

論 文

鋼の疲れ性質と介在物の大きさ、形状および
分布状態との関係に関するモデル実験*

角田方衛**・内山 郁***・荒木 透****

A Model Experiment on Relationship between Fatigue Properties of Steel
and Size, Shape, and Distribution of Inclusions

Masae SUMITA, Iku UCHIYAMA, and Toru ARAKI

Synopsis:

The effect of inclusions on fatigue properties was mainly discussed from the viewpoint of size, shape and distribution (amount) of inclusions. Specimens were prepared by using powder-metallurgical method in order to control conditions of inclusions in steel. Angular and spherical Al_2O_3 powders of 10μ , 30μ , 45μ and 100μ in size were used as inclusions. Some specimens were carburized and heat-treated to intensify the effect of Al_2O_3 on fatigue. Main results obtained are as follows:

- 1) In the case of non-carburized specimens.
 - (a) Endurance limit increases with an increase of Al_2O_3 content. The trend is remarkable, when the size of Al_2O_3 is large for a constant mean particle spacing.
 - (b) UTS and lower yield stress increase also with an increase of Al_2O_3 content. But the rates of increase with Al_2O_3 are small compared with those of endurance limit.
 - (c) Elongation and reduction of area decrease with an increase of Al_2O_3 content independently of the size.
- 2) In the case of carburized and heat-treated specimens.
 - (a) Endurance limit decreases with an increase of Al_2O_3 content. The trend is remarkable when the work hardening coefficient of specimen is small.
 - (b) The effect of angular Al_2O_3 on endurance limit is larger than that of spherical Al_2O_3 when their size is constant.
 - (c) The effect of large Al_2O_3 on endurance limit is larger than that of small Al_2O_3 when their shapes and distribution are constant.
 - (d) The rate of decrease of endurance limit by Al_2O_3 decreases with an increase of Al_2O_3 content.
 - (e) Elongation and reduction of area decreases with an increase of Al_2O_3 content.

(Received June 4, 1970)

1. 結 言

前報¹⁾では、介在物と基地鉄とは密着していないと仮定して、介在物と鋼の疲れ性質との関係を(1)基地鉄に関する問題と(2)介在物自体に関する問題(介在物の形状、大きさ、量など)に大別し、主として(1)の問題について報告した。すなわち、介在物による耐久限の減少率(W)を $\sigma = K\epsilon^n$ で定義される加工硬化係数 n で整理した結果、次式のような関係を得た。

$$W = i(A - n)$$

ここで、 A は定数であり、 i は介在物の大きさ、形状、量などにのみ依存する係数であつて、熱処理条件、基地

鉄の組織などの影響をうけない。それゆえ上式は基地鉄に関する因子として n を使用することができることを示している。

本報では(2)の問題、すなわち介在物自体に関する問題を解明することを目的とする。普通の溶解方法では、介在物の大きさ、形状、量などを任意に制御した試料を作製することは困難である。そこで粉末冶金的手法

* 昭和44年10月本会講演大会にて発表
昭和45年6月4日受付

** 金属材料技術研究所

*** 金属材料技術研究所 工博

**** 東京大学工学部 工博

により試料を作製した。介在物として、球状および角状で種々の大きさに分けられた Al_2O_3 粉末を使用した。B. I. EDELSON²⁾ は分散強化に関する研究で、第二相の mean free path あるいは体積率が素材の強さに関係すると述べている。それゆえ、試料作製にさいしては種々の試料の疲れ強さが介在物の mean free path で比較できるように調整した。

2. 実験方法

2.1 供試材

2.1.1 粉末の混合および成形

直径約 6μ の球状カーボニル鉄粉と Al_2O_3 粉を攪拌器で十分に混合した。各混合粉末を Sprung Die 型 300 t プレスで成形 (3.5 t/cm^2) した。なお、1回の成形には混合粉 240~250 g を使用、成形後の試料の大きさは $20 \times 40 \times 18\text{ mm}$ 、見掛密度は約 5.3 であつた。

2.1.2 焼結および圧延

各成形試料を 850°C で 30 min 水素雰囲気中で焼結後、横方向に圧延して厚さを約 10 mm にした。それらを再び $850^\circ\text{C} \times 30\text{ min}$ 水素雰囲気中で焼結後、縦方向に 6 mm 厚まで圧延、さらに同様に焼結圧延して約 3.3 mm 厚の板にした。 Al_2O_3 を混合せず鉄粉だけでつくつた試料の最終圧延後の密度は純鉄の密度の 99% 以上であつた。これらの各試料は多数の空孔を含有していると思われるが、顕微鏡観察の結果、それらの存在はほとんど認められず、その大きさはミクロン以下と思われる。

2.1.3 浸炭および熱処理

Al_2O_3 粒子の鋼の疲れに対する感度を上げるために一部の試料にガス浸炭 ($910^\circ\text{C} \times 8\text{ hr}$) を施した。それらを 850°C で 15 min 保持した後、氷水中に焼入れた。さらに $500^\circ\text{C} \times 15\text{ min}$ または $400^\circ\text{C} \times 10\text{ min}$ の2種類の温度で焼戻しを行なつた。これらの試料の平均炭素

含有量は 0.17% であつた。非浸炭材のピッカースかたきは 85, 500°C 焼戻材は 230, そして 400°C 焼戻材は 300 であつた。また、各試料の組織は非浸炭材ではフェライトは浸炭後焼入焼戻した試料では焼戻しマルテンサイトであつた。それらの組織写真を Photo. 1 に示す。各試料中の Al_2O_3 粒子の存在状況を Table 1 および Photo. 2 に示す。

Table 1 の試料記号中、Aは Al_2O_3 の形状が球状であることを、そして Bは Al_2O_3 の形状が角状であることを示す。さらに、1 は Al_2O_3 粒の大きさが平均 10μ であることを、3 は平均 30μ 、5 は平均 45μ 、そして 10 は平均 100μ であることを示す。

Al_2O_3 の面積率は JIS 法 (G 0555) にしたがって測定した。体積率 (f) は Al_2O_3 の重量%, Fe の比重 (7.87) および $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ の比重 (3.97) を用いて計算した。 Al_2O_3 の mean free path (λ) および mean particle spacing (D_s) は次式で計算した²⁾。

$$\lambda = (2d/3f)(1-f)$$

$$D_s = \sqrt{2d^2/3f} \cdot (1-f)$$

ここで、 d は Al_2O_3 の直径である。

なお、表中の試料 CP5BFB は 45μ 角状 Al_2O_3 を試料表面にのみ入れたものである。

2.2 試験方法

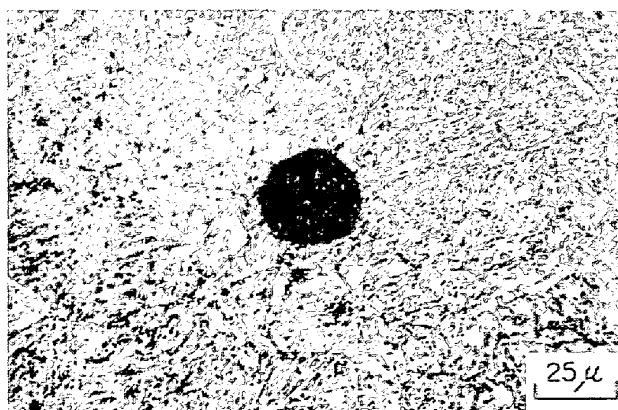
2.2.1 疲れ試験

前報¹⁾と同様に試験片表面を鏡面近くまで電解研磨した後、4 kgm シェンク型小型疲れ試験機により両振繰返曲げ試験 (3 000c/min) を行なつた。試験片の形状は前報と同じである。

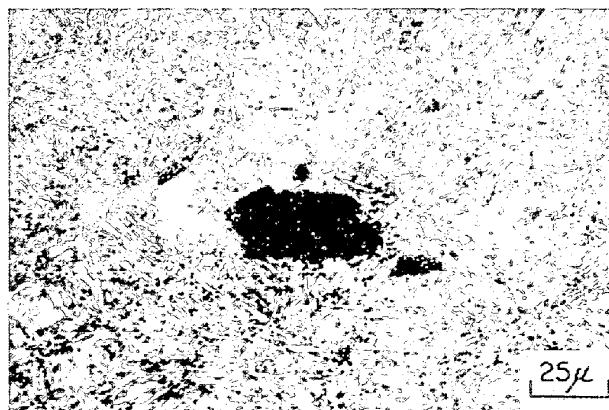
全曲げ応力振幅は次式により算出した。

$$\delta = 6M/W \cdot t^2$$

ここで、 M は静的曲げモーメント、 W は板幅、そして t は板厚である。



(a) CP5 A-specimen (Carburized, water quenched and tempered at 500°C)



(b) HCP5 B-specimen (Carburized, water quenched and tempered at 400°C)

Photo. 1. Microstructure of specimens. Etched by 3% nital.

Table 1. Details of specimens used.

	Shape of Al ₂ O ₃	Mean size of Al ₂ O ₃ (μ)	Area Proportion of Al ₂ O ₃ (%)	Weight (%) of Al ₂ O ₃	Volume fraction (%)	Mean free path ²⁾ (μ)	Mean particle spacing ²⁾ (μ)	Heat treatment
PO	—	—	—	—	—	—	—	non carburizing
P1B	angular	10	0.47	0.217	0.429	1 550	124	//
P3B-1	//	30	0.30	0.134	0.264	7 560	318	//
P3B-2	//	//	0.42	0.301	0.595	3 340	210	//
P10B-1	//	100	0.83	0.439	0.868	7 610	869	//
P10B-2	//	//	1.15	0.500	0.989	6 670	821	//
P10B-3	//	//	2.10	1.10	2.17	3 000	554	//
CPO	—	—	—	—	—	—	—	carburized, water quenched and tempered at 500°C for 15 min
CP1A-1	spherical	10	0.13	0.045	0.088	7 560	275	//
CP1A-2	//	//	0.33	0.112	0.221	3 010	174	//
CP1B-1	angular	//	0.12	0.045	0.088	7 560	275	//
CP1B-2	//	//	0.31	0.112	0.221	3 010	174	//
CP5A-1	spherical	45	0.23	0.100	0.198	15 100	825	//
CP5A-2	//	//	0.40	0.200	0.395	7 570	585	//
CP5A-3	//	//	1.07	0.500	0.988	3 010	370	//
CP5B-1	angular	//	0.23	0.100	0.198	15 100	825	//
CP5B-2	//	//	0.43	0.200	0.395	7 570	585	//
CP5BFB	//	//	0.47	0.200	0.395	7 570	585	//
HCPO	//	—	—	—	—	—	—	carburized, water quenched, and tempered at 400°C for 10 min
HCP1B	angular	10	0.47	0.217	0.429	15 500	124	//
HCP5B-1	//	45	0.18	0.075	0.148	20 200	954	//
HCP5B-2	//	//	0.37	0.389	0.769	3 870	419	//

2.2.2 引張試験

インストロン型引張試験機により行なつた。試験片形状および引張速度は前報¹⁾と同様である。

2.2.3 疲れ破面の観察

走査型電子顕微鏡により直接観察を行なつた。

3. 結 果

3.1 非浸炭試料について

3.1.1 疲れ試験

平均 10 μ, 30 μ および 100 μ の角状 Al₂O₃ 粒をそれぞれ含有する試料について疲れ試験を行なつた。本試料の $\sigma = K\epsilon^n$ で定義される加工硬化係数 n は、およそ試料 PO では 0.24, 試料 P3B 系では 0.22 そして試料 P10B 系では 0.20 であつた。この結果から考えて、 n は、基地鉄の性質が一定の場合、Al₂O₃ の量あるいは大きさが增大すると小さくなる傾向があり、B. I. EDELSON²⁾ らの結果と一致している。 n の値が 0.24~0.20 の範囲では、前報¹⁾で述べたように Al₂O₃ が耐久限を減少させる効果は期待できない。

