

© 1983 ISIJ

オーステナイト系ステンレス鋼の低サイクル疲労挙動 に及ぼす α' 変態の影響

論文

星野和夫*・向井孝慈*

Influence of $\gamma \rightarrow \alpha'$ Transformation on Low-cycle Fatigue Behavior in Austenitic Stainless Steels

Kazuo HOSHINO and Kouji MUKAI

Synopsis :

In this paper, the influence of $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation on strain-controlled low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels was studied in the temperature range from room temperature to -162°C . Low cycle fatigue life of stable steel was longer than that of unstable one. In unstable steels, fatigue life decreased with increase of volume of α' -phase induced in cycling test.

A discussion was made on cyclic hardening behavior by $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation. It was shown that harmful effect of α' -inducement on low cycle fatigue life was attributed to strengthen cyclic hardening and fatigue life was represented as a function of amount of cyclic hardening.

1. 緒 言

オーステナイト (γ) 系ステンレス鋼は低温域での靱性に優れ、溶接性、加工性も良好であるがため、低温構造材料として不可欠なものとなつている。最近では LNG 貯蔵設備におけるメンブレンシート材、配管材に多量の γ 系ステンレス鋼が用いられており、引張強度、疲労強度など低温域での機械的性質に関する知見が要求されている。いくつかの γ 系ステンレス鋼は室温で準安定な状態にあり、応力あるいはひずみにより γ 相はマルテンサイト相— α' 相 (bcc), ϵ 相 (hcp)—に変態するが、温度の低下でさらに γ 相は不安定となり、わずかの応力でマルテンサイト変態を生じ、 α' , ϵ 相が低温での機械的性質に多大の影響を及ぼすことは容易に推察される。

現に、 α' 相の誘発により加工硬化率が高められ、引張強さが上昇し¹⁾、適度の α' 相生成により大きな伸びが得られ、いわゆる TRIP 現象²⁾を生じる。一部のステンレス鋼では、耐力は低温域で逆温度依存性を示すことが知られており、これは $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態に起因すると言われている³⁾⁴⁾。

また、星野⁵⁾は ($\gamma + \alpha'$) 二相組織での応力拡大係数に及ぼす化学成分の影響について検討し、応力拡大係数と耐力との比は単に α' 量の多少では決まらず、 α' 相の強度、脆化に化学成分がどのような影響を及ぼすかに支配

されていることを報告している。

高サイクル疲労に関しても、 α' 相の生成は疲労強度を高め、 α' 相の誘発により疲労き裂の発生が抑制されることが報告されている⁶⁾⁷⁾。筆者らも前報⁸⁾において、 γ 安定度の異なるステンレス鋼を用い、引張強度、疲労強度、疲労き裂成長速度に及ぼすマルテンサイト変態の影響、また、耐力、疲労強度に及ぼす N の効果について明らかにしてきた。

低サイクル疲労に及ぼすマルテンサイト変態の影響についても研究がなされており、 α' 相の誘発は低サイクル疲労寿命に悪影響を及ぼすことが知られている⁹⁾¹⁰⁾。

しかし、 α' 相誘発による寿命低下の要因は、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態による繰り返し加工硬化の増加に起因する説⁹⁾と、繰り返し中の $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態は二次的効果であり、 α' 相生成に伴う破断絞りの低下に起因する説¹⁰⁾があり、必ずしも十分な見解が得られているとは言い難い面がある。とりわけ、低温域では γ 相はより不安定となり、 α' 変態の影響が明確にとらえられるはずであるが、低温域での低サイクル疲労の検討はほとんどなされていないのが現状である。また、実用的観点からも低温域でのデータの集積は有用と思われる。

本研究は低温域での報告例の少ない低サイクル疲労をとりあげ、 γ 安定度の異なる各種ステンレス鋼のひずみ制御低サイクル疲労試験を室温から -162°C の温度域

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 25 日受付 (Received Feb. 25, 1982)

* 日新製鋼(株)周南研究所 (Shunan Laboratories, Nisshin Steel Corp., Ltd., 4976 Oaza-Tonda Shinnanyo 746)

Table 1. Chemical compositions (wt%) and M_{d30} ($^{\circ}\text{C}$).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	M_{d30}
L0	0.101	0.55	0.93	0.029	0.005	17.13	7.51	0.022	29
L1	0.059	0.56	1.11	0.022	0.008	18.61	8.89	0.016	-11
L2	0.011	0.51	1.04	0.018	0.017	18.97	12.60	0.010	-97
L3	0.061	0.05	1.03	0.016	0.013	18.75	13.55	0.009	-144
L4	0.015	0.52	1.03	0.018	0.014	18.72	14.92	0.005	-161
N1	0.010	0.49	1.08	0.014	0.013	18.15	10.18	0.145	-79

で実施し、低サイクル疲労挙動に及ぼす α' 変態の影響を明らかにすることを目的としたものである。

2. 実験方法

2.1 供試材および熱処理

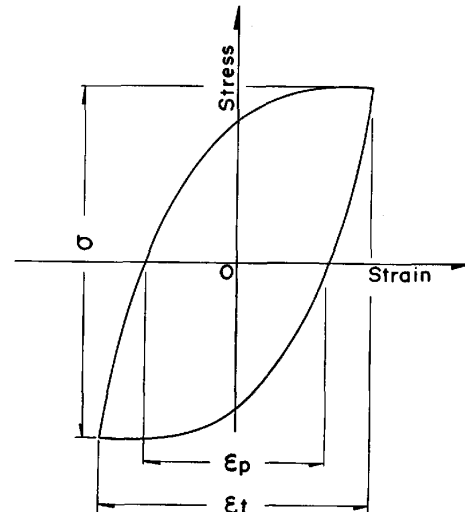
実験には Ni, C, N 含有量の異なる 6 種類の γ 系ステンレス鋼を用いた。それらの化学成分値および M_{d30} を Table 1 に示す。 M_{d30} はひずみ 0.3 を付与した時に 50% の α' 相を誘発する温度と規定されるものであり、本実験で対象としているひずみ量、変形様式と異なるが、 γ 相の相対的安定度の指標として用いる。 M_{d30} は野原ら¹¹⁾により提唱された実験式を用いて算出した。結晶粒度は後述するように一定なので、その寄与は省略している。

