

準安定オーステナイト鋼の疲労特性(第2報 疲労試験機の試作と疲労強度温度依存性の実験)

田名部菊次郎*, 友田 陽*,
佐賀 清美,** 黒木 剛司郎*

(昭和54年9月7日受理)

Fatigue Properties of Metastable Austenitic Steels

(Part 2. Fatigue testing machine and an experimental study on temperature dependence of fatigue strength)

KIKUJIRO TANABE, YO TOMOTA,

KIYOMI SAGA, and KOSHIRO KUROKI

Abstract:—In order to clarify the martensitic transformation during cyclic loading and the effect of this phenomenon to fatigue properties in metastable austenitic steels, fatigue tests at various temperatures are necessary. Then, we have made a newly developed tension-compression type fatigue testing machine, by which tests in the liquid at elevated or cryogenic temperatures could be easily performed. This machine was proved sufficient for our object.

In this paper, details of the testing machine and experimental data with an Fe-Ni-C alloy having high stacking fault energy are presented. The temperature dependence of the fatigue strength is generalized using a relative temperature $(= (T - M_s) / (M_d - M_s))$ where T, M_s , and M_d refer to test temp., starting temp. of transformation, and upper critical temp. of stress-induced transformation, respectively.

1. 緒 言

準安定オーステナイト鋼は、繰り返し荷重下でマルテンサイト変態を起すことがあり、^{(1)~(10)} 疲労特性はその影響を受ける。著者らは、前報で、⁽¹¹⁾ オーステナイトの安定度および積層欠陥エネルギーの異なる4種の鋼を用いて、室温および100℃(平滑材の一部のみ)において、平滑材と切欠材のS-N曲線や疲労き裂進展速度の測定を行い、応力(加工)誘起マルテンサイト変態の影響を示した。しかしながら、過去に、TRIP現象が $M_d \sim M_s$ 点間を

中心とした広範囲な温度域での詳細な実験によって始めて、十分な把握ができたように、疲労特性におよぼす応力誘起マルテンサイト変態の影響も、その本質を明らかにするためには、同一材料に対して種々な温度(試験片作製の都合上、試料の M_s 点が室温以下にあると便利なので、特に、室温以下の低温域)における実験が必要であろう。このような実験は、極低温用構造材料として、⁽³⁾⁽¹²⁾ 福島らが18-8ステンレン鋼を用いて77K(-196℃、液体窒素)と4K(-269℃、液体ヘリウム)で実施した報告がみられる程度で、応力誘起マルテンサイト変態の寄与に特に着目した報告は、余り見当たらない。

* 茨城大学工学部機械工学科(日立市中成沢町)

** 三菱自動車KK(倉敷市水島)

そこで、著者らは、まず、低温疲労試験が簡単に実施できるような疲労試験機の製作を試みた。試作した引張圧縮型疲労試験機は、その性能を調べた結果、実験目的に適し、十分使用可能と判断された。次に、これまで低温疲労特性に関する報告の見られない、高積層欠陥エネルギーをもつ準安定Fe-Ni-Cオーステナイト鋼を選んで、実験に便利なように設計し、溶解作製した試料を用いて、本試作機により、室温、263K(-10℃)、および243K(-30℃)のS-N曲線を求めた。

2. 引張圧縮疲労試験機の試作

試験機の組立図(側面図)をFig.1に、組み上った試験機の概観(正面)をFig.2に示す。本機は、負荷方

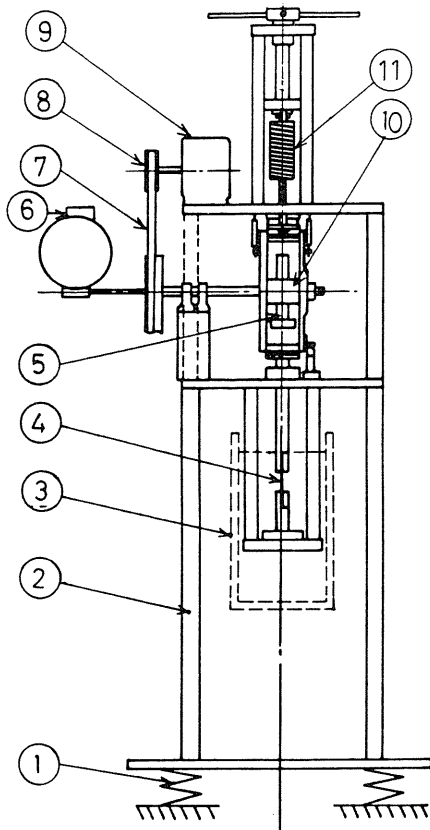


Fig. 1 Diagram of fatigue testing machine: Main parts are (3) dewar, (4) test specimen, (5) rotating eccentric masses, (6) counter, (9) motor and (11) coil spring.

