

論 文

基地性質をかえた鋼の疲れ性質に及ぼす介在物の影響*

角田 方衛**・内山 郁***・荒木 透****

The Effect of Inclusions on Fatigue Properties of Steels with Various Matrixes

Masae SUMITA, Iku UCHIYAMA, and Toru ARAKI

Synopsis:

Alternate bending fatigue tests were carried out using specimens containing FeO-type inclusions, containing Mn-silicate type inclusions and containing substantially no inclusions respectively. The effect of inclusions on endurance limit was discussed. Some specimens were carburized and heat-treated in order to intensify the effect of inclusions on fatigue properties. Main results obtained are as follows:

- 1) Inclusions in low carbon steels do not exert any effect on endurance limit.
- 2) Influence of inclusions in carburized steels (0.25% C) on the endurance limit increases with the decrease of tempering temperature. The trend is remarkable in specimens containing Mn-silicate type inclusions, when the axis is transverse to the rolling direction. Inclusions in steels as carburized, however, do not influence the endurance limit.
- 3) Inclusions have little effect on ultimate tensile strength, but have a considerable one on reduction of area.
- 4) On the assumption that inclusion does not adhere to matrix, rate of reduction of endurance limit by inclusions is expressed by $W=i(A-n)$, where i is a coefficient depending on size, amount and shape of inclusions, n is the work hardening coefficient defined by $\sigma=ke^n$ and A is a constant. In this experiment, A was nearly 0.16. When n is larger than about 0.16, it is concluded that inclusions do not affect endurance limit. The above equation can not be applied for pre-strained specimens, in which case the work softening controls the fatigue process.
- 5) Heterogeneous microstructure has worse influences on elongation and reduction of area than on endurance limit.
- 6) Effect of inclusions on crack propagation could be estimated from disorder of striation around inclusions.

(Received June 4, 1970)

1. 緒 言

著者らは鉄鋼材料の疲れ強さにおよぼす非金属介在物の影響について、系統的に基礎的見地から研究を行なってきた。前報¹⁾では FeO 系, MnO 系, MnS 系, Al₂O₃ 系および SiO₂ 系介在物をそれぞれ含有する極低炭素鋼試料を用いて繰返し曲げ疲れ試験を行ない、介在物から発生している割れ数および割れ長さに関する統計的な値を求め、それらの値から各種介在物の疲れ性質への影響度を考察した。その結果、介在物の疲れ性質への影響の大きさは介在物の種類、大きさ、形状、量、結晶粒界の強さ、応力レベルの高低、基地鉄の強さなどに関係することがわかった。しかしながら、実際に材料の疲れ強さを表わすさいに用いられる S-N 曲線と上記の

統計的な値との対応は明らかではなかつた。

従来の研究²⁾³⁾⁴⁾から、介在物の疲れ性質への影響は素材の強度が高い場合に一般に大きいと予想されるが、いづれも特定の材料に関する研究であつて、介在物と疲れ性質に関する系統的研究はほとんど見られない。

介在物の疲れ性質への影響は、材料力学的見地からは、基地鉄の性質、介在物自体の性質それに介在物と基地鉄との境界面または層の性質に依存する⁵⁾⁶⁾が、介在物と基地鉄の付着性を測定する適当な手段は現時点では見

* 昭和43年4月, 9月本会講演会にて発表
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

あたらない。そこで本研究では、介在物が疲れ性質に悪影響を与える場合介在物と基地鉄とは密着していないと仮定した。そのように仮定すれば介在物は切欠きあるいは割れの一つと考えることができるので、介在物と疲れ性質との関係は(1)基地鉄に関する問題と(2)介在物自体に関する問題とに大別できる。

本報では、上記のことを考慮して、(1)の問題をとりあげ、介在物の鋼の耐久限への影響を数量的により簡明に表示することを目的とした。そのために FeO 系介在物 (C系) および Mn シリケート系介在物 (A, B および C系) をそれぞれ多量に含有する試料と、これらとだいたい同じ化学組成の真空溶解した介在物のきわめて少ない試料、さらにこれらの各試料に浸炭および焼入れ焼戻しを施した強度レベルの異なる試料を準備した。浸炭および調質により素材の強さレベルを変えることは、試料表面と中心部とでは炭素含有量が多少異なるので、必ずしも適切な方法とは思われないが、普通の溶解法で介在物の量、形状、大きさなどを一定にして強さレベルの異なる試料を作ることは困難であるため、この方法を採用した。

上記各試料について繰り返し曲げ疲れ試験後、介在物からの割れ発生数および割れ長さに関する統計的な値と耐久限応力との関係を求め、基地鉄の組織と介在物の鋼の疲れ性質への影響との関係を考察し、さらに加工硬化の概念を導入して⁶⁾、介在物の疲れ強さへの影響を静的加工硬化係数を用いて整理してみた。同時にその他の機械的性質についても若干の検討を行なった。また、疲れ破面のレプリカの電子顕微鏡観察より、striation と介在物との関係を考察した。

2. 実験方法

2.1 供試材

2.1.1 溶製

(i) 電解鉄を 10 kg 高周波電気炉で大気中溶解した、FeO 系介在物を含有する試料。(記号: A81)

(ii) 電解鉄を 10 kg 高周波真空溶解炉で溶解し、0.05% C で脱酸した試料。介在物をほとんど含有しない。(記号: V81) (FeO 系介在物を含有する試料と比較す

るための基本材)

(iii) 電解鉄を 10 kg 真空溶解し、脱酸剤を添加しない試料。(記号: VO81) 本材は小型の FeO 系介在物を少量含有しており、常温では粒界割れを示す。(V81 系試料と比較するための試料)

(iv) 電解鉄を 50 kg 高周波溶解炉で大気中溶解し、シリコマンガ (62.3%Mn, 16.6%Si, 1.8%C) を 1% 炉内添加して脱酸した、Mn シリケート系介在物を多量に含有する試料。(記号: A73) A 系介在物を含む、圧延方向に平行および直角方向の試験片をとるために本試料のみは 50 kg 溶製した。

(v) 電解鉄を 10 kg 高周波真空溶解炉で溶解して、シリコマンガを 1.5% 添加した試料。介在物含有量はきわめて少ない。(記号: V73) (A73 系試料と比較するための基本材)

試料 (i), (ii), (iii) および (v) は 70 mm φ の鋼塊を熱間鍛造で幅出しを行なった後、圧延 (1 200~1 000 °C) により約 3 mm 厚の板にし、それぞれ圧延方向および一部を圧延方向に直角方向に試験片を切り出した。試料 (iv) は 1 辺 130 mm の角材を熱間鍛造および圧延 (1 200~1 000 °C) により断面 40 mm × 100 mm の板に

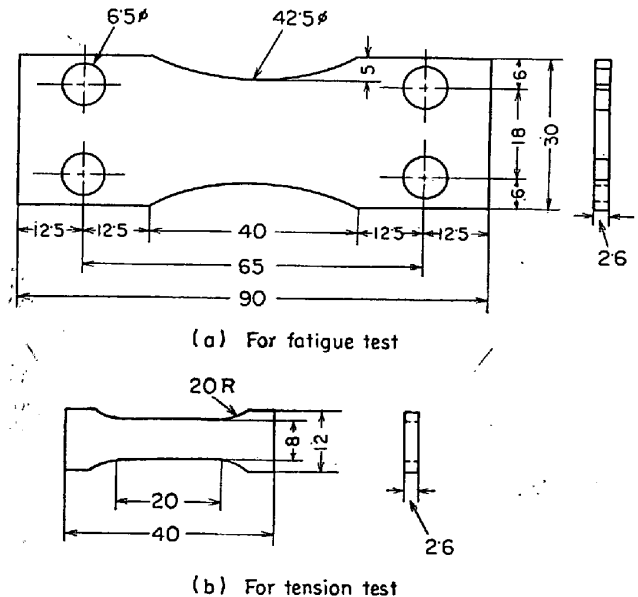


Fig. 1. Dimension of test pieces (mm).

Table 1. Chemical composition of specimens.

	C	Si	Mn	Al	P	S	O	N
A81	0.005	0.002	0.003	0.007	0.001	0.002	0.127	0.0041
V81	0.007	0.003	<0.001	0.002	N. D.	0.005	0.019	0.0010
VO81	0.002	0.001	0.001	0.011	0.001	0.003	0.037	0.0025
A73	0.017	0.19	0.59	0.002	0.004	0.006	0.042	0.0030
V73	0.010	0.25	0.45	0.003	N. D.	0.004	0.020	0.0018

Table 2. Details of specimens tested.

Mark	Melt (O=Open) (V=Vacuum)	Orientation (L=Longitudinal) (T=Transverse)	Heat treatment (AC=as carburized), (IWQ=ice water quenched) (OQ=Oil quenched) (T=Tempered) (C=Carburized)	Microstructure (F=Ferrite) (P=Pearlite) (B=Bainite) (M=Martensite) (TM=Tempered M)	Area proportion of inclusions(%)			
					A type	B type	C type	Total
A81L V81L VO81L	O V V	L L L		F F F	— — —	— — —	0.28 — 0.06	0.28 0.00 0.06
AC·A81L AC·A81T AC·V81L	O O V	L T L	AC AC AC	F+P F+P F+P	— — —	— — —	0.28 0.28 —	0.28 0.28 0.00
C620·A81L C620·V81L	O V	L L	C, IWQ, T:620°C × 30 min C, IWQ, T:620°C × 30 min	TM TM	— —	— —	0.28 —	0.28 0.00
C500·A81L C500·V81L	O V	L L	C, IWQ, T:500°C × 10 min C, IWQ, T:500°C × 10 min	TM TM	— —	— —	0.28 —	0.28 0.00
C400·A81L C400·V81L	O V	L L	C, IWQ, T:400°C × 8 min C, IWQ, T:400°C × 8 min	TM TM	— —	— —	0.28 —	0.28 0.00
C·OIL·A81L C·OIL·V81L	O V	L L	C, OQ C, OQ	F+P+B+M F+P+B+M	— —	— —	0.28 —	0.28 0.00
A73L A73T V73L	O O V	L T L		F F F	0.10 0.10 —	0.06 0.06 0.004	0.07 0.07 0.008	0.23 0.23 0.01
C620·A73L C620·A73T C620·V73L	O O V	L T L	C, IWQ, T:620°C × 30 min C, IWQ, T:620°C × 30 min C, IWQ, T:620°C × 30 min	TM TM TM	0.10 0.10 —	0.06 0.06 0.004	0.07 0.07 0.008	0.23 0.23 0.01
C500·A73L C500·A73T C500·V73L C500·V73T	O O V V	L T L T	C, IWQ, T:500°C × 10 min C, IWQ, T:500°C × 10 min C, IWQ, T:500°C × 10 min C, IWQ, T:500°C × 10 min	TM TM TM TM	0.10 0.10 — —	0.06 0.06 0.004 0.004	0.07 0.07 0.008 0.008	0.23 0.23 0.01 0.01
C400·A73L C400·A73T C400·V73L C400·V73T	O O V V	L T L T	C, IWQ, T:400°C × 10 min C, IWQ, T:400°C × 8 min C, IWQ, T:400°C × 8 min C, IWQ, T:400°C × 8 min	TM TM TM TM	0.10 0.10 — —	0.06 0.06 0.004 0.004	0.07 0.07 0.008 0.008	0.23 0.23 0.01 0.01
C·OIL·A73L C·OIL·A73T C·OIL·V73L	O O V	L T L	C, OQ C, OQ C, OQ	F+P+B+M F+P+B+M F+P+B+M	0.10 0.10 —	0.06 0.06 0.004	0.07 0.07 0.008	0.23 0.23 0.01

* 1 Carburizing temperature : 910°C × 8 hr

* 2 Quenching temperature : 850°C × 10 min

した後、圧延方向に平行な板および圧延方向に直角な板をそれぞれ切り出した。なお、試料 A81 中に存在する FeO 系介在物は熱間圧延によりほとんど変形せず C 系を呈している。一方、試料 A73 中の介在物は熱間圧延により一部は A 系あるいは B 系に変形しており、全体としては A、B および C 系が混在した状態にある。