L 系の鋼は N 含有量の少ないもので、L0, L1 はそれぞれ SUS 301, SUS 304 である。L2, L3 は 19Cr-13Ni で、L2 は 0.01% C, L3 は 0.06% C を含有している。L4 は 19Cr-15Ni で 0.01% C である。N1 は 0.01C-18Cr-10Ni で N を 0.14% 含有した SUS 304LN である。L0, L1 は工場生産ラインにより製造されたスラブ片を用い、他は 50 kg, 100 kg 高周波真空溶解炉により溶製したものである。これらのスラブ片、鋼塊を 30 ϕ の丸棒に熱間鍛造後、1050 $^{\circ}\text{C}$ で 1 時間保持し水冷による固溶化処理を施し、冷間スウェージにより 18.5 ϕ の丸棒に加工した。冷間加工後の焼鈍は 1050 $^{\circ}\text{C}$ に加熱後水冷処理した。各鋼の加熱保持時間は結晶粒度を ASTM No. 6 に調整するため適宜変えた。

2.2 試験方法

疲労試験片は平行部の直径 8 mm, 長さ 25 mm の平滑丸棒試験片で、平行部の最終仕上げは 400 番エメリーペーパーで研磨した。疲労試験は液体窒素を冷媒に用いた低温槽を有する油圧サーボ式引張圧縮疲労試験機を使用し、室温、-100 $^{\circ}\text{C}$ 、-162 $^{\circ}\text{C}$ で、一定のひずみ量を繰り返した。

ひずみの制御は、低温環境でも使用可能なストレインゲージタイプの伸び検出器を作製し、試験片の軸方向のひずみ量を一定にした。ひずみ波形は平均ひずみ 0 の三角波で、ひずみ速度は 10 $^{-3}\text{s}^{-1}$ とした。1 cycle 中の応



ϵ_t : Total strain range (constant during test)
 ϵ_p : Plastic strain range
 σ : Stress range

Fig. 1. Schematic hysteresis loop in strain-controlled cyclic test.

力-ひずみの関係 (ヒステリシスループ) は Fig. 1 のようになり、全ひずみ範囲 (ϵ_t) 一定の試験では繰り返し数 (n) に伴い応力範囲 (σ)、塑性ひずみ範囲 (ϵ_p) は変化するので、ヒステリシスループを適宜 X-Y プロッターに記録し、繰り返し過程での σ , ϵ_p の変化 (繰り返し加工挙動) を調べた。破断繰り返し数 (n_f) は試験片が分断するまでの繰り返し数とした。

試験片破断後の α' 量を試料振動型磁力計¹²⁾で測定した。その試料は破面から約 5 mm 離れた平行部を精密切断機で厚さ 1 mm に切断し、電解研磨した試片から採取した。

3. 実験結果

3.1 全ひずみ範囲で整理した疲労寿命および α' 生成量

各温度における n_f を Fig. 2 に示す。室温では、鋼種間の n_f の差は少ないが、N を含有した N1 の n_f が最も高く、また、L0 は ϵ_t の小さい領域で高い n_f を有している。

-100 $^{\circ}\text{C}$ では、L2, L4 の n_f はほぼ等しく、L3 の n_f はそれらより増大している。-162 $^{\circ}\text{C}$ では、L2, L4, N1 はほぼ等しい n_f を有しているが、L1 の n_f はそれらより高い。

室温での各鋼の n_f をバンドで示しているが、-100

$^{\circ}\text{C}$ での L3, -162°C での L1 はバンドのほぼ中央に位置しており, 低温における n_f は室温のそれとはほぼ等しい. 一方, -100°C での L2, L4, -162°C での L2, L4, N1 は, ϵ_t の大きい領域でバンドの下限あたりに

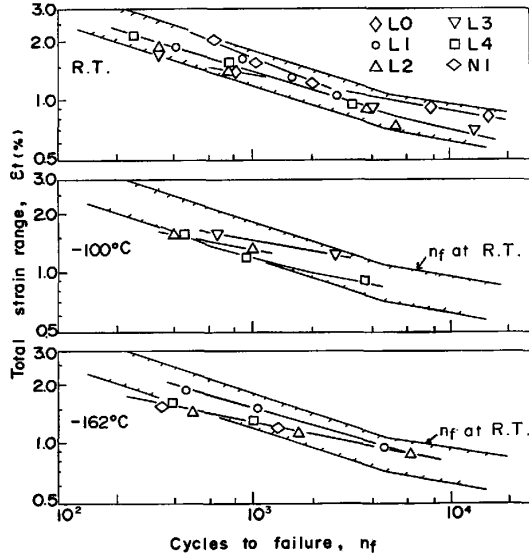


Fig. 2. Fatigue life vs. total strain range in various steels at temperatures between R.T. and -162°C .

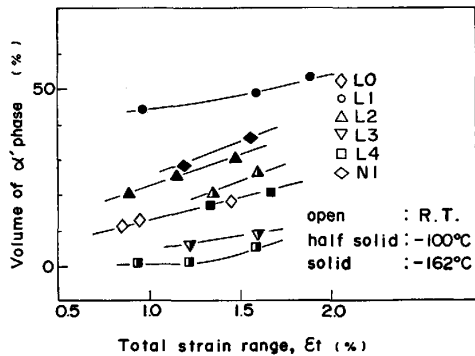


Fig. 3. Volume of α' -phase at fatigue fracture in various steels at temperatures between R.T. and -162°C .

位置しており, 低温での n_f は室温より若干低い.

疲労破断時における α' 生成量を Fig. 3 に示す. 室温では L0 で 10~15% の α' 相が誘発されているが, 他の鋼では α' は認められなかつた. -100°C では L4 の高い ϵ_t 領域で若干の α' 量が生成し, L3 で 5~8%, L2 で 20~25% の α' 相が生成している. -162°C では L1 で 50% 前後の α' 相が生成し, 以下, N1, L2, L4 の順に α' 量は減少している.

