極軟鋼の静引張性質ならびに繰返し応力下の 応力-ひずみ挙動に及ぼすひずみ時効の影響*

中 川 隆 夫** 猪 飼 靖*** 福 原 邦 夫****

Effect of Strain Ageing on the Static Tensile Properties and the Dynamic Stress-Strain Behaviour of Ultra Soft Steel

by

Takao NAKAGAWA, Yasushi IKAI and Kunio FUKUHARA

(Faculty of Engineering, Kobe University, Kobe)

For the purpose of explaining the mechanism of so-called "fatigue hardening", the static tension tests and the fatigue tests under pulsating tension with a constant stress amplitude were performed on an extremely low carbon steel and the relations among its yield strength, grain size, strain hardening exponent and strain ageing capacity were studied. The effects of decarburizing and denitriding on the mechanical properties were also investigated. From the fatigue experiments, the static tension properties during fatigue stressing and the variation of plastic strain amplitude under constant stress amplitude were clarified.

Several significant results were obtained as follows: The values of the constants in the Petch relation on yield stress increase with strain ageing capacity. The strain hardening exponent does not depend on decarburizing and denitriding but its value increases with grain size. It is found that denitriding is much more effective than decarburizing to eliminate strain ageing.

Three stages are recognized in the fatigue process of unnotched material. The hardening in STAGE I results mainly from strain hardening, while strain ageing seems to be the dominant factor of fatigue hardening in STAGE II.

(Received Sep. 11, 1973)

1 緒 言

α -鉄や炭素鋼の他の材料にみられない著しく特徴的な現象の一つは明りょうな疲労限度の存在とこれに伴う過小応力効果および Coaxing 効果である。このことはこの金属における明りょうな降伏点^{1,2)}の存在や青熱ぜい性とともに古くから注目されてきた。これらの現象は刃状転位を有する結晶格子へ炭素や窒素などの侵入原子が拡散することによるいわゆる Cottrell ふん囲気の形成とされ、したがってこれらはひずみ時効と本質的に同じ機構であると説明されてきた。最近、破壊力学の急速な発達によって切欠き材やき裂材の疲労過程（主として疲労き裂進展過程）の研究は著しく発達し、かつて石橋氏が提唱した切欠き材における

二つの疲労限度 σ_{w1} と σ_{w2} という概念も破壊力学によって説明されつつある。切欠き材やき裂材ではき裂の進展過程が寿命の大部分を占めているのに反し、平滑材では寿命の90%以上になってもなおきわめて微細なき裂すら発見できないことも多く、き裂の進展過程よりもき裂発生までの過程が重要であり、破壊力学の直接的応用は困難であり、切欠き材やき裂材とは全く違ったアプローチが必要となる。その研究の方法は全く自由であるかわりに、破壊力学のような基盤の上に立って進めていくといった容易さもない。このため、平滑材の疲労限度の機構に関する研究はほとんど進んでいない現状にある。

変動応力やランダム応力下での疲労寿命は直線被害則（マイナー則）に従わず、このため、修正マイナー則や Corten-Dolan 法などを用いて過小応力も有限の寿命をもつとして寿命計算に入れなければならないことから、一定応力振幅以外の変動応力では“疲労

* 原稿受理 昭和48年9月11日

** 正 会 員 神戸大学工学部 神戸市灘区六甲台町

*** 神戸大学工学部 神戸市灘区六甲台町

**** 神戸大学大学院 神戸市灘区六甲台町

限度が存在しない”と考えた方がよいとさえいわれはじめてい。しかるに一定応力振幅のとき、明りょうな疲労限度が認められるのはなぜであろうか？ このような疑問から再び（平滑材の）疲労限度の機構という問題がクローズアップされつつある。これを明らかにするためには疲労の過程における諸特性の変化や力学的挙動について、もっと詳細な研究を行なう必要がある。