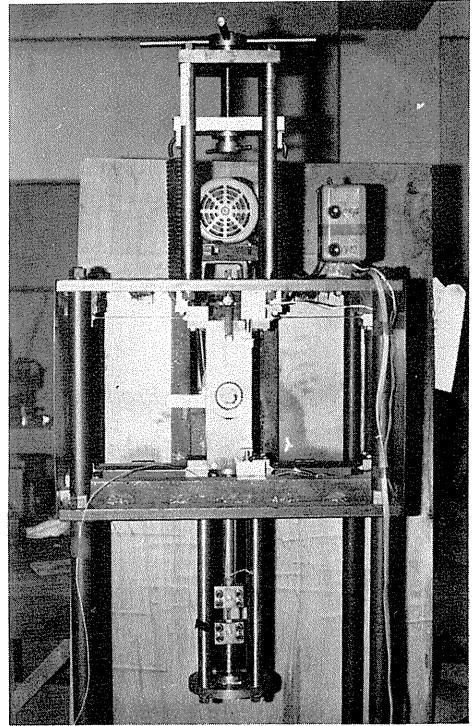


Fig. 2 General view of fatigue testing machine.

式として回転偏心重錘の遠心力を利用した繰り返し荷重とコイルスプリングを用いた平均荷重が負荷できるようになっている。この機構は、市販の試験機(例えば、島津引張圧縮動クリープ・疲労試験機⁽¹³⁾)と同じであるが、試験部を恒温槽に浸すのに便利なように倒立型にした点に特徴がある。最大繰り返し荷重は±500kgを目標にした。繰り返し数は毎分2400回である。

3. 試作引張圧縮試験機の性能

稼動時の応力を試験片の平行部に貼りつけた歪ゲージで検出し、ビジグラフに記録した。Fig.3にみられるような波形であり、振幅の安定度は良好であった。コイルバネ変位と平均荷重の関係の測定結果をFig.4に示す。500kg近傍の振幅に対しても、騒音がやや高くなることを除けば、安定しており、使用可能なことが確認された。

疲労強度は、試験機の剛性や機構によって、同一材料の同一処理材でも異なる場合がある。そこで、次に、市販の準安定オーステナイト系ステンレス鋼(18-8

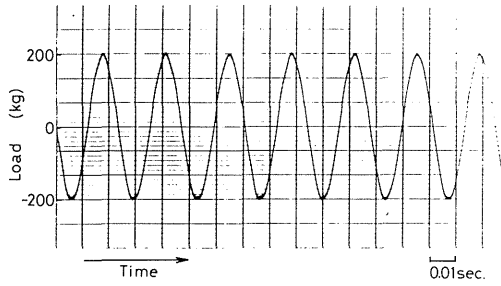


Fig. 3 Load wave pattern recorded with visigraph

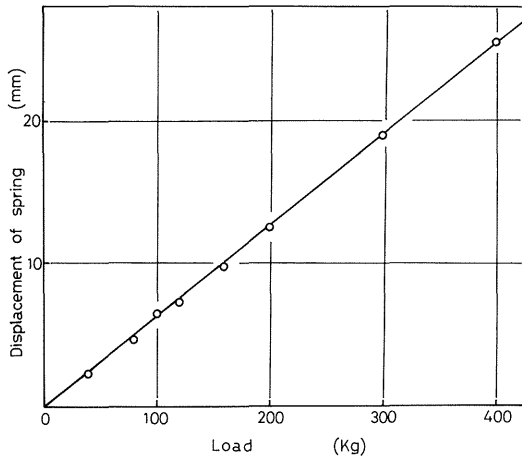


Fig. 4 Calibration diagram of static load.

