

時効性鋼およびオーステナイト系ステン レス鋼の疲労 $S-N$ 特性

榎本 信助 ・ 大川 功 ・ 山本 晴生

Characteristics of Fatigue $S-N$ Curve for Age-Hardenable
Steel and for Austenitic Stainless Steel

Nobusuke ENOMOTO, Isao OHKAWA
and
Haruo YAMAMOTO

Abstract

I. It was expected by the authors that the existence of the "knee" on the fatigue $S-N$ curve of the steel at near-by $N=10^6$ cycles would be related to the instability of the structure of steels and the sudden bend of the $P-N$ curve (probability of fatigue failure versus number of cycles diagram) would correspond to this knee. With this expectation in mind, the effects of the age hardening ability of the steel on the $S-N$ diagram and on the $P-N$ diagram were studied by rotating bending fatigue testing.

Two kinds of rimmed steel specimens made from one lot of bar were prepared for testing; specimens A had the age-hardening ability and B had completed the ageing and had no ability any more.

As a result, for the test on specimens B, the knee did not appear on the $S-N$ diagram and the $P-N$ diagram showed a logarithmic normal distribution. On the other hand, for the specimens A, the knee appeared in the $S-N$ diagram at near the same cycles. It was concluded that these effects were due to the ageing ability of the material.

II. $S-N$ diagram of fatigue test in atmosphere at room temperature for austenitic stainless steel shows different characteristic from that for the other steels. That is the $S-N$ curve bends and makes a knee at about 10^5 stress cycles, while most of other steels make knees at 10^6 cycles and over. It was expected by the authors that the early bent point of the $S-N$ curve would be related to the large internal friction of the material.

In this respect, fatigue tests were carried out to find the fatigue mechanism for SUS 316 stainless steel and the variation of the internal friction, temperature of the specimens were measured during fatigue tests. Also statistical analysis was examined at the same time.

As a result, it was considered that with raising the temperature of the specimen by repeated stressing, the internal friction of it increased and this effect increased the rising rate of the temperature still more. This synergism effect raised the temperature of the specimen rapidly for over a critical repeated stress and this phenomenon was considered to be the main cause of shortening the number of cycles at the knee of the $S-N$ curve.

ま え が き

材料の疲労に関する $S-N$ 線図は、疲労設計上欠くことのできない資料であり、その傾斜部（有限寿命範囲）の特性、とくに統計的性質は、航空機や圧力容器その他

の疲労寿命の信頼設計上、重要な基礎資料である。

金属材料の疲労に関する過去のデータを検討してみると、その $S-N$ 曲線は、次の特性をもつ4種に分類することができる。すなわち (i) 傾斜部から水平部への移行の傾向は認められるが、その間ならかな曲線状をなす。(ii) 繰返し数 10^6 回付近に明りょうな折れ曲がり (knee) が現われ、水平線へ移行する。(iii) 繰返し数 10^4

Table 1. Types of frequency distribution of fatigue life of metals.

Materials	* **		Number of stress levels	Number of specimens at each level	Total Number of specimens	***			References
	Heat treatment	Repeated loads				Frequency distribution type	Number of cycles at knee of S-N curve	Number of cycles at skew point of P-N curve	
0.14% C-steel	A	RB	3		65	N			(7)
0.19% C-steel	A	TC	3		45	N			(8)
SS 41 steel	A	RB	2	34	69	N			(15)
German steel	—	RB	1	235		N			(10)
Armco iron, steel } Cu, Al	A	T	10	20	1000	N			(11)
75S-T Al-alloy	—	RB	6		165	N			(12)
6061-T6 Al-alloy	—	RB	4	9 19	46	N			(13)
0.45% C-steel	—	RB	6	20		S			(14)
30 CN 11 steel	QT	RB	4	3	} 876	S	} 2×10^6 10^6	} 10^6 10^6	(6)
35 CD 4 steel	QT	RB	11	59		S			
SS 41 steel	N	RB	2	35		S			
	—	RB	2	35	S	2×10^6	} (15)		
0.47% C-steel	QT	RB	8	22	S	5×10^5		1.5×10^5	(16)
SCM 4	QT	RB	6	7 9	43	S	10^6	10^6	(17)
75 S-T 6 Al-alloy	QT	TT				S			(18)
5083-0 Al-alloy	—	RB	4	19	76	S	5×10^5	10^6	(13)
5% Sn-phos. bronze	T	PB	16	48	768	S	2×10^6	4×10^6	(9)

* A=annealed, Q=quenched, T=tempered, N=normalized.

** RB=rotating bending, PB=plane bending, TC=tension-compression, TT=pulsating tension, T=torsion.

*** N=logarithmic normal distribution, S=logarithmic normal at high stress level and skewed at low stress level.

ないし 10^5 回の早期に折れ曲がりを生じ水平部へ移行する。および (iv) 傾斜部のみで、水平線へ移行の傾向が認められない。

以上のうち (i) は非鉄金属材料にみられる特性曲線で、この曲線の実験式については多くの提唱がなされているが、著者の 1 人^{1),2)} は疲労過程におけるエネルギー消費の見地から、この特性を現わす機構について明らかにした。(ii) は鉄鋼材料に多く現われるが、とくに時効性のある低炭素鋼に顕著にみられることが知られている。(iii) はオーステナイト系ステンレス鋼においてみられる特徴であり、疲労試験において、低サイクル疲労の場合に、発熱のため赤熱状態となることが、しばしば経験される。(iv) は強い腐食環境にある試料に現われる特徴で、表面腐食による応力集中のため、小応力でもき裂を発生するに至るためである。

本研究は (ii) および (iii) の特性の原因を追及するたゞ行つたものである。(ii) についてはリムド鋼を用い、

時効性の有無による試験結果の相違を、統計的試験により検討した。(iii) については SUS316 鋼につき、疲労過程の内部摩擦の変化を測定し、発熱と疲労寿命との関係を調べ、S-N 特性を考察した。

I. 時効性鋼の S-N 特性

1. 炭素鋼および合金鋼の S-N 曲線

炭素鋼および合金鋼の疲労に関する S-N 曲線は、多くの場合、明りょうな曲折点 (knee) を示す特徴をもつことが知られている。しかし、これらを熱処理の観点から検討してみると、一般に、焼入れ処理を施した材料では、限界繰返し数 10^5 ないし 10^6 回付近に曲折点がみられるが、焼なまし材では、これが認められないようである。例えば日本学術振興会第 129 委員会第 5 分科会で収集した、国内 S-N データ³⁾ につき、平滑試験片の熱処理と S-N 曲線との関係を対比してみると、少数の例外

を除いて、炭素鋼、合金鋼を通じて、一般に (1) 焼なまし材* および焼ならし材には、曲折点が存在する証拠が認められない。(2) 焼入れ材および焼入れ焼もどし材は $N=10^6$ ないし 5×10^6 の付近に、明らかな曲折点が存在している。なお、軸受鋼の場合、油焼入れ後 150°C 、1 hr の低温加熱材では、曲折点が全く存在していない。

他方、S-N 曲線の曲折点と、P-N 曲線 (正規確率紙上の疲労破壊率と $\log N$ の関係線図) の曲折点に対応するという結果⁴⁾ が得られている。Weibull⁵⁾ は繰返し応力水準によって、P-N 線図が直線および曲線を含む特性は、特定の材料母集団がもつ個性であると考え、いわゆる Weibull 分布を提唱している。