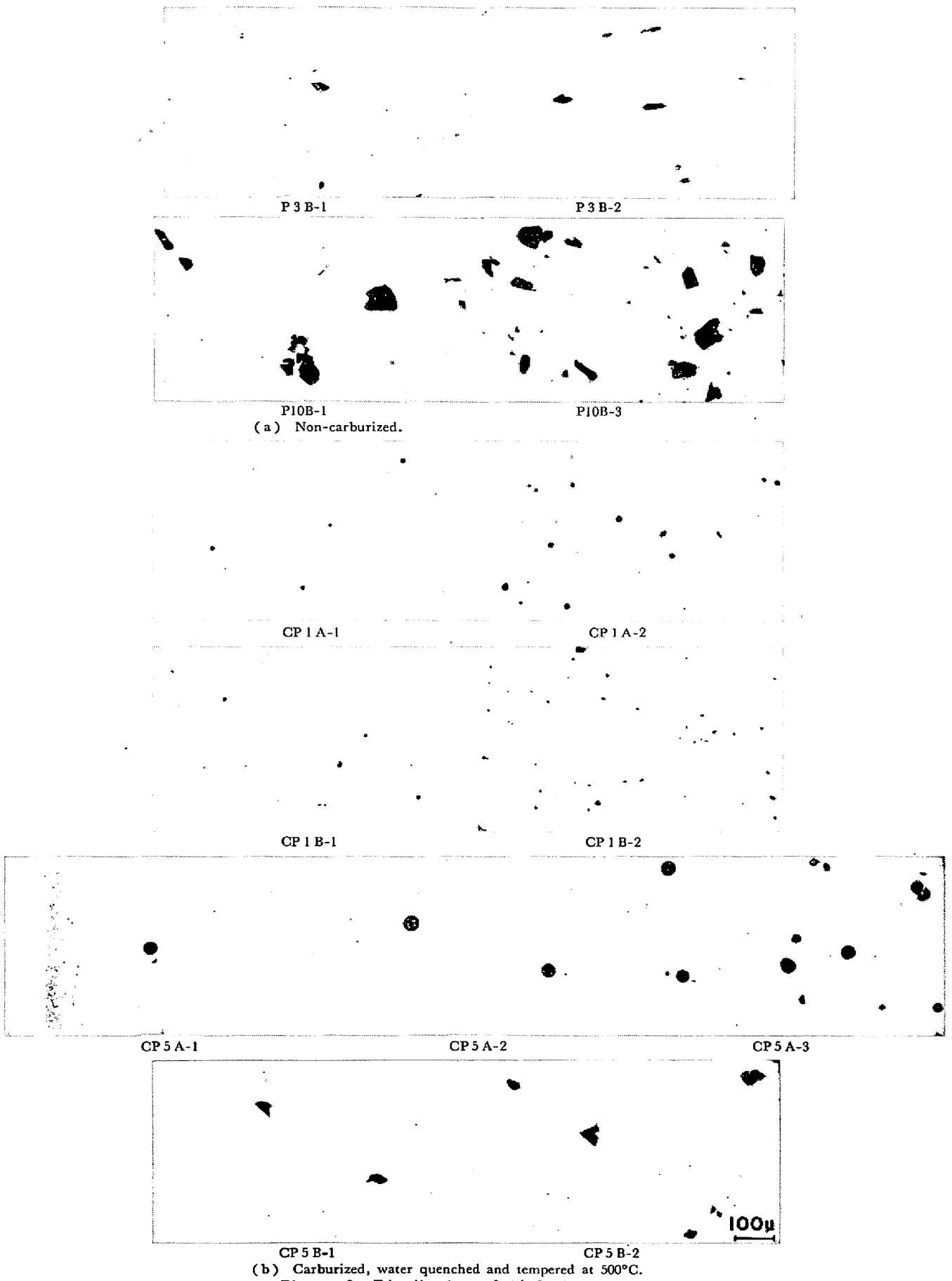
各試料の S-N 曲線を Fig. 1 (a) および (b) に示す。これより耐久限は Al₂O₃ 量の増加とともに増大することがわかる。

Fig. 1 の結果を、横軸に Al₂O₃ の面積率および体積率をとり、そして縦軸に耐久限をとつて整理し直すと Fig. 2 (a) および (b) のようになる。ここで、面積率は実際に測定した値であり、そして体積率は計算より求めた値であるが、Fig. 2 の (a) と (b) に示したように、同じ傾向を示している。同図より、Al₂O₃ 量の増加にともなう耐久限の増大の傾向は Al₂O₃ 粒の小さいほど著しいことがわかる。横軸に mean free path (λ) および mean particle spacing (D_s) をとり Fig. 2 を整理しなおすと Fig. 3 (a) および (b) が得られる。同図より Al₂O₃ の大きさが一定の場合、耐久限は λ あるいは D_s の減少とともに増大することがわかる。

Fig. 2 および Fig. 3 は、Al₂O₃ の耐久限への影響は Al₂O₃ の大きさあるいは面積率 (体積率) だけでは一義的に整理できないこと、すなわち (Al₂O₃ の大きさ、量、分布状態などをそれぞれ独立の因子として考えなければならぬことを示している。

3.1.2 その他の機械的性質

引張強さ (UTS) 伸びおよび絞り と Al₂O₃ 面積率との関係を Fig. 4 に示す。同図より、UTS は Al₂O₃ の面積率の増加とともに増大し、そして伸びおよび絞りはともに Al₂O₃ の面積率の増加とともに減少することが



(b) Carburized, water quenched and tempered at 500°C.
 Photo. 2. Distribution of Al_2O_3 in specimens.

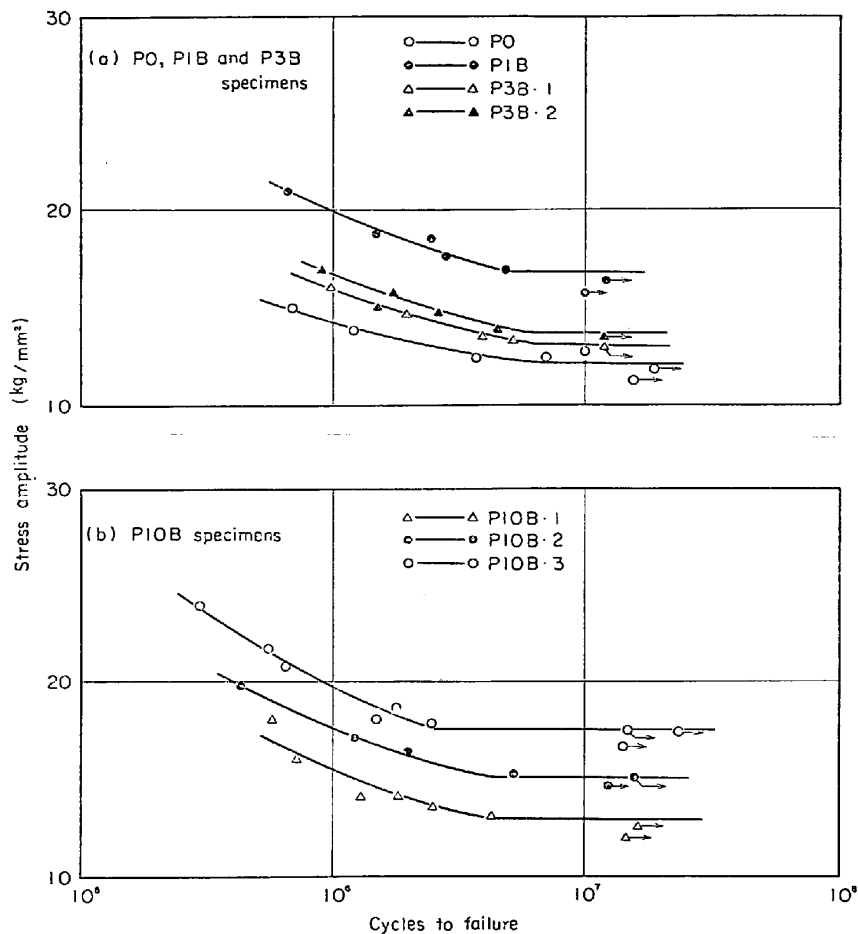


Fig. 1. S-N curves of non-carburized specimens.

わかる。これらの傾向は Al_2O_3 粒の大きさにあまり関係していない。これは B. I. EDELSON²⁾らの結果と同様である。すなわち、UTS、伸びおよび絞り Al_2O_3 の面積率体積率のみに依存すると言える。

ここで、耐久限および UTS の Al_2O_3 量の増加にともなう増加率を、P10B 系試料について、Fig. 5 に示す。同図より Al_2O_3 量の増加に伴う耐久限の増加割合は UTS のそれに比べて約 3 倍であることがわかる。この結果と先に述べた結果、すなわち UTS は Al_2O_3 の体積率だけで整理できるが耐久限は Al_2O_3 の大きさ、体積率、分布状態などに依存するという結果から、 Al_2O_3 の引張応力下での挙動と繰返し応力下での挙動は必ずしも同じではないと考えられる。

3.1.3 表面および破面の観察

(i) 表面観察

疲れ試験後の試験片表面を観察した結果、Photo. 3 に示すように、割れは角状 Al_2O_3 の角から発生しているものもかなり観察されたが、Photo. 4 に示すように、 Al_2O_3 以外に結晶粒界あるいは粒内から発生している割れも多数観察された。

普通 Photo. 3 に示したような大きな Al_2O_3 が多数存在する場合、その周辺に応力集中の影響をうける大きな領域が存在し、それらが耐久限に悪い影響を与えると考えられる。しかし、3.1.1 で述べたように、耐久限は Al_2O_3 の量の増加とともに高くなる。そして Fig. 5 に示したように、耐久限の Al_2O_3 量の増加による増大傾向は Al_2O_3 による UTS の増大傾向よりも著しい。このことは繰返し応力下での Al_2O_3 粒の強化効果が大きいことを示している。これは、本試料の加工硬化係数が大きいので、 Al_2O_3 周辺の集中応力が塑性変形により容易に緩和され、いわゆる“blunting”効果が生じたものと考えられる。このことについては 4.1 でもう一度検討する。なお、同試料の割れ伝播は結晶粒内および粒界の両方であつた。

(ii) 破面観察

破面に存在する Al_2O_3 の走査型電子顕微鏡写真の代表的例を Photo. 5 (a) および (b) に示す。(a)において Al_2O_3 周辺がくぼんでいる場合が多数見られる。このことは、 Al_2O_3 が割れの巨視的進行方向に存在していない場合でも割れ先端の高い応力と Al_2O_3 周辺の高

い応力が作用しあつた結果、割れが局所的に進行方向を変えたことを示している。同写真中矢印の Al_2O_3 を拡大したのが (b) である。同写真より Al_2O_3 と基地鉄とは密着していないことがわかる。普通分散強化材では

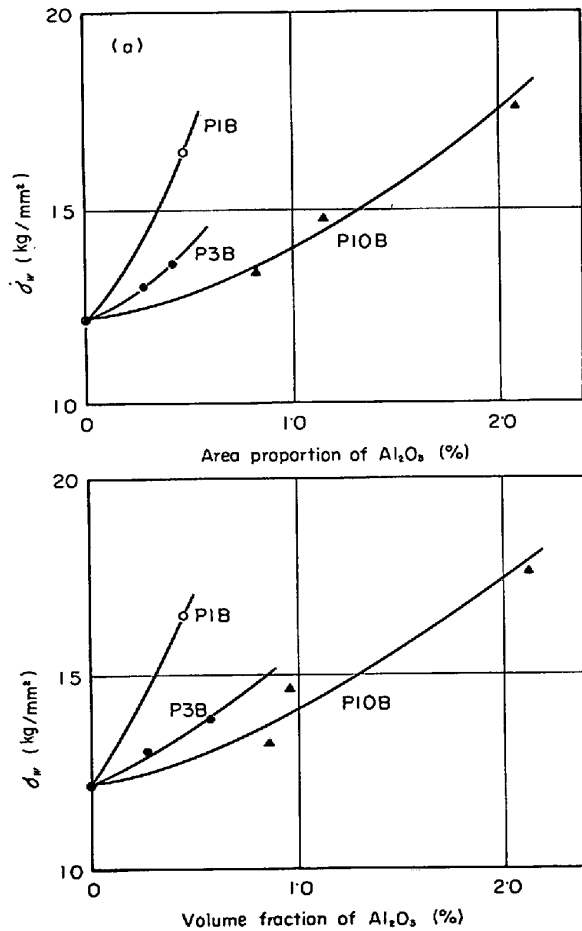


Fig. 2. (a) The relationship between endurance limit (σ_w) and area proportion of Al_2O_3 , and (b) the relationship between endurance limit (σ_w) and volume fraction of Al_2O_3 .