(SUS 304), Table 1 参照) を用いて, 板状試験片を作製し, オーステナイト化処理 (1200°C 20時間) を施した後, 本試作機と市販の島津 1 t 引張圧縮疲労試験機 2 形の両方を使って疲労試験を行った。その結果, Fig. 5 のような S-N 曲線が得られた。両試験機の結果は良く一致しており, 本試作機が十分使用可能であり, 信頼性の高いことが再確認された。

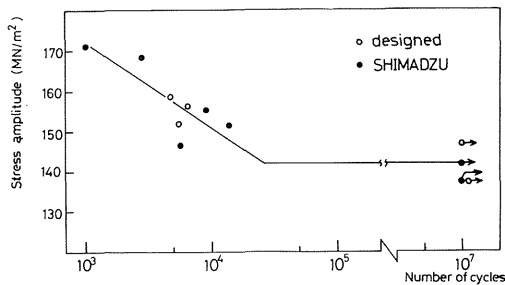


Fig. 5 Comparison between S-N curve of 18-8 stainless steel by our machine and that by commercial machine (Shimadzu).

4. Fe-Ni-C鋼に関する実験

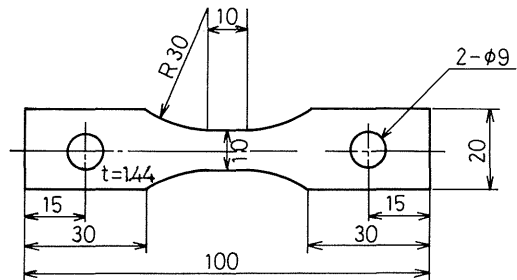
4.1 供試材, 試験片および熱処理

実験に用いた試料の化学組成を Table 1 に示す。試料は高周波真空溶解にて実験室的に作製したもので, 化学組成の選択理由は 4-3 で述べる。これを熱間圧延, 均

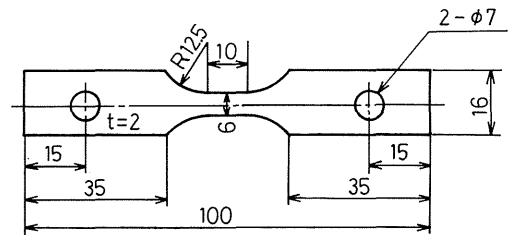
Table 1 Chemical compositions of specimens. (wt%)

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
Fe-27Ni-05C	0.58	0.12	0.19	0.010	0.007	26.89	—	bal
Fe-18Cr-8Ni	0.07	0.73	1.78	0.007	0.007	8.97	18.4	bal

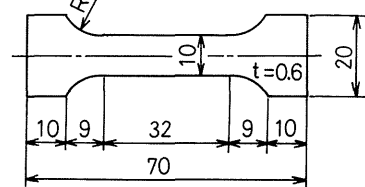
一化焼鈍および冷間圧延により, 所定の厚さの板材とした後, 圧延方向に平行に Fig. 6 のような疲労 (a), (b) および引張用試験片 (c) を切り出した。これらの試験片に,



(a)



(b)



(c)

Fig. 6 Test specimens: (a), (b) fatigue test specimens, and (c) tensile test specimen.

真空シリコニット炉 (10^{-2} Pa 以下) を用いて, 1423K (1150°C) で1時間の溶体化処理を施した後, 炉冷した。

4.2 実験方法

熱処理を施した試験片は, エメリー紙で1000番まで研磨した後, 化学研磨 ($\text{H}_2\text{O}_2 : \text{HF} : \text{H}_2\text{O} = 9:1:2$ の溶液) で加工層を除き, 鏡面仕上げとした。疲労試験は, 後述の理由より, 室温, 263K (-10°C), 243K (-30°C) の各温度において両振り負荷で行なった。温度調節は, デュワービン中に, 冷媒としてアルコールとドライアイスを用い, $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 内に保たれるようにした (温度制御法は, 今後改善してゆきたい)。温度は試料の平行部の近くに保持した熱電対により記録, 監視した。引張試験は, 新興通信KK製TOM 5tにより333K (60°C) \sim 203K (-70°C) の温度域の種々な温度で, クロスヘッド速度1mm/分で実施した。温度調節法は, 前述の疲労試験の場合と同じである。