筆者の一人は先に数種の材料について静引張性質と疲労過程での応力-ひずみ挙動を調べ、ひずみ硬化指数が（寿命の大部分にわたる）疲労硬化の支配的要因でないことを述べた。特に鋼についてはこの疲労硬化速度の大小がひずみ硬化指数の大小と関係がないかもしれないしくは逆の関係となっていることから、鋼のこの疲労硬化はひずみ硬化がその支配的要因でなく、もっとほかの要因、すなわち、ひずみ時効が支配的要因であろうと推論した。

本研究では、鉄鋼（平滑材）の疲労限度の機構の解明には繰返し応力作用下のひずみ時効を研究することが重要と考え、焼なまし材および（ほとんどひずみ時効しない）脱炭材および脱炭脱窒材についてまずひずみ時効の静引張性質（特に降伏点とひずみ硬化指数）に及ぼす影響を調べ、これを基礎としてつぎに一定応力振幅片振り引張疲労試験を行なって、降伏点より少し低い繰返し応力下で生ずる疲労硬化と疲労軟化の機構を調べ、繰返し応力下のひずみ時効の疲労硬化への寄与について若干の考察を行なった。

2 試験材料、試験片および実験方法

2・1 試験材料および試験片

供試材料は脱炭および脱窒処理の容易な極軟鋼（0.039% C）圧延板で、その化学成分を Table I に、静機械的性質を Table II に示す。（顕微鏡組織は紙面の都合で省略するが）平均フェライト粒径は 75μ である。この素材を機械加工し、Fig. 1 に示す寸法および形状の試験片に仕上げた後、940℃で 2 hr 真空焼なましした。

Table I. Chemical composition of the material.
(%)

C	Si	Mn	P	S
0.039	<0.01	0.37	0.007	0.005

Table II. Mechanical properties of the material
(annealed).

Lower yielding point ($\sigma_{0.2}$) (kg/mm ²)	Tensile strength (σ_B) (kg/mm ²)	Elongation (δ) (%)	Reduction of area (ψ) (%)	Vickers hardness (H_v)
17.8	28.9	48.9	69.5	105

Fig. 1. Size and shape of the specimen.

2・2 脱炭および脱窒処理

鉄金属のひずみ時効の原因である侵入型溶質原子、すなわち炭素および窒素原子を除去した材料を用意するため、試験片総数の約半分のものに対し、脱炭および脱炭脱窒処理を施した。これには湿水素焼なまし法を用いた。脱炭と脱窒の速度が鋼中の炭素や窒素の拡散恒数と表面の水素ガスとの反応速度に依存するので、脱炭と脱窒を最も効果的に行なうための最適焼なまし温度は脱炭と脱窒とで異なる。脱炭反応がフェライト結晶粒を粗大化することを利用して、600℃から900℃までの各種の温度で湿水素焼なましを行なった結果、最も良く脱炭される焼なまし温度は840℃となった。本実験に用いた材料の組織はほとんど大部分がフェライト粒であり、Enrietto⁴⁾によれば、 α -Fe 中では脱窒に最適の焼なまし温度は600℃ということであるので、以下脱窒処理のための焼なまし温度を600℃とした。また適量の水蒸気を添加すれば、鋼中の炭素と窒素の除去を促進できるので、脱炭処理には7.5 vol. %、脱窒処理には2.5 vol. %の水蒸気を付加した。

2・3 静引張試験とひずみ時効能

静引張試験は島津オートグラフ IS-2000 を使い、クロスヘッド速度 2.5 mm/min で行なった。引張試験の途中一たん除荷した後に人工時効処理を行なったが、このときのひずみ時効能の評価として次に示す“ひずみ時効指数” (strain ageing index) を用いた。すなわち、Fig. 2 に模式的に示したように、試験片に5%の残留ひずみを与えた後、100℃で1 hr の人工時効処理を施し、再負荷したときの降伏点の上昇割合

Fig. 2. Stress-strain diagram to explain “strain ageing index” schematically.