3.2 繰り返し加工挙動

Fig. 4 に繰り返し数に伴う σ , ϵ_p の変化の一例を示す. 室温での L1, -100°C での L4 は 15 cycle あたりまで大きな加工硬化を生じるが, したいに硬化率が減少し, 50 cycle 以後では σ , ϵ_p とも変化しない定常状態を示す. このような繰り返し加工硬化挙動を呈するものは, 室温での L1, L2, L3, L4, -100°C における L4, すなわち, γ 相が試験温度に対して安定な状態であり, かつ, N含有量の少ない鋼で, 以下に type I と呼

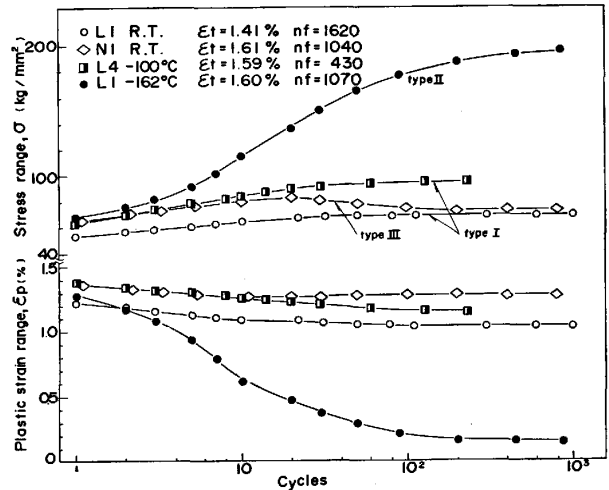


Fig. 4. Cyclic hardening and softening behaviors in various steels at temperatures between R.T. and -162°C .

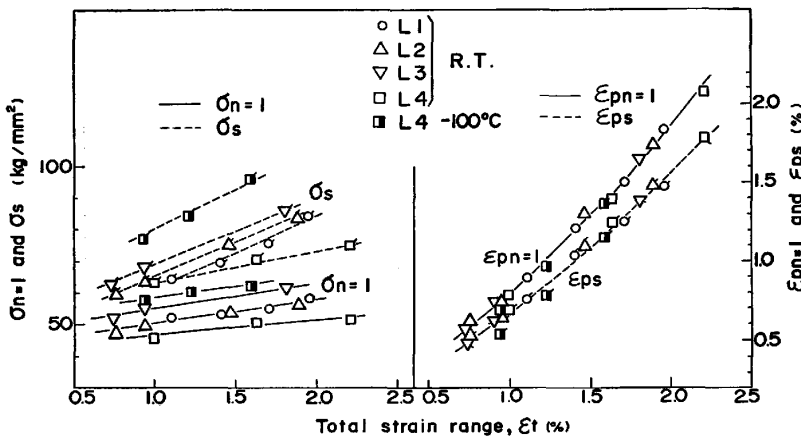


Fig. 5. Stress range and plastic strain range at 1 cycle and saturation hardening, $\sigma_{n=1}$, $\epsilon_{pn=1}$, σ_s and ϵ_{ps} , respectively in stable steels (type I) at R.T. and -100°C .

称する。

-162°CでのL1は破断に至るまで加工硬化を生じ、 ϵ_p は著しく低下し、type Iのような定常状態を示さない。このような繰り返し加工硬化挙動を呈するものは、室温でのL0、-100°CでのL2、L3、-162°CにおけるL1、L2、L4、N1であり、試験温度に対して γ 相が不安定な状態にあり多量の α' 相を誘発する鋼で、以下にtype IIと呼称する。

室温でのN1は繰り返し初期に加工硬化した後、 σ がしだいに減少し、軟化を生じる。このような繰り返し加工硬化-軟化挙動を呈するものをtype IIIと以下に呼称する。

Fig. 5はtype Iに属するものの1 cycle時の応力範囲、 $\sigma_{n=1}$ と塑性ひずみ範囲、 $\epsilon_{pn=1}$ 、および定常過程での応力範囲、 σ_s と塑性ひずみ範囲、 ϵ_{ps} を ϵ_t との関連で示したものである。 $\sigma_{n=1}$ は鋼種、温度により異なり、L4が最も低く、L1、L2はほぼ同程度の $\sigma_{n=1}$ を有し、L3はそれらより若干高い $\sigma_{n=1}$ を示す。

また、-100°CでのL4は室温より約12 kg/mm²高い $\sigma_{n=1}$ を示す。いずれの $\sigma_{n=1}$ も ϵ_t に対する依存性は同程度である。

σ_s についてみると、L4の室温での σ_s は ϵ_t に対する依存性が小さく、 $\sigma_{n=1}$ の ϵ_t 依存性とほぼ等しいが、室温でのL1、L2、L3、-100°CでのL4の σ_s の ϵ_t 依存性は室温でのL4より大きい。

一方、 $\epsilon_{pn=1}$ 、 ϵ_{ps} は鋼種間の差は少ない。 ϵ_t が増加するにつれ $\epsilon_{pn=1}$ と ϵ_{ps} の差は大きく現れ、この傾向は σ_s の ϵ_t 依存性が $\sigma_{n=1}$ の ϵ_t 依存性より大きく現

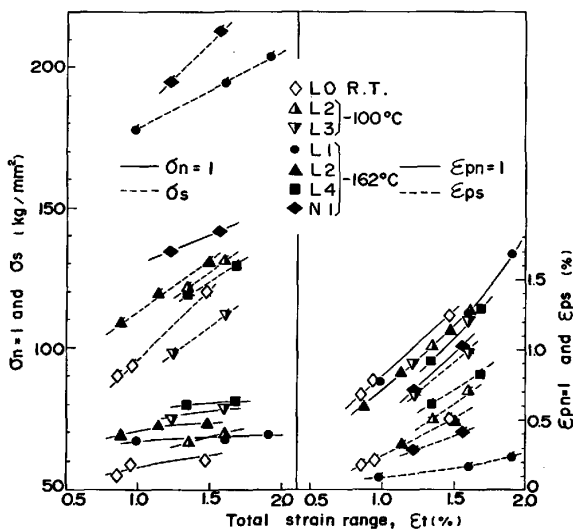


Fig. 6. Stress range and plastic strain range at 1 cycle and saturation hardening, $\sigma_{n=1}$, $\epsilon_{pn=1}$, σ_s , and ϵ_{ps} , respectively in unstable steels (type II) at temperatures between R.T. and -162°C.

