係数	耐久限度	剪断弾性係数		
	20.3 kg/mm ²	54.2 kg/mm ²	11.5 kg/mm ²	8.203 kg/mm ²		
焼 鈍		840°C に 30 分間焼鈍後炉中冷却				



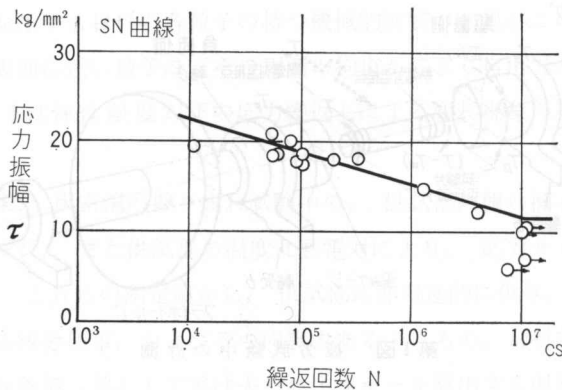
第1図 疲労試験中の計測



第2図 試験片の形状、および寸法

第2表 諸元の記号の説明

記号	単位	内容	備考
N	cycle	繰返回数	
N_F	cycle	破壊繰返回数	
T	mmkg	供試部への入力トルク	
T_w	mmkg	供試部に非可逆的に失われるエネルギーに振向けられるトルク	
θ	°C	供試部表面の温度と周囲温度との差	
W	10^{-6} kcal/cycle	1 サイクル中に試験入力消失する全機械仕事の熱当量	算定式は前報 ^{(10),(11)} の通り
Q	10^{-6} kcal/cycle	1 サイクル中の供試部の発熱量	同上
S	10^{-6} kcal/cycle	1 サイクル中の供試材疲労内部エネルギーの増加	
U	kcal	ある繰返回数までに供試材に蓄積される疲労内部エネルギー	
\bar{U}	kcal	破壊繰返回数までに供試材に蓄積される疲労内部エネルギー	
q_a	10^{-9} kcal/cycle ²	サイクル進行に伴うサイクル当り Q の増加の割合	算定式は前報 ^{(10),(11)} の通り
B	mm	応力繰越前の半価幅	
b	mm	ある繰返回数における半価幅	
\bar{H}_V	Vickers Hardness	応力繰返前の微小硬度	
H_V	Vickers Hardness	ある繰返回数における微小硬度	



第3図 供試材の S-N 曲線

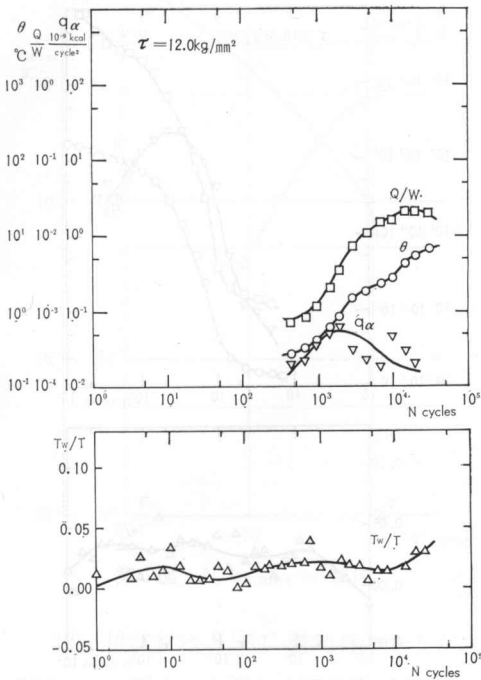
(2) 応力振幅は前報¹¹⁾と同じく、降伏点以下の過大振幅 $\tau=11.5\sim 20.3\text{ kg/mm}^2$ の両振り振り応力にした。しかし供試部の応力サイクルの進行に伴う半価幅や硬度の測定は、試験機や計測器の構造上、供試片を試験機に取付けたまま、および試験運転中には実施できないので、まず試験機に取付ける前に測り、所期の応力繰返しサイクルで試験機を停止し、供試片をこれより取外してから両量を測定し、以後は同供試片の試験は行なわなかった。

(3) 測定条件は X 線回折線半価幅については、測定器は X 線応力測定装置、対陰極はクローム、管電圧は 25 kVP、電流は 10 mA、測定前の aging 時間は 30 min であった。硬度については、測定器は Vickers 微小硬度計、試験荷重は 200 gr、荷重時間は 15 sec、各個体の硬度値は、供試部中央部の長さ 3 mm の範囲に入る 10 点のその平均値を当てた。なお半価幅測定部位は、各供試片とも試験機に取付けた状態で、その駆動側、中央部および負荷側の平行部を別々に測定した。また硬度測定における試験荷重については、供試材の金属組織総体が試験機の押錐による圧痕内に入り、硬度値が上記 10 点にわたって、ばらつくことを極力避けるための適当荷重として 200 gr を選んだ。