$$\varphi = \frac{\sigma_B - \sigma_A}{\sigma_A} \times 100 (\%) \quad (1)$$

をひずみ時効指数とした。

2・4 疲労試験

疲労試験に用いた材料も静引張試験に用いたものと同じ焼なまし材と脱炭脱窒材である。ただし、脱炭脱窒材は 860℃で 70 hr と 600℃で 70 hr 湿水素焼なまし処理を施したので結晶粒径は 450 μ と粗大化している。疲労試験は島津オートグラフ IS-2000(14cpm) による低サイクル片振り引張試験と島津万能疲れ試験機 UF-500(1000cpm) による高サイクル片振り引張試験である。作用応力は降伏点の違いによる影響を除くため、各材料とも降伏点の 0.930 および 0.977 倍の応力とした。また降伏点以下のフェライト粒の損傷の程度を調べるため、焼なまし材の表面を 800# の研摩紙で研摩後、電解研摩を行なって平滑な面に仕上げ、硝酸アルコール溶液でエッチングして組織をあらわした。繰返し応力作用によるいわゆる“疲労硬化”と“疲労軟化”の機構を調べるため、疲労試験中の塑性ひずみ振幅 ε_{pa} を測定した。なお、所定の繰返し数に達した後、静引張試験を行なって、応力-ひずみ曲線をもとめた。この場合の繰返し応力も降伏点の 0.977 倍、作用繰返し数は 0~10⁶ 回の数種とした。

3 実験結果および考察

3・1 静引張性質に及ぼすひずみ時効の影響

3・1・1 ひずみ時効能に及ぼす焼なまし時間の影響

840℃で湿水素焼なまし処理を行なったときの処理時間とひずみ時効指数の関係を調べたところ、840℃で脱炭処理を行なったときには、ひずみ時効指数 φ の値は処理前の 29.5% から 70 hr. 処理後の 28.8% とわずかながら下がっているだけであった。600℃で 70 hr. の脱窒処理を行なったときの φ の値は 21.0% でかなり下がっている。840℃で 70 hr. の脱炭処理後さらに 600℃で 70 hr. の脱窒処理を施したものの φ の値は 19.4% であった。このように、脱窒処理を行なう方が脱炭処理の場合よりひずみ時効除去には効果的であること、および脱窒処理前に脱炭処理を行なうことによるひずみ時効除去の効果は少ないことがわかる。以上は板厚が 3.0 mm の場合であるが、板厚を 1.58 mm に減じて上と同じ脱炭脱窒処理を施したものの φ の値は 14.1% であり、板が薄いほどひずみ時効除去に効果がある。

3・1・2 降伏点に及ぼす結晶粒の大きさと炭素および窒素の影響

Fig. 3 は焼なまし材の応力-ひずみ曲線を示す。図で結晶粒径 240 μ のものは 1000℃; 2 hr., また 75 μ のものは 940℃; 2 hr. の真空焼なましによって得られたものである。Fig. 4 は脱窒材の応力-ひずみ曲線を示す。図で粒径 20 μ のものは 600℃; 70 hr. の湿水素焼なまし、400 μ のものは脱窒後さら

Fig. 3. Stress-strain curves of the annealed material.

Fig. 4. Stress-strain curves of the denitrified material.

Fig. 5. Stress-strain curves of the decarburized and denitrified material.

に 940℃で 2 hr 真空焼なましして得られたものである。Fig. 5 は脱炭脱窒材の応力-ひずみ曲線である。これらの図から応力-ひずみ曲線に及ぼす結晶粒径の影響が著しいこと、および脱炭の影響は脱窒の影響ほど大きくないことがわかる。

Table III は Figs. 3~5 より得られた応力-ひずみ曲線から引張特性の値をもとめて結晶粒度とともに示したものである。ひずみ硬化指数 (strain hardening exponent) は Ludwik の式

$$\sigma = k \varepsilon_p^m \quad (2)$$

の指数 m である。結晶粒度が降伏点、Lüders ひずみおよびひずみ硬化指数に及ぼす影響は炭素と窒素の含有率の差が与える影響と複雑にからみ合った問題であるから、各要因すなわち結晶粒度、炭素と窒素の量を独立に変えて降伏点、Lüders ひずみおよびひずみ硬化指数の変化を調べる必要がある。