れることと対応している。L4の-100°Cでの $\epsilon_{pn=1}$ 、 ϵ_{ps} は室温のそれらより若干低い。

Fig. 6にtype IIの $\sigma_{n=1}$ 、 $\epsilon_{pn=1}$ 、 σ_s 、 ϵ_{ps} を示す。type IIでは定常過程を生じないので、 σ_s 、 ϵ_{ps} は加工硬化飽和時、すなわち破断間近の最大応力時点での値をとつている。

室温では、L0の $\sigma_{n=1}$ はtype Iのグループ内で最も高い値を示したL3のそれにほぼ等しい。-100°Cでは、L2、L3の順に $\sigma_{n=1}$ は増加し、それらの値はtype IのL4より高い。-162°Cでの $\sigma_{n=1}$ はL1、L2、L4の順に増加し、N1はそれらより著しく高い $\sigma_{n=1}$ を有しているが、 $\epsilon_{pn=1}$ は他に比べ小さい値を示している。-162°Cでの σ_s についてみると、N1の σ_s が最も高く、以下、L1、L2、L4の順に低下するが、繰り返し過程での σ の増加量($\sigma_s - \sigma_{n=1}$)はL1の方がN1より大きい。

-100°Cでは、L3の σ_s はL2のそれより小さい。

ϵ_{ps} はtype Iに比べ著しく低く、L1の-162°Cでは $\epsilon_t = 1.9\%$ で ϵ_{ps} は0.25%となる。type IIの中で最も ϵ_{ps} の高いものは-100°CにおけるL3であるが、これでも $\epsilon_t = 1.6\%$ で ϵ_{ps} は0.98%となり、全ひずみのうち約1/3は弾性ひずみとなる。

3.3 塑性ひずみ範囲で整理した疲労寿命

n_f は各cycleで繰り返される塑性ひずみ量に大きく支配されると考えられるため、 n_f の評価は塑性ひずみ範囲でもつて整理される場合が多い。type IIの加工挙動を呈するものは繰り返し中に定常過程を示さないため、 $1/2n_f$ 時点での塑性ひずみ範囲を平均塑性ひずみ範囲($\bar{\epsilon}_p$)とし、その試験での塑性ひずみ量の代表値とした。Fig. 7に各温度における $\bar{\epsilon}_p$ を ϵ_t との関連で示す。

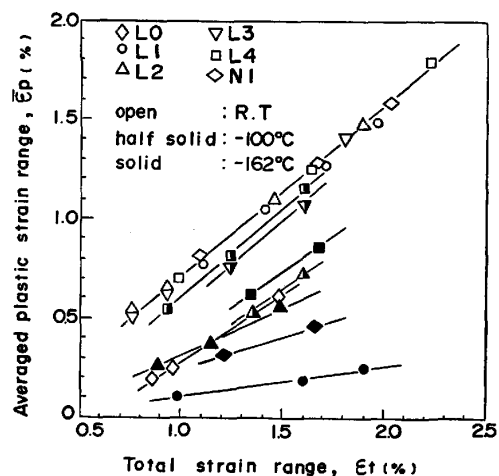


Fig. 7. Relation between averaged plastic strain range and total strain range at temperatures between R.T. and -162°C.

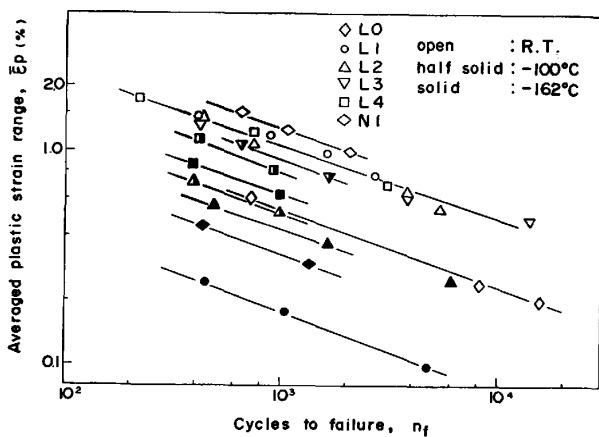


Fig. 8. Fatigue life vs. averaged plastic strain range in various steels at temperatures between R.T. and -162°C .

γ 相の安定な鋼の間では $\bar{\epsilon}_p$ に大差がなく、温度低下により $\bar{\epsilon}_p$ は若干減少する。室温での L0, -162°C での L1, N1 など多量の α' 相を生成する鋼では $\bar{\epsilon}_p$ は著しく減少し、 -162°C での L1 が最も低い $\bar{\epsilon}_p$ を有する。

Fig. 8 に $\bar{\epsilon}_p$ と n_f の関係を示す。室温では、L1, L2, L3, L4 の間に n_f の差はほとんどないが、N が添加された N1 の n_f はそれらより増大している。繰り返し中に α' 変態を生じる L0 は γ 相の安定な鋼より著しく低い n_f を示す。 -100°C では L3 の n_f が高く、次いで γ 相の安定な L4 の n_f が続き、 γ 相が最も不安定となる L2 の n_f が最も低い。 -162°C での n_f をみると、L4, L2, N1, L1 の順に n_f は低下し、定性的には γ 相が不安定な鋼ほど低い n_f を示す。

次に n_f の温度依存性についてみる。L1, L2, N1 のように低温域で γ 相が不安定となる鋼は温度低下で n_f は減少する。また、 -100°C まで γ 相が安定な状態にある L4 でも -100°C の n_f は室温より低い。

4. 考 察

γ 系ステンレス鋼の低サイクル疲労中の繰り返し加工挙動は γ 安定度、N により著しく相違し、繰り返し加工挙動の相違により疲労寿命が左右されることが推察される。

ここでは、 α' 変態による繰り返し加工硬化、疲労寿命への影響について type I の挙動と対比させて考察する。一方、N1 の室温試験でみられた繰り返し加工硬化-軟化挙動、および N による疲労寿命への影響については別報¹³⁾にて type I と比較させながら言及する。

4.1 繰り返し変形における α' 変態

疲労破断時における α' 量は Fig. 3 に示したように化学組成、試験温度、ひずみ量により異なる。 α' 量- ϵ_t

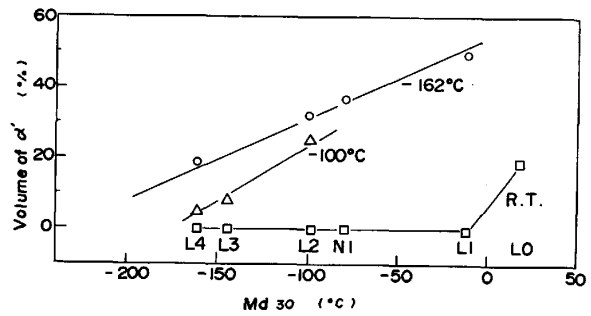


Fig. 9. Volume of α' -phase at fracture ($\epsilon_t=1.6\%$) as a function of M_{d30} at temperatures between R.T. and -162°C .

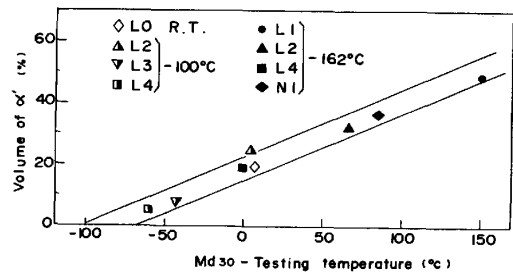


Fig. 10. Relation between volume of α' -phase ($\epsilon_t=1.6\%$) and temperature reduced testing temperature from M_{d30} .