4.3 本試料の特徴と選択理由

本試料は, 溶体化処理後, 室温ではオーステナイト単相である。室温以下の種々な温度に冷却すると, Fig. 7のようなマルテンサイトが生成する。これを, X線回折により定量分析⁽⁵⁾した結果がFig. 8に示してある。ここで, X線回折は, $\text{CoK}\alpha$ 線を用い, $(211)\alpha'/(220)\gamma$ の積分強度比から算出し, 集合組織等の検討および補正は行っていない。添字記号の α' はマルテンサイト, γ はオーステナイトを示す。このように, 本試料は, $M_s \sim M_f$ 点間の温度範囲が狭く, 冷却に伴う電気抵抗変化で測定した M_s 点は約239K (-34°C)で室温に近く, 前述の目的の実験に好都合である。Fig. 9に引張試験結果を示す。 M_s 点 $\sim M_d$ 点(333K (60°C)直上)間で伸びが著しく向上する, いまでは良く知られたTRIP現象がみられる。この引張性質の温度依存性と前報の経験から, 疲労試験を実施する温度として, TRIP現象の著しく現われる室温から M_s 点にかけて, 室温, 263K (-10°C), 243K (-30°C)の3点を選ん

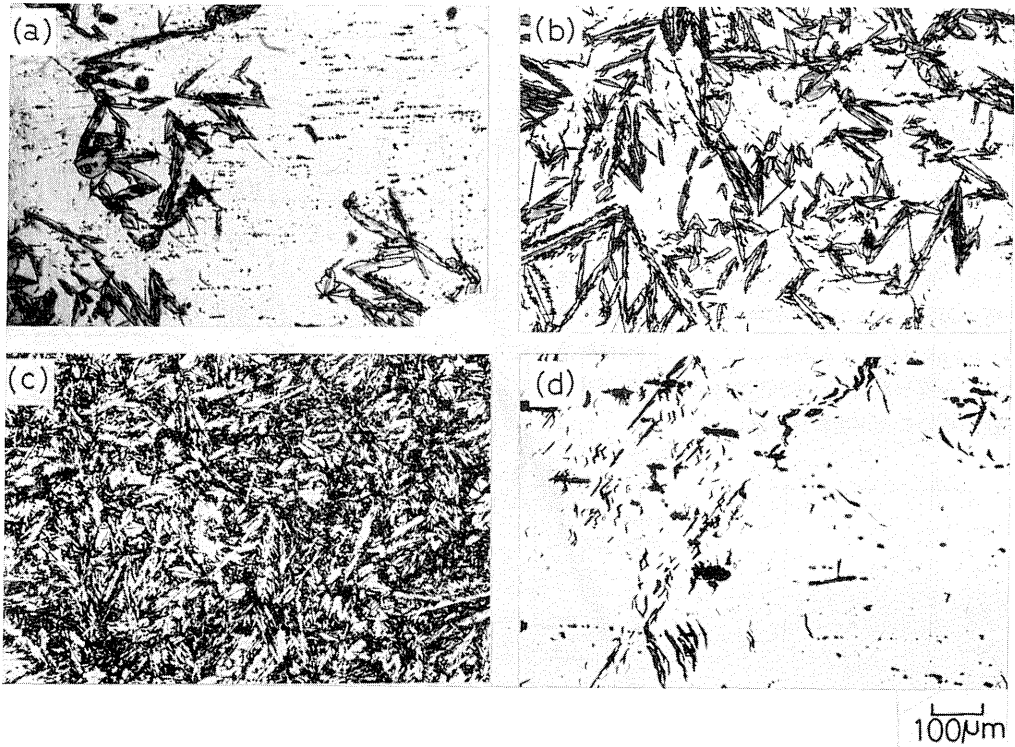


Fig. 7 Optical micrographs of martensite: (a) cooled to 238 K (no load), (b) cooled to 228 K, (c) cooled to 77 K, and (d) by alternating load of 265 MN/m^2 at 263 K.