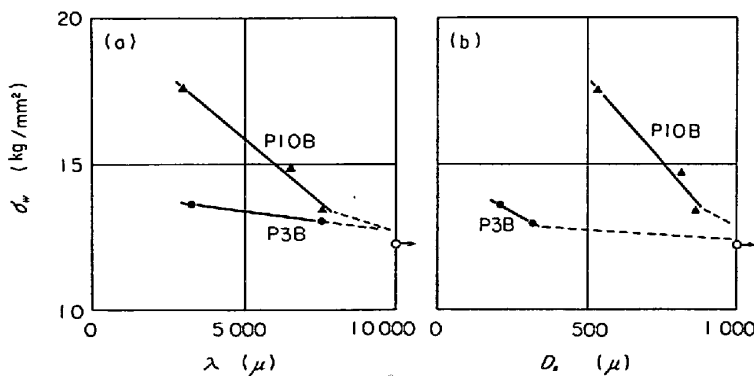


Fig. 3. (a) The relationship between endurance limit (σ_w) and mean free path (λ), and the relationship between endurance limit (σ_w) and mean particle spacing (D_s).

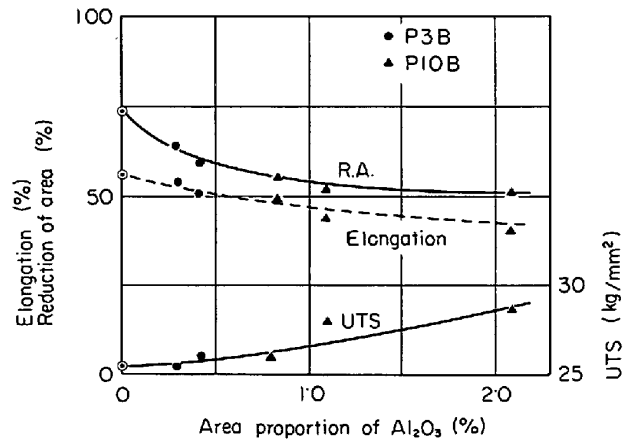


Fig. 4. The relationship between elongation, reduction of area and ultimate tensile strength (UTS), and area proportion of Al_2O_3 .

両相が密着性を有することが重要であるといわれている²⁾が、本実験では密着性がなくても Al_2O_3 は疲れ強さを増大させている。

なお、主割れ面上に Al_2O_3 が存在する場合、Photo. 6 に示すように、 Al_2O_3 周辺の基地鉄は Al_2O_3 により特別な影響は受けていないようである。このこともまた Al_2O_3 と基地鉄とが密着していないことを示すものである。

3.2 浸炭焼入後 500°C×15 min 焼戻した試料について

3.2.1 疲れ試験

10 μ 球状および角状, 45 μ 球状および角状の Al_2O_3 をそれぞれ含有する試料について疲れ試験を行なった。これらの試料の加工硬化係数 n は 0.16~0.13 であり、全般に Al_2O_3 の大きさが小さいほど、そしてその量が少ないほど n は大きくなる傾向にあつた。各試料の S-N 曲線を Fig. 6~Fig. 8 に示す。これらの図から求めた耐久限と Al_2O_3 面積率との関係を Fig. 9 に示す。この図

中に * 印として試料 CP5BFB の値を比較のためにプロットした。なお、Fig. 9 の横軸の面積率の代わりに体積率を用いても類似した傾向を示すことは Fig. 2 の場合から推察されよう。Fig. 9 より下記のことがわかる。

i) 10 μ 程度の球状 Al_2O_3 はその量に関係なく耐久限を低下させることはほとんどないが、角状 Al_2O_3 はその量が多くなると耐久限をやや低下させる。前報りで n が約 0.16 より大きい場合介在物は耐久限にほとんど影響しない、そして n が 0.16 より小さくなるにしたがつて影響度合は大きくなることを述べた。それゆえ上記の結果は、本試料の n が 0.15 前後で

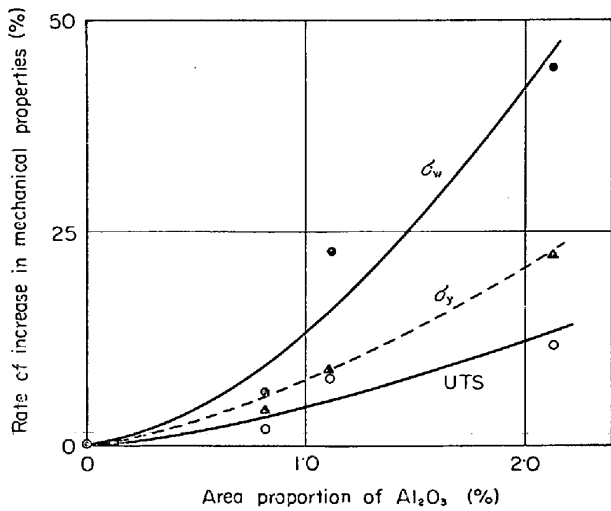


Fig. 5. The relationship between rate of increase of endurance limit (σ_w), lower yield strength (σ_y) and ultimate tensile strength (UTS), and area proportion of Al_2O_3 .



Photo. 3. Plastic deformation and microcracks initiated at an angular-type Al_2O_3 . P10B specimen (non-carburized). 2.3×10^4 cycles to failure

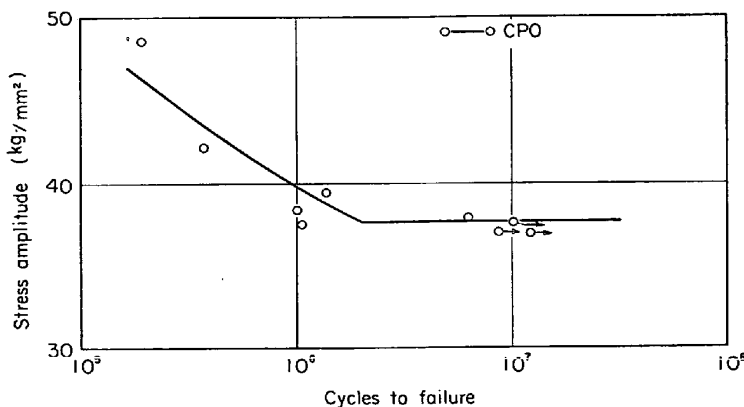


Fig. 6. S-N curve of CPO specimens tempered at 500°C for 15 min after carburizing and water quenching.



Photo. 4. Plastic deformation and microcracks initiated at grain boundaries and other sources within grains. P10B specimen. 2.3×10^4 cycles to failure.

あり、そして Al_2O_3 が小さいので、当然予想されることである。

ii) $45 \mu \text{Al}_2\text{O}_3$ は耐久限を低下させる。その傾向は Al_2O_3 の量の増大とともに著しくなるが、耐久限低下の割合は Al_2O_3 量とともに小さくなる。言い換えれば、 Al_2O_3 の大きさが大きい場合、少量の Al_2O_3 でも耐久限はかなり低下する。

iii) Al_2O_3 が耐久限低下に寄与する場合、球状 Al_2O_3 より角状 Al_2O_3 において著しい。

iv) 45μ 角状 Al_2O_3 を試料表面のみに入れた試料(※印)の値が CP 5 B 曲線よりかなり上側に位置することは Al_2O_3 が耐久限に悪影響をおよぼす場合、試験片内部にある Al_2O_3 は割れの伝播促進に寄与していることを示している。

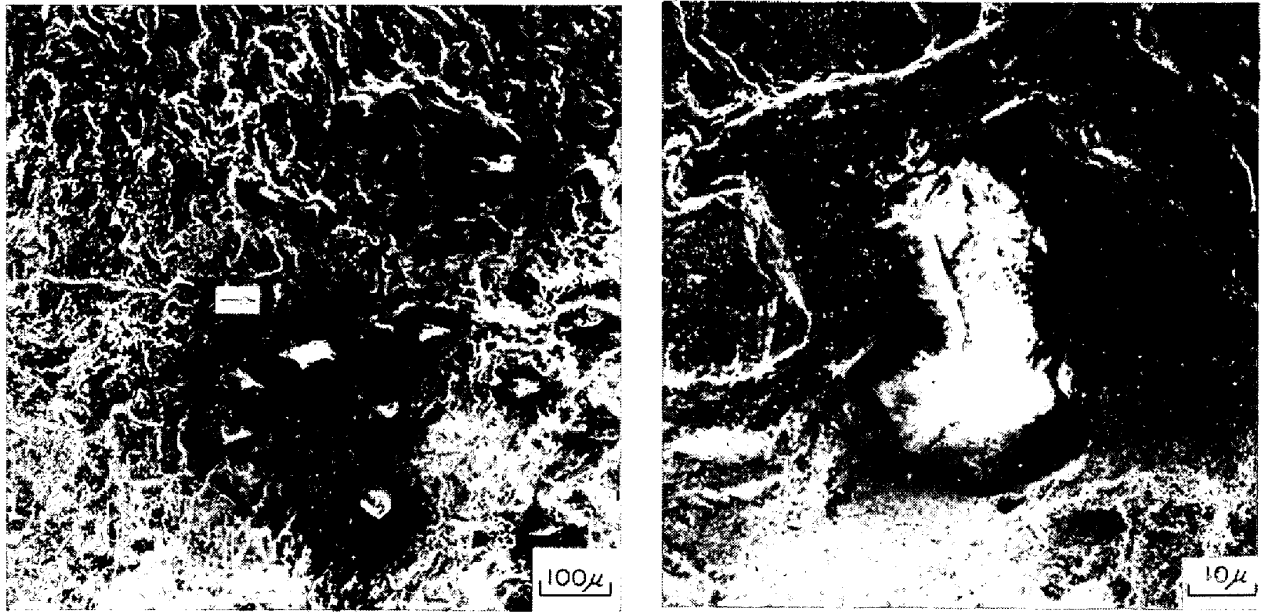
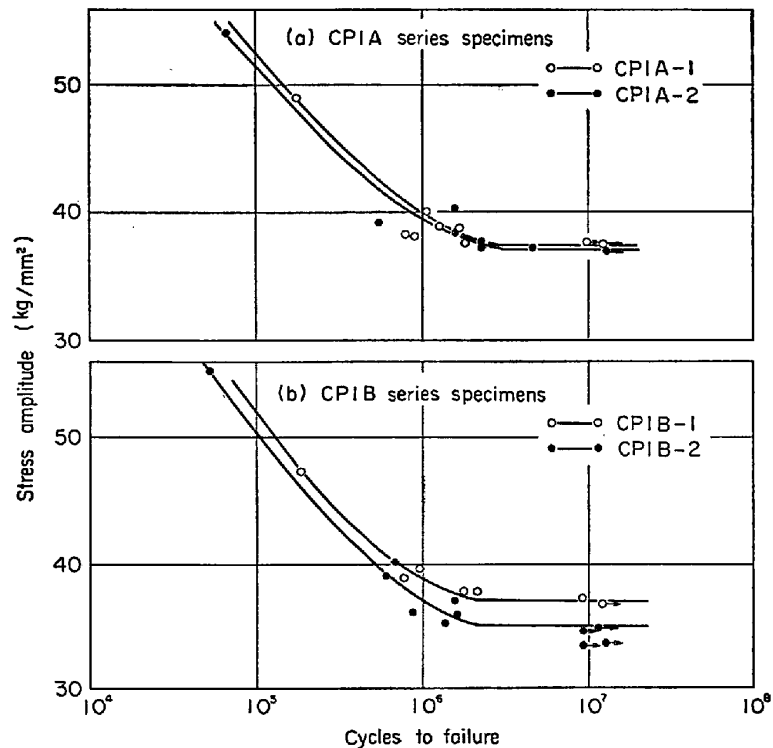
v) i), ii) および iii) より Al_2O_3 の耐久限への影響について考察するさい、 Al_2O_3 の形状、大きさおよび量をそれぞれ独立の因子として考えるべきであることが示唆される。

3.2.2 その他の機械的性質

各試料の引張強さは $51 \sim 55 \text{ kg/mm}^2$ の値をとり、その値は一般に Al_2O_3 量の増加とともに減少するが、かなりばらついていた。

伸びおよび絞りは、Fig. 10(a) および (b) に示すように、 Al_2O_3 量の増加とともに減少する。その傾向は前者の場合には Al_2O_3 の大きさ、形状に関係しないが、後者の場合 Al_2O_3 の大きさにより異なる。

CP 5 A 系試料 (45μ 球状 Al_2O_3 を含む) の各機械的性質の Al_2O_3 による減少量と Al_2O_3 面積率との関係を Fig. 11 に示す。同図より Al_2O_3 の影響は絞りに対して最も大きく、UTS

(a) Voids around Al_2O_3 (b) No coherency probably exists between Al_2O_3 and matrixPhoto. 5. Scanning electron micrographs of P10B-3 specimen. 1.1×10^6 cycles to failure.Fig. 7. S-N curves of specimens carburized, water quenched and tempered at 500°C for 15 min.