の関係から $\epsilon_t=1.6\%$ に内挿、外挿して求めた α' 量を M_{d30} との関連で Fig. 9 に示す。本実験で用いた M_{d30} の計算値は以下の式¹¹⁾で与えられる。

$$M_{d30} (^{\circ}\text{C}) = 551 - 462(\%C + \%N) - 9.2\%Si - 8.1\%Mn - 13.7\%Cr - 29.0\%Ni \dots\dots\dots (1)$$

-162°C では L1, N1, L2, L4, の順に、 -100°C では L2, L3, L4, の順に α' 量は減少し、 α' 量と M_{d30} はそれぞれの温度でよく対応しており、 M_{d30} はかかる繰り返し変形においても γ 安定度の指標となりえている。また、C と N は γ 相安定性にほぼ等価の寄与を及ぼしていることがわかる。

試験温度の低下は γ 相をより不安定にし、 α' 量を増加させる。すなわち、 α' 変態を生じさせないための臨界の M_{d30} は試験温度の低い程、低い値を必要とする。

Fig. 10 に M_{d30} から試験温度を減じた値で α' 量を整理した結果を示すが、両者は良い対応関係を有しており、 M_{d30} と試験温度は一次結合の関係にあることが示される。

化学組成から求まる M_{d30} から試験温度を減じた値がおおよそ -70°C 以下にあれば α' 変態は誘起されなくなり、低サイクル疲労中に生成する α' 量を見積もるのに有効な指標となりうる。

ここで用いた α' 量は疲労破断までに生成した量であり、繰り返し過程でどの時点から α' 相を生成し始めた

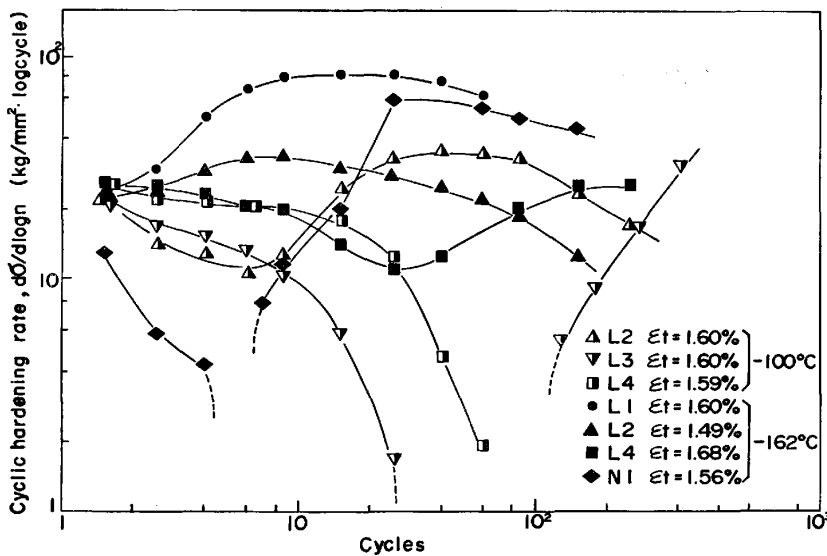


Fig. 11. Change of cyclic hardening rate as a number of cycles in various steels at -100°C and -162°C .

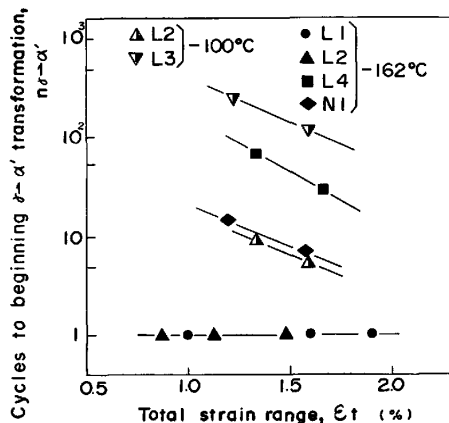


Fig. 12. Number of cycles to beginning $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation during testing at -100°C and -162°C .

かは明らかでない。しかし、 α' 相が生成すると著しい加工硬化を生じることは Fig. 4 から明らかであり、繰返し中の加工硬化率の変化を調べることで α' 相を生成し始める繰返し数を推定しうる。Fig. 11 に type II での繰返し数に伴う加工硬化率 (σ -log n 曲線の勾配) の変化を示す。同図のデータは -100°C 、 -162°C で $\epsilon_t = 1.5 \sim 1.7\%$ のものである。

-100°C での L4 は type I の挙動を示すもので、ここでは比較として用いたものであるが、繰返し数の増加に伴い加工硬化率はしだいに低下している。

-100°C での L2, L3, あるいは -162°C での N1, L4 は繰返し数に伴って加工硬化率が一旦減少した後、再び上昇している。すなわち、 γ 単相の場合、加工硬化率は繰返し数に伴い減少し、定常過程では硬化率は 0 となるが、この過程に α' 相が誘起されると加工硬化率は再び増加し始めると考えられる。また、 -162°C での

L1, L2 では繰返し初期から加工硬化率は上昇し始め、1 cycle から α' 相が誘発されたと考えられる。

Fig. 11 の結果をもとに、加工硬化率が立ち上がる時点での繰返し数を $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態開始の繰返し数 ($n_{\gamma \rightarrow \alpha'}$) とし、それを ϵ_t との関連で Fig. 12 に示す。 $n_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ は -100°C では L2, L3 の順に、 -162°C では L1, L2, N1, L4 の順に大きくなり、おおよそ M_{d30} が低いと繰返し過程での α' 相の生成が遅れることがわかる。しかし、詳細にみれば、N1 は L2 より M_{d30} が高いが、 -162°C での $n_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ を比較すると N1 の方が L2 より大きく、N は繰返し過程での α' 相の生成を遅らせる効果が認められる。

N 添加鋼の低温引張変形では、降伏後長範囲の塑性ひずみ領域にわたって容易すべりが観察される¹⁴⁾。本実験での疲労試験はひずみ制御で実施されているため、変形初期の ϵ_p は容易すべり領域に相当する塑性領域により構成されていると考えられる。したがって、たとえ α' 相が部分的に誘発されても塑性応力への反映が遅れるため、ここで求めた L1 の $n_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ はみかけ上大きな値を示したとも考えられる。N が繰返し過程での α' 相の生成を実際に遅らせているか否かは現時点では不明である。