Table 1⁶⁾⁻¹⁸⁾ は内外で行われた疲労寿命の統計実験における S-N 曲線と P-N 曲線との関係を、とくに試料の熱処理に注目して調べたものである。各データを検討してみると、概して (a) 焼なまし材または供給のまま (成形後、長時間経過) の材料では、S-N 曲線には明りょうな曲折が現われず、対数正規分布形をなすものが多い、(b) 焼入れ焼もどし材では、S-N 曲線は明りょうな折れ曲がりを生じ、P-N 線図は繰返し応力の大きい水準では、対数正規分布形をなし、疲労限度に近い応力水準では、正の方向へ skew し、S-N 線図の限界繰返し数と、P-N 線図の skew 限界繰返し数とはほぼ一致し、大きな隔りはみられない。

以上の S-N 線図と P-N 線図の特徴および対応から、(1)、(a) に属する材料は組織が安定し、結晶中に固溶元素の残留が少ないか、または成形後、長時間を経過して安定しており、(2)、(b) に属する材料では、固溶元素が結晶中に残留し、格子変態とともに析出変化を起こしやすく、不安定な状態にあることを想起すると、S-N 曲線の knee と、P-N 曲線の折れ曲がりとが、対応する可能性が予想される。なお、熱処理を行わず、供給のままの材料は、両範ちゅうに属しているが、これらは加熱、加工などによる組織の不安定性の残存程度に依存することが考えられる。

著者らは S-N 線図および P-N 線図の折れ曲がり、材料の組織の不安定性と関係があるものと予想し、とくに時効性の有無がこれらの線図に及ぼす影響を調べるため、リムド鋼を用い、熱処理によって時効性を付与した試料と、これを常温時効によって、ほぼ終了させた試料の 2 種類を用意し、疲労試験を行なって、S-N 線図と P-N 線図を作成し、両者の関係を検討し、疲労機構について考察した。

* 低温焼なましは含めない。

2. S-N 曲線と対数正規形 P-N 特性曲線について
繰返し応力の作用を受ける材料の、内部摩擦と塑性ひずみサイクルについての著者の 1 人¹⁾ の測定によると、1 応力サイクル中に消費される内部摩擦エネルギー ΔW_f と、応力振幅 S との間には

$$\Delta W_f = \alpha S^m \quad (1)$$

の関係が見いだされた。式中、 α 、 m は定数である。このエネルギーのうち、一部は内部ひずみエネルギーの蓄積に、一部はへき開 (ひずみエネルギーの開放) に費やされ、残りは熱として拡散されると考えられる。定応力繰返しにおいて、1 サイクルごとのひずみエネルギーの解放増分と、内部ひずみエネルギーの蓄積の増分との差 ΔW_f が疲労破壊に寄与するものとし、これを次のように仮定した。

$$\Delta W_f = C(S - S_0)^n \quad (2)$$

ここに C 、 n は定数である。 S_0 は疲労破壊を生じない最大限界応力である*。定応力繰返し試験において、へき開に寄与するエネルギー ΔW_f が一定値 K に達して、疲労破壊が完了すると考えると、

$$C(S - S_0)^n N_f = K \quad (3)$$

となる。ここに N_f は破壊までの繰返し数である。

上式が時効その他の材料の不安定性を考慮しない場合の S-N 関係を与える。式 (3) において $K/C = N_0 S_0^n$ とおき、対数をとると

$$n \log \left(\frac{S}{S_0} - 1 \right) = -\log N_f + \log N_0 \quad (4)$$

となる。 n をパラメータとして、 $\log(S/S_0)$ と $\log N_f$ との関係を描くと Fig. 1 が得られる。式 (3) を変形すると

$$S - S_0 = b N_f^{-1/n}, \quad b = (K/C)^{1/n} \quad (5)$$

となり、多く利用される Stromeyer の実験式と一致する。また式 (4) において、縦軸を $\log(S/S_0 - 1)$ にとって

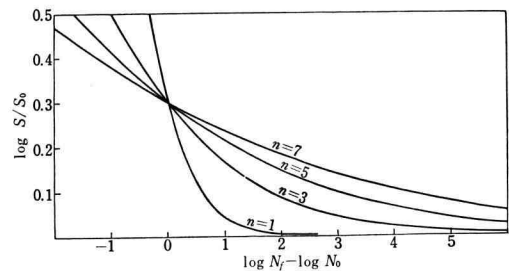


Fig. 1. S-N Diagram.

* この応力以下の応力サイクルでは、転位の揺動によって、熱消費が行なわれ、またき裂は停留する、いわゆる擬弾性範囲である。

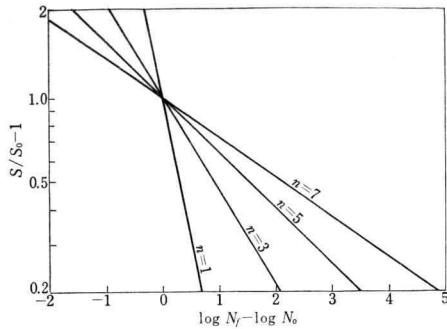


Fig. 2. (S/S_0-1) versus N/N_{f0} diagram.

描くと、Fig. 2 が得られる。これは Weibull が $S-N$ データの解析に利用しており、例えば Ravilly の焼なまし銅の疲労データを $\log(S-S_0)$ 対 $\log N$ 線図にプロットし、その寿命中央値を連ねると、きわめてよい直線となることを指摘している¹⁹⁾。

つぎに、疲労破壊の過程を考えると、き裂発生の変因と、き裂成長の変因が、非常に多くの因子によることは、一般に認められており、したがって、その確率過程は幾つかの因子が競合する事象と考えるのが妥当であろう。ただ、ふつうの正規形においては、それらの因子が、算術級数的に作用するのに対し、疲労の場合は幾何級数的に働くため、これが対数正規形寿命分布をもたらす原因と考えられる。すなわち、ある疲労状態を X_0 とすると、それが繰返し数の経過 N_0, N_1, \dots につれて N_n までに、不作為に独立した比例的变化 v_1, v_2, \dots, v_n を受けて成長するとしよう。

$$N_1 \text{ において } X_1 = X_0(1+v_1)$$

$$N_2 \text{ において } X_2 = X_1(1+v_2) = X_0(1+v_1)(1+v_2)$$

.....

$$N_n \text{ において } X_n = X_0(1+v_1)(1+v_2)\dots(1+v_n)$$

とする。その対数をとると

$$\log X_n = \log X_0 + \log(1+v_1) + \dots + \log(1+v_n) \tag{6}$$

となる。Gibrat²⁰⁾ は、このような場合の度数分布は、 $v_i < 1$ の場合は対数正規分布形になることを証明している。さらに、一つ一つの変数 (因子) が完全な確率変数をなすものでなくても、それらの確率事象がほとんど幾何級数的過程をとるとすれば、中心極限定理によって対数正規形となる。

以上は同一母集団についていえることであり、各応力水準における繰返し寿命が、いずれも対数正規分布をなす事例は多い。

3. 実 験

試料は CH10R 鋼 (リムド鋼) で、直径 18 mm の丸棒から疲労試験片を切削して仕上げ、これを熱処理した。熱処理は、まず 920°C, 1 hr 真空加熱し、これを空冷して粒度調整をした。空冷は酸化を防ぐため、真空状態のまま磁性管を炉筒から引きだして冷却した。つぎに 700°C, 1 hr 真空加熱、水冷したものを A 材と名づけた。A 材は時効性を保つため、熱処理後、約 -20°C の冷所に保存し、疲労試験に際しとり出して使用した。また、A 材を常温中に 120 hr 以上放置し、時効をほぼ完了させたものを B 材とした。A 材の時効による硬さの変化の一例を Fig. 3 に示す。供試材の化学成分、機械的性質および結晶の大きさを Table 2 に示す。

疲労試験には、小野式回転曲げ試験機 (容量 10kgf. m, 回転速度毎分 1550) を用い、試験片の標準寸法は、平行部直径 10 mm, 平行部長さ 38 mm, つかみ部フィレット半径 25 mm である。真空加熱処理後の試料表面の酸化は軽微であったが、疲労試験開始前に、仕上げ面を 04 番エメリー布で軽く研磨した。

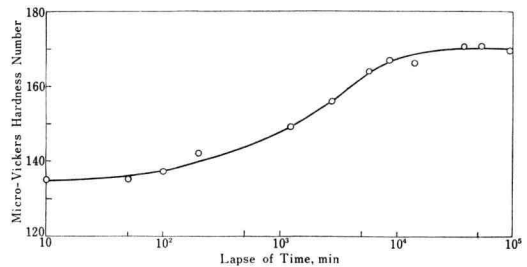


Fig. 3. Variation of hardness of material A after heat treatment.