疲れ試験片および引張り試験片の寸法を Fig. 1(a) および (b) に示す。

各試料の化学組成を Table 1 に示す。

2.1.2 浸炭および熱処理

上記各試料の一部はガス浸炭 (910°C × 8 hr) を施した後、強さレベルあるいは組織を変えるために下記の熱処理を行なった。なお、浸炭処理は 2.9 mm 厚の板に対して行ない、それらに各熱処理を施した後、2.6 mm 厚の試験片に仕上げた。浸炭材の平均炭素含有量は 0.25 %、試料表面では約 0.35 % であり、試料表面の炭素含有量に比べて中心部ではかなり低くなっている。

使用した試料の詳細を Table 2 に示す。なお、焼入れを施した試料は 850°C に 10 min 保持した後焼入れた。

2.2 疲れ試験

試験片の表面をエメリー研磨紙で研磨し、さらに水酢酸-クロム酸電解研磨液で研磨後、4 kg m シェンク型繰返し疲れ試験機により両振り繰返し曲げ試験を行なった。繰返し速度は 3 000 c/min で、全曲げ応力振幅は前報と同様に振れ角より算出した。

なお、切欠き試験片、前ひずみを与えた試験片および結晶粒径を変えた試験片についても疲れ試験を行なった。

2.3 微小割れ数および割れ長さの測定

微小割れを介在物と関係あるものと関係のないものに分けて、前報と同様に測定し、 R_i および R_p を求めた。

$$R_i = i/t$$

$$R_p = l_i/l_n$$

ここで、 t は無作為に顕微鏡で観察した (倍率 100 倍) 100 視野中の総割れ数、 i は t のうち介在物から発生していた割れ数、 l_n は介在物とは関係のない割れの平均長さ、そして l_i は介在物より発生していた割れの平均長さである。そのさい、割れ長さがあまり長くなると割れが介在物から発生したかどうか判定が困難になるので、100~1 500 μ の割れを観察の対象にした。

2.4 引張り試験

インストロン型引張り試験機によりクロスヘッド速度 0.2 cm/min で引張り試験を行なった。

2.5 疲れ破面の観察

破面のレプリカをとり、電子顕微鏡 (加速電圧: 50 kV) で観察した。

3. 結 果

3.1 S-N 曲線

3.1.1 S-N 曲線の引き方

材料の疲れ性質に影響をおよぼす因子は微視的なものから巨視的なものまで多数存在し、疲れ自体は本質的にはそれらの諸原因に基づく確率的現象であるので、実測点はばらつきを伴う。とくに本実験におけるように試料が介在物を多数含有する場合、ばらつきがさらに大きくなることが予想されるので、S-N 曲線を求めるにさいしては同一試料について多数の疲れ試験を行ないデータを統計的に処理することが望ましい。しかしながら、本実験では同一種類の試料について 8~15 本の試験しか行なえなかつたので、試験にさいして耐久限付近の試験に重きをおいた。そして、主として耐久限の相対的比較を行なった。

ところで S-N 曲線は寿命が有限な傾斜部と寿命が無限な水平部とから成り、その折曲がり点は試料の結晶粒

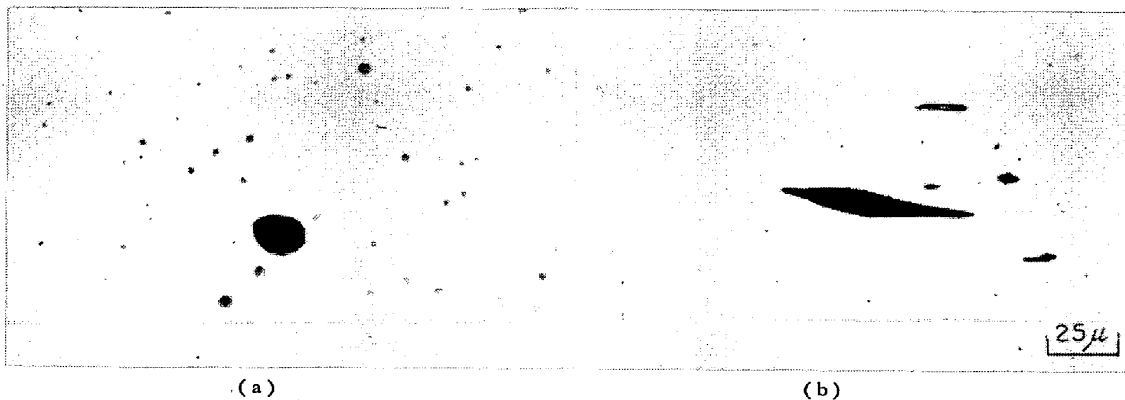
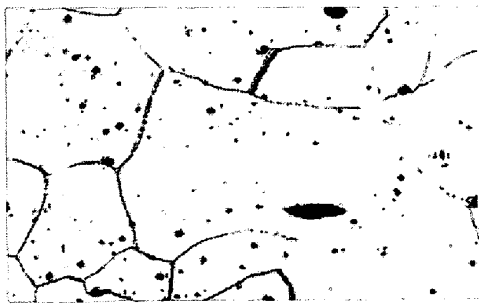


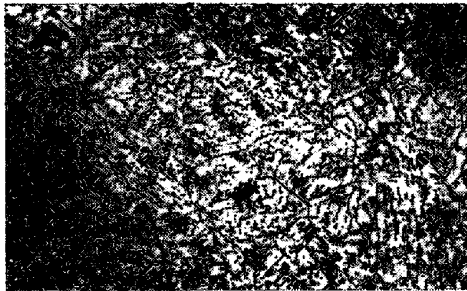
Photo. 1. Optical micrographs of (a) FeO type inclusions in A81L specimen, and (b) Mn-silicate type inclusions in A73L specimen.



(a) A73 specimen



(b) AC-A81 specimen



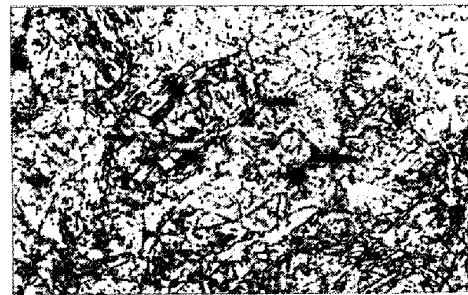
(c) C620-V81 specimen



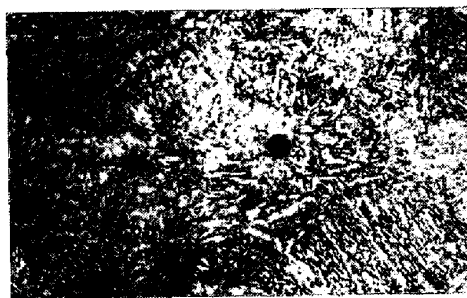
(d) C620-A73 specimen



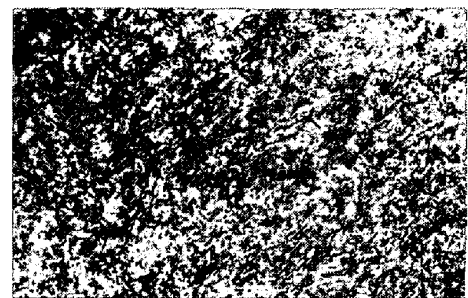
(e) C500-A81 specimen



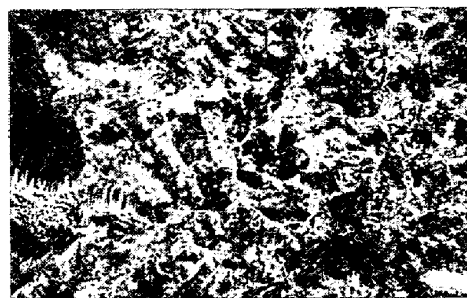
(f) C500-A73 specimen



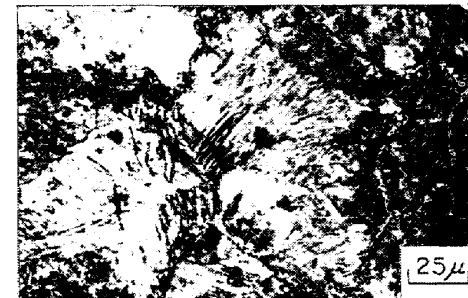
(g) C400-A81 specimen



(h) C400-A73 specimen

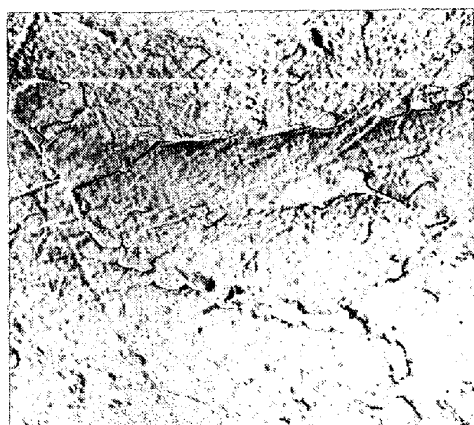


(i) C-OIL-A81 specimen

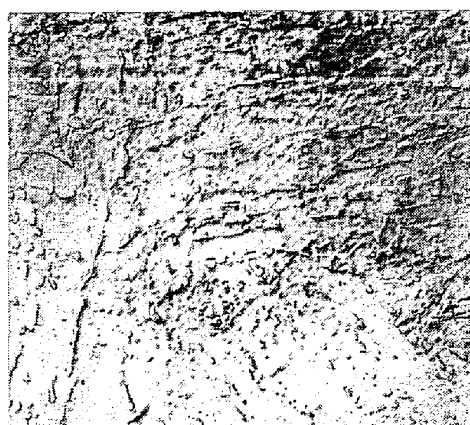


(j) C-OIL-A73 specimen

Photo. 2. Microstructures of various specimens. Etched by 3% nital.



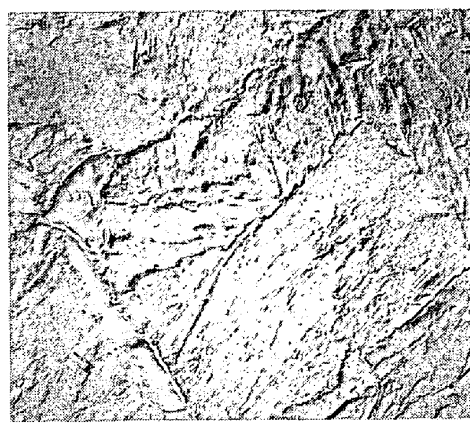
(a) C620-V81 specimen



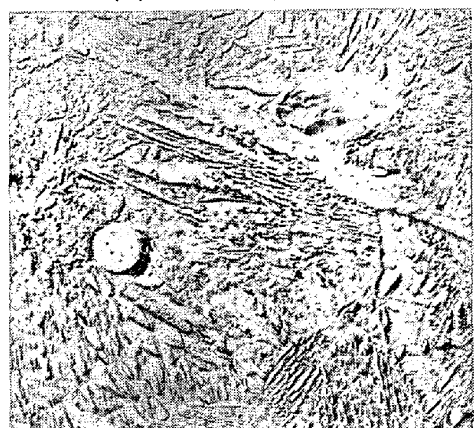
(b) C620-A73 specimen



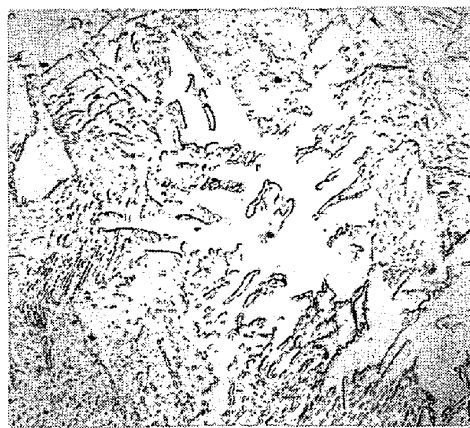
(c) C500-A81 specimen



(d) C500-A73 specimen



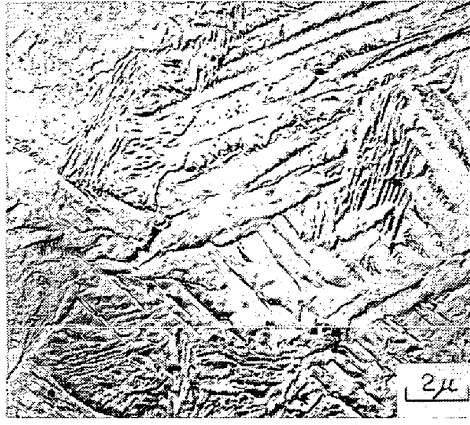
(e) C400-A81 specimen



(f) C400-A73 specimen



(g) C-OIL-A81 specimen



(h) C-OIL-A73 specimen

Photo. 3. Electron micrographs of various specimens. Etched by 3% nital.