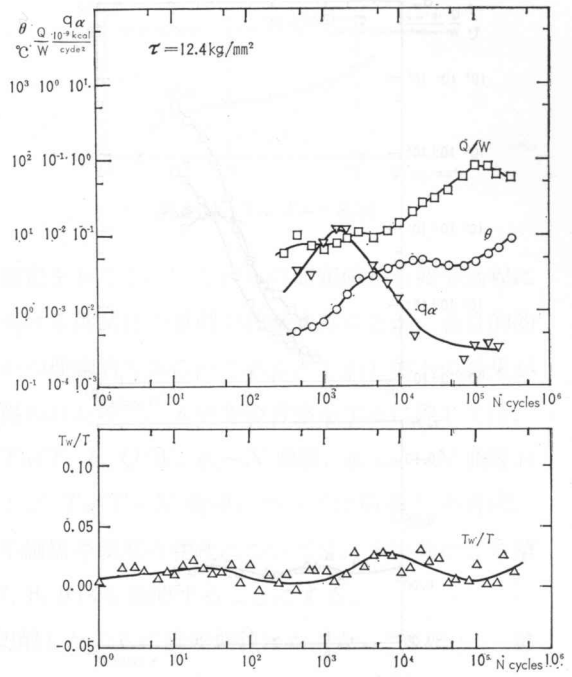
3. 実験結果と考察

(1) 第4図 (a)~(h) は応力振幅 τ 別の T_w/T , θ , Q/W , $q_a \sim N$ 曲線である。なお各曲線の最右置点は 2. (2) の理由によって、その疲れ試験を停止して、供試片を取外し、半価幅や硬度を測定したサイクルに対するそれである。本図らをこれらに対応する前報¹¹⁾ の第3図 (a)~(f) と、応力振幅 τ の略近する図の間で比較すると、概観的に近似せる曲線傾向を示している。本実験による第5図 N ($q_{a,\max}$ における), $q_{a,\max} \sim \tau$ 曲線, 第6図 T_w/T ($q_{a,\max}$ における) $\sim \tau$ 曲線と、前報¹¹⁾ でこれに対応する第4図, 第5図とをそれぞれ比較すると、両曲線とも酷似することが視察される。

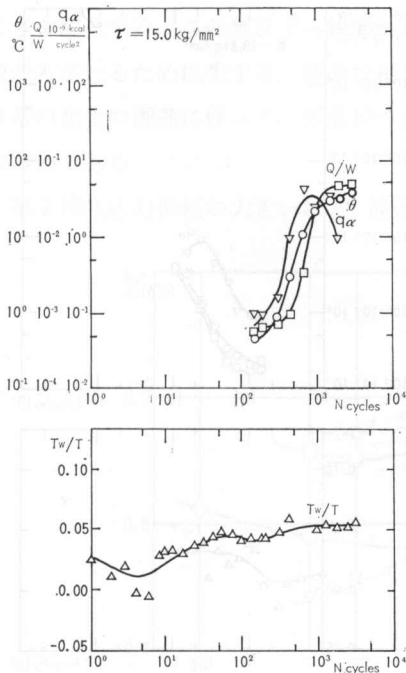
本来的に供試材表面層の半価幅や硬度変化は、応力サイクルの開始から破断もしくはその近辺まで、供試片を機械に取付けたまま、かつ試験を続行しながら、所期のサイクルにおける



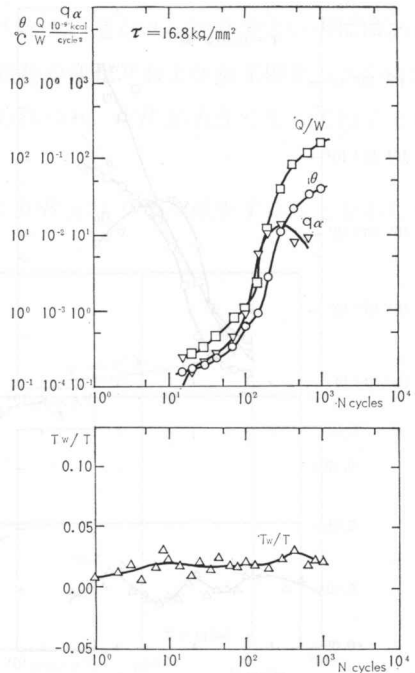
第 4 図 (a)