に対して最も小さいことがわかる。そして減少量の Al_2O_3 量に対する変化は絞りおよび伸びにおいて大きく、耐久限および UTS において小さいことがわかる。これは、絞りあるいは伸びに対しては Al_2O_3 のほとんどが空孔の発生源として作用するが、疲れに対しては特定の Al_2O_3 が統計的意味で割れ発生および伝播に寄与するためと考えられる。

3.2.3 表面および破面の観察

(i) 表面観察

浸炭後熱処理を施した試料では、割れはほとんど Al_2O_3 より発生していた。試料に形状の異なる Al_2O_3 あるいは大きさの異なる Al_2O_3 が混っている場合、割れはより角ばつた Al_2O_3 あるいはより大きな Al_2O_3 から最初に発生していた。その状況を Photo. 7 (a) および (b)

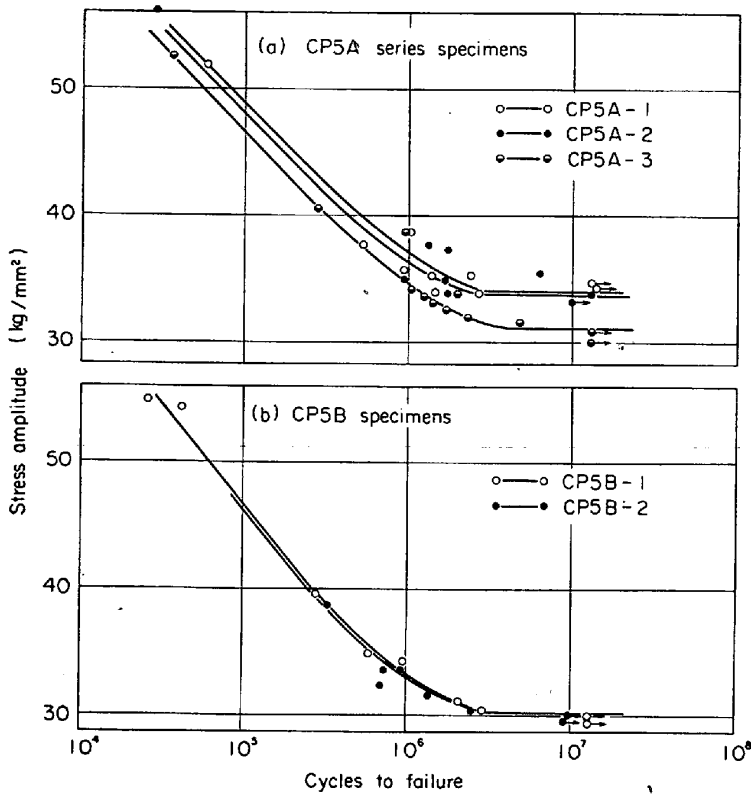


Fig. 8. S-N curves specimens of carburized, water quenched and tempered at 500°C for 15 min.

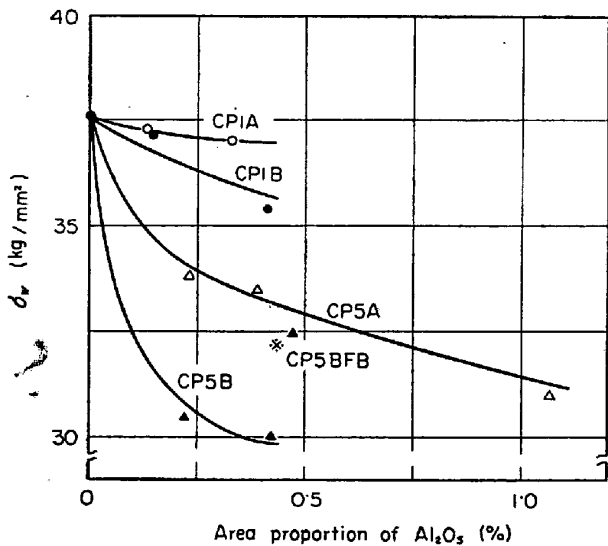


Fig. 9. The relationship between endurance limit (σ_w) and area proportion of Al_2O_3 .

に示す。ここで最初に発生した割れが最終的破断にいたると考えれば、介在物の耐久限への影響は、介在物の大きさが一定の場合、球状介在物より角状介在物のほうが大きく、そして形状が同じ場合小さい介在物より大きい介在物のほうが大きいと言える。

割れは Al_2O_3 を結ぶように伝播していた。その状況を球状および角状 Al_2O_3 について Photo. 8 (a) および

(b) に示す。同写真 (a) に示すように Al_2O_3 が主割れ伝播方向からはずれている場合でも、主割れは、その先端および Al_2O_3 の集中応力の相互作用のために、局所的にその方向を変えてその Al_2O_3 と結びついている。このことは、 Al_2O_3 の疲れ性質への影響は mean free path で整理されるよりも、 Al_2O_3 への応力集中を考慮に入れた分布状態を表わす値で整理されるべきであることを示している。

(ii) 破面観察

試料 CP 5 A の疲れ破面の走査型電子顕微鏡写真を Photo. 9 (a) に示す。非浸炭材の破面 Photo. 5 に比べて本材の破面の凹凸が著しく見えるが、これは破面に対する写真撮影角度の違いによるものであり、本質的には両者間に相違はない。球状 Al_2O_3 の存在する (矢印の) 部分を拡大して Photo. 9 (b) に示す。 Al_2O_3 周辺で Photo. 5 と同様にくぼんでいるが、基地鉄に特別な変化は見られず、このような場合 Al_2O_3 は割れ伝播を援助することはほとんどないと考えられる。しかし Photo. 10 に示すように、 Al_2O_3 の存在している個所を境にして破面が step を

生じているような場合、 Al_2O_3 は主割れの伝播を援助していると考えられる。同じ状況を図的に書くと Fig. 12 のようになる。すなわち、主割れが ab 線に到達する以前に、割れ cde および fgh が主割れ面からはずれたところにある Al_2O_3 からすでに発生していたと考えられる。そして主割れが Al_2O_3 の近くにきたとき主割れは Al_2O_3 の影響を受けてその方向を変え、割れ fgh に乗り移つたと考えられる。それゆえ、これは、Photo. 8 (a) と全く同じ状態で、割れ伝播を援助したといえよう。当然、主割れ面と同じ面上に存在する Al_2O_3 も同様な効果を示すであろうが、これを破面上で観察することは困難である。

角状 Al_2O_3 の場合も同様な考え方で割れ伝播を援助すると考えられる。この場合は球状 Al_2O_3 に比べて集中応力が大きいために、その効果は著しいと考えられる。たとえば、Photo. 11 に示すように、主割れに先行したと思われる割れが、主割れと結びついた割れ以外にも 2, 3 見られる。なお、このような Al_2O_3 から発生している割れは非浸炭材では観察されなかつた。

前報¹⁾で striation が介在物をまわりこんでいる場合は割れ伝播を阻止していると考えたが、同じような状況が本材でも観察された。それを Photo. 12 に示す。

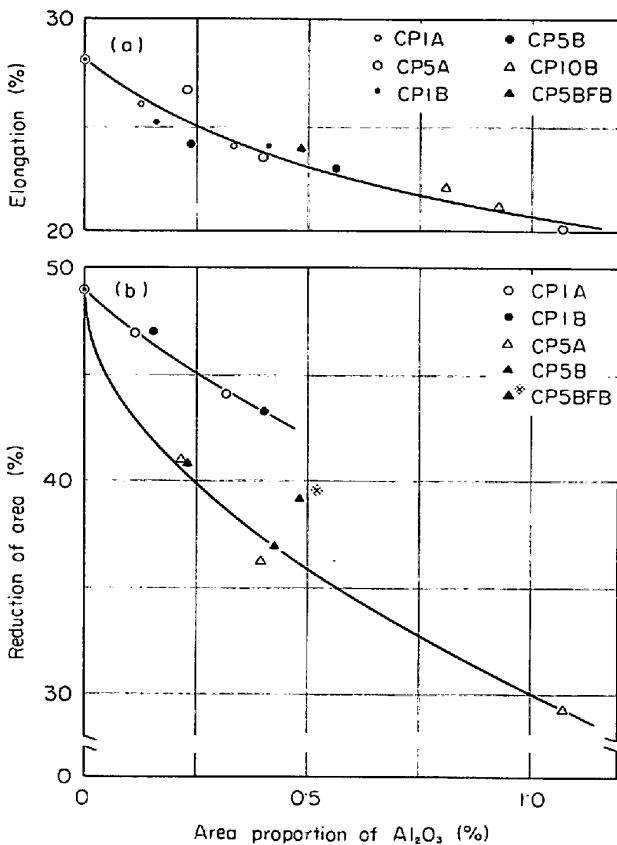


Fig. 10 (a) The relationship between elongation and area proportion of Al₂O₃, and (b) relationship between reduction of area and area proportion of Al₂O₃

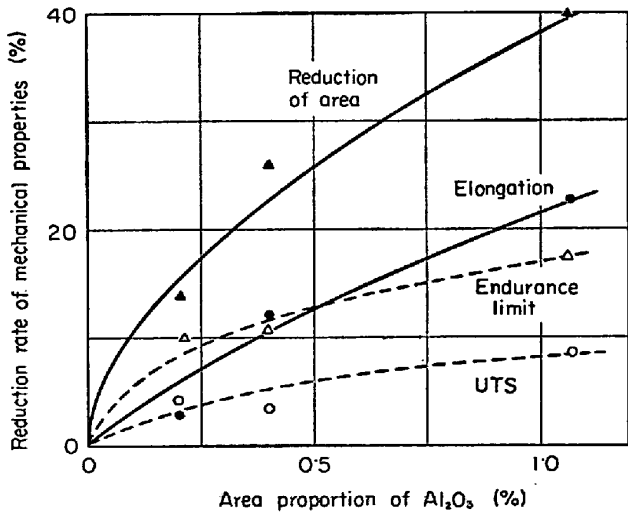


Fig. 11. The relationship between reduction rate of UTS, endurance limit, elongation and reduction of area, and area proportion of Al₂O₃.