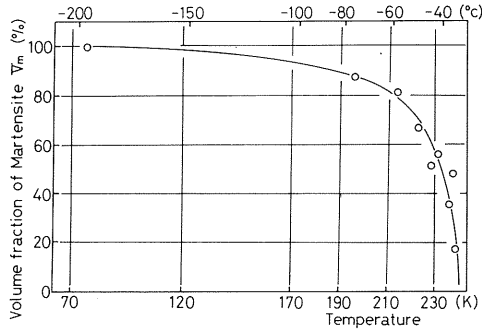


Fig. 8 Volume fraction of martensite formed by subzero-cooling to various temperatures: X-ray measurement.

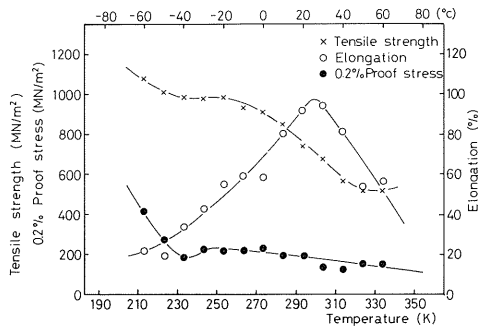


Fig. 9 Effect of test temperature on tensile properties.

だ。伸びが極大値を示す温度より高温側において、応力誘起マルテンサイト変態が生じ S-N 曲線に影響を与えることはほとんどない⁽¹¹⁾。

4.4 S-N 曲線に及ぼす試験温度の影響

得られた S-N 曲線を Fig. 10 に示す。時間強度は

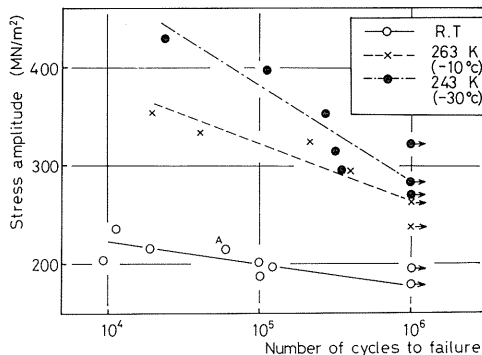


Fig. 10 Effect of test temperature on S-N curve.

温度の低下に伴い実験した範囲の全寿命域で上昇しており、マルテンサイト変態による向上が明らかになった。特に、短寿命になるほど、時間強度の向上が著しい。試験機の容量の点から、一部の高応力振幅の実験に対しては、試験片平行部の幅を2段にして細くして求めた。当然、試験片形状の効果が心配されるが、この試料を用いて室温で行なった実験結果(図中のA)は他の結果と良く一致しており、その影響は小さいものと思われる。

Fig. 11は、疲れき裂とマルテンサイト生成の関係を示す観察例である。き裂周辺には、多くのマルテンサイトが発生している。なお、室温の実験では、破面のごく近傍を除くとマルテンサイトの生成はほとんど認められなかった。

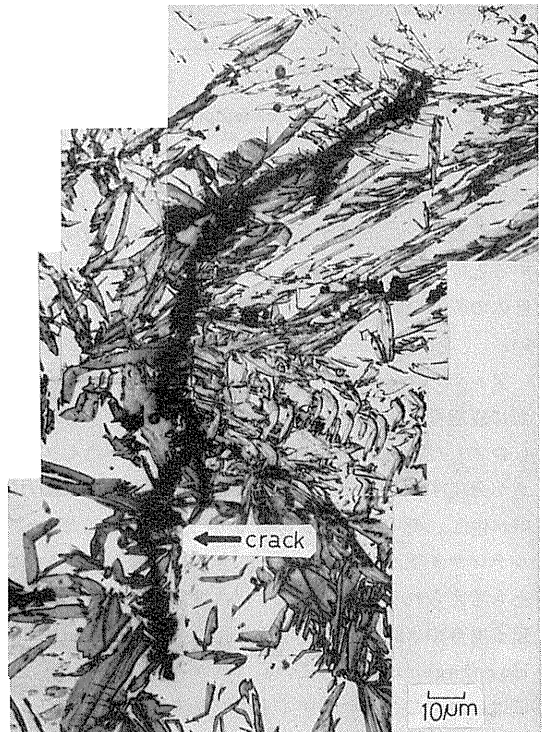


Fig. 11 Relationship between fatigue crack and martensite formed during fatigue test at 243 K.