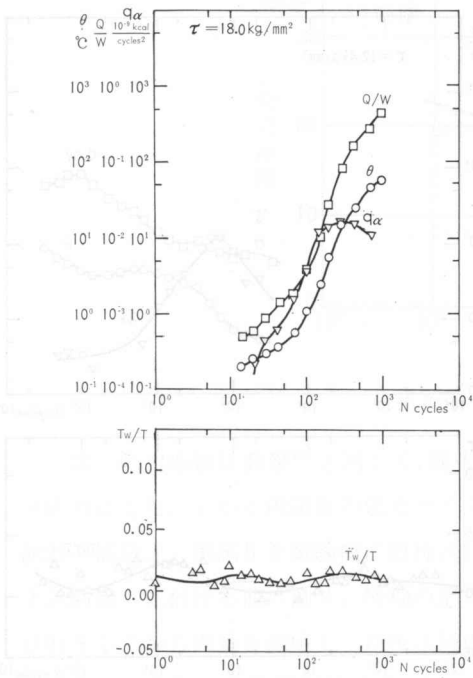
第 4 図 (b)



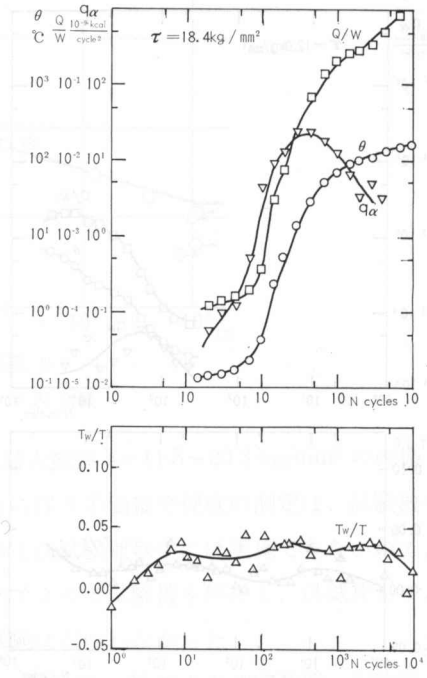
第 4 図 (c)



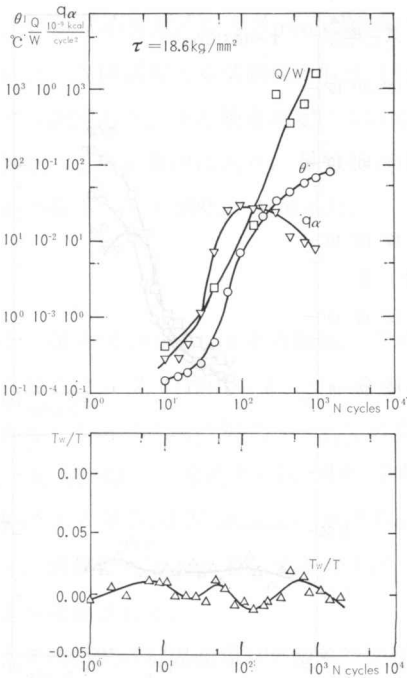
第 4 図 (d)



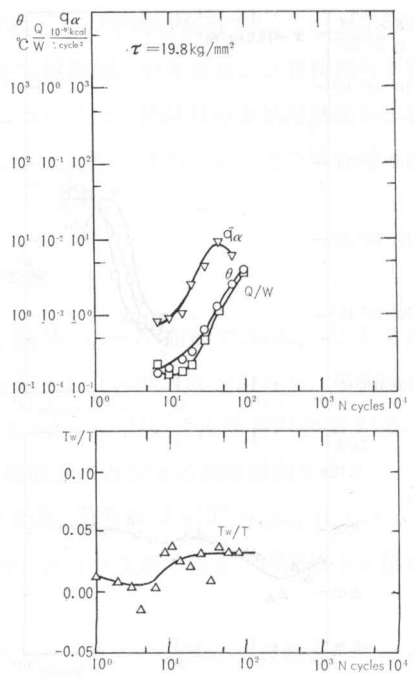
第 4 図 (e)



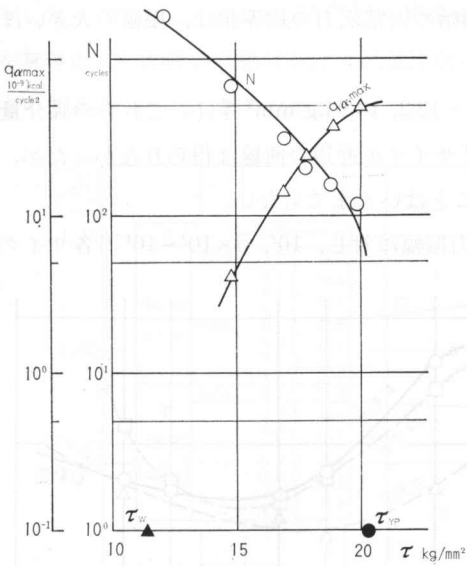
第 4 図 (f)