の大きさ⁹⁾、ひずみ時効⁹⁾挙動などにより N 軸に沿って異なると考えられる。浸炭を施さなかつた試料（以後非浸炭材という）については、それらの熱間加工履歴が同じであることおよび各試料の結晶粒径の測定結果がだいたい同じ値を示したことから、結晶粒径の S-N 曲線への影響は本実験においては、除外してもよいと考えられる。また、ひずみ時効の S-N 曲線への影響は、大気溶解材と真空溶解材の間で Table 1 に示したように酸素および窒素含有量がかなり異なるので、両者間で異なると思われる。しかしながら、両試料の引張り試験において両者とも明確な降伏点を示したこと、および疲れ試験において後で示す非浸炭材の S-N 曲線には 10^7 繰返し数までに「折曲がり点」が存在しないことから、もしひずみ時効が S-N 曲線に影響しているとしても大気溶解材と真空溶解材の間でその影響の度合に大きな差がないと思われる。

W. A. Wood⁹⁾ は疲れ寿命の短い場合と長い場合とではその破壊機構が異なることを推測している。また、横堀¹⁰⁾ は、同一試料の平滑材と切欠材について疲れ試験を行なうと、両者の S-N 曲線は $10^3 \sim 10^4$ の繰返し数で交叉し、応力振幅の低いところでは、同一応力レベルで後者は前者より早く破断する場合が多いと述べている。それゆえ、介在物を切欠きの一種と考えた場合、介在物が疲れ性質に影響をおよぼしていると S-N 曲線の勾配

は、比較のための基本材（介在物のない真空溶解材）のそれとは異なってくるのが予想されるが、先に述べたように S-N 曲線の傾斜部に相当する測定数が少なかつたので、S-N 曲線を引くさい傾斜部と介在物との関係は無視した。

3.1.2 S-N 曲線

試料 A81 系および A73 系中の代表的介在物の写真を Photo. 1 に、そして浸炭前、浸炭のままおよび浸炭後熱処理した各種試料（3% ナイタル腐食）の光学顕微鏡写真およびそのレプリカの電子顕微鏡写真を Photo. 2 および Photo. 3 に示す。同写真に示したように、同じ条件の浸炭および熱処理を施したにもかかわらず、各組織は試料 A81 系と A73 系の間でやや異なっている。これは Mn 含有量の多少が焼入れ性に影響したものとと思われる。

各試料について S-N 曲線を求め、それらを Fig. 2 ~ Fig. 7 に示した。これらの図から下記のことがわかる。

(1) 非浸炭試料および浸炭後熱処理を施さなかつた試料は S-N 曲線の「折曲がり点」は高寿命側にあるが（折曲がり点は少なくとも繰返し数が 5×10^6 以下では存在しない）、浸炭後熱処理した試料（以後浸炭熱処理材という）は $6 \times 10^5 \sim 2 \times 10^6$ の繰返し数の間に折曲がり点を有する。（Fig. 2 ~ Fig. 7）。

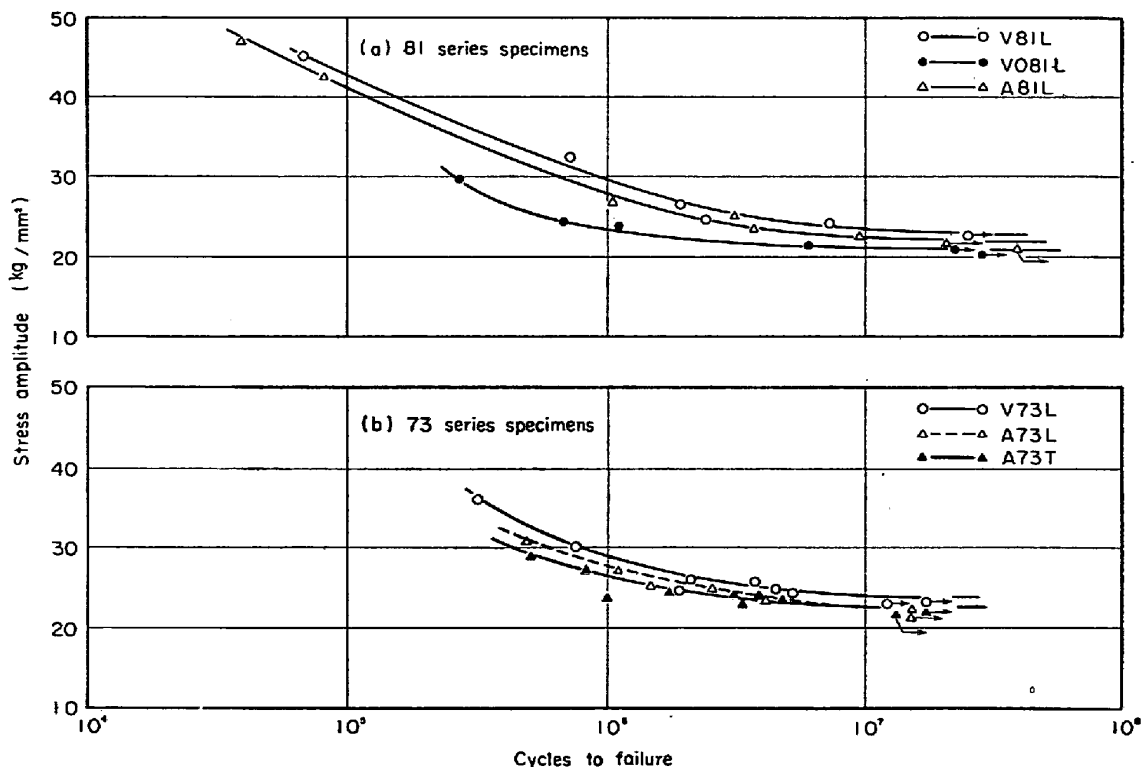


Fig. 2. S-N curves of non-carburized specimens.

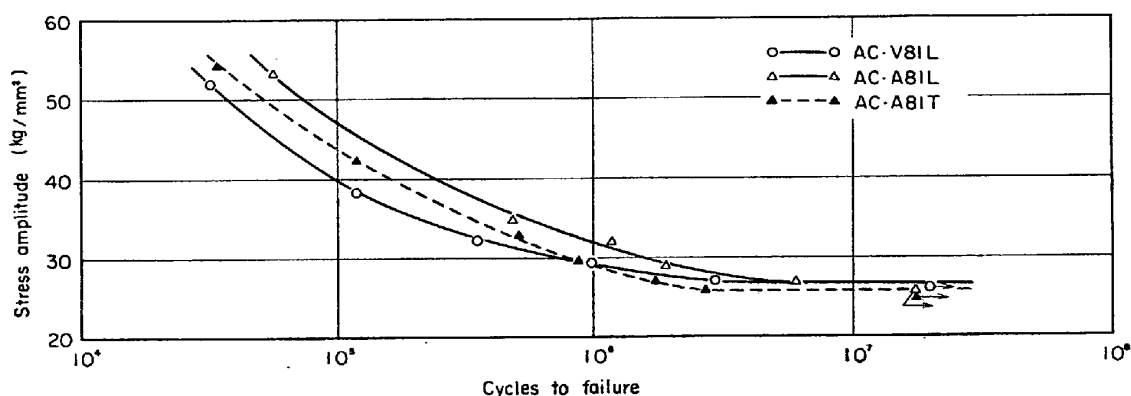


Fig. 3. S-N curves of as-carburized 81 series specimens.

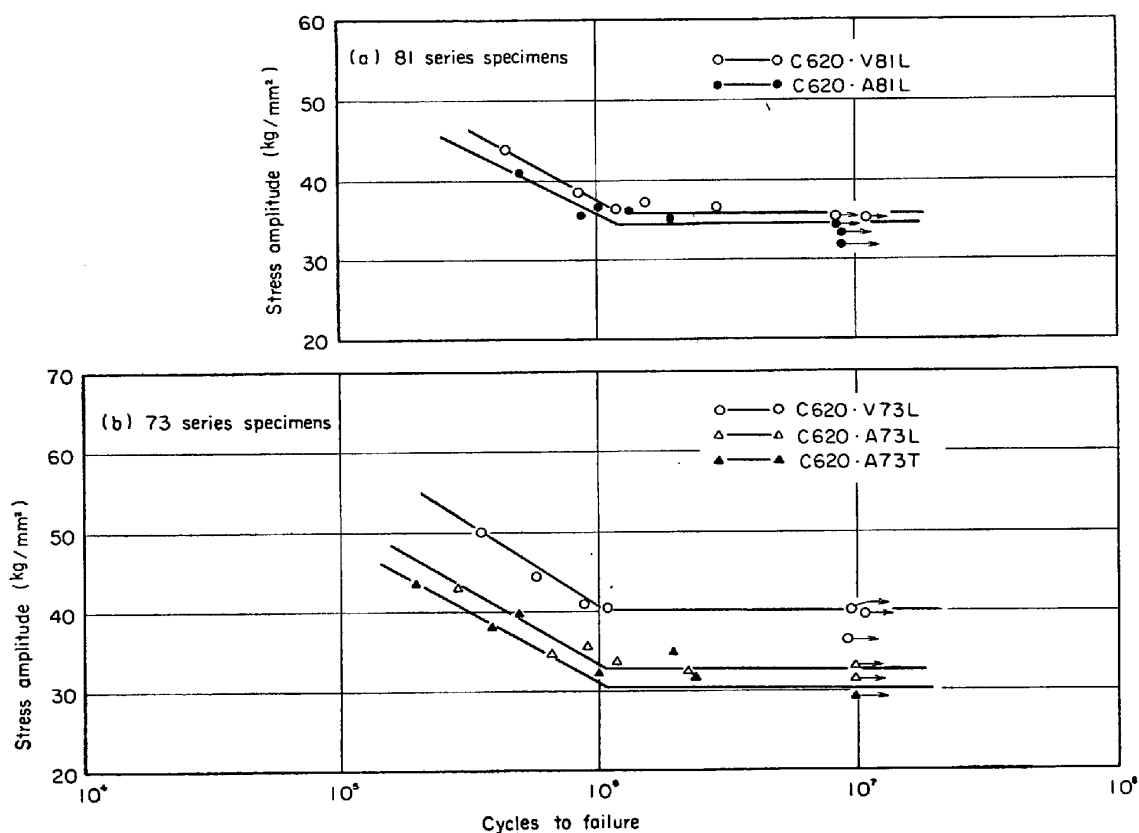


Fig. 4. S-N curves of specimens carburized, quenched after heating at 850°C, and tempered at 620°C for 30min.