3.3 浸炭焼入後 400°C×10min 焼戻した試料について

10 μ および 45 μ 角状 Al₂O₃ をそれぞれ含有する試料について疲れ試験を行なった。各試料の S-N 曲線を Fig. 13 に示す。各耐久限の Al₂O₃ による減少率と Al₂O₃ 面積率との関係を、500°C 焼戻試料 (CP 系) の結果



Photo. 6. Example of Al₂O₃, which probably have no influence on crack propagation. Scanning electron micrograph. 1.1×10⁶ cycles to failure.

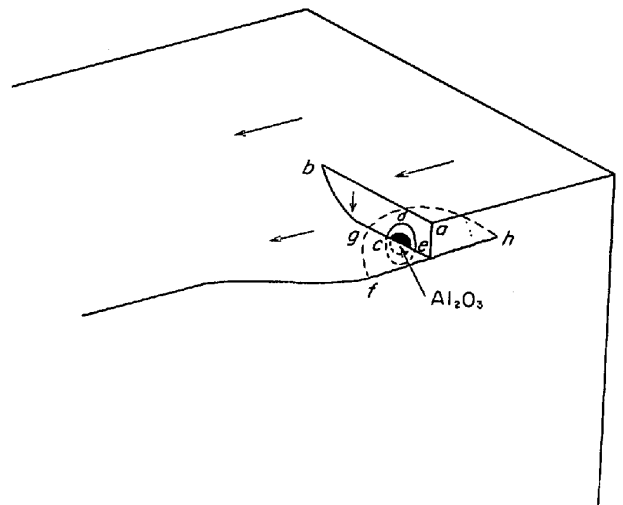


Fig. 12. Schematic explanation of fractured surface shown in Photo. 10.

と一緒にして、Fig. 14 に示す。本試料 (HCP 系) の耐久限低下の割合は、同じ Al₂O₃ 量、形状および大きさについて比較した場合、CP 系試料のそれに比べて大きいことがわかる。とくに、10 μ 程度の小さい Al₂O₃ を含有する場合、試料 CP1B では Al₂O₃ は耐久限にほとんど影響をおよぼさないが、試料 HCP1B では Al₂O₃ の影響がかなり大きくなっていることがわかる。これは、CP 系試料の加工硬化係数は、先に述べたように約 0.15 であるが、HCP 系試料のそれは 0.075 であり、前報りで述べた理由から当然のことと考えられる。な

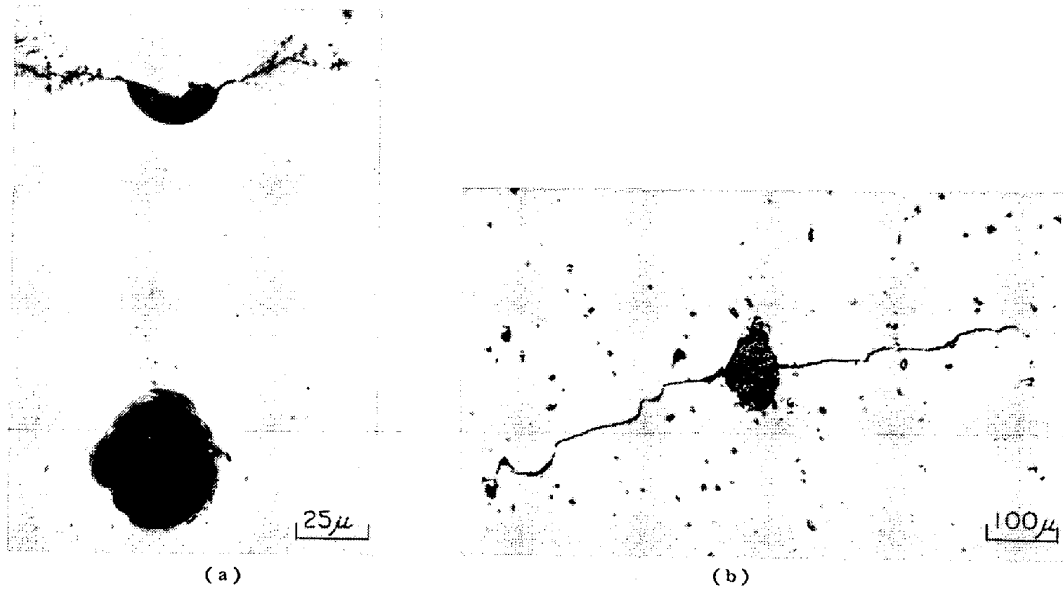
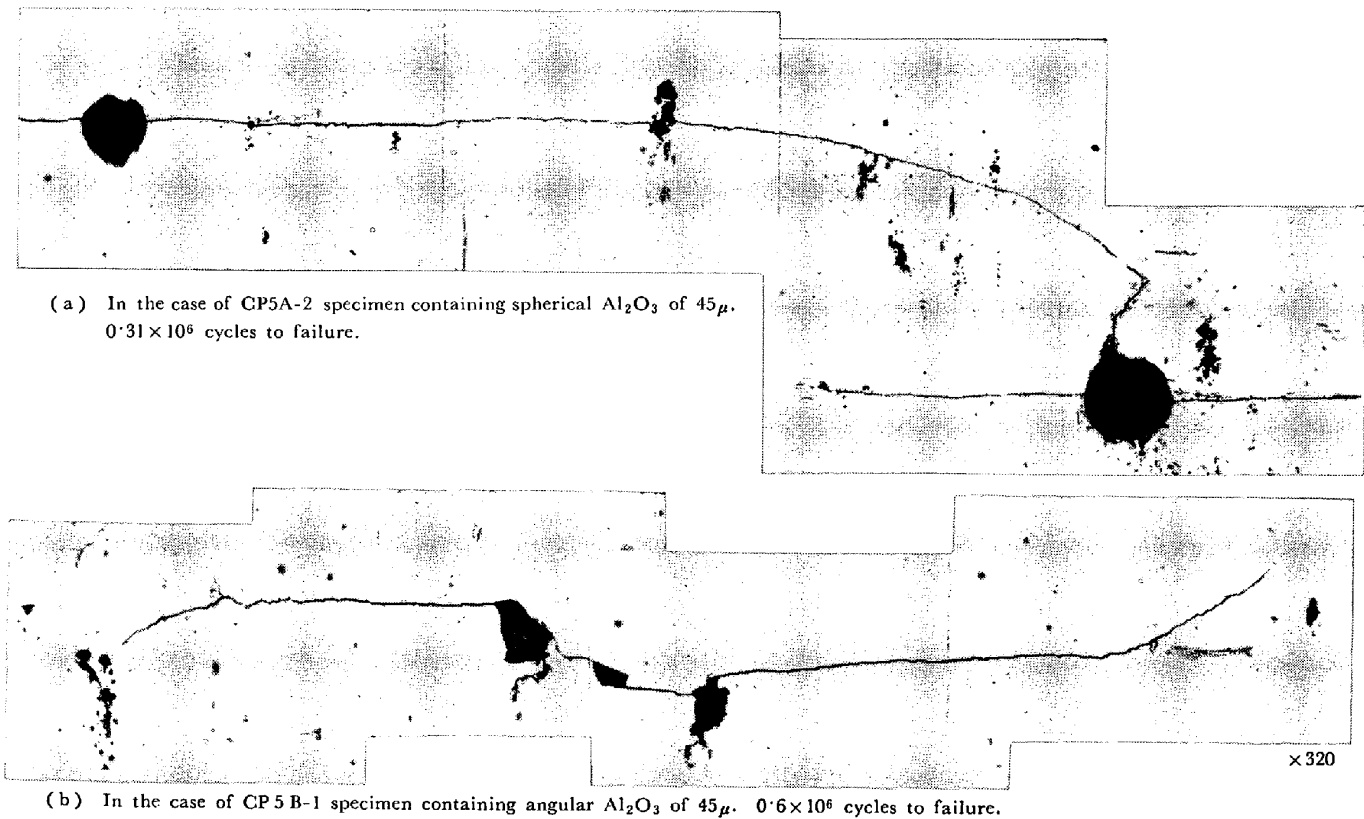


Photo. 7. (a) Microcracks initiate easier at angular Al_2O_3 than spherical Al_2O_3 and
(b) Microcracks initiate easier at large Al_2O_3 than small Al_2O_3 .



(a) In the case of CP5A-2 specimen containing spherical Al_2O_3 of 45μ . 0.31×10^6 cycles to failure.

(b) In the case of CP5B-1 specimen containing angular Al_2O_3 of 45μ . 0.6×10^6 cycles to failure.

Photo. 8. Example of microcrack propagation.

お、HCP 系試料の UTS は約 70 kg/mm^2 であった。

4. 考 察

4-1 非浸炭材における Al_2O_3 の疲れ強化作用について
非浸炭材の機械的強さは 3.1.1 で述べたように、 Al_2O_3 量の増加とともに増大する。そしてその傾向は Fig. 5

に示したように耐久限において最も著しく、降伏応力の約 2 倍、UTS の約 4 倍の上昇を示している。耐久限の Al_2O_3 による増大は降伏応力あるいは UTS が Al_2O_3 により上昇することから当然と考えられる。しかし、その割合が耐久限においてとくに著しいのは、 Al_2O_3 の耐久限上昇効果があるためと考えられる。そこで、 Al_2O_3 に

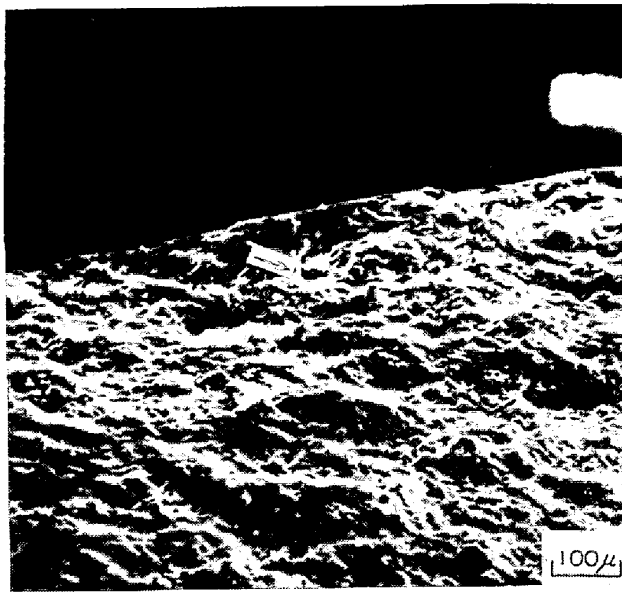


Photo. 9 Fractured surface of CP 5 A-2 specimen heat-treated after carburizing. 2.7×10^6 cycles to failure. No outstanding change is observed around Al_2O_3 . (b) : enlarged a part of (a) (arrow).

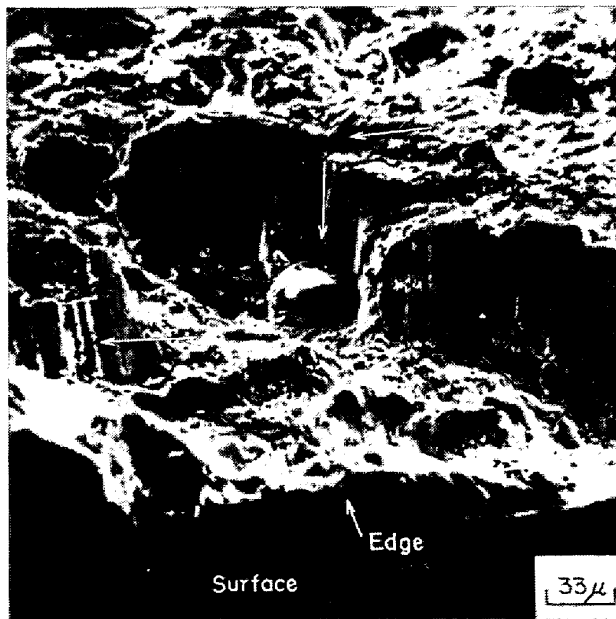


Photo. 10. Steps of fractured surface, which probably resulted from Al_2O_3 2.7×10^6 cycles to failure. CP5A specimen.