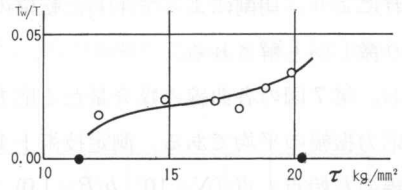
第 4 図 (g)



第 4 図 (h)



第5図 $N, q_{\alpha,max} \sim \tau$ 線図

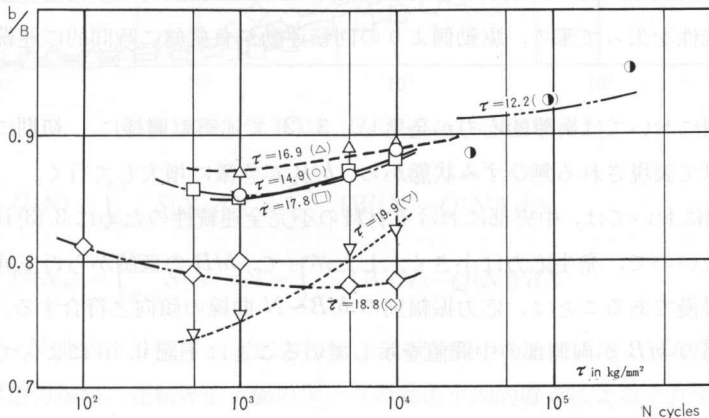


第6図 $T_w/T \sim \tau$ 線図

測定をおこない、これらの測定値から疲労過程における供試材の挙動を評価することが、合目的かつ理論的であるのである。しかし如上の結果が得られたので、本研究の考察をするに際しては、 $T_w/T, \theta, Q/W, q_{\alpha} \sim N$ 曲線、 $q_{\alpha,max} \sim N$ 曲線および $T_w/T \sim N$ 曲線については前報¹¹⁾の各図、半価幅や硬度の変化については、本実験による第7, 8, 9図を参照することにする。

(2) 供試材は S 35 C 焼鈍材であるが、切削したのちに真空焼鈍はおこなっていない。第7図はこの理由から平らの所説¹²⁾で評価できるようである。すなわち、まず冷間切削によって、供試部に集積していた転位が動き始め、内部応力の均等化が起り、 b/B が初期に急激に減少する。つぎの第2段階では、焼鈍材の場合と似た損傷の発生成長が各方向のひずみを解放することを助長する。この無ひずみ状態からの応力サイクルの進行は、迂りやすい方位にある結晶粒のみが迂るために生ずる、結晶粒相互間の格子定数の変化、および加工硬化、さらには、迂り帯の発生の漸進に伴って、結晶粒の微細化が進むにつれ、 b/B が大きくなって行くと考えられるのである。

第7図は応力振幅の大きいほど、繰返しの初期に b/B がより多く減少することを示してい



第7図 応力振幅別半価幅比～繰返回数 ($b/B \sim N$) 線図

る。これにより、切削によって生じた転位の移動開始や内部応力の均等化は、振幅の大きいほど、より激しいと解される。

なお、第7図の各曲線の媒介量たる応力振幅 $\tau = 12.2, 14.9 \text{ kg/mm}^2$ 等は、これらの媒介量近辺の応力振幅の平均である。測定技術上 $10^0 \sim 10^2$ サイクル近辺の曲線は得られなかったが、どの曲線の左始点も点 ($N = 10^0, b/B = 1.0$) であることはいうまでもない。

(3) 第8図は弾性範囲の26個の異なる過大応力振幅に対し、 $10^2, 5 \times 10^2 \sim 10^4$ の各サイクルにおける半価幅比の算術的平均を供試部の駆動側、中央部および負荷側別に置点した $(b/B)_{\text{mean}} \sim N$ 曲線である。

中央部の $(b/B)_{\text{mean}}$ が繰返しの初期に他部位よりも多く減少しているのは、3.(2)の所説によって、繰返しの初期には中央部の応力振幅が他部位より大きい故と思われる。

さらにこの原因としては、

i) 供試片の両側部は、供試部総体の寸法の割には大きい曲率半径の隅肉をもつて太い肩部に連なり、平行部の長さは短く、その径は他部位の径に比して半分よりやや太い程度である、等の供試片の形状。