Table III. Comparison of tensile properties between three materials of different treatment.

	d (μ)	φ (%)	σ_y^* (kg/mm ²)	ϵ_L (%)	m
Annealed	55	29.5	19.2	2.57	0.168
	75	29.5	17.7	2.40	0.177
	240	29.5	13.6	0.62	0.260
Denitrified	20	21.0	18.5	3.10	0.140
	400	21.0	8.0	small	0.284
Decarburized and denitrified	450	14.1	6.4	small	0.284

* σ_y Lower yield stress

下降伏点 σ_y と結晶粒径 d との間には有名な Petch の式の関係

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \quad (3)$$

がある。ここで σ_0 は転位の運動に対する摩擦応力であり、また k_y は転位の固着力または新しい転位を作るに必要な応力に比例する量で、ともに結晶粒度に依存しないとされている。Fig. 6に σ_y と $d^{-1/2}$ との関係を示す。図に見るように、同一粒度に対し、下降伏点は炭素や窒素の量が少ないほど（したがってひずみ時効能が小さいほど）低いこと、およびこれからも脱炭の影響は脱窒の影響ほど顕著でないことがわかる。Table IV は焼なまし材と脱炭脱窒材の σ_0 と k_y の値をひずみ時効指数 φ の値とともに示したものである。 φ の値が大きいほど σ_0 と k_y の値の大きいことが認められる。

Fig. 6. Relation between grain size and yield stress.

Table IV. Values of σ_0 and k_y in Petch relation.¹¹⁾

Material	φ (%)	σ_0 (kg/mm ²)	k_y (kg/mm ^{-3/2})
Annealed	29.5	8.42	2.54
Denitrified	21.0	4.99	1.91

3・1・3 ひずみ硬化指数に及ぼす結晶粒大きさと炭素および窒素の影響 Fig. 7はひずみ硬化指数 m と結晶粒径 d との関係を示したもので、これにより結果は種々の炭素と窒素の量を有するにもかかわらず、一

Fig. 7. Relation between grain diameter and strain hardening exponent.

Fig. 8. Relation between grain diameter and Lüders strain.

本の滑らかな曲線上にあり、 m の値が炭素および窒素の量に依存せず結晶粒度のみに依存すること、および粒径 d の値が大きいほど m の値の大きいことがわかる。（これは Morrison の結果とも一致している）以上のことは結局ひずみ硬化指数 m がひずみ時効とは無関係ということを意味している。

Fig. 8は焼なまし材と脱窒材の Lüders ひずみと結晶粒径の関係を示したものである。結晶粒が大きいほど Lüders ひずみは小さく、また同一結晶粒度の場合、窒素量の少ないほど Lüders ひずみは大きい。

3・2 疲労試験中の応力-ひずみ挙動に及ぼすひずみ時効の影響

3・2・1 応力繰返しによる引張特性の変化 Fig. 9は焼なまし材に $\sigma = 0.977\sigma_y$ (σ_y は降伏点) の応力を所定の繰返し数だけ作用させた後、試験片を静的に

Fig. 9. Stress-strain curves of the annealed material after the specified cycles of stressing.

Fig. 10. Stress-strain curves of the decarburized and denitrided material after the specified cycles of stressing.