Table 2 Chemical composition and mechanical properties of materials.

Chemical composition (%)	C	Si	Mn	P	S
		0.11	0.01	0.39	0.016
Specimens				A	B
Mechanical properties	Yield point (MPa)			251	319
	Tensile strength (MPa)			451	490
	Elongation (%)			32	28
	Reduction of area (%)			72	69
	Vickers hardness number			212	305
Mean diameter of crystals	(μm)			~16	~16

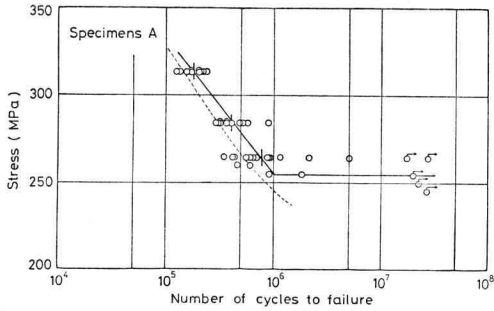


Fig. 4. S-N diagram for specimen A.

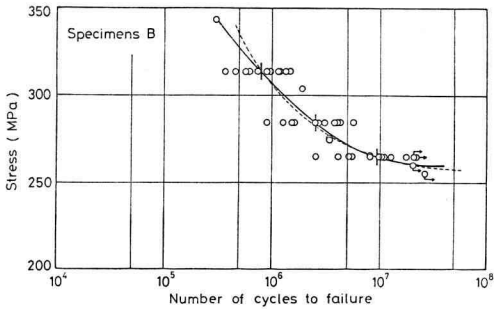


Fig. 5. S-N diagram for specimen B.

寿命分布試験は、曲げ応力水準 314, 284 および 265 MPa の 3 水準で 10 本以上の試料を試験した。Fig. 4 および Fig. 5 は、それぞれ A, B 両材の回転曲げ疲労試験の結果の S-N 線図である。図中の各応力水準にひかれた短線分は、寿命分布の非破壊率 $P=50\%$ の値を示す。Fig. 6 および Fig. 7 は同じく A, B 両材の P-N 線図である。横軸は破断繰返し数の対数値をとり、縦軸には非破壊率 P および破壊率 $Q (=100-P)\%$ を示す。Q の計算には植位法²¹⁾を用い、 n 個の試験において、 m 番目の測定値の期待確率 $Q = m/(n+1)$ を用いた。

4. 考察

4.1. B 材の疲労試験結果について

B 材は、かたき測定結果から推して、時効をほぼ終了した材料と考えられ、その S-N 線図 (Fig. 5) では、曲線には明らかな曲折点は現われていない。この曲線に式 (3) をあてはめると

$$(\sigma - 255)^{1.40} N_f = 2.511 \times 10^8 \quad (7)$$

が得られる。これを図中に破線で示した。この曲線の水平漸近線は $\sigma_0 = 255$ MPa であるから、この値が理論的疲労限と考えることができる。P-N 線図 (Fig. 7) に示す各応力水準の寿命分布は、ほぼ対数正規分布をしている

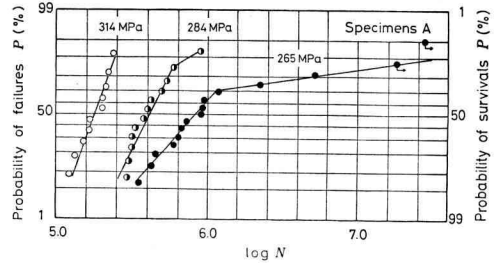


Fig. 6. P-N diagram for specimen A.

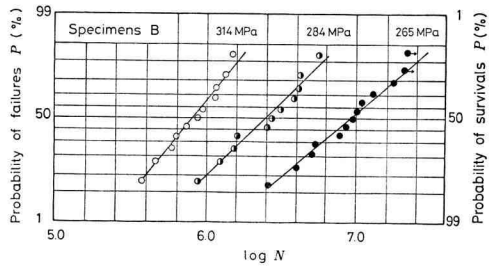


Fig. 7. P-N diagram for specimen B.

とみてよい。

4.2. A 材の疲労試験結果について

時効能をもつ A 材の S-N 線図 (Fig. 4) では、繰返し数 10^6 回付近に曲折点が現われ、明らかに耐久限の存在を示している。これに対して、P-N 線図 (Fig. 6) においては、応力水準 314 MPa の分布図を除いて、 $\log N = 6.0$ の近傍に折れ曲がり現象がみられ、しかもこれが曲線分布というより、折れ曲がり点とみた方が近いように思われる。このように折れ曲がり点が、S-N, P-N 両曲線ではほぼ一致する実験結果は、前述のように他の研究者の実験結果にもみられるところである。

4.3. A, B 両材料の比較

A, B 両材料を比較すると、同一ロットの材料であり、熱処理も同じであり、したがって顕微鏡組織にも外見上の相違はない。著者らが把握している相違点は、熱処理後の時効性の有無 (したがって、これに伴う機械的性質の相違) のみである。ゆえに両材料のそれぞれ S-N 線図および P-N 線図における相違は、この時効性の有無が関与していると考えられる。すなわち、A 材においては、繰返し数およびその間の時間の経過に従って、元来有している寿命の対数正規性が、後天的に変化するものが現われ、正規母集団から、確率的に右方 (すなわち寿命延伸の方向) へ移行したものを生じ、これに対応する S-N 曲線も、元来、有限寿命範囲の曲線がなだらか

な曲線(例えば Fig. 4 中に点線で示した曲線)であったものが、確率的に 10^6 回程度の繰返し数に耐えた試料は、急速に時効が進捗し、したがって強度を増し、knee を現わすものと考えられる。

5. 結 論

CH10R リムド鋼を用い、熱処理によって時効性を付与した試料(A材)と、これを常温放置して時効をほぼ終了した試料(B材)を使用し、回転曲げ試験により、寿命の統計試験を行なった。

その結果、B材では $S-N$ 線図に明りょうな knee が現われず、 $P-N$ 線図は対数正規分布形となった。これに対し、A材では $S-N$ 曲線において、 $N=10^6$ 付近に明りょうな knee を生じ、 $P-N$ 線図にもほぼ同じ N 値において折れ曲がりを生じた。これらの曲折の原因は、時効の進行によるものと判断された。

II. オーステナイト系ステンレス鋼の $S-N$ 特性

1. オーステナイト系ステンレス鋼の $S-N$ 線図

オーステナイト系ステンレス鋼の常温における $S-N$ 曲線は、他の鋼種と異なり、繰返し数 10^5 回付近に早期に折れ曲がりが見られる²²⁾。また、この材料は疲労過程において、著しく発熱することが知られている。本実験では、発熱現象に注目して、常温における回転曲げ疲労試験を行ない、試験中の試料温度を測定して $S-N$ 曲線との関係を調べ、また、片持回転曲げ試験を行なって、その自由端のたわみの測定から、発熱現象と密接な関係のある内部摩擦の変化を調べた。これらの測定結果を基にして、本材料の疲労特性を考察した。