5. 実験に関する考察

オーステナイト安定度と疲労強度の関係についての報告は、必ずしも見解が一致していない。本実験では、疲労試験機の試作と適当な試料の選択によって、 M_s 点~ M_d 点間の前述の3種の温度における S-N 曲線が得ら

れた。ここで、オーステナイト安定度を示す相対温度として、

$$T^* = (T - M_s) / (M_d - M_s)$$

を用いて、実験結果を整理してみると、Fig. 12 のようになった。Tは試験温度を表している。TRIP現象

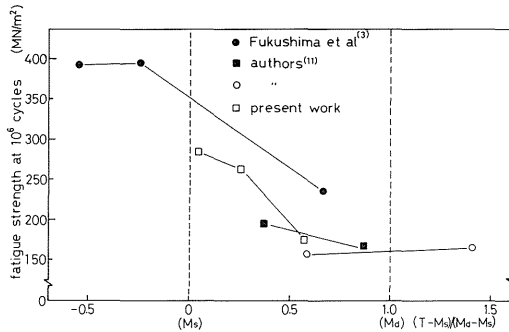


Fig. 12 General trend of temperature dependence of fatigue strength at 10^6 cycles.

の著しい約 $0.5T^*$ あたりより低温になるに伴い、疲労強度(ただし、ここでは 10^6 回に対する時間強度)が上昇するという傾向が見い出された。従って、TRIP現象自体の著しい領域では、疲労強度の大幅な向上は望めない。

マルテンサイトが生成すると、オーステナイトとの界面に変態歪による応力集中が生じ、界面クラックが発生しやすくなるという考えがある⁽⁵⁾。一方、いったんクラックが発生すると、その先端に幾何学的形状による応力集中が生じ、そのような高い応力場に優先的に応力誘起マルテンサイトが発生するので、き裂の進展が遅くなることも考えられる。き裂先端で、体積変化を伴う相変態が起る場合のき裂先端応力場の変化と進展速度の問題はHornbogen⁽⁹⁾が議論している。進展速度を遅くするためには、最適なマルテンサイト生成量(率)が存在するようである。

これらの考えを検討するために、まず、243Kで 10^6 回の繰り返し応荷を受けた試料に発生しているマルテンサイト量を考慮して、あらかじめ232Kに深冷処理し、約50%のマルテンサイトを発生させた試料を用いて、室温で疲労試験を行なった。その結果をFig. 13に示す。深冷処理材のS-N曲線は、オーステナイト単相材(深冷処理なし)の結果より高応力側にある。延性2相合金⁽¹⁴⁾の疲労特性については、すでに著者らが明確にしており、その立場からすれば、この結果は深冷処理によりオース

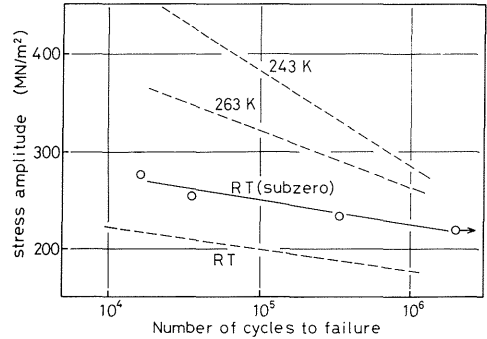


Fig. 13 S-N curve of specimens subzero-cooled to 232 K. Test temp. RT.

テナイト内のすべり距離が短くなったことと、き裂の進展が硬質相マルテンサイトにより阻止されるためと思われる。すなわち、仮に界面クラックの発生が容易になるとしても、そのことが疲労強度に及ぼす効果は小さいと考えられる。Fig. 13をみると、深冷処理材のS-N曲線は、単相材よりは高応力側にあるが、263Kや243KのS-N曲線よりは、かなり低応力側にある。一方、Fig. 12より推定して、オーステナイトの疲労強度温度依存性は、あまり大きいとは思われない。従って、この結果は、応力下で発生する場合の特徴であろう。

そこで、次に変態歪を測定してみた。平行部長さ30mm、幅10mmの試料に、室温のオーステナイト降伏強度の $\frac{1}{2}$ 以下の外力を応荷して連続的に冷却した。Fig. 14に、標点間距離(10mm)の変化を、読み取り顕微鏡を用いて測定した結果を示す。図には、無負荷の場合の結果も示してある。これを見ると、応力下での変態歪は明らかに異方的で、外力方向の歪が大きい。しかも、塑性変形と異なり、外力と垂直方向にも正の歪が生じている。このような変態挙動が、単に硬質相としてマルテンサイトが存在する以上に、243, 263Kの疲労強度が高くなる原因に関係していると思われる。