引張って得た応力-ひずみ曲線を示す。応力繰返しに伴い応力-ひずみ曲線は明りょうな降伏点を示さなくなり、約 10^4 回の応力繰返しで降伏点は消失し、滑らかな応力-ひずみ曲線が得られる。Fig. 10 は脱炭脱窒材の同様な図である。焼なまし材と同様の傾向ではあるが、結晶粒が焼なまし材より粗いので、相当低い降伏点が認められ、しかも Lüders ひずみは繰返し数の小さいときでさえ、ごくわずかに認められるのみである。

3・2・2 応力繰返しによる降伏点の変化 Fig. 11 に見るように、焼なまし材の降伏点は、はじめ急上昇し、約 500 回で極大値に達した後ゆるやかに低下し、以後ほぼ一定（やや上昇気味）である。一方、脱炭脱窒材も大体同傾向であるが、焼なまし材ほどその傾向が顕著ではない。

Fig. 11. Variation of yield stress with cycle.

Fig. 12 は焼なまし材の Lüders ひずみの変化を示す。Lüders ひずみは最初やや上昇し、約 500 回で極大値に達した後は減少し、約 3000 回の応力繰返しによってほとんど消失する。（flow stress の変化も測定したが省略する。）

Fig. 13 と 14 はそれぞれ焼なまし材および脱炭脱窒材の応力繰返しに伴う（Petch 式の）摩擦応力 σ_0 の変化を示す。焼なまし材では繰返し数約 1000 回付近で σ_0 の値は急な上昇を示しているが、脱炭脱窒材では σ_0 の値は最初から繰返し数とともに単調に上昇している。

Fig. 12. Variation of Lüders strain with cycle.

Fig. 13. Variation of frictional stress σ_0 with cycle (Annealed material).

Fig. 14. Variation of frictional stress σ_0 with cycle (Decarburized and denitrided material).

3・2・3 応力繰返しに伴う塑性ひずみ振幅の変化

Fig. 15 は焼なまし材の定応力振幅片振り引張疲労試験下における塑性ひずみ振幅 ϵ_p の変化を示す。作用した応力振幅は 17.3 kg/mm^2 ($\sigma/\sigma_y = 0.977$) および 16.45 kg/mm^2 ($\sigma/\sigma_y = 0.93$) である。応力繰返しに伴い塑性ひずみ振幅は初期に減少し（第Ⅰ期）、ついで急増して極大値に達し、それ以後減少して一定値に近づく、（第Ⅲ期）。Fig. 15 のたて軸の ϵ_p を繰返し数

Fig. 15. Variation of plastic strain amplitude with cycle (Annealed material).

N で微分したものの $d\epsilon_p/dN$ を疲労軟化速度（負の場合には疲労硬化速度）とすると、この材料ではこの値は負→正→負→零と変化している。これらのことからこの材料の疲労過程は応力繰返しに伴い（Ⅰ）疲労硬化→（Ⅱ）疲労軟化→（Ⅲ）疲労硬化→一定値という三つの段階を示していることがわかる。作用応力が高いほうがこの傾向が著しく、塑性ひずみ振幅極大値までの繰返し数も少なく、また疲労軟化も急激である。

これに関して Kresnil⁹⁾らは本研究と良く似た研究を行なって塑性ひずみ振幅の変化を実験的にもとめているが、さらに「塑性的に変形させられた領域の拡大によって巨視的軟化が起こる。」という説を用いて塑性ひずみ振幅の変化を数式的にもとめ、実験値と傾向的な一致を得ている。本研究の Fig. 15 では、寿命の最初の段階を除けば Kresnil らの曲線と傾向的に一致しているが、寿命の最初の段階では Kresnil らの研究では、はじめから塑性ひずみ振幅は増大し、疲労硬化がみられないのに反し、本研究でははじめに塑性ひずみ振幅の減少（疲労硬化）が認められる。