2. 試料および実験

オーステナイト系ステンレス鋼として SUS316 鋼を用いた。その化学成分(%)は、C 0.06, Si 0.37, Mn 1.73, P 0.030, S 0.004, Ni 10.65, Cr 16.26, Mo 2.09 である。各温度における引張試験の結果を Fig. 8 に示す。熱処理は直径 19 mm の丸棒を真空炉中で 1050°C , 1 hr 加熱、水冷を行った。熱処理後、小野式回転曲げ疲労試験用として、平行部直径 10 mm, 平行部長さ 38 mm, つかみ部フィレット半径 20 mm に機械加工し、表面加工硬化層を化学研磨により 0.08 mm, さらに電解研磨により 0.02 mm でいど除去して仕上げた。化学研磨には、過酸化水素 H_2O_2 (28%) 60 ml, 塩酸 HCl (35%) 35 ml, 蒸留水 5 ml, フッ化水素 HF (55%) 20 ml の組成のものを用いた。また、電解研磨液には硝酸 HNO_3 (60%) 500 ml, 蒸留水 500 ml の組成のものを用いた。

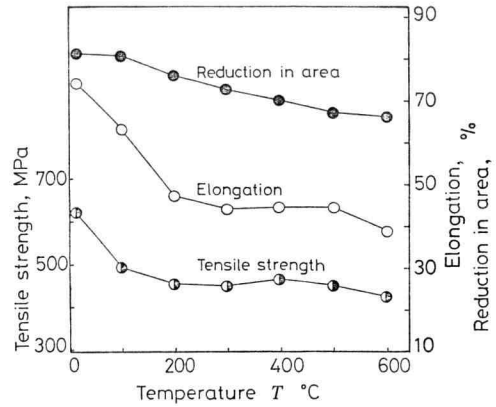


Fig. 8. Tensile test results of SUS 316 steel at elevated temperature.

疲労試験は、小野式回転曲げ試験機を用い、疲労過程の発熱と放熱の関係を調べるため、繰返し速度毎分 3000 回と 300 回の 2 種類を行った。速度 300 回転には低速電動機を用い、試験中の横振動を防止するため、回転系の軸端に直角方向に油圧式ダンパを連結した。これによって横振動をほとんど防止することができた。

疲労過程における試験片表面温度の測定は、赤外線ふく射温度計を用い、試料平行部中央において行った。

また、疲労過程における内部摩擦の測定を行うため、片持回転曲げ疲労試験機を製作した。回転速度 5470, 2840 回毎分および 290 回毎分の電動機によって駆動される軸の一端に、試験片を取りつけ、その自由端に球軸受を介して重りを吊り下げた。自由端のたわみは、先端に接着された鏡に、レーザー光線を入射し、その反射光をスクリーン上に投射し、その位置の変化を読みとることにより測定した、この片持曲げ疲労試験片の形状および寸法を Fig. 9 に示す、曲げ応力が軸方向に一樣となるように、試験片にはテーパをつけてある。

内部摩擦の測定原理を Fig. 10 に示す。試験片に回転曲げ応力を与えたとき、内部摩擦によりひずみに位相の遅れ ϕ を生じたとすると、試験片の自由端のたわみは図

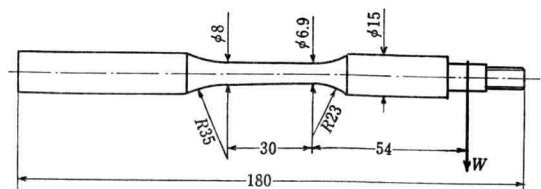


Fig. 9. Cantilever type fatigue test specimen.

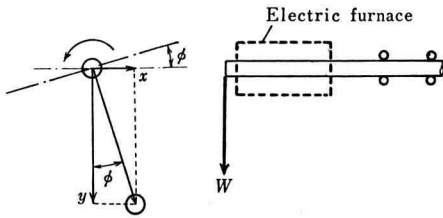


Fig. 10. Deflection of cantilever type fatigue specimen.

に示すように、鉛直方向と角 ϕ をなす方向に生ずる。このとき、比損失 (毎サイクルの供給エネルギー W と消費エネルギー ΔW の比) は、水平たわみ x と鉛直たわみ y を測定することにより、次式で与えられる。

$$\psi = \frac{\Delta W}{W} = 2\pi \sin \phi = \frac{2\pi x}{\sqrt{x^2 + y^2}} \quad (8)$$

また、試験片の先端のたわみと、テーパ部外皮ひずみ ϵ_R の関係を求めておき、 ϵ_R の値を用いて、試験片テーパ部 (半径 R , 長さ L) に 1 サイクル当り供給されるエネルギーは

$$W = \int_L \int_{R(x)} \frac{\sigma_R \epsilon_R}{2} \left(\frac{r}{R} \right)^2 \cdot 2\pi r dr dx \quad (9)$$

で求められる。ここに σ_R はテーパ部の外皮曲げ応力である。式(9)で求められた供給エネルギー W に、比損失 ψ を乗じて疲労過程における毎サイクルの消費エネルギー ΔW を求めることができる。

高温環境における材料の温度 依存性を調べるため、Fig. 10 における片持回転曲げ装置の試験片部を、円筒形電気炉中に入れ、内部摩擦エネルギーを測定した。測定は回転曲げ荷重下で行われるが、試料の処女状態での温度のみの影響を調べるため、炉内温度が所定値に達した

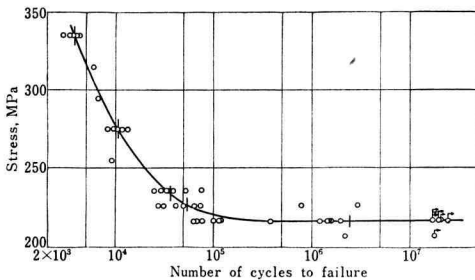


Fig. 11. S-N diagram of fatigue test at 3000 rpm. of test speed.

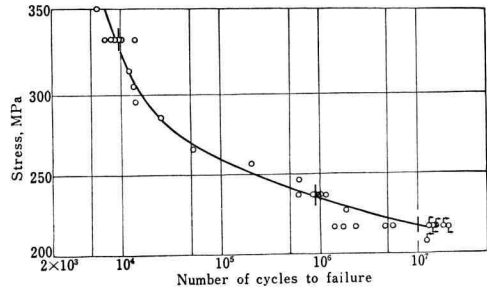


Fig. 12. S-N diagram of fatigue test at 300 rpm. of test speed.

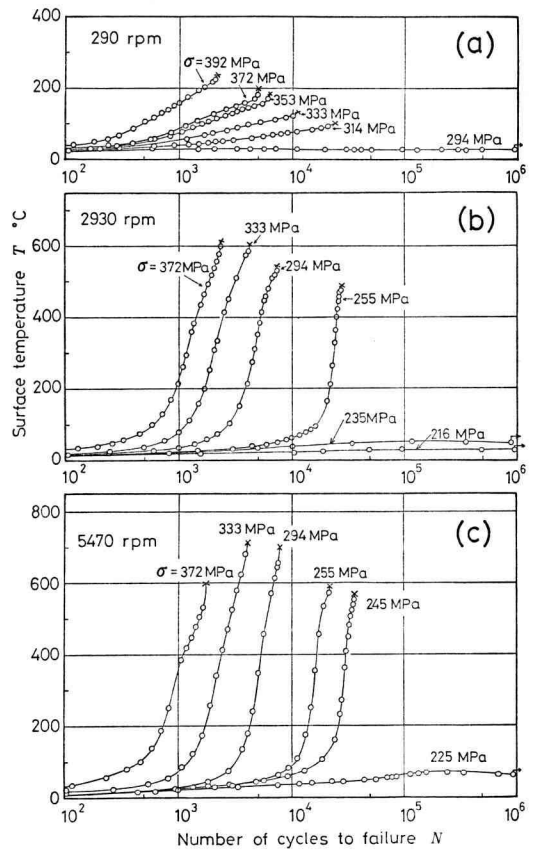


Fig. 13. Variations of surface temperature of specimen during fatigue tests.