ii) 供試片の握み、試験軸の軸受抵抗、試験軸回りの回転質量の慣性。等の静的ならびに動的効果が考えられる。

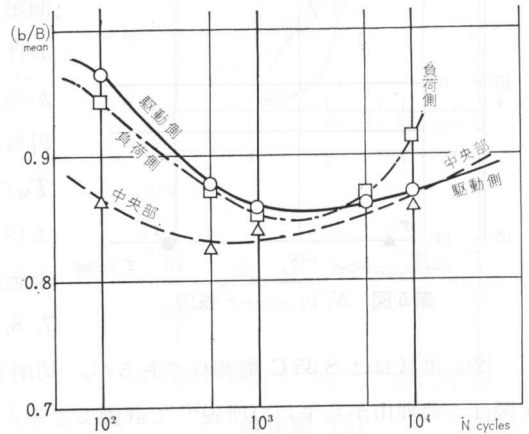
つぎに負荷側の b/B が 5×10^3 サイクル近辺では、他の2部位を抜き、 $10^4 \sim 10^5$ サイクル近辺では、その大きさの順序が、負荷側、中央部、それから駆動側になっている。これはいわゆる疲れ過程の終段階に入り、破壊に移行して行く頃には、供試材の中央部は疲労欠陥のために、材料の連続性を失って来て、駆動側よりの回転運動が負荷側に時間的に連続伝達しなくなるために、

i) 負荷側においては衝撃的応力が発生し、3.(2)で述べた同様に、初期において達した b/B の低値を以て表現される無ひずみ状態から、 b/B が急激に増大して行く。

ii) 駆動側においては、中央部における材料の不完全連続性のために3.(3)i)の衝撃力がほとんど伝わらないので、発生応力は小さく、したがって、 b/B の低値からの上昇割合が、負荷側の場合より緩慢であることは、応力振幅別の $b/B \sim N$ 曲線の傾向と符合する。

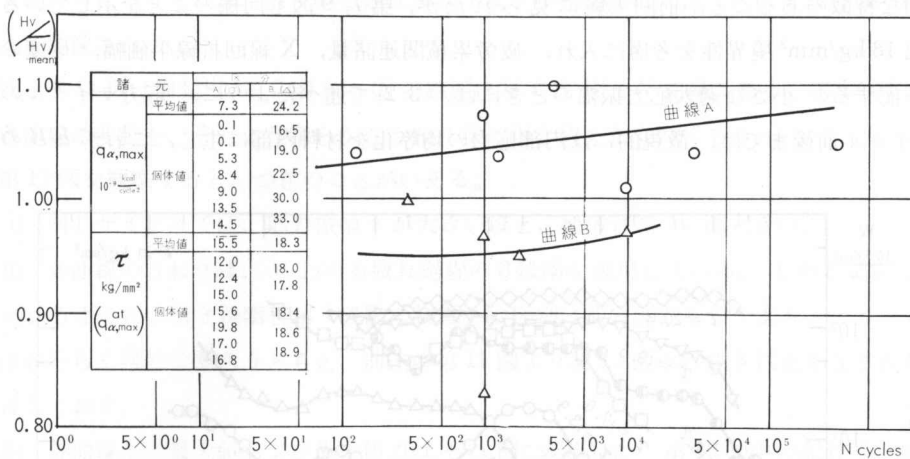
iii) 中央部の b/B が両側部の中間値を示していることは上記 i), ii) によって当然と考えられる。

(4) 第10図中の $(H_v / \bar{H}_v)_{\text{mean}} \sim N$ 曲線は、本実験によって得られた第9図の曲線 B を転

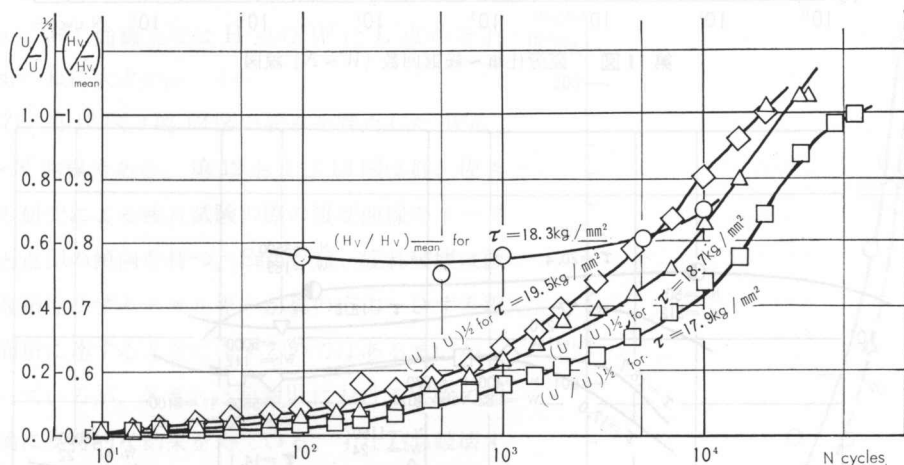


第8図 被測部位別、平均半価幅比～繰返回数 $((b/B)_{\text{mean}} \sim N)$ 線図

写したものである。3本の $(U/\bar{U})^{1/2} \sim N$ 曲線は、前報¹¹⁾の負荷開始より破壊まで応力サイクルを無停止にした疲労試験における供試片別の曲線で、応力振幅が $\tau_{\text{mean}} = 18.3 \text{ kg/mm}^2$ 前後のものである。