Fig. 16 は脱炭脱窒材の（Fig. 15）と同様な結果で、応力振幅は $6.25 \text{ kg/mm}^2 (\sigma/\sigma_f=0.977)$ および $5.96 \text{ kg/mm}^2 (\sigma/\sigma_f=0.930)$ である。応力繰返しに伴い塑性ひずみ振幅 ϵ_p は大体において単調に増大し、焼なまし材（Fig. 15）のような著しい変化の傾向はみられない。疲労軟化速度 $d\epsilon_p/dN$ の値は負→正→零と変化し、（焼なまし材にみられたような）第Ⅲ期の疲労硬化の段階がない。このようにひずみ時効能の小さい脱炭脱窒材に第Ⅲ期の疲労硬化の段階が現われないことは、逆にいえば、焼なまし材における第Ⅲ期の疲労硬化がひずみ時効によるものであることを示唆している。焼なまし材ではこのひずみ時効による疲労硬化が損傷による軟化にうちかって巨視的にも硬化の様相を呈している。脱炭脱窒材は第Ⅲ期に疲労硬化しないが、ごく少量の残留炭素と窒素により幾分ひずみ時効するものと思われ、これが軟化の速度を小さくしているものと

Fig. 16. Variation of plastic strain amplitude with cycle (Decarburized and denitrided material).

*1 巨視的き裂進展による最終破断の第Ⅳ期についてはここでは触れない。

Fig. 17. Variation of the ratio of number of slipped ferritic grains to that of total ferritic grains with cycle.

考えられる。

Fig. 17 は $\sigma/\sigma_f=0.977$ の場合の

$$\eta = \frac{\text{すべりの生じたフェライト粒数}}{\text{全フェライト粒数}} \times 100 (\%) \quad (4)$$

の応力繰返しに伴う変化を示したものである。この η の値ははじめ繰返し数とともにほぼ直線的に増大するが、繰返し数約 10^3 回付近で大体 100% となり、全フェライト粒にすべりを生じていることがわかる。なお、すべりの発生は一つのフェライト粒内に発生したすべりが他のフェライト粒に伝ばしていくのではなく、（一つのフェライト粒に発生したすべりは）粒内で停留し、これとは独立に他のフェライト粒にすべりがつぎつぎに発生することも認められた。Fig. 15 における塑性ひずみ振幅最大となる繰返し数と Fig. 17 で $\eta=100\%$ となるのははじめの繰返し数はほぼ一致している。

3・2・4 焼なまし材における疲労硬化と軟化の機構

前述の疲労過程の第Ⅰ期における疲労硬化現象（塑性ひずみ振幅の減少）は以下のように模型的に示される。いま $n_1, n_2, \dots, n_i, \dots$ を順次すべり抵抗の大きくなる結晶粒とする。すなわち、 n_2 のすべり抵抗は n_1 より大きいから、 n_2 をすべらせるためには、 n_1 よりさらに高い応力が必要である。定応力振幅試験ではこれは塑性ひずみ振幅の減少として現われる。この硬化過程は Fig. 11 の降伏点の初期上昇によって裏づけられる。Fig. 15 で第Ⅰ期の疲労硬化の終わる時期は Fig. 11 で降伏点がピークを示す時期に相当し、この繰返し数はほぼ 500 回であった。上述のモデルは個々の結晶粒の応力繰返しによる微小かたさの変化を調べたコーガンの実験によっても実証される。

つぎに第Ⅰ期から第Ⅱ期への移行の段階では上述のモデルの結晶粒 n_i がすべり出すとき、結晶粒 $n_{i+1}, n_{i+2}, \dots$ もそれまでに何らかの損傷を受けていると考えることは可能であろう。この損傷は Kresnil らによれば、繰返し微小変形体積部分における自由転位の存在とされている。損傷は生じてすべり発生にはいらず、炭素および窒素原子により転位は固着されている。しかし、多数の転位の固着ふん囲気からの

連続的解放の寸前であり, 結晶粒 n_i がすべり始めると, n_i をすべらせるに要する応力より小さい応力で n_{i+1} をすべらせることが可能である. この結晶粒 n_{i+1} のすべりはじめは定応力振幅下の塑性ひずみ振幅の増大(疲労軟化)の開始に対応しているものと考えられる. 第ⅠおよびⅡ期における塑性ひずみ振幅の挙動の機構にはひずみ硬化とひずみ時効の両者が関係しているものと思われるが, 上述の応力繰返しに伴う σ_y および σ_0 の変化など (Figs. 11 と 13) からみて, この段階ではひずみ硬化のほうが支配的であるとみられる. このひずみ硬化は $\sigma/\sigma_y=0.977$ では繰返し数約 10^3 回付近で飽和するようである.