4.2 繰返し加工硬化に及ぼす α' 変態の影響

疲労過程での α' 相の生成は繰返し加工硬化を高める。Fig. 13 に type I, II での繰返し加工硬化量 ($\Delta\sigma_h$)、すなわち Fig. 5, 6 に示した $\sigma_{n=1}$ から σ_s までの応力範囲の増加量を示す。

いずれの鋼、温度でも ϵ_t が大きくなると $\Delta\sigma_h$ は増加している。type I すなわち γ 相の繰返し加工硬化量についてみると、室温では L1~L4 の間で $\Delta\sigma_h$ にほとんど差がみられない。しかし、 -100°C での L4 の

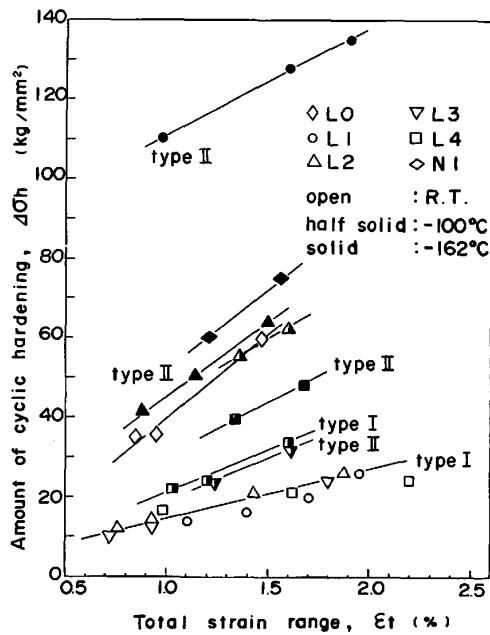


Fig. 13. Amount of cyclic hardening during testing in various steels at temperatures between R. T. and -162°C .

$\Delta\sigma_h$ は室温より増大しており、温度の低下により γ 相の加工硬化量は高められる。type II の $\Delta\sigma_h$ は -162°C での L1, N1, L2, 室温での L0, -100°C での L2, -162°C での L4, -100°C での L3 の順に低下し、この傾向は Fig. 3 に示した α' 生成量で定性的には説明できる。

しかし、type II の $\Delta\sigma_h$ には γ 相による加工硬化分も含んでいる。室温と -100°C で type I の繰り返し加工硬化がほぼ 50 cycle あたりで飽和し始めること、および Fig. 12 に示した $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態開始の繰り返し数を考慮すると、 -100°C での L3, -162°C での L4 は γ 相の繰り返し加工硬化が飽和した後、 α' 相を生成し始め、それによる強化が始まると考えられる。一方、 -100°C での L2, -162°C での L1, L2 は γ 相の繰り返し加工硬化過程からすでに α' 相の誘起による強化が始まっていると考えられる。一方、別報¹³⁾にて詳述するが、N 添加安定 γ 鋼の -162°C における繰り返し加工硬化はほぼ 4 cycle で飽和するため、 -162°C での N1 は γ 相の加工硬化飽和後、 α' 相の誘起による強化が始まると考えられる。すなわち、 -100°C での L3, -162°C での L4, N1 では、 $n_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ 時点での応力範囲から Fig. 6 に示した σ_s までの加工硬化分は α' 相による強化により生じた繰り返し加工硬化量 ($\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$) とみなせる。

Fig. 14 に $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ を α' 量との関係で示す。 α' 量が増加すると $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ は増大するが、そこには侵入型

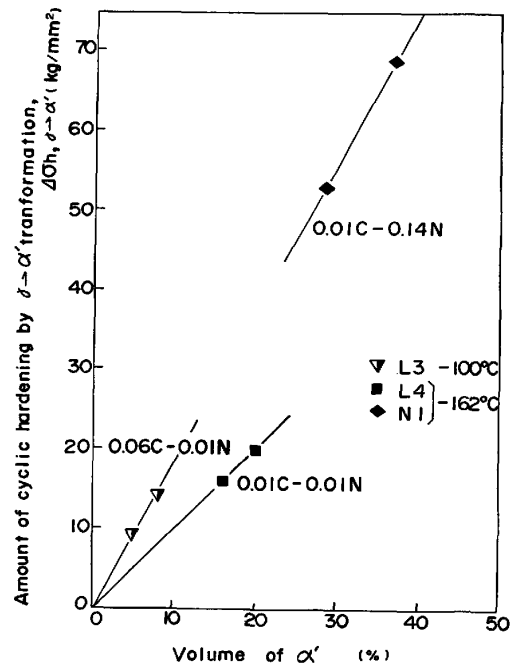


Fig. 14. Influence of volume of α' -phase on amount of cyclic hardening due to $\gamma \rightarrow \alpha'$ transformation at -100°C and -162°C .

元素量の影響が認められる。C, N 量の低い L4 の -162°C では、20% の α' 量で $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ は約 20 kg/mm² ほど増加している。

N が 0.14% 添加された N1 の $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ は α' 量による寄与が L4 のそれより高い。このことから、侵入型元素量の増加は α' 相生成による繰り返し加工硬化を高めることが明らかである。一方、 -100°C での L3 の $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ に及ぼす α' 量の寄与率は -162°C での N1 のそれにほぼ等しい。L3 と N1 では 0.06% C-low N と low C-0.14% N のちがいがあり、N1 は L3 の C 量の約 2 倍の N 量を含有している。しかも、N1 は -162°C であるにもかかわらず $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ に及ぼす α' 量の寄与は -100°C での L3 のそれと同等である。このことは、bcc 系の強度の温度依存性が強いことを考慮するならば、 $\Delta\sigma_{h, \gamma \rightarrow \alpha'}$ すなわち α' 相の強度に対して C と N は等価の寄与を及ぼさなく、C の α' 相強度に及ぼす効果は N のそれより大きいことを示唆しているものと考えられる。

4.3 低サイクル疲労寿命に及ぼす α' 変態の影響

低サイクル疲労寿命においては MANSON-COFFIN の実験式が適用され、塑性ひずみに関する項で表せば以下の式¹⁵⁾¹⁶⁾で示される。

$$\epsilon_p/2 = \epsilon'_f \cdot (2n_f)^{-c} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $\epsilon_p/2$ は塑性ひずみ振幅で、 ϵ'_f は $2n_f=1$ におけるひずみ量となり、単軸引張での破断に相当するこ

Table 2. Cyclic and monotonic parameters in various steels at temperatures between R.T. and -162°C .