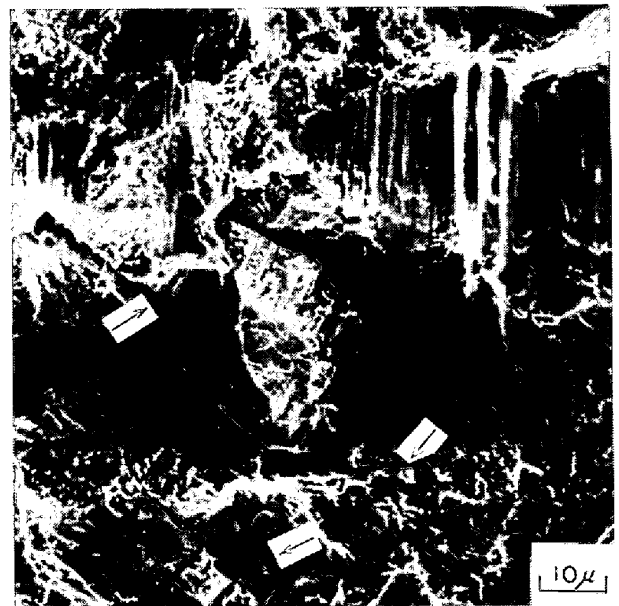


Photo. 11. A few cracks are able to be seen after main crack propagated (arrows). 0.62×10^6 cycles to failure. CP 5 B specimen.

よる耐久限上昇の原因として考えられる種々の因子について検討してみる。

1) 結晶粒径の大きさ

フェライト組織の鋼においては、耐久限は PETCH の関係式で整理することが可能である³⁾¹³⁾¹⁴⁾。そこで、非浸炭材について結晶粒度を測定してみた。その結果を Table 2 に示す。これより各試料の結晶粒の大きさはだいたい等しいことがわかる。それゆえ、耐久限の Al_2O_3 によ

Table 2. Grain size in non-carburized specimens.

Mark	Grain size μ	Mark	Grain size μ
PO	49	P 10 B-1	61
P 3 B-1	44	P 10 B-3	48
P 3 B-2	40		

る上昇を結晶粒の大きさと結びつけて説明することはできない。

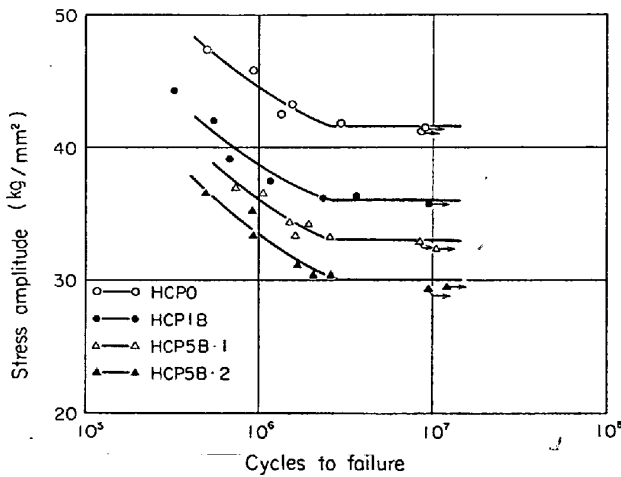


Fig. 13. S-N curves of specimens tempered at 400°C for 10 min after carburizing and water quenching.

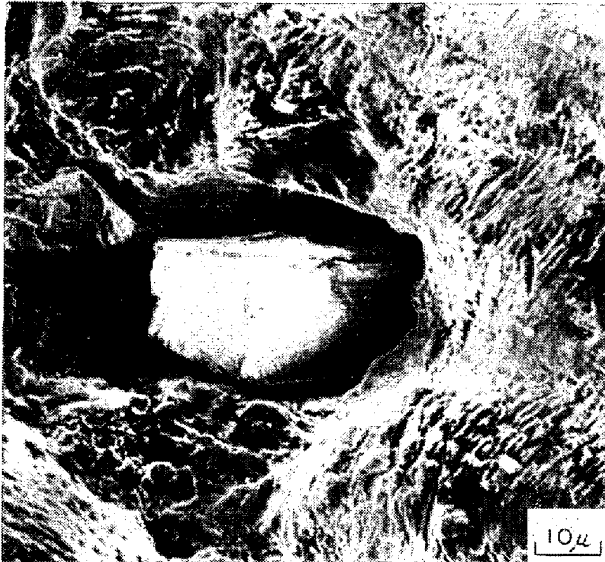


Photo. 12. Striations around Al_2O_3 . 0.62×10^6 cycles to failure. CP 5 B specimen.

2) OROWAN の強化機構

第二相粒子による転位運動の阻止に起因する流動応力の増大をモデル化したのが OROWAN の理論である⁴⁾。疲れ変形の場合と引張り変形の場合では割れ先端における塑性変形挙動は同じではないが^{5), 6)}、疲れに対しても OROWAN の考え方が適用できると仮定する。

(i) B. I. EDELSON²⁾ らによると、第二相と基地鉄の間に密着性がない場合、流動応力の増大は期待できない。ところが本試料では、Photo. 5 (b) に示したように、 Al_2O_3 と基地鉄との間には大きな misfit が存在していると考えられる。

(ii) 分散強化材で問題になる mean free path (λ) に比べて本材料の λ は、Table 1 に示したように、桁違いに大きい。また、 Al_2O_3 の大きさは 10~100 μ であ

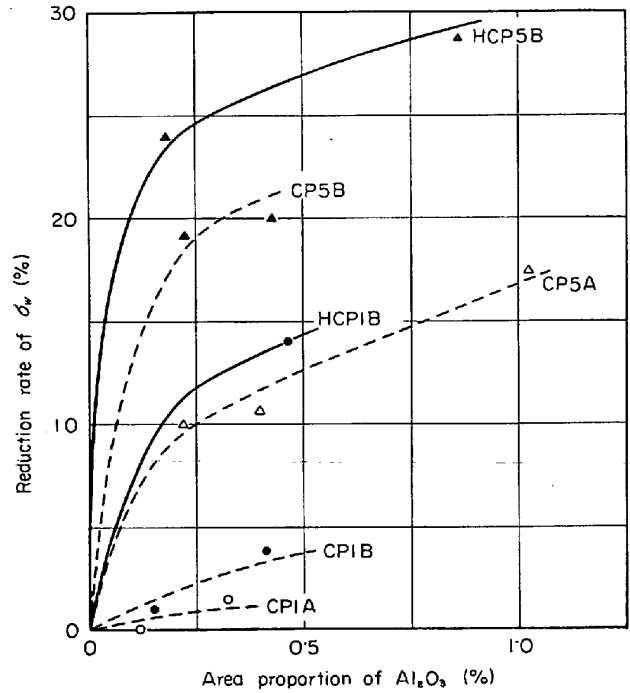


Fig. 14. The relationship between reduction rate of endurance limit (σ_w) and area proportion of Al_2O_3 for specimens tempered after carburizing and water quenching.

り、分散強化材でいう第二相粒の大きさに比べて 2 桁大きい^{7), 8)}。

以上述べた理由により、本試料における耐久限上昇は OROWAN の機構によつては説明できない。

3) Al_2O_3 と空孔の作用

試料 PO は Al_2O_3 を全く含有していない試料で、前報¹⁾の試料 V81 (真空溶解した介在物をほとんど含有しない試料) に対応する試料である。PO 材と V81 材の機械的強さを比較した場合、UTS は約 10%、降伏応力は約 25%、そして耐久限は約 45% PO 材の場合に低くなつており、とくに粉末試料の耐久限の低下がいちじるしい。

ところで、理想的な成形、焼結条件下で粉末試料を作製しても、溶製材に比べて多数の微小空孔 (ミクロン以下) を含有していると考えられる²⁾。それゆえ、空孔の移動、および集合が可能かどうかは別として、空孔が多数存在することが粉末材の耐久限低下の主たる原因になつていると考えられる。

一方、3.1.1 に述べたように Al_2O_3 がはいっている場合、耐久限は Al_2O_3 量とともに増大する。耐久限に悪い影響を与える空孔が Al_2O_3 添加によりどのように変化するかについては、つぎの 2 通りの考え方が可能であろう。a) 鉄粉と Al_2O_3 を混合するさい、砕かれた一部の微細な Al_2O_3 の周辺に空孔が形成され、その結

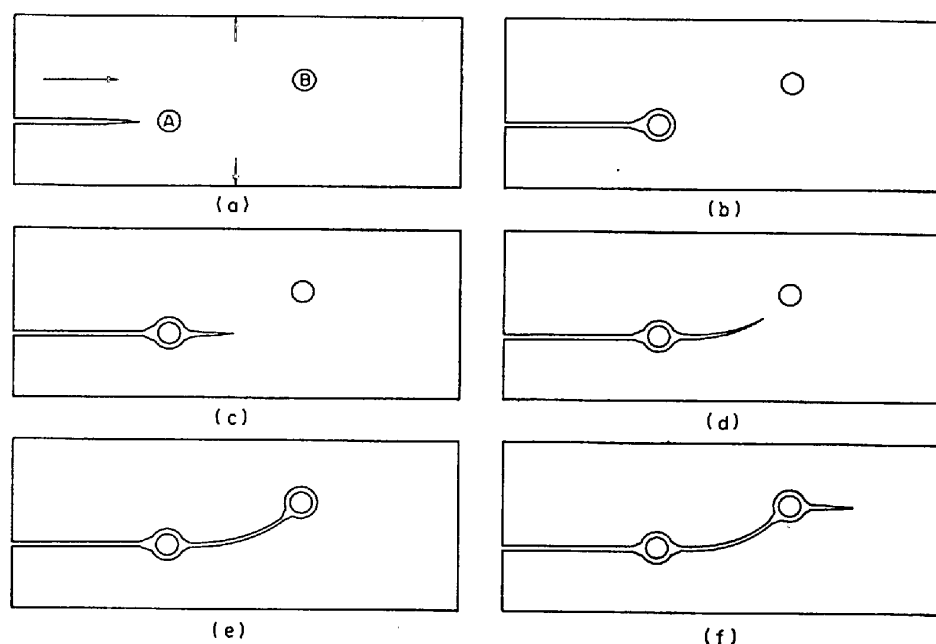


Fig. 15. Schematic explanation of crack propagation when Al_2O_3 acts as a crack arrester.

果空孔の移動が困難となり、したがって空孔の耐久限低下効果が減少するか、さもなくば b) 空孔が砕かれていない大きな Al_2O_3 の周辺に選択的に形成され、後述の 4) のような理由で周囲に空隙を有する Al_2O_3 が割れ伝播阻止に寄与すると考えられる。上述 a) はいいかえれば、 Al_2O_3 の存在それ自体は耐久限を上昇させる効果をもっているのではなく、 Al_2O_3 を入れることにより疲れに悪い影響を与えると考えた空孔の存在状態を改善することになる。

4) Al_2O_3 の割れ伝播阻止効果

Photo. 4 に示したように、割れは Al_2O_3 からと同様に基地鉄からも発生している。それゆえ、 Al_2O_3 が割れ発生を阻止しているとは考えられない。そこで、発生した割れが伝播して、試験片内部に存在する Al_2O_3 と出会ったとき割れ前線と Al_2O_3 とはどのように作用するかを考えてみる。

浸炭後熱処理した試料の破面上の Al_2O_3 のまわりには、Photo. 11 に示したように、主割れが通過した後 2, 3 の割れが観察されたが、非浸炭材の場合には Photo. 5 に示したように、そのような割れは観察されなかつた。これは、非浸炭材のように n が大きい場合、 Al_2O_3 周辺に集中した応力は容易に除去されるためと考えられる。それゆえ、主割れが Al_2O_3 に到達するまでは Al_2O_3 から割れが発生することはないといえよう。また Photo. 5 において Al_2O_3 の周辺で主割れが迂回したために生じたくぼみとみられるものが多数存在していた。これらの