後、所定の回転速度で運転し、直ちにヒステリシスループの測定を行なった。回転速度は疲労試験の場合と同じく、290, 2930 および 5470 rpm とし、繰返し応力水準は 216, 225, 294 および 333 MPa の 4 水準とした。炉

内温度は、室温、100, 200, 300, 400 および 500°C とした。

3. 実験結果と考察

3.1. 回転曲げ疲労試験

Fig. 11 は繰返し速度 3000 rpm の回転曲げ試験による $S-N$ 線図である。 $N=10^6$ 付近に折れ曲がりが見られる。Fig. 12 は繰返し速度 300 rpm の場合の $S-N$ 線図であり、折れ曲がりのない、なだらかな曲線状となっている。疲労限は両者とも 216 MPa である。

Fig. 13 は回転速度 290, 2930 および 5470 rpm で行なった疲労試験において、応力繰返しにともなう発熱による試料表面温度の変化を示す。2930 および 5470 rpm の場合、ある応力を境にして、試料温度が急上昇する現象がみられ、その境界応力は 2930 rpm の場合は 245 MPa であり、5470 rpm の場合は 235 MPa 付近であった。これ以下の応力では、試料温度はいったん平衡した後、かすかに、下降する傾向がみられた。それに対し、290 rpm の場合は、試料温度は急上昇することなく、試験片温度は繰返し応力に応じて、順次高くなっている。

Fig. 14 は繰返し速度 3000 rpm および 300 rpm で疲労寿命分布試験を行ない、正規確率紙に寿命 $\log N$ と破壊確率 P をプロットして得た $P-N$ 線図である。図 (a) において、応力水準 333, 275, 235 MPa では、すべての試験片は高温となり早期に破断し、寿命分布は対数正規

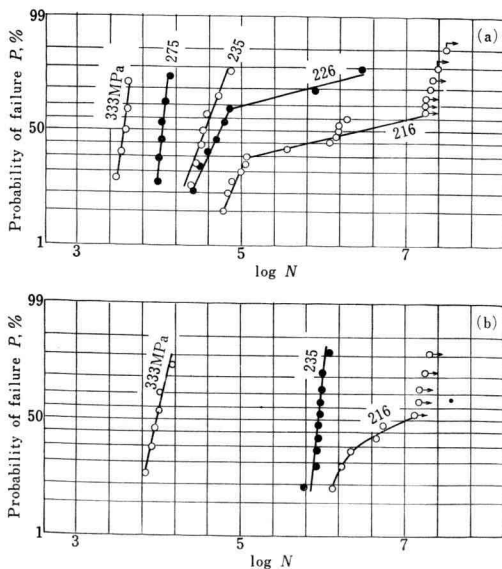


Fig. 14. $P-N$ diagram (a) Test speed 3000 rpm, (b) 300 rpm.

形となった。これに対し、応力 226, 216 MPa では、赤熱して 10^6 回以前に破断するものと、温度上昇が小さく、 10^6 回以上の寿命をもつものとに分かれ、 $N=10^6$ 付近に折れ曲がりが見られる。図 (b) において、応力水準 333, 235 MPa では、寿命分布は対数正規形となっているが、図 (a) に比べて右方へシフトしている。応力水準 216 MPa では、曲線的な分布となっている。なお、各応力水準における各試験片の温度のばらつきは、ほとんどみられなかった。

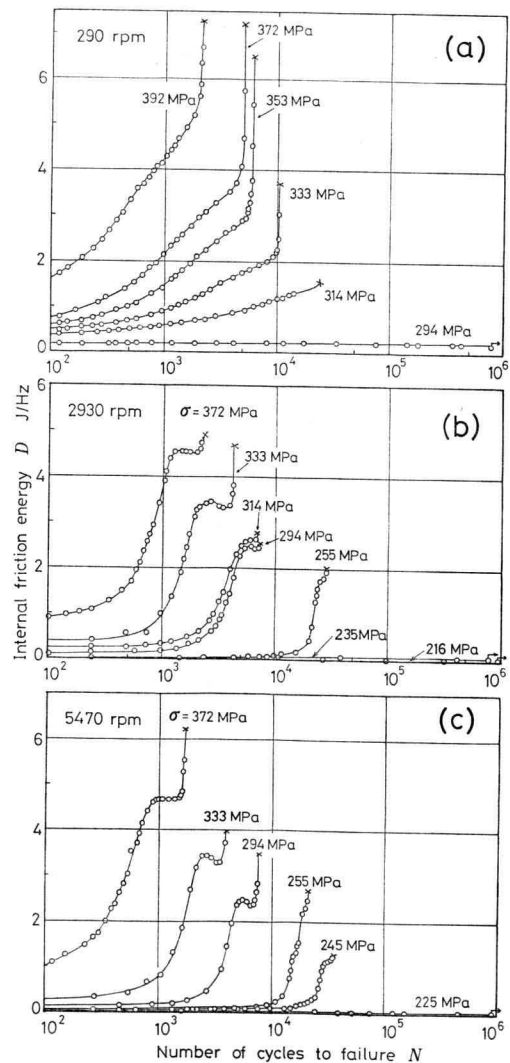


Fig. 15. Variations of internal friction energy during fatigue testing.

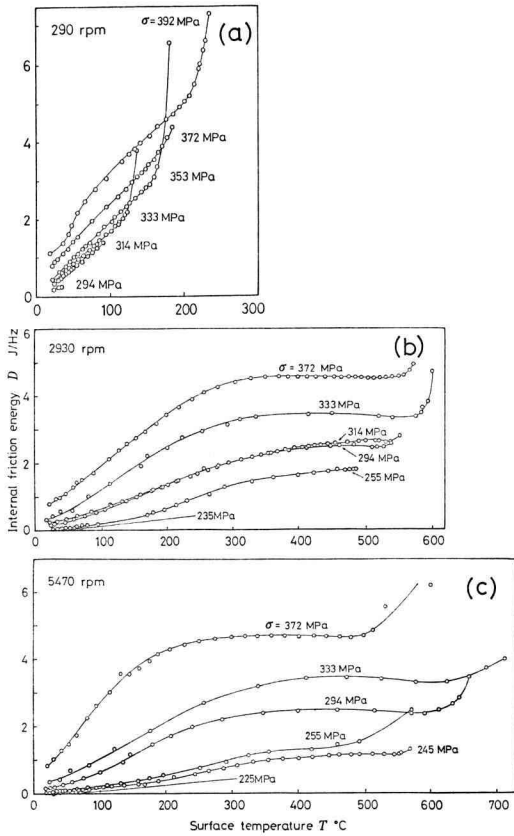


Fig. 16. Internal energy versus surface temperature diagram.