Temperature Sample No.	R. T.					-100°C			-162°C			
	L0	L1	L2	L3	L4	L2	L3	L4	L1	N1	L2	L4
Cyclic												
Ductility exponent, c	0.36	0.36	0.37	0.35	0.38	0.37	0.32	0.35	0.38	0.36	0.31	0.34
Ductility coefficient, ϵ'_f	0.038	0.084	0.078	0.072	0.086	0.042	0.053	0.059	0.017	0.026	0.024	0.039
Monotonic												
Reduction of area (%)	72.3	75.1	79.9	77.5					70.8		76.3	
True fracture strain, ϵ_f	1.28	1.39	1.60	1.49					1.23		1.44	

とから引張試験での true fracture ductility, ϵ_f , との対応がしばしば試みられている¹⁵⁾. また, 傾き c は繰り返し加工硬化係数, n' , (前述の繰り返し加工硬化率とは異なる) で議論されている¹⁷⁾.

CHANANI ら¹⁰⁾の TRIP 鋼による結果では ϵ'_f は 0.35 ϵ_f となり, TAVERNELLI ら¹⁸⁾による低合金鋼, ステンレス鋼, 非鉄合金の結果でも $\epsilon'_f = 0.35\epsilon_f$ となることが報告され, ϵ_f の大きさが疲労寿命予測のパラメータとなりうることを指摘している.

また, LANDGRAF¹⁵⁾ は ϵ'_f を表すパラメータとして, 繰り返し応力-ひずみ曲線での 0.2% 耐力, σ'_y , 繰り返し加工硬化係数, n' , および引張破断強さ, σ_t , を用い, 低合金鋼, Ni マルエージ鋼, 非鉄合金の疲労寿命が $\epsilon'_f = 0.002(\sigma_t/\sigma'_y)^{1/n'}$ なる実験式で精度よく表しうることを報告している.

一方, HENNESSY ら¹⁹⁾によると, 繰り返し中に α' 変態を生じる AISI 301, 304 では ϵ'_f は ϵ_f の 1/5~1/10 とかなり小さい値となることが報告されている. また, 金沢ら²⁰⁾の 12Cr 鋼, 幡中ら²¹⁾の低合金鋼, 非鉄合金の結果によると, 疲労寿命は引張破断絞り, 破断伸びに対応しないことが指摘されている.

c については, CHANANI¹⁰⁾, TAVERNELLI¹⁸⁾の結果では 0.5 となり, COFFIN²²⁾の結果でも c の大きさは材料によつて変わらず 0.5 前後になることが報告されている. HENNESSY ら¹⁹⁾の AISI 301, 304 を用いての室温から 116°C での結果では c は 0.3~0.45 の範囲にあり, γ 安定度が増すにつれ c は大きくなることが示されている.

本実験における type I, II の ϵ'_f , c を (2) 式において $\bar{\epsilon}_p$ として求めた値, および一部の鋼での ϵ_f を Table 2 に示す.

c の大きさは 0.3~0.4 の範囲にあり, 試験温度, γ 安定度の影響を受けていない. これらの値は COFFIN²²⁾の主張する c の大きさより小さく, HENNESSY の結果¹⁹⁾ とほぼ一致している. ϵ'_f をみると, 室温での L1, L2, L3, L4 はほぼ 0.08 前後となり最も高い値を示し, 次

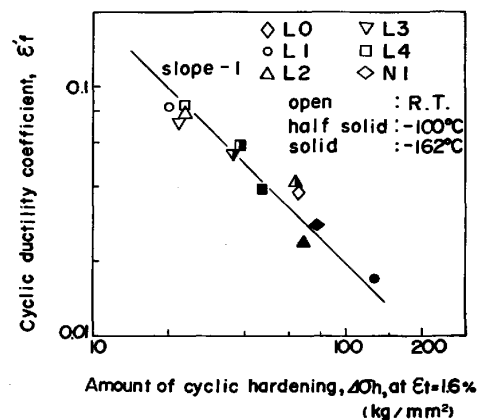


Fig. 15. Cyclic ductility coefficient as a function of amount of cyclic hardening ($\epsilon_t = 1.6\%$) in various steels at temperatures between R.T. and -162°C .

いで -100°C での L4 が 0.059 とそれらに続く. type II の ϵ'_f は type I よりかなり小さくなり, γ 相が最も不安定な -162°C での L1 が最も小さい ϵ'_f を有している. これらの傾向は定性的には γ 安定度に依存しており, γ 安定度が高まると ϵ'_f は増加している.

ϵ'_f を ϵ_f と比較すると, ϵ'_f は ϵ_f の 1/20~1/50 となり, ϵ_f に対しきわめて小さい値となる. また, 実験データが少ないが, ϵ'_f と ϵ_f の間には確かな相関がえられず, 破断絞りの大きさが疲労寿命予測のパラメータとなりえていない. これは, FRANKE ら²³⁾が指摘するように, γ 相の準安定な鋼では引張破断時と疲労破断時に誘発される α' 量が異なること, また, 繰り返しひずみの大きさによつても誘起される α' 量が異なること, すなわち, α' 量によつて繰り返し変形下と単軸引張下での塑性挙動が著しく異なることに起因すると考えられる.

type I は繰り返し初期の加工硬化後定常状態を呈するが, type II は α' 相の誘起により破断まで加工硬化を呈し, 加工硬化が繰り返し過程での塑性挙動を支配している. Fig. 13 に示した $\Delta\sigma_h - \epsilon_t$ 線図から $\epsilon_t = 1.6\%$ に内挿, 外挿して求めた $\Delta\sigma_h$ と ϵ'_f の関係を Fig. 15 に示す. 両者は log-log プロットではほぼ直線近似され,

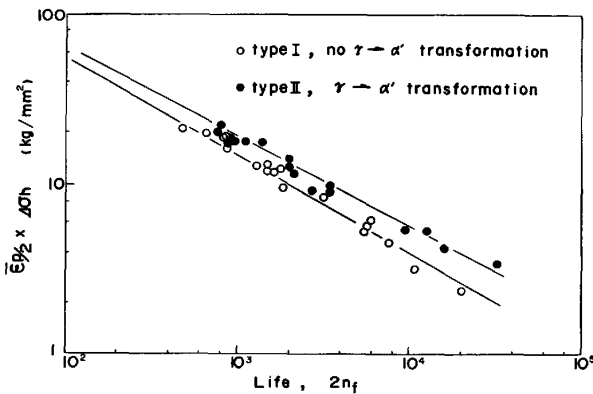


Fig. 16. Fatigue life ($2n_f$) vs. product of averaged plastic strain range, $\bar{\epsilon}_p/2$, and amount of cyclic hardening, $\Delta\sigma_h$, in stable and unstable steels at temperatures between R.T. and -162°C .