(2) 試料 A81L と V81Lの間では S-N 曲線は類似した傾向を示しており、耐久限応力はだいたい同じ大きさである (Fig. 2 (a)). 同様な傾向は試料 A73L, A73T および V73L の間でも存在する (Fig. 2 (b)). すなわち、非浸炭材においては、耐久限応力は介在物をほとんど含有しない真空溶解材と介在物を多量に含有する大気溶解材の間で、介在物の形状あるいは量の多少に関係なく、だいたい同じである。Table 1 に示したように、大気溶解材と真空溶解材の間で化学組成はだいたい同じであるので、本実験のような試料条件下では介在物

は耐久限応力にほとんど影響をおよぼさないと考えよう。

(3) 試料 VO81L の S-N 曲線は全般に A81L あるいは V81L のそれらに比べてやや低い (Fig. 2 (a)). これは、前に報告したように⁶⁾、真空溶解のため炭素含有量が減少し、その結果結晶粒界が脆化したためと考えられる。

(4) 浸炭後熱処理を施さない試料 (浸炭後炉冷) の耐久限は、炭素含有量が試料表面で 0.35% に達しているにもかかわらず、非浸炭材のそれに比べて多少上がつ

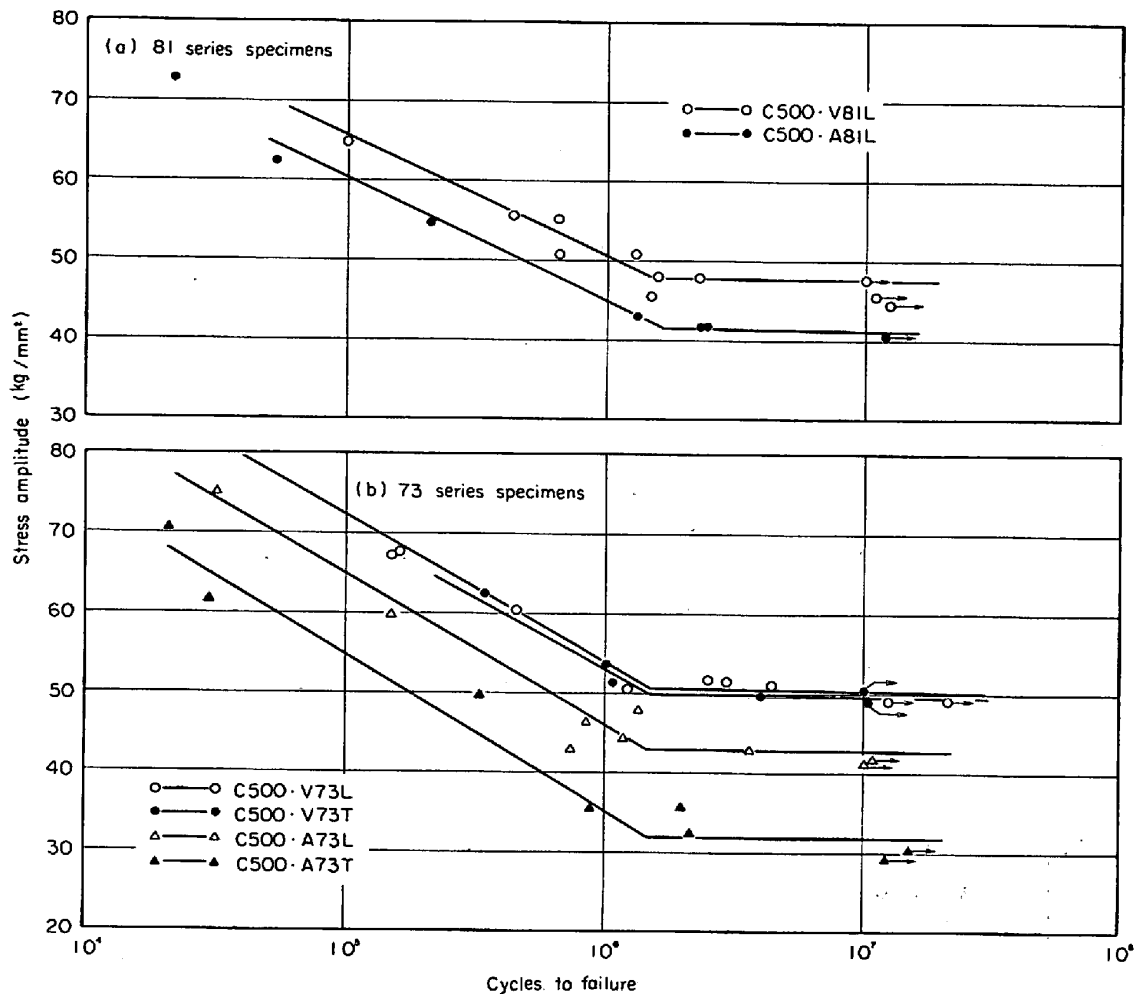


Fig. 5. S-N curves of specimens carburized, quenched after heating at 850°C, and tempered at 500°C for 10min.

ているにすぎない。すなわち、浸炭それ自体は耐久限にそれほど影響をおよぼさないとと言える。浸炭後炉冷した試料の耐久限は介在物含有しない試料 AC-V81L のほうが介在物含有する試料 AC-A81L よりやや低くなっている (Fig. 3)。本試料は後で述べるように加工硬化がきわめて容易であり、このような場合、介在物は疲れ性質にほとんど影響しないか、むしろ逆に耐久限を上昇させる効果を有すると考えられる。

(5) 浸炭熱処理材では、試験片軸方向が圧延方向と同一の場合真空溶解材の耐久限は大気溶解材のそれにくらべて一般に高くなっており、その差は焼戻し温度が低くなるとともに大きくなる (Fig. 4, Fig. 5, Fig. 6 および Fig. 7)。その差の最も大きいのは 73 系試料の 400°C 焼戻しの場合で、耐久限は約 23% 低下している。両種の溶解材の化学組成は類似しているため、大気溶解材の耐久限応力が低いのは、存在している介在物が疲れ性質に悪影響をおよぼしているためと考えられる。

(6) 浸炭熱処理材で試験片軸方向が圧延方向に直角

の場合、試料 A73T 系においては A 系あるいは B 系介在物が試験片軸方向に直角に存在するので、真空溶解材に比べて耐久限の低下はきわめて大きい。最も低下の著しいのは 400°C 焼戻しの場合で、約 45% 低下している (Fig. 6 (b))。なお、介在物含有しない試料の試験片採取方向の耐久限への影響はほとんどみられなかった (Fig. 5 (b) および Fig. 6 (b))。これは、試験片切出後、浸炭、熱処理を行なったためと思われる。

3.2 最大引張り応力、伸び、絞りおよびかたさと耐久限応力との関係

各試料について測定した最大引張り応力 (σ_B)、伸び (δ)、絞り (φ)、ピッカースかたさ (Hv)、それに耐久限応力 (σ_w) を Table 3 に示す。なお、浸炭材の試験片内部の炭素含有量は試験片表面のそれに比べてかなり低くなっている。浸炭後熱処理した試験片の縦断面のかたさを測定したところ、中央部のかたさは表面のかたさの約 2/3 であつた。試験片表面で応力が最大となる繰返し曲げ疲れ試験では表面の強さが疲れ強さを支配してお

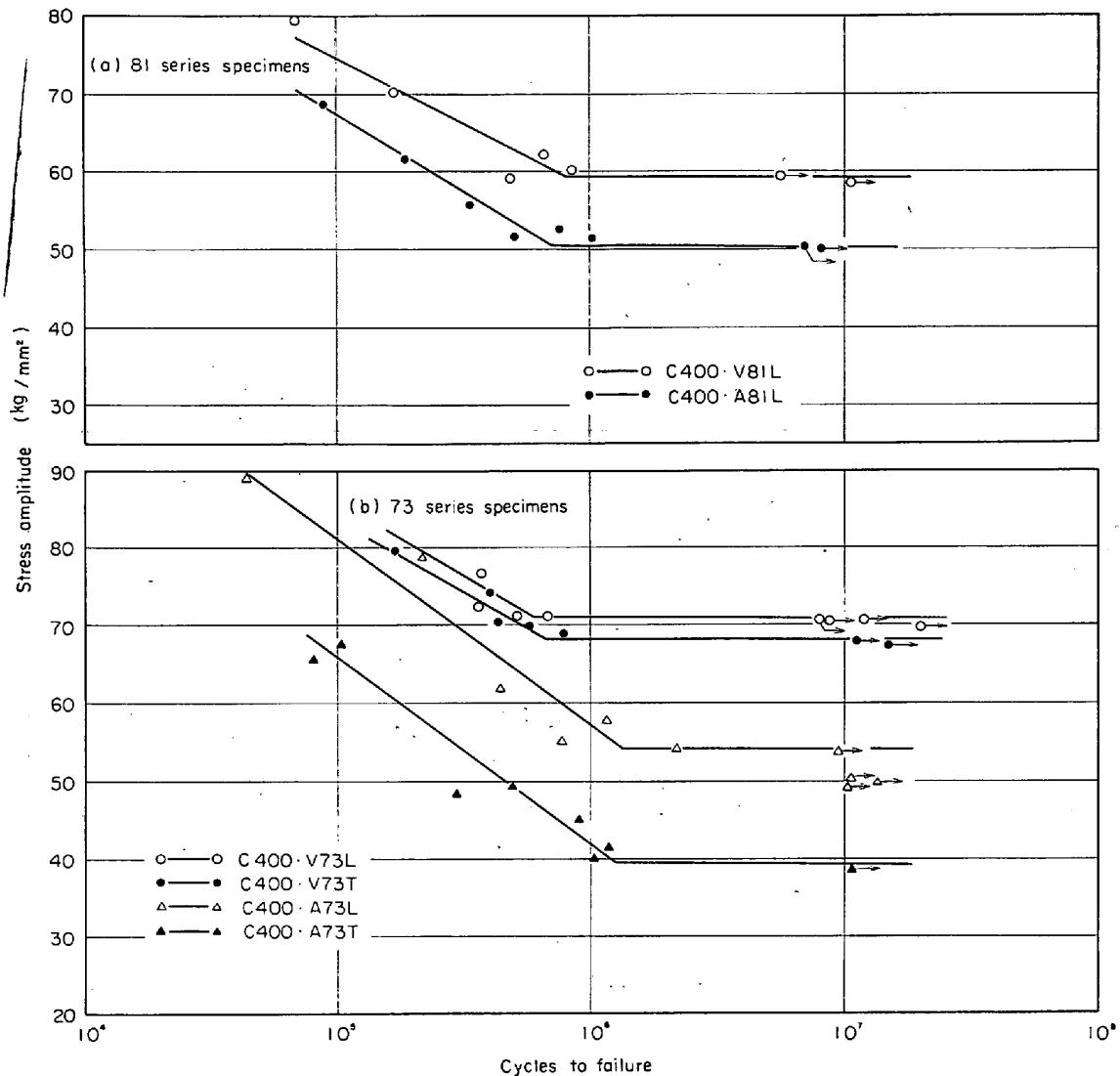


Fig. 6. S-N curves of specimens carburized, quenched after heating at 850°C, and tempered at 400°C for 8 min.

り、そして引張り試験では試料の平均強さが引張り強さを支配しているの、この両者の比それ自体は無意味であるが、その値を各試料間で比較することには相対的意味が存在すると考えられる。

大気溶解材 A81 系と真空溶解材 V81 系は Table 1 に示したように、酸素および窒素含有量は別にして、化学組成はだいたい同じであり、同様に A73 系と V73 系においても化学組成は類似している。酸素の鋼中への固溶量は最大約 0.002% であり、それ以上は介在物として存在していると考えられるので、疲れの場合と同様に UTS、伸びおよび絞りが大気溶解材と真空溶解材の間で異なっている場合、それは主として介在物含有量の多少に原因していると言えよう。

ここで、介在物の UTS、耐久限、伸びおよび絞りへの影響の度合を Fig. 8(a) および (b) に示した。縦

軸には同一化学組成で、同じ条件の熱処理を施した大気溶解材と真空溶解材のそれぞれの機械的性質の比をとっているの、その値が 1 であれば介在物の影響はほとんどないことになる。同図よりつぎのことがわかる。

(1) 81 系試料において介在物の UTS への影響は、試料の熱処理条件の差異に関係なく、ほとんどない。渡辺¹¹⁾も同様な結果を報告している。しかし、73 系試料においては介在物の存在する場合、非浸炭材は別として、UTS は全般に多少低下している。後で述べるように、大気溶解材と真空溶解材とは同一熱処理条件にもかかわらず加工硬化挙動が多少異なるので、ここでは大気溶解材の UTS の低下は必ずしも介在物が原因であるとは言いがたい。