疲労過程における1サイクル当りの内部摩擦エネルギー D の変化を Fig. 15 に示す。高応力範囲では、内部摩擦エネルギーは、試料温度の上昇につれて、繰返しの初期に急増した後、次第に平衡し、破断直前に再び急増がみられた。

Fig. 16 は繰返し過程における試料温度 T と、内部摩擦エネルギー D の関係を示した線図である。内部摩擦エネルギーは、試料温度の上昇ともなって増大するが、 300°C 付近からはほぼ一定となる傾向がみられた。また、繰返し応力が低くなるにつれて、内部摩擦エネルギーが平衡に達する温度は、やや高くなるという傾向がみられた。

3.2. 内部摩擦エネルギーの温度依存性

炉内温度を変えて測定した1サイクル当りの内部摩擦エネルギーと温度との関係を、Fig. 17 に示す。(a), (b),

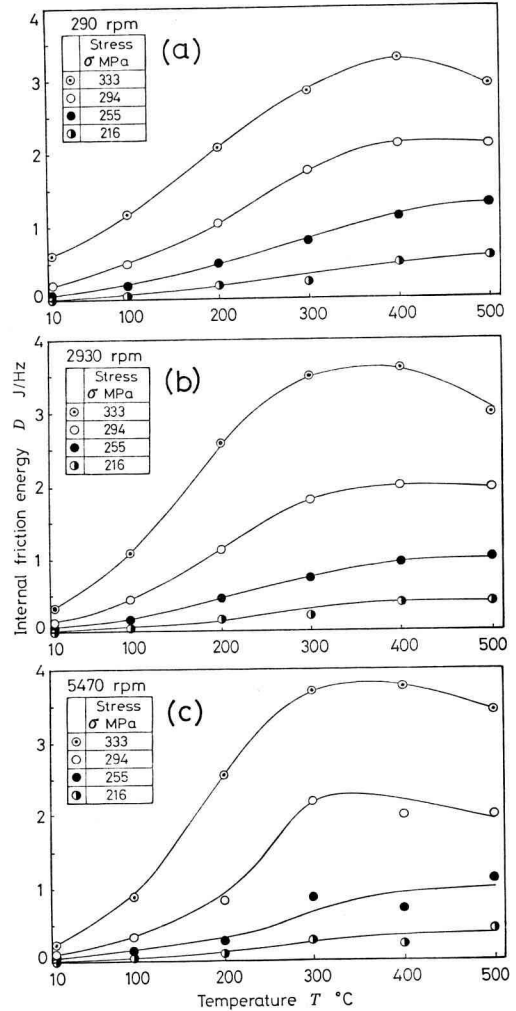


Fig. 17. Relation between internal friction and temperature of specimen in the furnace.

(c) はそれぞれ回転速度を変えて測定した結果で、疲労過程で求められた Fig. 16 と、各温度における大きさがほぼ同じである。このことから、疲労過程における内部摩擦エネルギーの増加は、主として繰返しによる試料の温度上昇に起因するものと認められる。また、Fig. 17 における3図を比較してみると、多少のばらつきはあるものの、繰返し速度の影響は認められない。そこで、Fig. 17 の3図の同一温度、同一応力における内部摩擦エネルギーの値の平均値を求め、試料温度 T をパラメータとして、応力 σ と内部摩擦エネルギー D の関係を、両対数線図上に描くと Fig. 18 が得られる。図にみられるように、

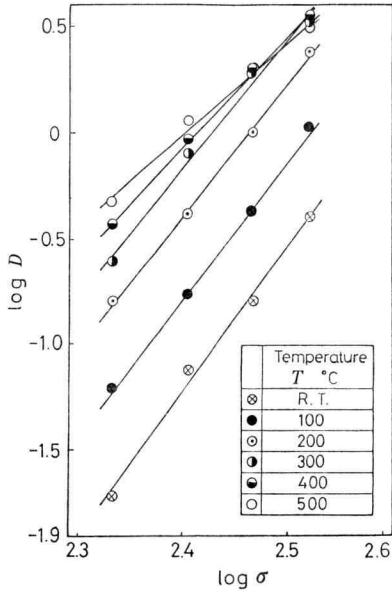


Fig. 18. $\log D$ versus $\log \sigma$ diagram.

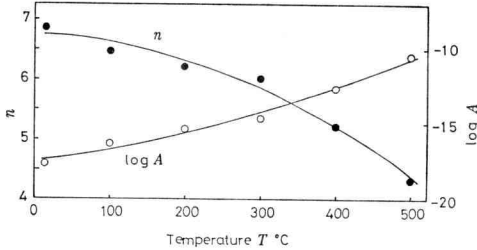


Fig. 19. $\log A-T$ and $n-T$ diagrams.

$\log D$ と $\log \sigma$ の関係は、ほぼ直線で近似することができる。また、試料温度が高くなるほど、 $\log D-\log \sigma$ 線は上方に位置し、かつ勾配が小さくなっている。これらの直線群を

$$D(\sigma, T) = A(T)\sigma^n(T) \quad (9)$$

で表わし、式中の係数 A 、 n の値を求めてみる。式(9)の係数 A の対数および指数 n を、温度 T に対してプロットすると Fig. 19 が得られる。これらの曲線を近似的に

$$\log A(T) = a_0 + a_1 T + a_2 T^2 \quad (10)$$

$$n(T) = b_0 + b_1 T + b_2 T^2 \quad (11)$$

とおく。試料温度 T と室温 T_0 との差を T' とすると、上式はそれぞれ

$$\left. \begin{aligned} \log A &= c_0 + c_1 T' + c_2 (T')^2 \\ \text{ここに } c_0 &= a_0 + a_1 T_0 + a_2 T_0^2, \quad c_1 = a_1 + 2a_2 T_0, \\ c_2 &= a_2 \end{aligned} \right\} \quad (12)$$

および

$$\left. \begin{aligned} n &= d_0 + d_1 T' + d_2 (T')^2 \\ \text{ここに } d_0 &= b_0 + b_1 T_0 + d_2 T_0^2 \\ d_1 &= b_1 + 2b_2 T_0, \quad d_2 = b_2 \end{aligned} \right\} \quad (13)$$

となる。式(12)、(13)を用いると、内部摩擦エネルギー D の式(9)は

$$\begin{aligned} D(\sigma, T') &= A(T')\sigma^n(T') \\ &= D_0(\sigma)B_1 T'(\sigma)B_2 (T')^2(\sigma) \end{aligned} \quad (14)$$

と表わされる。ここに

$$\begin{aligned} D_0(\sigma) &= 10^{c_0} \sigma^{d_0}, \quad B_1(\sigma) = 10^{c_1} \sigma^{d_1} \\ B_2(\sigma) &= 10^{c_2} \sigma^{d_2} \end{aligned}$$

である。2次回帰によって、(12)、(13)式中の係数を求めると、次の値が得られる。

$$\left. \begin{aligned} c_0 &= -17.38, \quad c_1 = 6.961 \times 10^{-3}, \\ c_2 &= 1.478 \times 10^{-6} \\ d_0 &= 6.734, \quad d_1 = -6.282 \times 10^{-4}, \\ d_2 &= -8.730 \times 10^{-6} \end{aligned} \right\} \quad (15)$$

以上により得られた2次回帰曲線を Fig. 19 に描いてある。

3.3. 疲労過程における温度上昇について

式(14)によって表わされる内部摩擦エネルギーの、温度および繰返し応力依存の特性が Fig. 13 に見られるような疲労過程における試料の温度上昇の特性を形成するものと予想し、まず、繰返し負荷過程における温度上昇の機構を、次のように考えた。

1 サイクル当りの内部摩擦エネルギー D が、繰返し過程において、温度 T や繰返し数 N によらず一定であるとすると、試料温度は $N=\infty$ において平衡し、平衡温度は D に比例し、繰返し速度 λ にも比例すると考えられる。また、繰返し開始後の時刻 t における試料温度 T_t と、平衡温度 T_∞ の比は、 D 、 λ によらず同一であるとしよう。この場合の繰返しにともなう温度変化の式を

$$\begin{aligned} T' &= J\lambda D(\sigma)(1 - e^{-mt}) \\ &= J\lambda D(\sigma)(1 - e^{-mN/\lambda}) \end{aligned} \quad (16)$$