第9図 $q_{\alpha, \max}$ 値による区分表示，硬度比～繰返回数 $((H_V/H_V)_{\text{mean}} \sim N)$ 線図



第10図 $(U/\bar{U})^{1/2}, (H_V/H_V)_{\text{mean}} \sim N$ 線図

$$U = U(N) = \int_{N=1}^N S(N) dN = \int_{N=1}^N \{W(N) - Q(N)\} dN$$

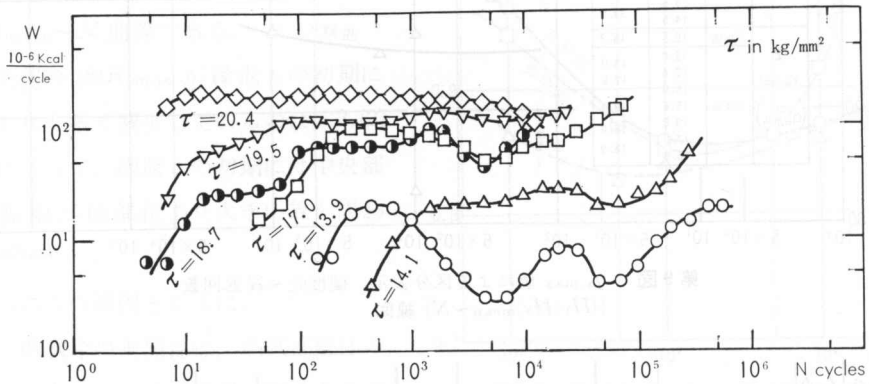
$$\bar{U} = U(N_F) = \int_{N=1}^{N_F} S(N) dN = \int_{N=1}^{N_F} \{W(N) - Q(N)\} dN$$

各 $(U/\bar{U})^{1/2} \sim N$ 曲線は単個体，定応力振幅，連続実験のそれであり， $(H_V/\bar{H}_V)_{\text{mean}} \sim N$ 曲線は多個体，異応力振幅，運転停止実験のデータの算術平均的置点によるそれである。

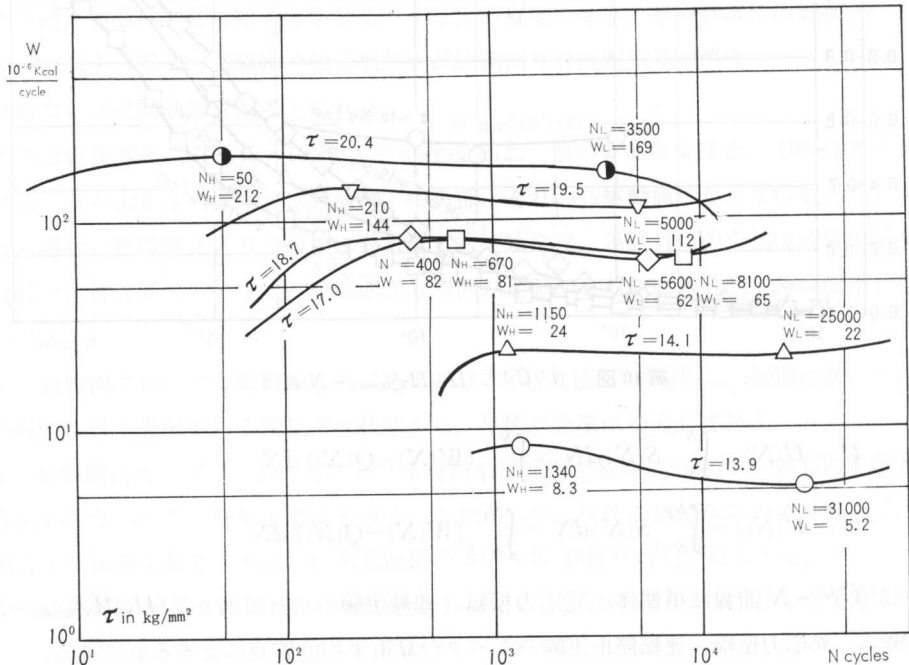
内部エネルギー比の平方根と硬度比との間には，繰返しの全過程を通じて，ほぼ比例関係

が存在する佐々木¹⁴⁾は報告している。第10図 $(U/\bar{U})^{1/2} \sim (H_V/\bar{H}_V)_{\text{mean}}$ からこのことはいえるようである。

(5) 疲労累積関連諸量が応力振幅約 18 kg/mm^2 の両側でその値のレベルや変化傾向に不連続的な特徴のあることが前回実験に見られたが、第7, 9図も同様のことを示している。応力振幅 18 kg/mm^2 境界性を考慮に入れ、疲労累積関連諸量、X線回折線半価幅、硬度の相関性を下記する。小さな過大応力振幅のときには、3.2)で述べたように、応力サイクルの初期 10^3 サイクル前後までは、微視的には内部応力の均等化を材料内部に生じ、これが b/B の減少