(2) 介在物の伸び、および絞りへの影響は母材の強さの増大とともに、すなわち焼戻し温度が低くなるとと

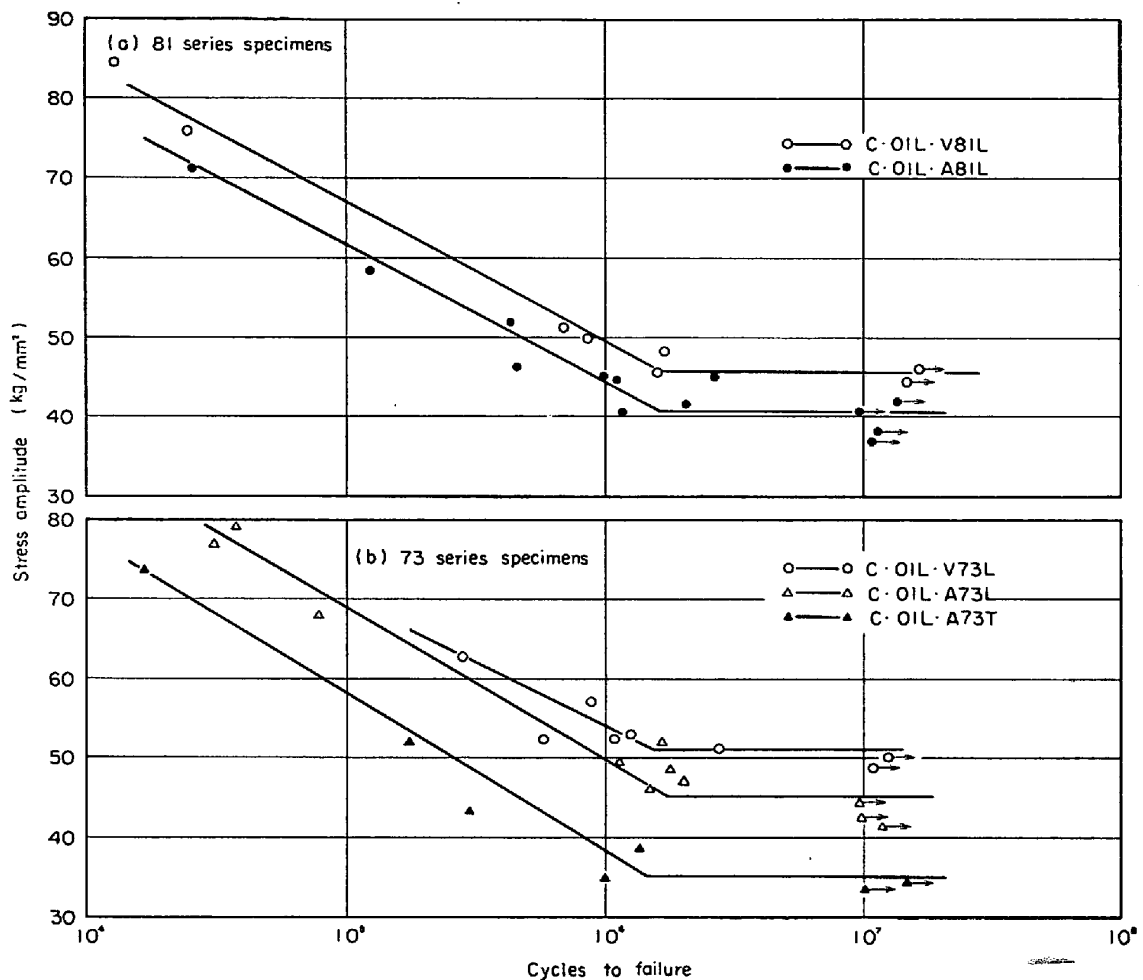


Fig. 7. S-N curves of specimens carburized and quenched into oil after heating at 850°C.

もに大きくなる。なお、73系試料において、T系試料の伸びおよび絞りも全般に低くなっている。

(3) C·OIL系試料は、Table 3に示すように、C500系試料とだいたい同じ強さレベルを有する試料である。しかしながら、介在物の各機械的性質への影響は兩種試料間で異なっている。すなわち、耐久限への介在物の影響はC·OIL系試料において小さく、一方、伸びおよび絞りへの影響はC·OIL系試料において一般に大きい。これは兩試料間の組織の違いに原因していると考えられる。すなわち、油焼入れした場合、Table 3に示すように伸びおよび絞りの絶対量が少ないためと思われる。なお、耐久限と組織との関係については3.4で詳述する。

つぎに、各試料についてUTSと耐久限、および伸びと耐久限との関係を試料系列別に線で結び、それをFig. 9およびFig. 10に示した。Fig. 9から介在物の耐久限への影響はUTSの増加とともに増大していることがわかる。すなわち、試料81系と73系において、介在物をほとんど含有していないV系と介在物を含有するA系と

の差はそれぞれUTSの増加とともに大きくなっている。とくにA系およびB系介在物が存在し、試験片軸方向が圧延方向と直角の73系試料への介在物の影響がきわめて大きいことがわかる。Fig. 10からは介在物の影響は伸びが小さくなるとともに増大することがわかる。なお、図中の※印は非浸炭材であり、その他は浸炭材であるので、測定点を試料別に線で結ぶさい除外した。また、—(アンダーライン)印はOIL系試料を示す。これらの試料は、引張りのさい、微視的には一様伸びを示すことなく、Photo. 4に示すように、旧結晶粒界と思われるところで局所的変形を優先的に示すので全般に伸びは少ない。それゆえ、OIL系試料についても線で結ぶさい除外した。

3.3 介在物からの微小割れの発生およびその伝播について

3.2より介在物の耐久限応力への影響はUTSの増加とともに大きくなることがわかった。たとえば、ほぼ同じ引張り強さレベルのA73TとV73L(真空溶解材のためV73TとV73Lは変わらない)の耐久限の比は

Table 3. Mechanical properties.

Mark	Hardness (H _v)	UTS (σ_B) (kg/mm ²)	Elongation (δ) (%)	Reduction of area (ϕ) (%)	Endurance limit (σ_w) (kg/mm ²)
A81 L	120	29.0	45	65	22.0
V81 L	130	29.0	41	81	22.5
VO81 L	130	27.0	40	50	21.0
AC·A81 L	123	36.5	40	45	26.0
AC·A81 T	127	36.0	39	48	25.5
AC·V81 L	127	35.0	45	56	25.0
C620·A81 L	145	41.0	36	53	34.0
C620·V81 L	152	42.5	38	55	36.0
C500·A81 L	280	53.0	25	42	41.0
C500·V81 L	295	52.5	27	50	47.5
C400·A81 L	380	66.5	16	28	52.5
C400·V81 L	390	65.0	20	41	59.0
C·OIL·A81 L	290	55.0	10	17	40.5
C·OIL·V81 L	290	56.0	16	32	45.5
A73 L	120	29.0	49	71	23.0
A73 T	120	28.0	49	62	22.5
V73 L	120	31.5	51	79	23.5
C620·A73 L	195	52.0	31	54	32.5
C620·A73 T	205	50.5	27	52	30.0
C620·V73 L	190	54.5	33	62	40.0
C500·A73 L	290	70.5	21	40	43.0
C500·A73 T	290	68.0	16	38	33.0
C500·V73 L	305	73.5	21	53	50.5
C500·V73 T	300	68.0	22	53	49.5
C400·A73 L	410	83.5	13	32	53.5
C400·A73 T	410	80.0	8	17	38.5
C400·V73 L	420	88.0	15	48	70.5
C400·V73 T	420	83.0	16	48	68.0
C·OIL·A73 L	290	74.0	3	7	45.0
C·OIL·A73 T	290	70.0	2	5	34.0
C·OIL·V73 L	300	73.0	5	8	50.5

約0.95であり、そしてC500·A73TとC500·V73Tとの耐久限の比は約0.65である。これらの比が1より小さいことは先に述べたように主として介在物の疲れへの影響とみなされる。また、この値が浸炭調質の結果低下しているのは介在物の切欠効果の増大のためと言えよう。

試料A73TとC500·A73Tとについて、疲れ試験の途中で試験を中断して、 R_i (微小割れの介在物から発生している割合) および R_p (介在物から発生している割れ長さの平均と介在物とは関係のない割れ長さの平均の比) をそれぞれ Fig. 11(a) および (b) と Fig. 12(a) および (b) に示した。これらの図からつぎのことがわかる。

(1) 熱処理した硬い試料C500·A73Tにおいて、軟かい試料におけると同様に、微小割れは全寿命の10%

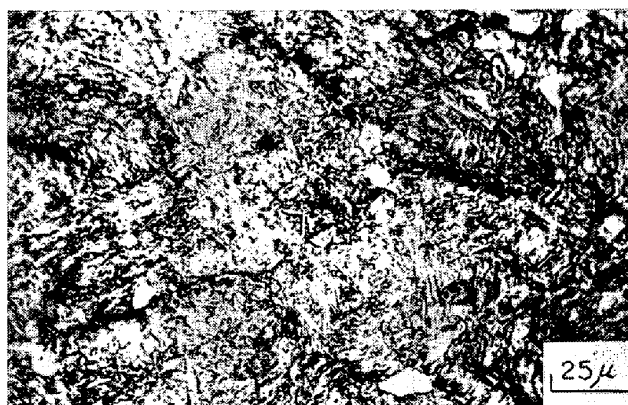
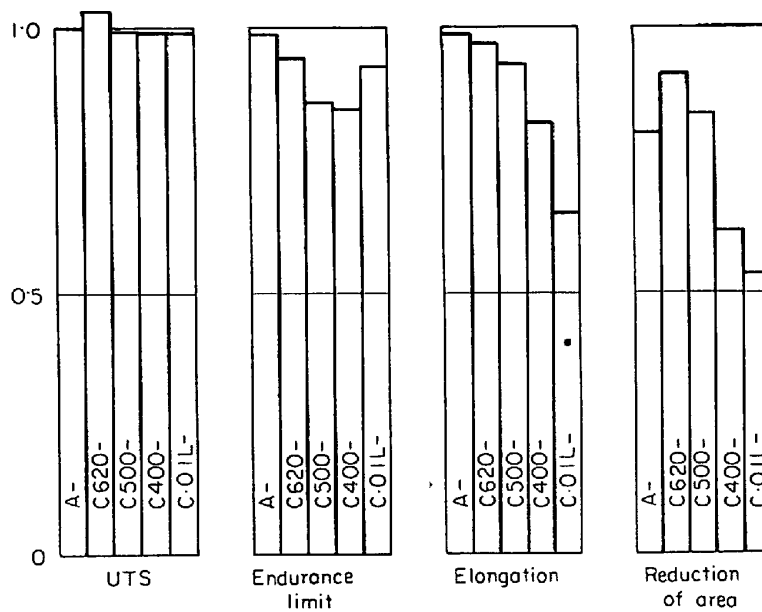
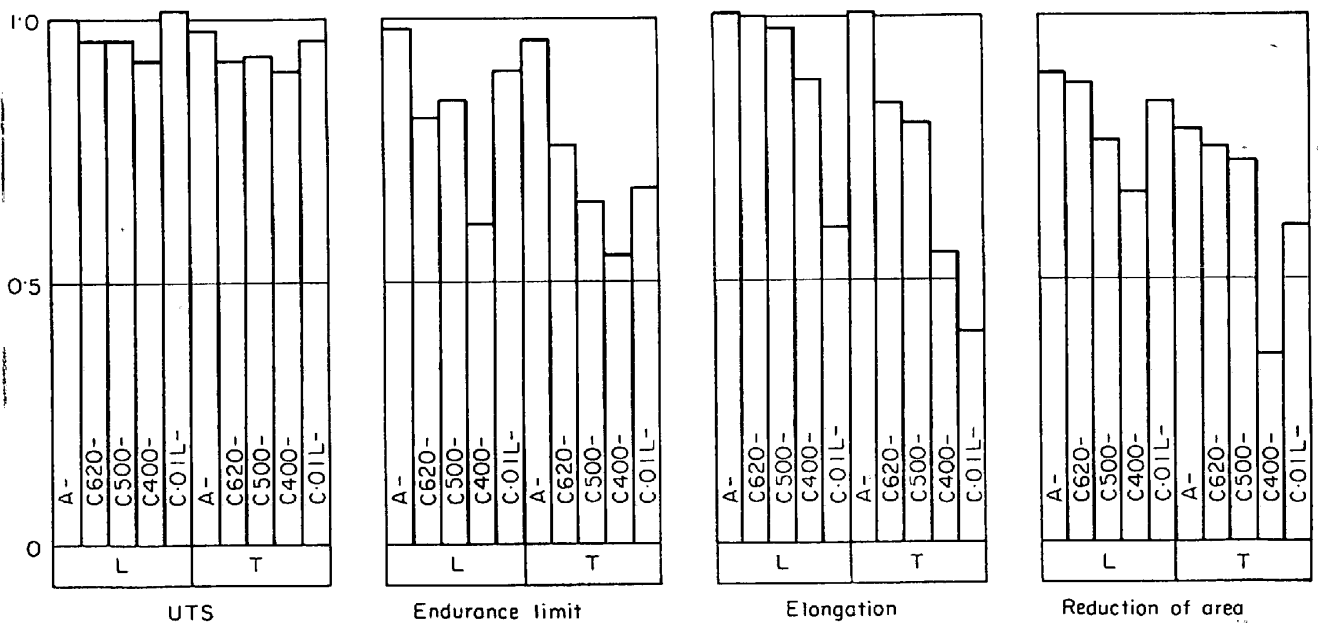


Photo. 4. Local plastic deformation at the prior austenite grain boundaries C·OIL·A81L specimen, 4.3×10^4 cycles to failure. Etched by 3% nital.