4 結 論

疲労過程におけるいわゆる“疲労硬化”の機構を解明する目的で 0.039 % C 極軟鋼の焼なまし材と脱炭脱窒材について静引張試験ならびに定応力振幅片振り引張疲労試験を行なって引張特性ならびに 応力-ひずみ挙動について調べた結果, 以下の結論を得た.

(1) 降伏点と結晶粒度との間には Petch の関係

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

が成立し, 定数 σ_0 と k_y はともにひずみ時効と関係があり, ひずみ時効能が大きいほど σ_0 と k_y の値は大きい.

(2) ひずみ時効能に及ぼす窒素の影響は炭素の影響より顕著である.

(3) 応力-塑性ひずみ曲線の式

$$\sigma = k \varepsilon_p^m$$

におけるひずみ硬化指数 m は炭素と窒素の量には関係なく, 結晶粒度に依存し, m の値は粒径 d の値の増すほど大きくなる.

(4) 焼なまし材に降伏点より少し低い応力を繰返し作用させると塑性ひずみ振幅は減少→増大→減少→一定値と変化し, 巨視的き裂伝ばにいたるまでの疲労の過程には硬化→軟化→硬化の三段階のあることが認められた. 一方, 脱炭脱窒材では塑性ひずみ振幅は単調にわずかに増大し, 焼なまし材のような第Ⅲ期の疲労硬化の段階を欠いている.

(5) 焼なまし材の第Ⅰ期における硬化は結晶粒の弱いものから順につきつぎとすべることによるもので,

この段階ではひずみ硬化が支配的である. この段階の最後に降伏点は極大値に達する.

(6) 第Ⅱ期における疲労軟化は応力繰返しにより何らかの損傷をうけた結晶粒が比較的低い繰返し応力でつぎつぎとすべりを起こすことによるものである. この段階の最後に σ_0 の値は急に増加しはじめ, 塑性ひずみ振幅は極大値に達する.

(7) 焼なまし材の第Ⅲ期ではひずみ硬化はほぼ飽和し, 一方ひずみ時効が支配的となる. 脱炭脱窒材では(焼なまし材における)この第Ⅲ期の疲労硬化が現れないから, 焼なまし材の第Ⅲ期の疲労硬化はひずみ時効によるものと結論できる.

謝辞

この研究に際し, 住友金属工業株式会社中央技術研究所に種々お世話いただいた. 同所の西岡邦夫氏および久光修文氏に厚くお礼申し上げます.

また, この研究は神戸大学工学部機械工学科学生(当時)伊丹民生君の努力と協力によるものが大きい. 同君に深く感謝します.

(昭和48年9月4日 第17回材料研究連合講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Cottrell, A.H., and B.A. Bilby, Proc. Phys. Soc., **62A**, 49 (1949).
- 2) Sinclair, G.M., Proc., ASTM, **52**, 743 (1952).
- 3) 中川隆夫, 材料, **21**, 739 (1972).
- 4) Enrietto, J. F., J. Iron and Steel Inst., **204**, 252 (1966).
- 5) Ludwik, P., Elemente der Technologischen Mechanik, Berlin (1909).
- 6) Petch, N.J., Phil. Mag., **3**, 1089 (1958).
- 7) Morrison, W.B., Trans. ASM, **59**, 824 (1966).
- 8) Kresnil, M., and P. Lukáš, J. Iron and Steel Inst., **205**, 746 (1967).
- 9) Kresnil, M., et al., J. Iron and Steel Inst., **203**, 47 (1965).
- 10) Ivanova, V.S., 横堀・市川訳, 金属の疲労破壊, **89** (1945) 丸善
- 11) Cottrell, A.H., Trans. AIME, **212**, 192 (1958).