第11図 疲労仕事～繰返回数 (W~N) 線図



第12図 低感度表示疲労仕事～繰返回数 (W~N) 線図

として現われるが、第4, 9図の視察から、巨視的には加工硬化を生じ、 $q_{\alpha, \max}$ が生じた後に b/B が最小値、ならびに H_V/\bar{H}_V が最高値に達した。大きい過大応力振幅では半価幅や硬度の減少が急激で、これらの最小値と $q_{\alpha, \max}$ が現われるサイクルとは 10^2 サイクル辺で近接している。すなわちこのときには、微視的塑性仕事はかなりの発熱を促し、これによる材料の軟化が生ずると想像される。

(6) 第11図は前報¹¹⁾、第3図(a)~(f)の線図に対する $W \sim N$ 曲線である。第12図は第11図の各曲線の変動を、それより滑らかなうねりに書き代えたものである。

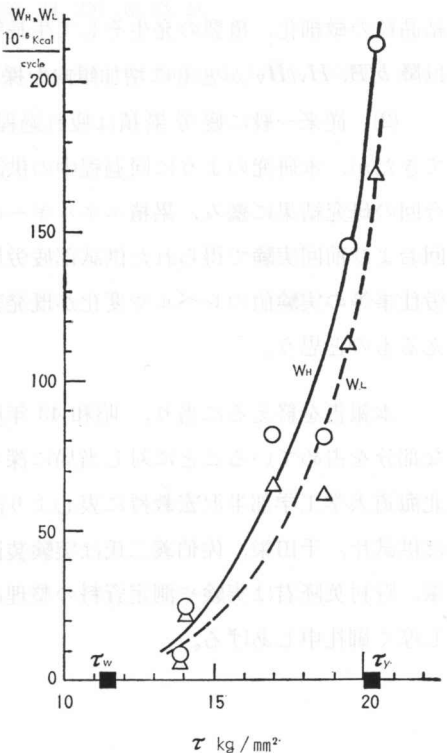
第12図を観察すると、つぎのことがいえる。

i) 同じサイクルでは、応力振幅 τ が大きいほど、疲労仕事 W は大きい。
 ii) 各曲線のうねりは、いわゆる疲れ過程の3段階を表現している。しかしここで、横堀¹⁵⁾のいうように、第3段階と第4段階の初期との区別は便宜的なものであり、メカニズムとしてはおそらく同じであろうと考え、前述の第11図より第12図への書き代えがなされたことを付言しておく。

iii) 各曲線上の最大値および最小値点はその上に表示した。第12図中の記号で、接尾Hは前者を、Lは後者を表わす。概観的に、応力振幅 τ の大きいほどH点は早いサイクルで生ずる。L点についても然りである。

iv) 同じ曲線上ではH点の W はL点のそれよりもつねに大きい。

(7) 第13図は第12図の読みを置点した $W_H, W_L \sim N$ 曲線である。第12および13図は群、佐々木¹³⁾の研究による疲れ試験の際の履歴曲線のループ変化と近似の傾向を持つ。Esin¹⁶⁾は、疲れ破壊は微視的な塑性ひずみエネルギーが真の応力 \sim ひずみ線図の面積に達するときに生ずるのではあるまいか、といっているが、著者らは前報¹¹⁾における実験で彼の推論に支持的な結果を得ている。すなわち破壊するまでに供試材に蓄積される疲労内部エネルギー \bar{U} と、疲労試験片と同一の試験片の破壊までの静振り仕事 \bar{U}_0 との関係は著者らの実験では $\bar{U}/\bar{U}_0 = 7 \sim 9$ であった。ただしこのときの応力振幅は 18 kg/mm^2 前後である。Esinは理想的に $\bar{U}/\bar{U}_0 \div 1$ と推定しているから、著者らは振れに対してこの7~9倍の比の値を得たことになる。第3図供試材の $S \sim N$ 曲線が示すように、応力振幅の僅かな違いが疲れ寿命の



第13図 $W_H, W_L \sim \tau$ 線図

10^{+1} オーダ倍を生ずる。著者らの実験では試験機の性質上応力振幅の変動が避けられず、これが \bar{U} の測、算定に影響したことも想像される。本研究における振れの場合はいうまでもなく、外力や試験片の形状等が \bar{U}/\bar{U}_0 値に及ぼす影響は今後の課題となる。しかしとにかく上の所論から、著者らのいわゆる疲労仕事 W と上記履歴曲線のループ面積とは同意義の量であるといえよう。