で近似しよう。ここに J 、 m は定数である。式(16)を微分し

$$\frac{\partial T'}{\partial N} = JmD(\sigma)e^{-mN/\lambda} \quad (17)$$

上式は D が繰返し過程で変化しないとした場合の、温度上昇曲線の傾きを与える。いま、温度上昇につれて D が増加するとき、 $T-N$ 曲線の勾配も、 D に比例して増加するものと仮定すると、この場合の勾配は

$$\frac{\partial T'}{\partial N} = JmCD(\sigma, T')e^{-mN/\lambda} \quad (18)$$

となる。ここに C は比例定数である。 $TC=J'$ とおき、式(14)を用いると、

$$\frac{\partial T'}{\partial N} = J'mD_0(\sigma)B_1 T'(\sigma)B_2 (T')^2(\sigma)e^{-mN/\lambda} \quad (19)$$

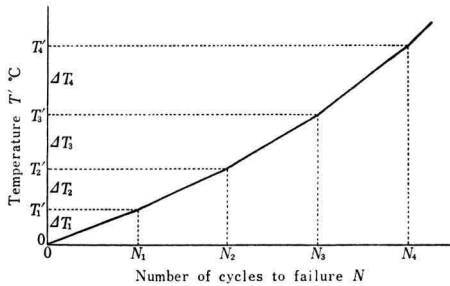


Fig. 20. Calculation model of the temperature of a specimen.

となる。この式は、 D が温度によって変化することを考慮した場合の、 $T'-N$ 曲線の勾配を与える。

Fig. 20 は、試料の温度上昇の過程を示す模型図である。図において、 $N_1=N_2-N_1=N_3-N_2=\dots=N_n-N_{n-1}=\Delta N$ とする。また、 $T_1'-T_0'=\Delta T_1$, $T_2'-T_1'=\Delta T_2$, \dots , $T_n'-T_{n-1}'=\Delta T_n$ とおき、 $N=N_n$ における温度 T_n' を

$$T_n' = \Delta T_1 + \Delta T_2 + \dots + \Delta T_n = \sum_{k=1}^n \Delta T_k \quad (20)$$

とする。ここで ΔT_n は式(19)より

$$\Delta T_n' = \left(\frac{\partial T'}{\partial N} \right)_{N=N_{n-1}} \cdot \Delta N = J'm \Delta N D_0 B_1 T_{n-1}' B_2 (T_{n-1}')^2 e^{-m(n-1)/\lambda} \quad (21)$$

により得られる。

3.4. 温度上昇曲線と寿命

Fig. 15 にみられるように、疲労過程において、1 サイクル当りの内部摩擦エネルギー D は変化するので、各曲線につき、破断に至るまでの内部摩擦エネルギーの総和 ΣD を台形公式により求めた。有限寿命域での、各繰返し速

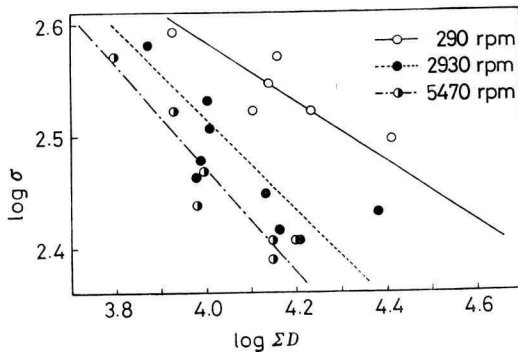


Fig. 21. $\log \Sigma D - \log \sigma$ diagram.

度における全エネルギー ΣD と応力 σ を、両対数線図上にプロットし、両方の関係を直線で近似すると、Fig. 21 が得られる。

疲労過程において、内部摩擦エネルギーの総和が、Fig. 21 に示された値に達したとき破壊するものとして、式(17)を用いて 3.3 で述べた方法で、繰返しにともなう温度上昇と寿命を計算した。式(21)中の定数 J' , m は、疲労試験における上昇温度の実測値に合うよう、試行錯誤法で決定した。例えば $J'=0.41$, $m=0.20$ とすると、Fig. 22 の温度上昇曲線と、Fig. 23 の S-N 線図 (図中の \circ および \bullet 印) が得られた。

Fig. 22 は繰返し発熱による D の変化のみを考慮したものであるが、疲労試験の結果得られた温度上昇曲線 (Fig. 13) によく似た形状となった。なお、繰返し過程においては、塑性変形によるオーステナイトの加工硬化や、Ma 点 (塑性加工によってマルテンサイトを生ずる

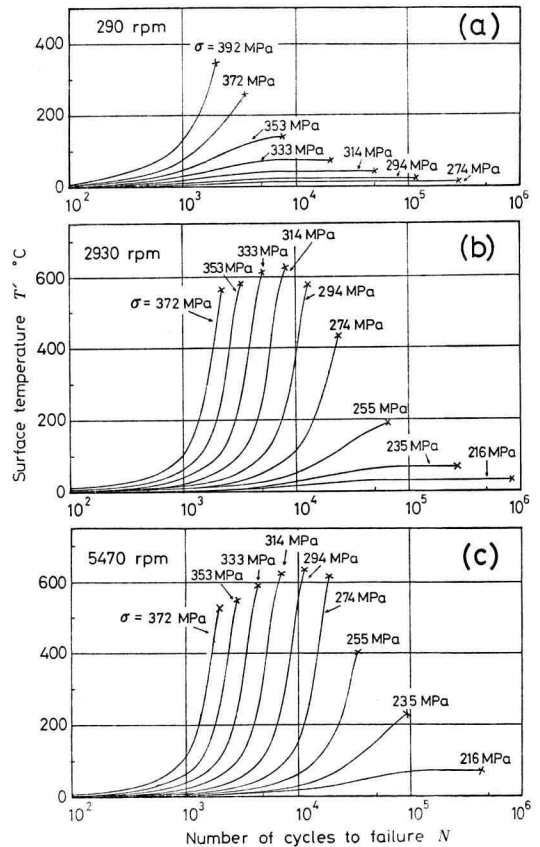


Fig. 22. Temperature rise calculation curves under cyclic stressing.

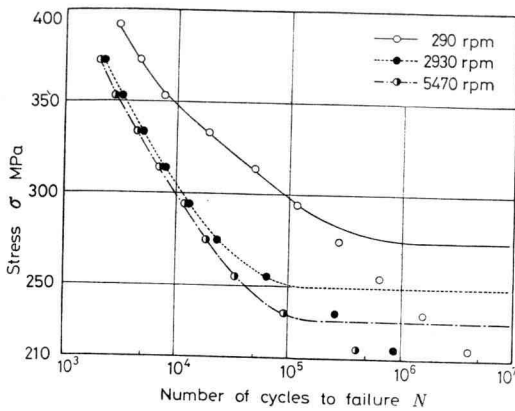


Fig. 23. S-N diagram introduced by calculation.