(a) 81 series specimens



(b) 73 series specimens

(L: longitudinal, T: transverse)

Vertical axis=mechanical properties of various open melted specimens/mechanical properties of vacuum melted specimens.

Fig. 8. Degree of effect of inclusions on mechanical properties.

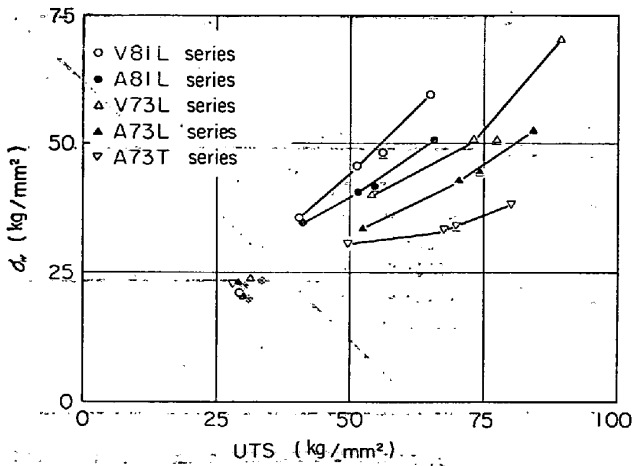
以内に介在物から発生している。

(2) 介在物の疲れへの影響度合を示す値 R_i および R_p は、それぞれ破断時において、 $R_i(A73T)=0.46$, $R_p(A73T)=1.1$ として $R_i(C500 \cdot A73T)=0.84$, $R_p(C500 \cdot A73T)=2.8$ である。

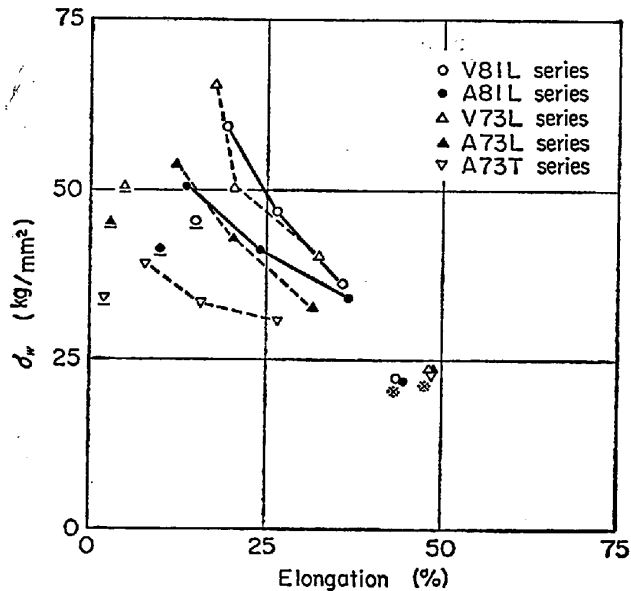
(3) 介在物の影響の大きい試料 C500・A73T において、 R_i 値は破断時と比べて寿命の初期に大きい。同様に R_p 値も寿命の初期に大きい。しかし、このような

傾向は介在物の影響が顕著でない試料 A73T においては明らかでない。これより、介在物の疲れの影響が大きい場合、微小割れは疲れ寿命初期に他の場所に比べて介在物から優先的に発生していることがわかる。

つぎに各試料系列別に R_i および R_p 値を求め、Fig. 13 に示した。両値は介在物の疲れへの影響が大きくなるとともに増大する性質のものである。介在物からの割れ発生、あるいは伝播は統計的現象であるゆえ、両値が



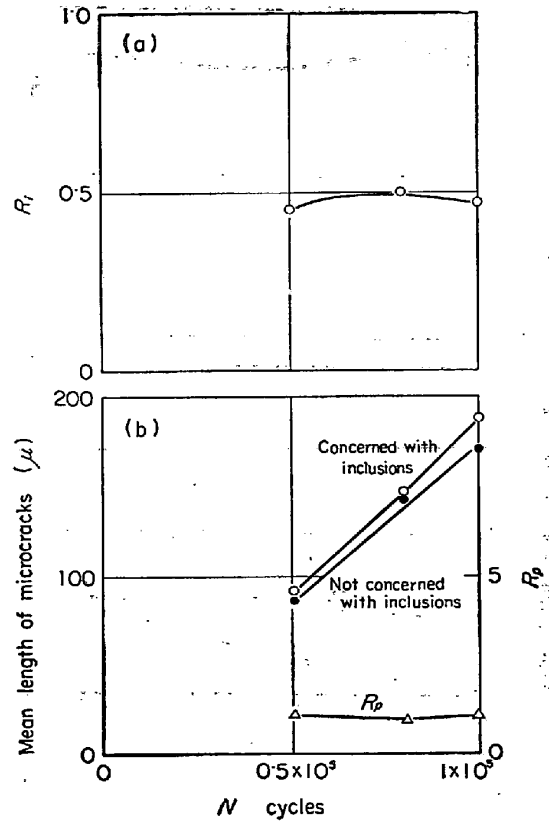
※: Non-carburized. Underlined marks: OIL series specimens.
Fig. 9. Relationship between endurance limit (σ_w) and ultimate tensile strength (UTS).



※: Non-carburized. Underlined marks: OIL series specimens.
Fig. 10. The relationship between endurance limit (σ_w) and elongation.

増大するとともにそのばらつきも大きくなる。そこで同図の各値はそれぞれ5個の試料について求めた値の平均値をとった。なお、同図の値は破断した試料から求めたものである。それゆえ、先に述べたように疲れの初期の段階でこれらの値を求めた場合には、介在物の疲れへの影響の有無の差は同図の差より大きくなることが予想される。Fig. 13 よりつぎのことがわかる。

- (1) 介在物の疲れへの影響は一般に UTS の高い試料、すなわち焼戻温度の低いほど大きい。
- (2) 介在物の疲れへの影響は 73T 系、73L 系、81L 系の順に小さくなる。上記 (1) および (2) は



(R_r = The ratio of the density of the number of microcracks associated with inclusions to the density of the total number of microcracks; R_p = The ratio of the mean length of microcracks associated with inclusions to the mean length of microcracks not associated with inclusions.)

Fig. 11. (a) The relationship between R_r and cycles N and (b) the relationship between mean length of microcracks and cycles N . A73T specimens, failed at 1.01×10^5 cycles.

3.2 で述べた耐久限と介在物との関係に関する結果と一致する。

(3) 浸炭を施していない試料では、A73T は介在物の影響がやみられるが、その他の試料では介在物の影響はほとんどない。

(4) C·OIL 系試料では、介在物の影響は C·OIL·A73T において多少認められるが、C·OIL·A81 試料および C·OIL·A73 試料においてはほとんどみられない。

介在物の面積率は A81 系試料と A73 系試料間でそれほど大きな差はないが、介在物の大きさは前者より後者において大きい。耐久限の低下率は、同一強さレベルについて比較した場合、Fig. 8 に示したように A81 系試料におけるより A73 系試料において大きい。このことは、介在物の影響は介在物の大きさに強く依存すると述べている西岡ら¹²⁾の結果と同じである。

A81L 系試料では介在物の形状はすべて球状である

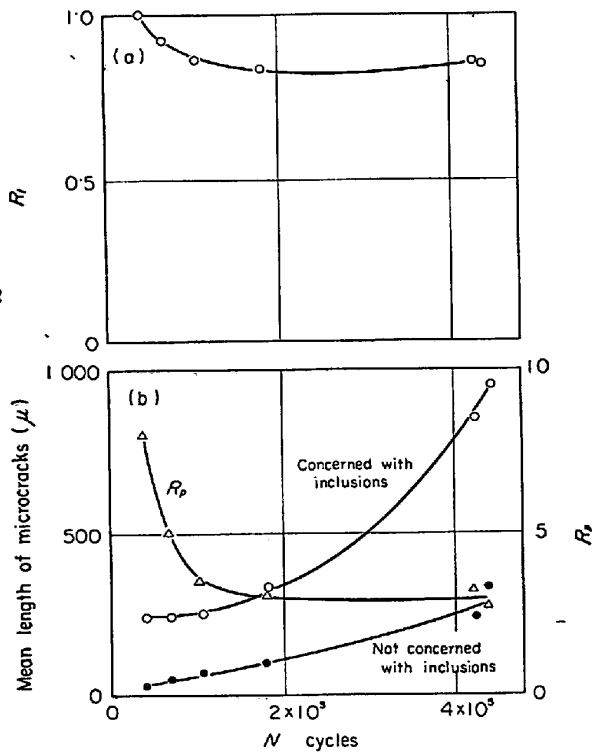


Fig. 12. (a) The relationship between R_i and cycles N and (b) the relationship between mean length of microcracks and cycles N C500-A73T specimen, failed at 4.4×10^5 cycles.

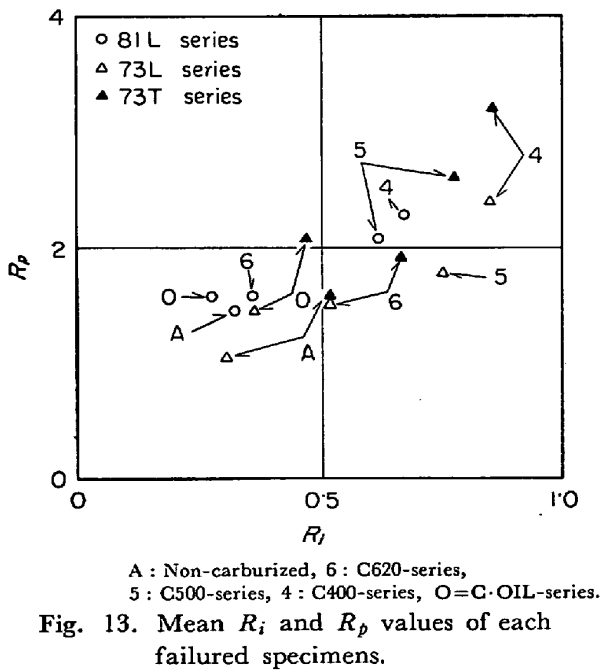


Fig. 13. Mean R_i and R_p values of each failed specimens.

が、A73L系ではA系、B系およびC系介在物の混在したものである。それゆえ、疲れ過程はA73T系ではAおよびB系介在物が支配しており、一方A73L系ではC系介在物が支配していると推定される¹³⁾。このことを確か

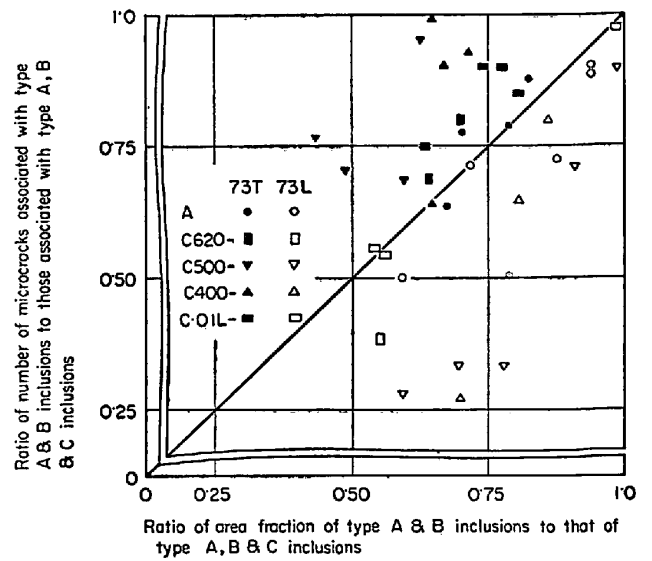


Fig. 14. The relationship between ratio of crack initiation from A and B type inclusions and ratio of area fraction of A and B type inclusions of A73 series specimens.