4. 結 言

機械構造用炭素鋼 S 35 C 切削後未焼鈍試験片の振り疲労についての本研究結果を要約する。両振り疲労試験、応力振幅は降伏点以下の過大応力とした。

(1) 小さい応力振幅の場合、サイクル初期の微視的塑性仕事は巨視的には、材料の加工硬化を生じて硬度試験では $H_v/\bar{H}_v > 1$ となって現われる。しかし微視的には、切削ひずみの解放、応力の均等化がおこなわれ、X 線検査では $b/B < 1$ として現われたと解釈される。

大きい応力振幅の場合、サイクル初期の微視的塑性仕事は供試部の発熱を来たし、材料を軟化して X 線と硬度検査では $b/B < 1$, $H_v/\bar{H}_v < 1$ として現われたと解釈される。

小振幅では 10^3 サイクル前後以降も加工硬化が継続し、大振幅では 10^2 サイクル前後以降加工硬化を開始するが、これらのサイクル以降はいずれの応力振幅の場合でも、こり帯の発生、結晶粒の微細化、亀裂の発生そして生長等を経て疲労破壊に達することは、これらのサイクル以降 b/B , H_v/\bar{H}_v がともに増加傾向を採ることに現われていると解釈される。

(2) 従来一般に疲労累積は疲れ過程中的ヒステレンス・ループ面積の変化として捉えられてきたが、本研究のように同過程中的供試部の発熱を積極的に考慮に入れた疲労累積の研究は今回の研究結果に鑑み、累積エネルギーの内容の検討にかなり寄与すると考えられる。なお今回および前回実験で得られた供試部疲労層の X 線回折線半価幅、硬度、内部エネルギー、疲労仕事等の実験値のレベルや変化が既発表の他論に合致的であることは前述の検討に基盤を与えるものと思う。

本報告を終えるに当たり、昭和 43 年度科学研究費補助金を供与された研究が本研究の相当な部分を占めていることに対し当局に深く感謝する。また本研究に関して終始御指導を賜った北海道大学工学部半沢宏教授に衷心より謝意を表す。本学機械工学科、阿部清、埴山祥博氏は供試片、千田栄、佐伯義二氏は実験装置関係品の製作に、同科 3 年目学生、大西宜弘、瀬山肇、野村英隆君は実験や測定資料の整理に、それぞれ努力の継続を惜しまれなかったことに対し厚く御礼申しあげる。

文 献

- 1) N. Thompson: Metal Fatigue, Z. f. Metallk., **53**, 2, 71/78 (1962).
- 2) H. J. Gough: Crystalline Structure in Relation to Failure of Metals—Especially by Fatigue, Proc. A.S.T.M., Vol. 33, 1933.
- 3) G. H. Rowe: Discussion to “Model of the Fatigue Process”, 10th Sagamore Army Conference, Syracuse Univ. Press, 1964.
- 4) S. S. Manson: Fatigue, A Complex Subject—Some Simple Approximations, Proc. SESA, Vol. XXII, No. 2.
- 5) P. J. E. Forsyth: A Two Stage Process of Fatigue Growth, Proc. Crack Propagation Symp., Cranfield, the College of Aeronautics, 1962.
- 6) J. C. Grosskreutz: A Critical Rev. of the Micromechanisms of Fatigue, Sagamore Army Conference, Syracuse Univ. Press, 1964.
- 7) E. Orowan: Theory of Fatigue of Metals, Proc. Royal Society, Ser. A, Vol. 171, 1939.
- 8) U. Dehlinger: Z. Physics, Vol. 115, 1940; Zeit. Metallkde, Vol. 32, 1941.
- 9) T. Yokobori: The Cottrel-Bilby Theory of Yielding of Iron, Physical Rev., Vol. 88, 1952.
- 10) 追分重義・宇野和夫: 振り疲労試験におけるトルクの解析, 日機公道支部11回講演論文集, 昭41. 9; 北見工大研報, **2**, 1 (1967).
- 11) 追分重義・宇野和夫: 振り疲労試験における疲労累積の実験的研究, 日機公道支部12回講演論文集, 昭43. 11; 北見工大研報, **2**, 3 (1969).
- 12) 平 修二・本田和男: X線による金属材料疲れ破壊に関する研究, 機論, **26**, 167 (昭35. 7).
- 13) 群 利矩・佐々木茂美: 疲れ過程における応力ひずみ履歴曲線について, 機論, **29**, 200 (昭38. 4).
- 14) 佐々木茂美: 疲れ段階のエネルギー状態について, 機論, **34**, 257 (昭43. 1).
- 15) 横堀武夫: 機誌, **58**, 441, 1955, 712-714.
- 16) A. Esin: The Microplastic Strain Energy Criterion Applied to Fatigue, Trans. ASME, Mar., 1968, 28.