その傾きはほぼ -1 となる。すなわち、 ϵ_f は $\Delta\sigma_h$ と逆比例の関係にあることがわかる。Fig. 16 に各実験点での $\bar{\epsilon}_p/2$ と $\Delta\sigma_h$ の積でもつて $2n_f$ との対応性を表示した結果を示す。

type II の疲労寿命は $\Delta\sigma_h$ をパラメータとしてよくまとまりうるということが認められる。また、type I の疲労寿命についても type II のそれに接近しており、高ひずみ域では type I, II の間にほとんど差異はないが、高寿命側では多少の差異を生じている。しかし、Fig. 8 に示した $\bar{\epsilon}_p$ のみの整理結果と比べると type I, II の疲労寿命の差異、type II の間での疲労寿命の差異はきわめて少なくなっている。結局、type I, II の疲労寿命は以下の実験式で表しうる。

$$\text{type I} : \bar{\epsilon}_p/2 = 800/\Delta\sigma_h \cdot (2n_f)^{-0.57} \dots\dots\dots (3)$$

$$\text{type II} : \bar{\epsilon}_p/2 = 800/\Delta\sigma_h \cdot (2n_f)^{-0.53} \dots\dots\dots (4)$$

低サイクル疲労寿命は繰り返し加工硬化の大きさと密接に関与し、加工硬化が疲労損傷を高める原因となることが示唆される。4.2 で述べたように、繰り返し加工硬化は γ 相の硬化と α' 相の誘起による強化により生じ、繰り返し加工硬化を高める要因として、ひずみ振幅、試験温度、 α' 量、侵入型元素量があげられたが、結果的にはそれらは繰り返し加工硬化量を介して疲労寿命に影響を及ぼす。

α' 変態による低サイクル疲労寿命の低下は α' 相により加工硬化が高められることに起因すると結論される。

また、type I についても、L4 の -100°C での疲労寿命が室温より低下するのは、温度低下により γ 相の繰り返し加工硬化が高められた結果と判断される。しかし、(3), (4) 式で表した type I, II の疲労寿命は低ひずみ域に移行するほど差が大きく現れる。これは、type I では低ひずみ域ほど破断繰り返し数に占める加工硬化

の割合が相対的に減少するためである。しかし、高ひずみ域では type I, II の疲労寿命が繰り返し加工硬化量をパラメータとしてよくまとまりうることから、type I の疲労損傷は大半が繰り返し初期の加工硬化過程で蓄積されると主張したい。

5. 結 言

γ 安定度の異なる各種ステンレス鋼を用い、低サイクル疲労寿命、繰り返し加工硬化挙動に及ぼす α' 変態の影響について室温から -162°C の温度域で検討した。

得られた結果を以下に要約する。

(1) 疲労破断時における α' 量は野原により提唱された M_{d30} の実験式でまとめ、繰り返し変形における γ 相の安定性に対し C と N は等価の寄与を及ぼす。 γ 安定度が高まるにつれ、繰り返し過程に α' 相が生成し始める時期が遅れる。

(2) α' 相の誘発は繰り返し加工硬化を高めるが、侵入型元素量の低減は α' 相の誘発による繰り返し加工硬化を緩和させる。低 C, N γ 安定鋼の繰り返し加工硬化は温度低下により高められる。

(3) 低サイクル疲労寿命は塑性ひずみ範囲で整理すると γ 安定度の影響を著しく受け、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態は疲労寿命を低下させる。低 C, N γ 安定鋼の疲労寿命は温度低下により低下する。

(4) γ 不安定鋼の低サイクル疲労寿命, n_f , は繰り返し加工硬化量, $\Delta\sigma_h$, をパラメータとして整理でき、平均塑性ひずみ範囲, $\bar{\epsilon}_p$, を用いて次の実験式で表せ、

$$\bar{\epsilon}_p/2 = 800/\Delta\sigma_h \cdot (2n_f)^{-0.53}$$

$\Delta\sigma_h$ が大きくなるほど疲労寿命は低下する。 γ 不安定鋼における疲労寿命の低下は α' 相による強化で繰り返し加工硬化が高められることに起因すると考えられる。

文 献

- 1) C. J. GUNTNER and R. P. REED: Trans. ASM, 55 (1962), p. 399
- 2) J. P. BRESSANELLI and A. MOSKOWITZ: Trans. ASM, 59 (1966), p. 223
- 3) 肥後矢吉, 森 勉, 中村正久: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2561
- 4) 藤倉正国, 宗 光彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 794
- 5) 星野和夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 659
- 6) 福島英二, 後藤 昭, 石井正章: 日本材料強度学会誌, 14 (1979), p. 173
- 7) 泉 久司, 砂田久吉, 圓尾武史: 日本材料強度学会誌, 14 (1979), p. 173
- 8) 向井孝慈, 星野和夫, 藤岡外喜夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 173
- 9) G. RAUDRY and A. PINEAU: Mater. Sci. Eng.,

- 28 (1977), p. 229
- 10) G. R. CHANANI and S. D. ANTLOVICH: Metall. Trans., 5 (1974), p. 217
- 11) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 772
- 12) 星野和夫, 伊東建次郎, 小松歳弘: 日新製鋼技報, 39 (1968), p. 312
- 13) 私信
- 14) 向井孝慈, 伊東建次郎, 星野和夫: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1077
- 15) R. F. LANDGRAF: ASTM STP 467 (1970), p. 3
- 16) C. E. FELTNER and P. BEARDMORE: ASTM STP 467 (1970), p. 77
- 17) J. MORROW: ASTM STP 378 (1965), p. 45
- 18) J. F. TAVERNELLI and L. F. COFFIN: Trans. ASM, 51 (1959), p. 438
- 19) D. HENNESSY, G. STECKEL, and C. ALTSTETTER: Metall. Trans., 7A (1976), p. 415
- 20) 金沢健二, 山口弘二, 小林一夫: 材料, 28 (1979), p. 393
- 21) 幡中憲二, 山田敏郎, 広瀬勇次: 日本機械学会論文集, 45 (1979), p. 1125
- 22) J. F. COFFIN: Trans. ASME, 76 (1954), p. 931
- 23) G. FRANKE and C. ALTSTETTER: Metall. Trans., 7A (1976), p. 1719