ことをもとに割れ伝播状況を図で書くと Fig. 15 のようになる。

a) 主割れ伝播方向に存在する介在物 A と伝播方向からずれたところに介在物 B が存在するとする。

b) 介在物 A に達した割れは“blunting”を生ずる。その理由は、主割れ先端の曲率半径に比べて介在物の曲率の半径のほうが大きいために応力集中が低くなるからである。

c), d) 主割れ伝播方向からずれたところに介在物が存在する場合、割れ先端の集中応力と介在物周辺の集中応力が作用し合い、その結果、割れは介在物方向に進路を変える。そのさい、割れ伝播方向は主応力方向に対して直角方向からはずれるので、伝播を続行するためには余分の応力を必要とする。

e) 介在物 B に達した割れは介在物 A におけると同様に“blunting”を生じ、割れ伝播は一時的に阻止される。

f) その後割れは、局部的応力が破壊応力をこえた場合、主応力方向に直角方向に方向を変えて伝播してゆく。

以上、 Al_2O_3 が耐久限を上昇させる原因として、考えられるものについてその可能性をいくつか検討したが、それらの中で、3) および 4) が有力と考えられる。

4.2 介在物の疲れ性質低下効果について

疲れにおける破壊過程は普通割れ発生および伝播に大別される。両者をどの時点で区別するかは、前報りで述

べたように現象的には困難である。平ら⁹⁾は割れ発生過程中に生じた塑性変形領域の大きさよりも割れが長くなる場合、割れ伝播速度は変化しておそくなることを明らかにした。それゆえ、材料力学的観点からの両者の区別はさておいて、実際には繰返し数に対する割れ長さの変化が不連続になる個所を両者の境界とすることが簡明である。

ところで介在物のような stress raiser が存在するさい、基地鉄の加工硬化能が小さい場合は、前報⁹⁾で述べたように、割れは介在物から発生し、その後介在物を縫うようにして伝播してゆく。そのような場合、介在物は一般に耐久限を低下せしめ、そしてその低下の割合は介在物の大きさ、量、形状、分布状態などにより異なることを 3.2 で示した。

以下に、この現象を試料表面における介在物からの割れ発生および伝播状況を観察することにより考察してみた。そのために試料 CP5A-2 を用いて疲れ試験を行ない、そのさい同試料が破断するまでの途中の 11 段階で試験を中断して割れ発生および伝播状況を観察した。なお、応力振幅は約 50 kg/mm^2 であり、破断までの繰返し数は 1.52×10^5 である。観察にさいして特定の 1 個の介在物に注目し、その介在物からの割れ伝播を追求した。その介在物は割れが最も早く発生した介在物であり、最終的にはその割れが伝播拡大して破断にいたつた。割れの発生および伝播状況を Fig. 16 に示す。

(i) 図中 a 点では割れは全く観察されなかつた (繰返し数 0.5×10^4 , 全寿命に対する割合 3.3%)。

(ii) b 点においては割れは 1 個の介在物からだけ発生していた (繰返し数 1.0×10^4 , 全寿命に対する割合 6.7%)。したがって、割れ発生は全寿命に対して 3.3~6.7% で生じたことになる。なお、この時点では、介在物からの割れ発生は介在物の片側からだけであり、その状態は c 点まで続いた (繰返し数 2.3×10^4)。c 点における割れ発生の状況を Photo. 13(a) に示す。Fig. 16 中線分 \overline{ab} の勾配は線分 \overline{bc} のそれに比べて大きい。すなわち、 \overline{ab} における速度は \overline{bc} の速度に比べて大きいことを意味している。この \overline{ab} 部分が平ら⁹⁾あるいは P. J. E. FORSYTH¹⁰⁾ が述べている疲れ割れの第 1 段階に相当すると考えられる。なお、同図中の i は Al_2O_3 の直径である。

(iii) d 点では割れは、Photo. 13(b) に示すように、介在物の他端からも発生していた (繰返し数 3.5×10^4)。図中曲線 A は介在物の両側の割れ長さを合計して図示したものであり、他方曲線 B は最初に生じた側の割れ長さを図示したものである。それゆえ、曲線 A では c~d 間

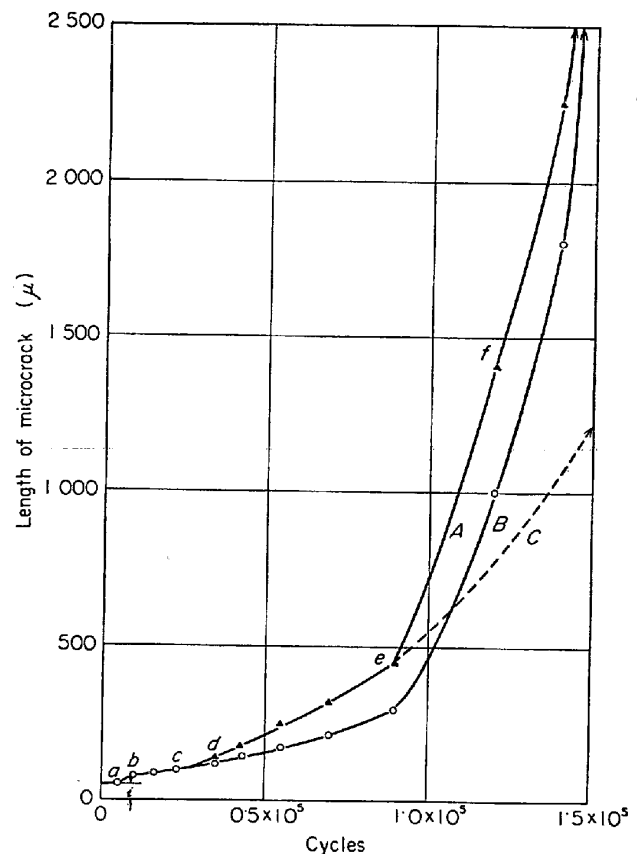
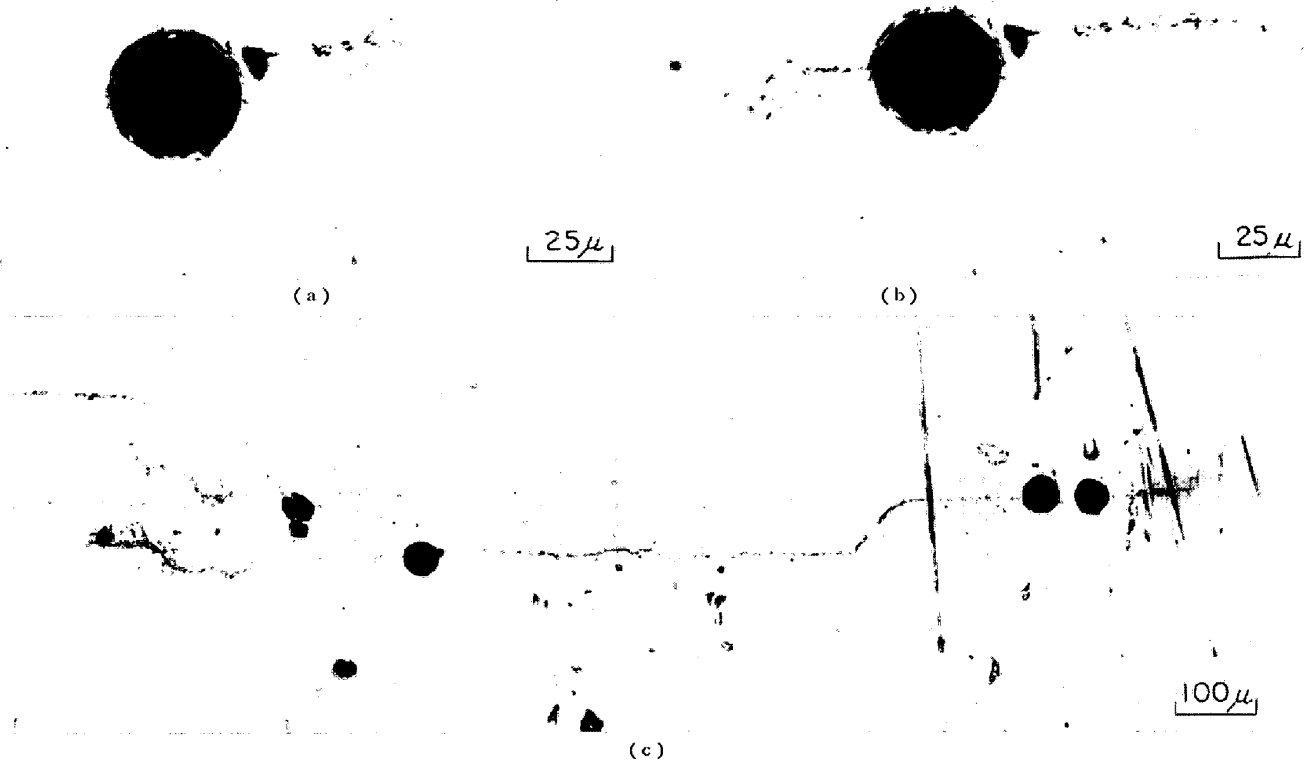


Fig. 16. The relationship between length of microcrack originally initiated from a Al_2O_3 and cycles. CP5A specimen. 1.52×10^5 cycles to failure. i : diameter of Al_2O_3

を境にして立上りが急になつている。

(iv) e 点 (繰返し数 9×10^4 , 全寿命に対する割合 60%) までは 1 個の介在物から発生した割れが伝播して長くなつたものであるが、f 点 (繰返し数 1.2×10^5 , 全寿命に対する割合 80%) では、Photo. 13(c) に示すように、他の介在物から発生した割れと結合していた。このように割れが長くなつて他の介在物あるいは他の介在物から発生した割れと作用しあえる長さになると、割れ伝播速度は図のように急速に大きくなり、その結果 e 点近くで折れ曲り点を生ずる。同図から、本試料では介在物の伝播過程への影響は全寿命の 60% をこえないとあらわれないように思われる。しかしながら、実際には主割れが e 点に達するまでに他の介在物からも割れが発生しているので、介在物の伝播過程への影響がどこから始まつたかは一概にはいえない。

もし割れが伝播してゆく途中で介在物に出合うようなことがないならば、割れは線分 \overline{de} を延長した曲線 C (点線) のような過程を経て長くなつてゆくであろう。その結果、疲れ寿命は長くなることが同図より予想される。



(a) 2.3×10^4 cycles. Crack initiated at an angular, and small Al_2O_3 particle close to a large spherical Al_2O_3 .
 (b) 3.5×10^4 cycles. (c) 1.2×10^5 cycles. A crack began to connect with another crack.

Photo. 13. Crack initiation and crack propagation from Al_2O_3 . CP5A-2 specimen.
 1.52×10^5 cycles to failure.