6. 結 言

準安定オーステナイト鋼の疲労強度の温度依存性を明らかにするために、実験目的に合致した引張圧縮型疲労試験機を試作した。この試作機を用いて、 M_s - M_d 点間温度範囲が狭く実験しやすいFe-Ni-C合金についてS-N曲線の試験温度依存性を調べた。疲労強度は、試験温度が低下し、マルテンサイトの生成量が多くなるにつれて上昇し、しかもその上昇量が、単に硬質相として

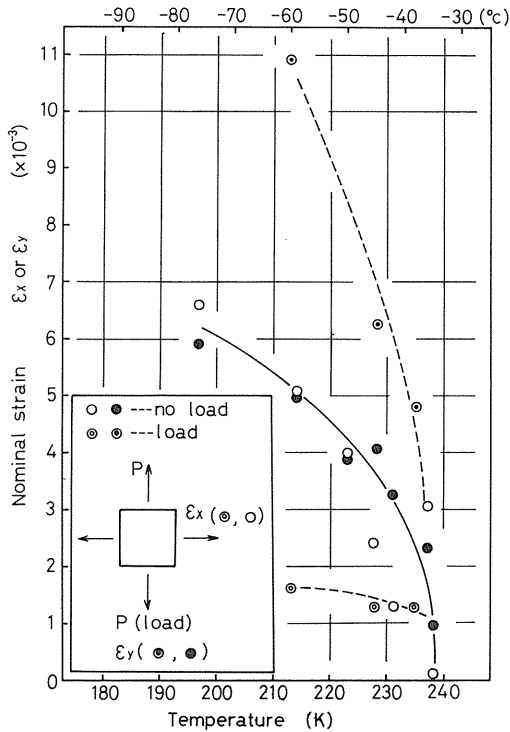


Fig. 14 Effect of applied load (within elastic limit) on transformation strain.

マルテンサイトが存在する結果予想される量よりも大きいことを示した。その原因は、応力下での変態の特徴にあると考え、変態歪を測定した結果、強い方向性が見い出された。

最後に、疲労試験機の製作に便宜をはかっていただいた本学実習工場の方々、および試料の溶解でお世話になった京都大学教授田村今男先生ならびに研究室の方々に深く感謝いたします。また、実験に関して熱心に御協力

下さった曾根 勉, 滝田祐次の両君に感謝いたします。

参 考 文 献

- (1) 藤田 達, 三沢博士, 堤 汪永, 鉄と鋼 58 (1972) 1693
- (2) G. R. Chanani, S. D. Antolovich and W. W. Gerberich, *Metall. Trans.*, **3** (1972) 2661
- (3) 福島英二, 後藤 昭, 石井正章, 金属学会誌 36(1972) 605, 材料強度学会誌, 8 (1973) 26
- (4) C. Bathias, R. M. Pelloux, *Metall. Trans.*, (1973) 1265
- (5) 須藤 一, 加賀 寿, 金属学会誌, 37 (1973) 1158
- (6) A. G. Pineau and R. M. Pelloux, *Metall. Trans.*, **4** (1974) 1103
- (7) D. Henuessy, G. Steckel and C. Altsbetter, *Metall. Trans.* **7A** (1976) 415
- (8) G. Baudry and A. Pineau, *Mater. Sci. Eng.*, **28** (1977) 229
- (9) E. Hornbogen, *Acta. Meta.*, **26** (1978) 147
- (10) 大橋建夫, W. S. Owen and R. M. Pelloux, 鉄と鋼 65 (1979) S 442
- (11) 友田 陽, 佐賀清美, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎, 茨城大学工学部研究集報 **24** (1976) 9
- (12) 福島英二, 機械学会誌 **77** (1974) 779
- (13) 平 修二, 田中吉之助, 小寺沢良一, 材料試験, **7** (1958) 545
- (14) Y. Tomota, N. Tachibana and K. Kuroki, *Trans. ISIJ* **18** (1978) 251