上限温度)以下の温度での、多数繰返しによる加工マルテンサイトの生成、およびこのため、ひずみ時効を生ずることが考えられ、これらを考慮した場合、 $T'-N$ 線 (Fig. 22) と多少相違を生ずるものと思われる。Fig. 22 は繰返し応力 19.6 MPa おきに描いてあるが、繰返し速度 5470 rpm の場合は、応力 255 MPa の曲線と、応力 216 MPa の曲線の間が、また 2930 rpm の場合は、274 MPa の曲線と 235 MPa の曲線の間が大きく開いているのは、さきに 3.1 で述べた試料温度が急上昇する境界応力に、ほぼ一致した傾向となっている。290 rpm の場合 (図(a))には、各応力水準における温度上昇曲線の間が、大きく開く箇所が現われぬのも、実験結果の曲線と傾向が符合している。この場合は、曲線が大きく開く限界応力が高応力側へ移り、早期に破断に至るため、これが現われぬものと考えられる。

内部摩擦エネルギーの総和 ΣD が、Fig. 21 に示された値に達したとき破断するものと仮定して、S-N 線図 (Fig. 23) の各点) が得られたが、この線図ではどんな大きさの応力でも、必ず破断点が存在し、Fig. 11 および Fig. 12 の疲労試験結果と相違するが、これについては以下のよに説明されよう。

疲労試験における繰返し速度 2930 rpm の場合の繰返し応力 255 MPa と 235 MPa (Fig. 15(b)) を例にとると、式(14)より求められる室温における初期内部摩擦エネルギー D_0 はあまり相違がないにもかかわらず、Fig. 15(b)における温度上昇曲線にはかなりの開き(すなわち相違)がみられる。また、疲労限付近の比較的小さい応力においても、この材料は塑性的な性質にかなりのばらつきが

みられることを報告²³⁾したが、このことから D_0 の値にもばらつきが存在することが予想される。したがって、同一応力水準における試験でも、たまたま D_0 の大きい試料は、繰返し初期の温度上昇 ΔT が大きく、温度上昇にともなって内部摩擦エネルギーはさらに増大するから、繰返し数 10^5 回以前で早期に破断する場合が生ずる。これに対し、初期内部摩擦エネルギー D_0 が小さい試料では、温度上昇 ΔT が小さいため、内部摩擦エネルギーの増加も小さく、寿命も長くなる。このように寿命の長いものでは、およそ $N=5 \times 10^5$ を越えても、いちじるしい温度上昇を生ぜず、多数回の繰返しにともない、前述のひずみ時効やマルテンサイト生成により強化され、疲労破壊に至らないものが現われる。低応力での疲労試験では、例えば Fig. 13(b), Fig. 15(b) における応力 235MPa の場合にみられるように、試料温度と内部摩擦エネルギーは、ともに $N=3 \times 10^5$ 付近から次第に減少する傾向を示しているが、これは上述のひずみ時効あるいは加工マルテンサイトの生成による強化を示唆している。

Fig. 14 の P-N 線図において、直線が $N=10^5$ 付近で折れ曲がり、同じ N 値において Fig. 11 の S-N 曲線が折れ曲がりを生じているのは、上述の疲労機構によるものと判断される。高応力水準においては、試料の初期内部摩擦エネルギーに多少のばらつきがあっても、Fig. 13(b)にみられるように、試料温度はすべて急上昇するから、寿命に大きな差異は生ぜず、寿命統計試験で、正規確率紙上の P-N 線図 (Fig. 14(a)) が直線となることが理解される。試験速度 5470 rpm の場合についても、上述と同様な説明が可能である。

繰返し速度 290 rpm の場合は、Fig. 13(a)にみられるように、温度が急上昇する境界応力は認められず、温度上昇割合は、ほぼ応力に比例して順次高くなっているから、初期内部摩擦エネルギー D_0 にばらつきがあっても、温度寿命に大きな差異は生じない。しかし、低応力で長寿命のものは、ひずみ時効あるいはマルテンサイト生成により強化され、寿命が延伸するものが現われ、P-N 線図 (Fig. 14(b)) に折れ曲がりを生じたものと考えられる。

以上の考察により、温度上昇計算線図 Fig. 22(b), (c) における温度の急上昇線と、平衡線の分岐点の繰返し数を、S-N 曲線の限界繰返し数として、Fig. 23 における計算寿命点を修正し、また 290 rpm の場合はひずみ時効およびマルテンサイト生成時期を考慮して Fig. 23 に示すような曲線を描いた。

4. 結 論

オーステナイト系ステンレス鋼の回転曲げ疲労試験において、通常の繰返し速度 (毎分数千回) では、他の鉄鋼材料と異り、 $S-N$ 曲線の限界繰返し数が 10^4 ないし 10^5 回付近に現れる。その原因を明らかにするため、繰返し速度を変え、290, 2930 および 5470 rpm で片持回転曲げ試験を行ない、試料温度、内部摩擦の変化を測定した。その結果、この材料は繰返しによる温度上昇にともない、内部摩擦エネルギーが増加し、これがさらに温度上昇速度を増すという相乗効果のため、ある限界応力以上では急速に温度上昇を生じ、これが $S-N$ 線図における限界繰返し数を小さくする原因であると推定された。炉内温度 T と材料の内部摩擦エネルギー D との関係の測定結果 (Fig. 17) を基にして、 D を T と応力 σ の関数として表わし、この実験式(14)を用いて、各繰返し速度での疲労過程における試料の温度変化と疲労寿命を推定した。その結果得られた温度上昇曲線は、疲労試験で得られた曲線と、その特性が類似し、高速疲労試験において $S-N$ 曲線の $N=10^6$ 付近に現われる折れ曲がりの機構を推定することができた。

なお、この材料は Fig. 17 にみられるように、 400°C までは、高温になるにしたがい、その内部摩擦エネルギーが増加する特質をもっている。その値は常温時の数倍から10倍に増大する。その原因はいまだ明らかでないが、これが繰返し応力によって、試料が赤熱状態となる要因となっている。

文 献

- 1) Enomoto, N., Proc. JSME 1967 Semi-International Symposium, Sept. (1967), 106.
- 2) 榎本, 成蹊大学工学報告 No. 10, (1970) 845.
- 3) 学振 129 委, 金属材料疲れ強さ資料 II-1, (1969).
- 4) Esquerre, R., Revue de Metallurgie LVI 260 (1959), 125.
- 5) Weibull, W., J. Appl. Mech., 73 (1951) 293.
- 6) *Ibid.* (4).
- 7) Yokobori, T., J. Phys. Soc. Japan, 6, (1951) 81.
- 8) Yokobori, T., *ibid.*, 8, (1953) 265.
- 9) Torry, M.N. and G.R. Gohn, Proc. ASTM, 56, (1956) 1094.
- 10) Mueller Stock, H., Mitt. Kohle u. Eisenforsch., 2, (1938) 538.
- 11) Ravilly, E., Publ. Sci. du Ministere de l'Air, No. 129, (1938) 52.
- 12) Sinclair, G.M. and J.T. Dolan, Trans. ASME, 75, (1953) 867.
- 13) Matsumura, K., M. Itoh, E. Tanaka and K. Takeuchi, Sumitomo Light Metal Tech. Rep., 15, (1974) 19.
- 14) Kogaiev, V.P., Vestn. mas. (SSSR), 39, (1959) 35.
- 15) Kawamoto, M., T. Tanaka, S. Ibuki and T. Takahashi, Soc. Mat. Sci. J., Japan, 9, (1960) 736.
- 16) Nishijima, S. and C. Masuda, *ibid.*, 22, (1973) 1097.
- 17) Tanaka, D. and T. Fujii, *ibid.*, 22, (1973) 1090.
- 18) Freudenthal, A.M., Proc. ASTM, 53, (1953) 896.
- 19) Weibull, W., Fatigue Testing and Analysis of Results, Pergamon Pr., (1961) 175.
- 20) Gibrat, R., Les inégalités économiques, Paris, (1931).
- 21) 日本材料学会, 金属材料疲れ試験便覧, (1968), 養賢堂.
- 22) 例えば文献 (3).
- 23) 大川, 榎本, 日本材料強度学会誌, 15-2, (1980) 61.