これまで述べてきたことをもとに、介在物の形状、大きさおよび分布状態（量）が疲れ性質にどのように影響するかについて考察する。なお、ここでは介在物はすべて疲れ性質に悪い影響を与えるものとする。

(1) 介在物の形状が異なる場合（介在物の大きさおよび分布状態は一定）

(a) 割れ発生

割れは鋭い角を有する介在物から優先的に発生する。

(Photo. 7 (a)) これは、介在物の応力集中係数 ρ は $\sqrt{c/\rho}$ (c は介在物の大きさ、 ρ は介在物の曲率半径) に比例し、したがって ρ は角状介在物のほうが大きいためと考えられる。また、発生段階 ((Fig. 16 \bar{a} \bar{b}) の割れ長さ r_i (介在物周辺の塑性変形領域の大きさに比例する¹²⁾) は、球状および角状介在物周辺の応力分布が Fig. 17(a) および (b) のような状態にあると考えられ、そして塑性変形領域の大きさは $R_A > R_{LS}$ となる¹³⁾ ので、球状介在物に比べて角状介在物の場合に大きいと考えられる。以上の2点から介在物の割れ発生への影響は球状より角状介在物において大きいと考えられる。

(b) 割れ伝播

Fig. 16 で示したように介在物を含有する試料においては伝播過程は2つの段階に分けられる。ここで同図の e 点を境にして前半を第1伝播段階、そして後半を第2伝播段階とする。

第1伝播段階 (Fig. 16 の $b \sim e$) において角状介在物の影響が大きいと考えられる。すなわち、角状介在物を含有する試料において割れ伝播速度は速い。それは、発生段階の割れ長さが角状介在物において大きく、割れ伝播速度は割れ長さに比例する¹²⁾ からである。割れがさらに長くなつて他の介在物の影響を受ける長さになった場合 (Fig. 16 の e 点)、すなわち第2伝播段階になった場合も、角状介在物の影響が大きいと考えられる。それは、角状介在物への集中応力が高いため、主割れ以外の個所で割れが発生し拡大する可能性が大きいためである。以上考察したことを図的に書くと Fig. 18 のようになる。

(2) 介在物の大きさが異なる場合（介在物の形状および分布状態は一定）

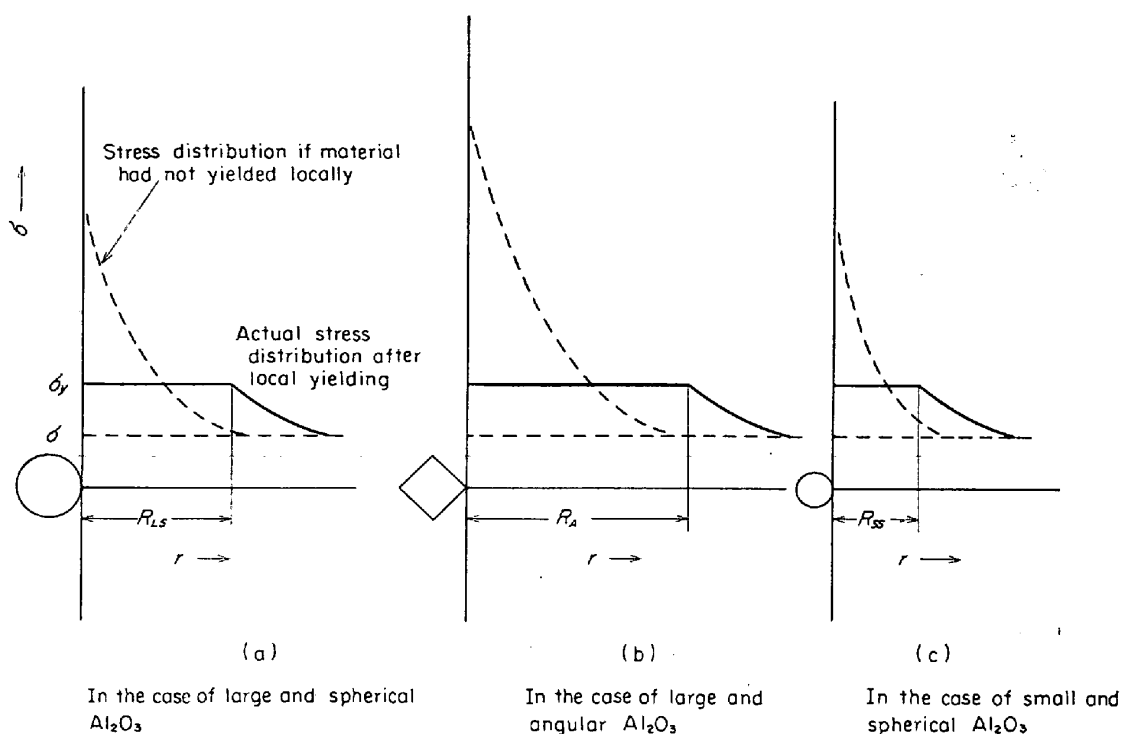


Fig. 17. Expected stress distribution around Al_2O_3 . Plastic deformation probably occurs over a distance R . R corresponds to original crack length.

(a) 割れ発生

割れは、Photo. 7 (b) に示したように、小さい介在物に比べて大きい介在物から優先的に発生する。それは、介在物周辺の塑性変形を受ける領域の大きさは、介在物の形状が同じならば、介在物の大きさに比例しそして割れ発生は塑性変形領域が広い場合に早いと考えられるからである¹²⁾。塑性変形領域の大きさを図的に比較すると、Fig. 17(a) および (c) に示したように $R_{LS} > R_{SS}$ となり、したがって発生段階における割れ長さは大きい介在物の場合に長いと考えられる。たとえば、 45μ 球状介在物を含有する試料の発生段階の割れ長さは、Fig. 16 に示したように、約 25μ である。したがって 10μ 球状介在物を含有する試料の場合、上記の考え方に従えば、発生段階の割れ長さは約 5μ になる。

(b) 割れ伝播

第1段階の伝播速度は大きい介在物を含有する試料において大きいであろう。それは、発生段階の割れ長さが大きい介在物の場合に長く、そして伝播速度は先に述べたようにそのときの割れ長さに比例するからである。したがって、 e 点に達するまでの繰返し数は大きい介在物を含有する試料において少ないであろう。また、 e 点に達し、第2伝播段階にはいるまでに成長した割れ長さも、大きい介在物を含有する試料において短いと考えられる。それは、小さい介在物周辺では塑性変形領域の大

きさが小さいので、主割れに参与した介在物以外の介在物から割れが発生する可能性が少なく、たとえ割れが発生してもそれは短いからである。同様な理由から第2伝播段階にはいつた後の伝播速度も、大きい介在物を含有する試料において大きいと考えられる。以上考察したことを図的に書くと Fig. 19 のようになる。

(3) 介在物含有量が異なる場合 (介在物の大きさおよび形状は一定)

(a) 割れ発生

介在物への応力集中という観点から、介在物量の多い少ないは割れ発生過程に影響を与えない。ただし、割れ発生過程が確率過程であるという観点からは、割れは介在物含有量の多い場合に早く発生する。

(b) 割れ伝播

介在物含有量の伝播過程への影響は第1伝播段階では e 点が早く生じるか遅く生じるかの問題であり、その量が多い場合に早くあらわれよう。しかし、第2伝播段階においては、(2)・(b) に述べた理由から、介在物含有量が多い場合に介在物の影響が生じやすいので、伝播速度は大きくなると考えられる。その状況を図的に書くと Fig. 20 のようになる。

介在物の伝播過程への影響は、割れ伝播過程が直線的であるならば、介在物の mean free path (λ) で整理することができる。しかし、Photo. 8 (a) あるいは Photo.

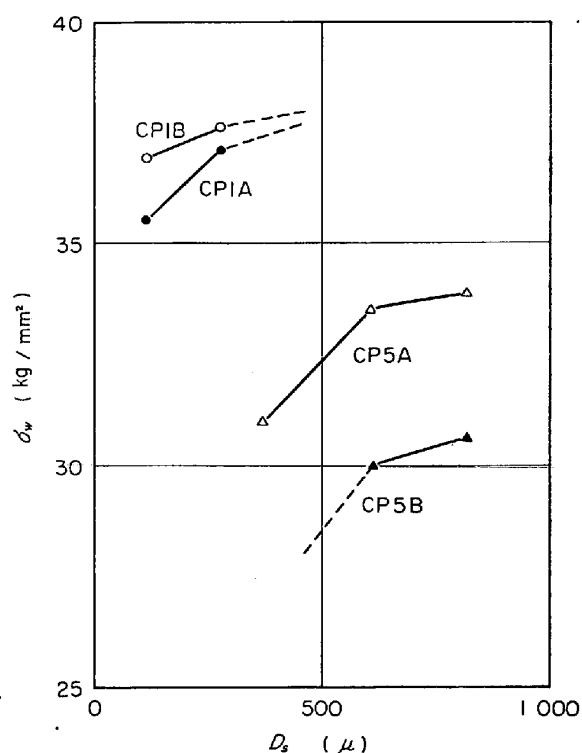


Fig. 22. The relationship between endurance limit (σ_w) and mean particle spacing (D_s).

寿命を律速しており、その量が多くなるにしたがって Al_2O_3 の割れ伝播への影響が大きくなることが考えられる。

5. 結 論

任意の大きさ、形状および分布状態の介在物を含有する試料を得るために、Fe 粉と Al_2O_3 粉（球状および角状）を用いて粉末法により疲れ試験片を作製した。一部の試料はフェライト地のまま、そしてその他の試料は Al_2O_3 の疲れ感度を上げるために前報¹⁾と同様に浸炭後焼入および焼戻を施して焼戻マルテンサイト地にした。おもな結果は下記のとおりである。

1) 非浸炭材の場合

(a) 耐久限は Al_2O_3 の増加とともに増大する。その傾向は、 Al_2O_3 量が一定の場合、 Al_2O_3 の大きさが小さいほど著しい。

(b) UTS および降伏点も Al_2O_3 量の増加と増大する。しかし、その傾向は耐久限のそれに比べて $1/2 \sim 1/3$ である。

(c) 伸びおよび絞りは、 Al_2O_3 の大きさに関係なく、 Al_2O_3 量の増加とともに減少する。

2) 浸炭熱処理材の場合

(a) Al_2O_3 が疲れ性質に悪い影響をおよぼす場合、伝播段階は 2 つに分けられる。

(b) Al_2O_3 含有量が少ない場合、 Al_2O_3 の割れ発生への影響が疲れ寿命を律速しており、 Al_2O_3 量が多くなるにしたがって Al_2O_3 の割れ伝播への影響が大きくなると考えられる。

(c) 耐久限は Al_2O_3 量の増加とともに低下する。その傾向は加工硬化係数が小さい場合に著しい。

(d) 耐久限は、 Al_2O_3 の大きさおよび量が一定の場合、球状 Al_2O_3 より角状 Al_2O_3 の場合に低くなる。

(e) 耐久限は、 Al_2O_3 の形状および量が一定の場合、小さい Al_2O_3 より大きい Al_2O_3 の場合に低くなる。

(f) Al_2O_3 による耐久限低下の割合は Al_2O_3 量の増加とともに小さくなる。

(g) 伸びおよび絞りは Al_2O_3 量の増加とともに減少する。

(h) Al_2O_3 の機械的性質低下への影響は絞りに対して最も著しい。

3) 1) および 2) より介在物の疲れ性質への影響は介在物の量、形状、大きさにより異なるが、それらはさらに基地鉄の性質により異なることがわかる。

最後に有益な討論をしていただいた吉川明静博士および浜野隆一氏に感謝の意を表す。また、実験を行なうさい、協力していただいた上田輝之、伊藤栄信（現在日本鋼管株式会社）および峯尾春光の諸氏に深謝する。

文 献

- 1) 角田方衛, 内山郁, 荒木透: 鉄と鋼, 57 (1971) 2, p. 298
- 2) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr.: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 3) H. HENDUS and G. KRAUS: Z. Metallk., 46 (1955), p. 716
- 4) E. OROWAN: Dislocations and mechanical Properties, Dislocations in Metals ed. by M. Cohen, AIME, New York, (1954), p. 69
- 5) 辛島誠一, 及川洪, 小倉次夫: 日本金属学会誌, 31 (1967) p. 669
- 6) 辛島誠一, 及川洪, 小倉次夫: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 674
- 7) A. J. McEVILY, Jr., R. H. BUSH, F. W. SCHALLER, and D. J. SCHMATZ: Trans. ASM, 56 (1963), p. 753
- 8) W. D. JONES: Fundamental Principles of Powder Metallurgy, Edward Arnold Ltd., (1960), p. 604
- 9) 平修二, 田中啓介: 材料, 18 (1969), p. 620
- 10) P. J. E. FORSYTH: Acta Met., 11 (1963), 7, p. 703
- 11) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: Fracture of Structural Materials, [John Wiley &

-
- Sons, Inc.] (1966)
- 12) *N. E. FROST* and *D. S. DUGDALE*: *J. Mech. Phys. Solids*, 6 (1958), p. 92
- 13) *T. YOKOBORI*, *I. MAEKAWA*, and *S. KOREKAWA*:
Tech. Rep. Tohoku Univ., 28-1 (1963) p. 65
- 14) *T. YOKOBORI*, *M. MORITA*, and *T. TAKAHASHI*:
Tech. Rep. Tohoku Univ., 28-1 (1963) p. 81
-