めるために、横軸に(A系+B系+C系)介在物の面積率と(A系+B系)介在物の面積率の比をとり、縦軸に疲れ破断した試料表面で(A系+B系+C系)介在物より発生している微小割れ数と(A系+B系)介在物より発生している微小割れ数との比をとり、それを Fig. 14 に示した。同図で横軸と縦軸が1対1に対応する実線上に測定点が存在する場合、疲れによる割れ発生の際在物の形状への依存性が介在物の形状別面積率の比と一致していることになる。この実線より上側に測定点きた場合、(A系+B系)介在物の割れ発生への影響がC系介在物のそれに比べて大きいことになり、一方この線より下側に測定点きた場合、逆にC系介在物の割れ発生への影響が大きいことになる。同図より浸炭後各種熱処理を施したA73T系試料はA系およびB系介在物の割れ発生への影響がC系介在物のそれに比べて大きいこと、および浸炭後各種熱処理したA73L系試料は逆にC系介在物の影響が大きいことがわかる。A系、B系およびC系介在物が混在していて、試験片軸方向と圧延方向が同じ試料、すなわちA73L系で割れがC系介在物から発生している例を Photo. 5 に示す。しかしながら、そのような試料においても Photo. 6 に示すようにA系介在物から割れが発生している場合も観察された。

3.3 で述べてきたことを要約するとつぎのようになる。

- (1) 介在物の耐久限への影響度合は介在物から発生する割れ数あるいは割れ長さに関する統計的値 R_i および R_p に対応する。

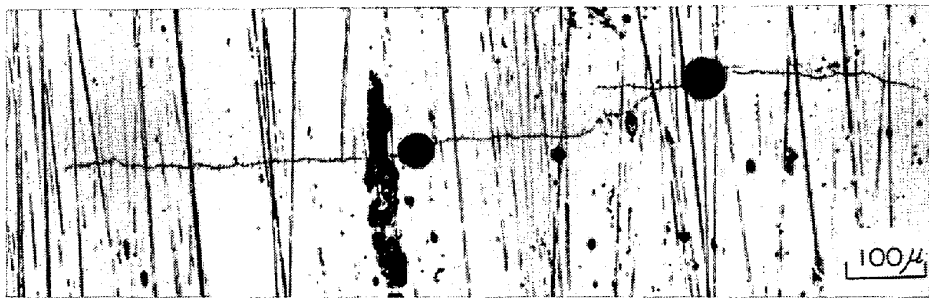


Photo. 5. Microcracks initiated from C type inclusions; C500-A73L specimen. 9.0×10^4 cycles to failure.

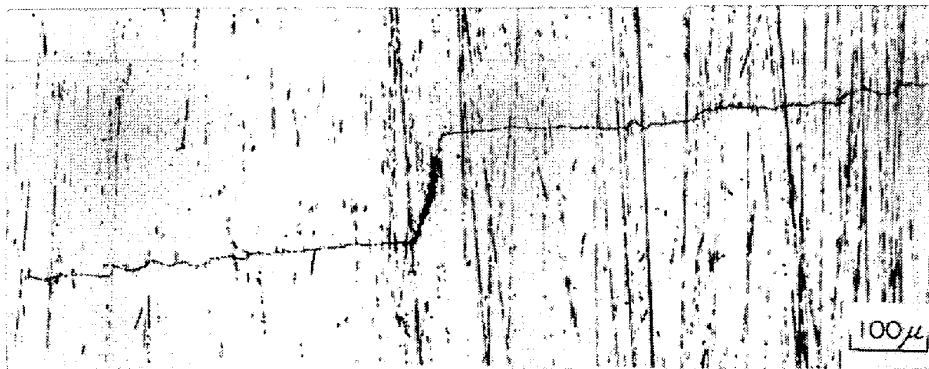
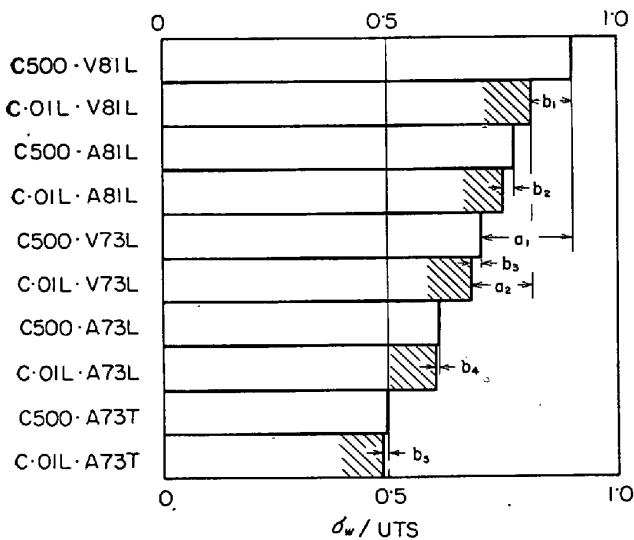


Photo. 6. Microcracks initiated from A type inclusion, where the axis of specimen is parallel to the rolling direction; C-OIL-A73L specimen; 8×10^4 cycles to failure.



a : The difference of the ratio between V81-series specimens and V73-series specimens. b : The difference of the ratio between C500-series specimens (homogeneous microstructure) and C-OIL-series specimens (heterogeneous microstructure)

Fig. 15. The ratio of endurance limit (σ_w) to UTS.

(2) 介在物が疲れ性質に影響をおよぼす場合、疲れ過程は割れ伝播過程により支配される。

(3) 介在物の耐久限への影響度は、介在物の形状、大きさなどが一定の場合、基地鉄の強さレベルの増加とともに増大する。

(4) 引張り強さレベルが一定の場合、介在物の耐久限への影響は介在物の大きさ、形状などに依存する。

(5) 上記(3)および(4)より、介在物の耐久限への影響の度合は、基地鉄の性質に関する因子と介在物自体に関する因子がわかれば、この両者により表示できると言えよう。

3.4 基地組織と介在物の耐久限への影響について

C500系試料とC-OIL系試料の引張り強さはだいたい同じレベルであることはTable 3に示されている。しかしながら、この両者の組織は異なっており、前者が焼戻しマルテンサイトであり、そして、後者がフェライト、ベイナイト、マルテンサイトおよびパーライトの混合組織である(Photo. 2 および Photo. 3を参照)。そこで、これらの組織が耐久限にどのように影響しているかを調べるためにそれぞれの試料について耐久限とUTSの比をとり、それをFig. 15に示した。限られた範囲ではUTSと耐久限は比例するので、耐久限とUTSの比をとることにより、各試料間のUTSの違いによる耐久限への影響が除去されていると考えられる。これらの比の値は全般に大きい、これは前に述べたように(3.2)本実験で使用した試料の特徴である。同図よりつぎのことがわかる。

81系試料の比は全般に73系試料のそれより大きい。

介在物をほとんど含有していない V81 系試料と V73 系試料の比 σ_w/UTS の差は 500°C 焼戻し (均一組織) では図における a_1 であり, そして油焼入れした (不均一) 組織では a_2 である. 介在物をほとんど含有しない試料において, 81 系試料の比が組織の均一性に関係なく 73 系試料の比より大きいことは, この差が介在物とは全く関係なく, 本質的に素材の化学組成と組織の均一性の相違によつて生じたことを意味している. そして, a_1 (均一組織) $>$ a_2 (不均一組織) であることは油焼入れにおける組織の不均一性が V81 においてより著しいことにより説明される. すなわち, Fig. 15 の $b_1 \dots b_5$ は組成が同じ試料で組織の均一さを変えたときにみられる σ_w/UTS の差を示したものであるが, この図で示されているように, 組織が不均一であることは耐久限を下げる効果を有するので, 不均一性の程度が著しい C·OIL·V81 においては C·OIL·V73 に比べて耐久限の低下が大きいと考えられる. $b_1 > b_5$ はこのことを証明している. 油焼入れした試料 V81 と V73 の間での組織の不均一性の違いは Photo. 2 あるいは Photo. 3 からは明らかでない. しかし, 両試料の引張り試験の結果より加工硬化係数を求めてみると前者が 0.15 そして後者が 0.08 であり, これより後者が焼入れ性のすぐれていることがわかる. なお, 不均一組織が耐久限を下げるという現象は, このような組織においては割れ発生の核となる場所が多数存在すると考えれば説明できる. J. T. RANSOM¹⁴⁾ も引張り強さレベルが同じでも炭化物の形状により疲れ強さは異なると述べており, 組織の不均一性は本質的に疲れ性質を劣化させると考えられる.

組織の違いにより介在物の耐久限への影響がどの程度異なるかを示す値 b は介在物の影響の最も大きい b_5 が最も小さい. これは, 介在物の影響が大きくなるのに対応して組織の不均一性の影響が生じなくなるためと考えられる.

3.5 切欠き材の疲れ性質

C400·V73 および V73 試料に深さ 3 mm, 切欠き角度 30° の切欠きをつけて疲れ試験を行なった結果を Fig. 16 に示す. これらの各耐久限は切欠きのない試料の耐久限に比べて C400·V73 試料のそれは約 80%, そして V73 試料のそれは約 33% 低下している. 3.2 において浸炭を施していない, 介在物の影響がほとんどないと考えた試験片においてさえ, 切欠きにより約 33% の耐久限の低下を示すことは, このような試料においても介在物の存在条件次第で, 耐久限に影響をおよぼすことが予想される. しかしながら, 本実験で使用した大気溶解材は実用鋼に比べて, やや多くの介在物を含有しているので, 実際上 V73 系のような試料では介在物は耐久限に影響しないと考えてさしつかえない.

3.6 前ひずみ試料および種々の結晶粒径を有する試料の疲れ性質

3.2 あるいは 3.3 から, 介在物の疲れへの影響は, 介在物の存在条件が一定でも, 基地鉄の性質の相違により異なることがわかった. 先に述べたように, 介在物の疲れ性質への影響は介在物への応力集中が原因である. それゆえ, 基地鉄に関する因子には基地鉄の変形能が関係していることが考えられる. そこで, A81 系試料および V81 系試料に種々の量の前ひずみを引張りにより与えて基地鉄の性質を変え, 介在物の疲れへの影響を調べてみた. さらに同じ理由から, 前ひずみを与えた後再結晶法により結晶粒径を変えた試料についても, 介在物の疲れへの影響を調べた. なお, 前ひずみ量として 3, 10 および 18% の 3 種類を使用した. 結晶粒径の異なる試料は最小結晶粒径 35 μ から最大結晶粒径 180 μ までの 6 種類を使用した.

各試料の S-N 曲線を Fig. 17(a), (b), および (c), および Fig. 18(a), (b) および (c) に示す. Fig. 17 および Fig. 2 (a) のそれぞれの耐久限を前ひずみ量で整理し, それを Fig. 19 に示す. Fig. 19 よ

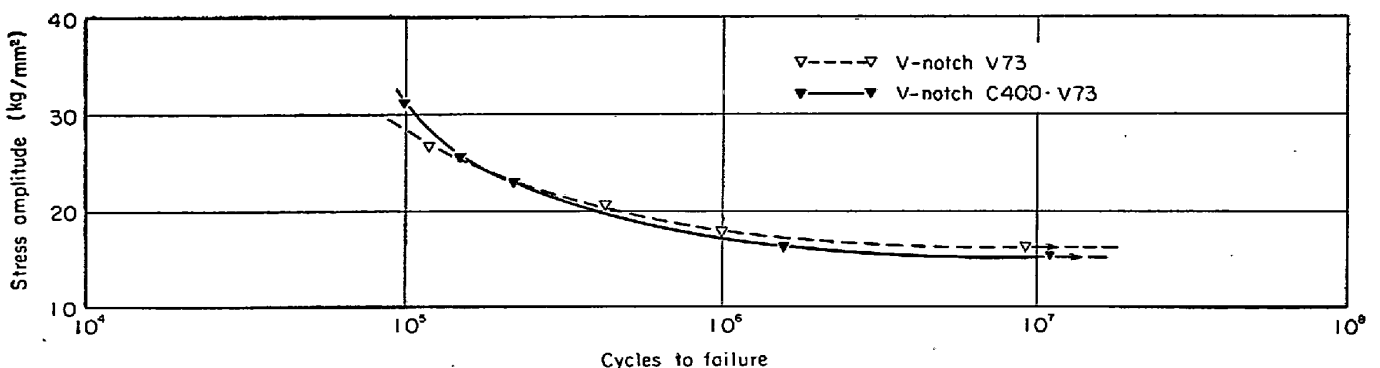


Fig. 16. S-N curves of V-notched V73 and C400·V73 specimens.

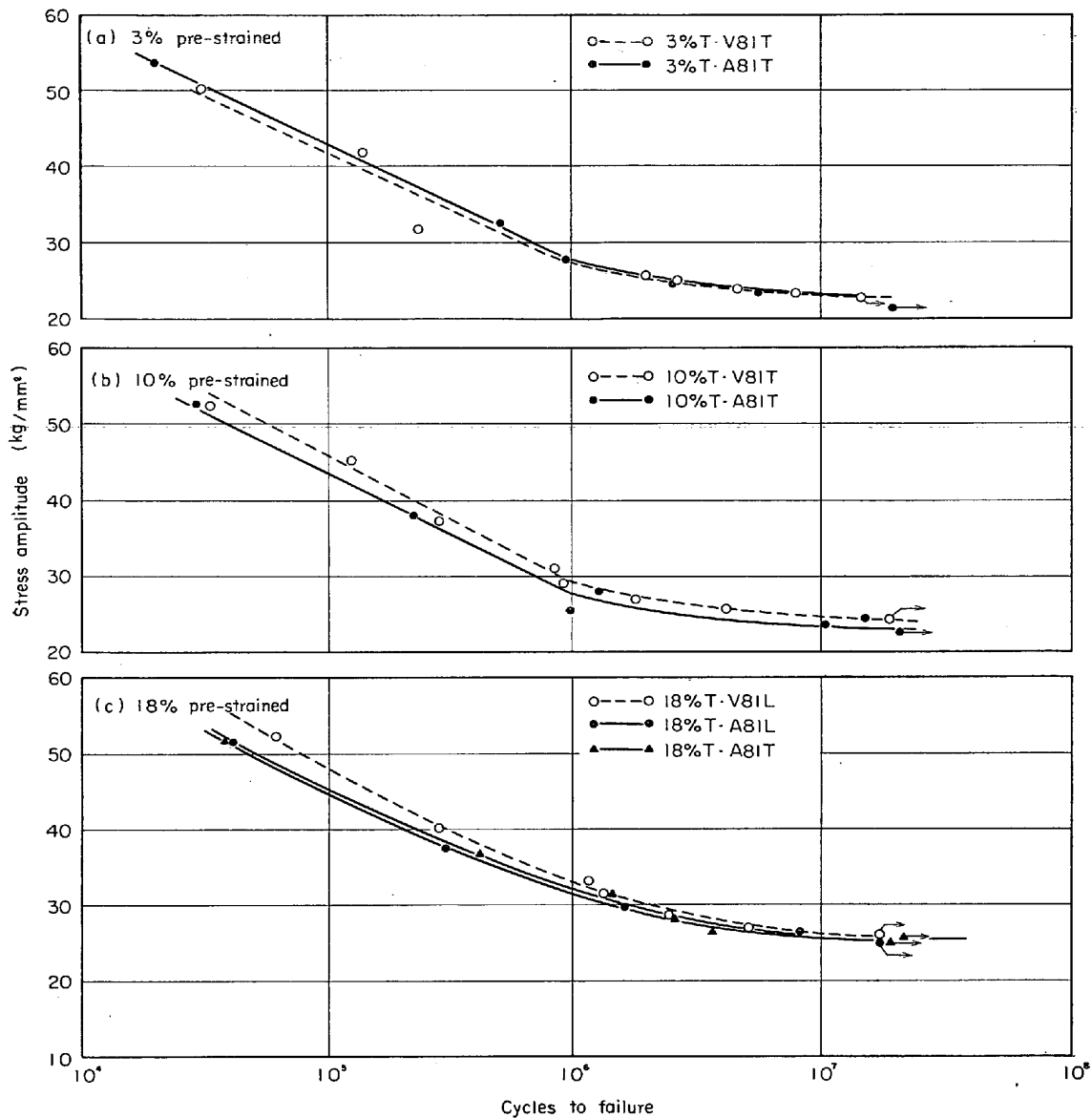


Fig. 17. S-N curves of pre-strained specimens.

め、前ひずみ材においては、前ひずみ量の多少に関係なく、介在物は疲れ性質に影響をおよぼさないことがわかる。なお、耐久限は最初前ひずみ量とともにやや減少し、そして極小値に達した後再び増加している。この現象は佐藤¹⁵⁾も観察している。極小値を示す前ひずみ量は約 3% であるが、これは多分 Lüders strain 域にあると思われ、この現象は Lüders strain が関係していると考えられる。Fig. 18 (b) および (c), それに Fig. 2 (a) (結晶粒径: 約 65 μ) より、結晶粒径が 50~180 μ の範囲では介在物は疲れ性質にほとんど影響しないことがわかる。

ここで、Fig. 17, Fig. 18 および Fig. 2 (a) の各耐久限と疲れ試験前のかたさとの関係を求め、それを Fig. 20 に示す。この図より、前ひずみを与えなかった場合、

1本の直線で整理されるが、前ひずみ材では前ひずみ量の増加とともに直線からのずれが大きくなることがわかる。このことは、前ひずみ材の疲れ過程と非前ひずみ材の疲れ過程とは異なつた挙動を示すであろうことを暗示している。

結晶粒径の異なる試料について、横軸に結晶粒径をとり、そして縦軸に UTS, 耐久限および降伏応力をとり、それを Fig. 21 に示す。同図より、各機械的強さは結晶粒径の増大とともに減少しており、その傾向は大気溶解材に比べて真空溶解材において著しい。結晶粒径 130 μ の真空溶解材がとくに低いのは、破断した試料表面に粒界割れが多数観察されたので、粒界脆化のためと考えられる。

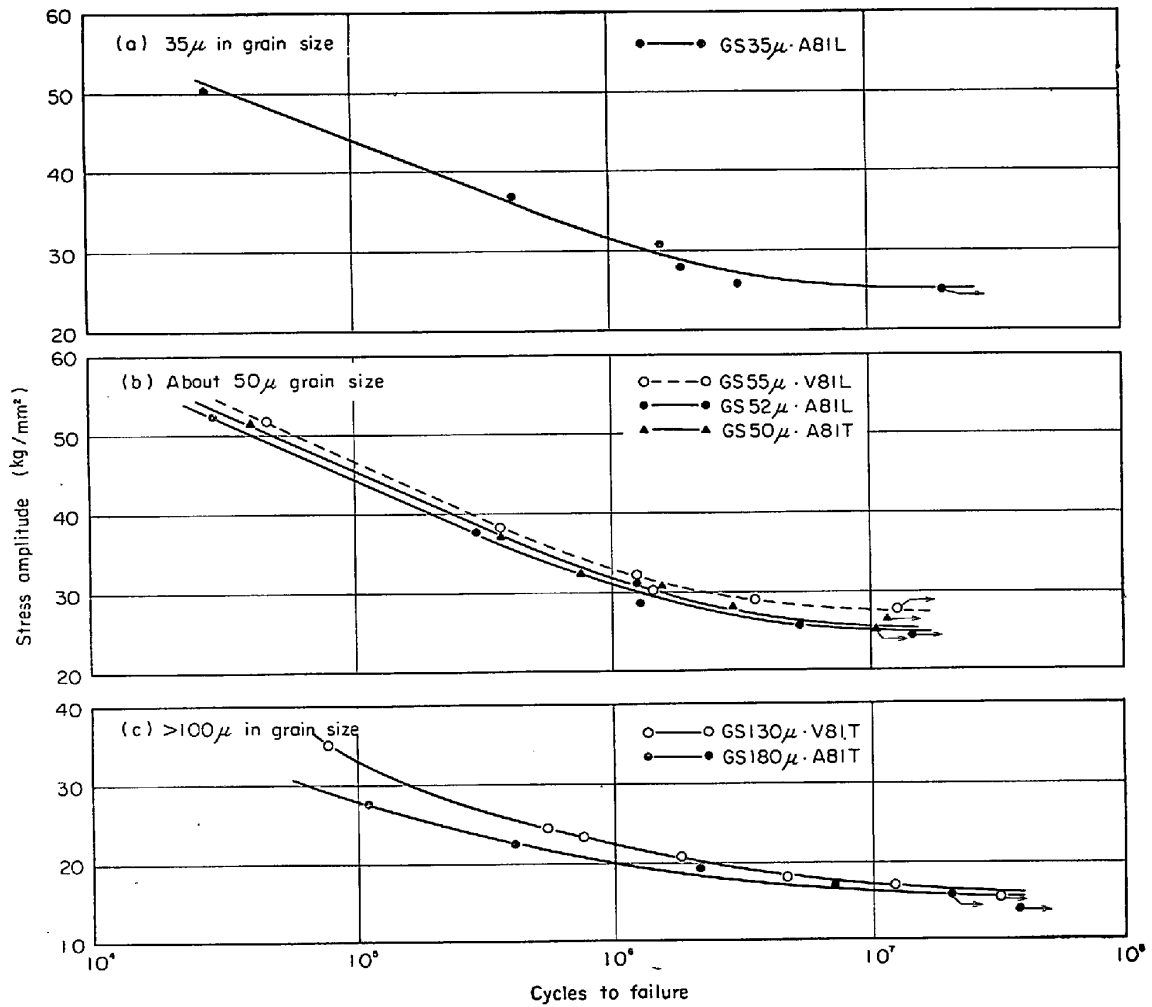


Fig. 18. S-N curves of specimens having various grain sizes.

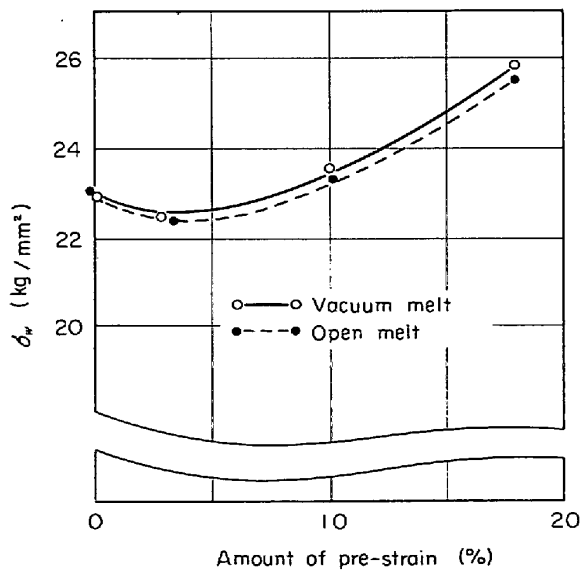


Fig. 19. The relationship between endurance limit (σ_w) and amount of pre-strain of A81 (open melt) and V81 (vacuum melt) specimens.

4. 考 察

4.1 介在物からの微小割れ発生およびその伝播と加工硬化

4.1.1 介在物からの微小割れ発生およびその伝播について

疲れ破壊は一般に割れ発生とその伝播に分けられる。そして前者は剪断応力が支配し、後者は引張り応力が支配していると考えられる⁵⁾が、その境界を明確に求めることは困難である。ここでは、割れ発生過程とは、割れが発生した後その長さが約 5μ に達するまでとし、割れがそれ以上に成長する過程を伝播過程とする。

繰返し応力下で介在物からの微小割れ発生は介在物への応力集中の結果である。介在物への応力集中は (a) 介在物と基地鉄との弾性定数の差、(b) 両者間の付着性 (c) 介在物の形状、分布状態などに依存する。介在物と基地鉄とは密着していると仮定して介在物への応力集中を計算した R. H. EDWARDS¹⁶⁾の結果によれば、鋼

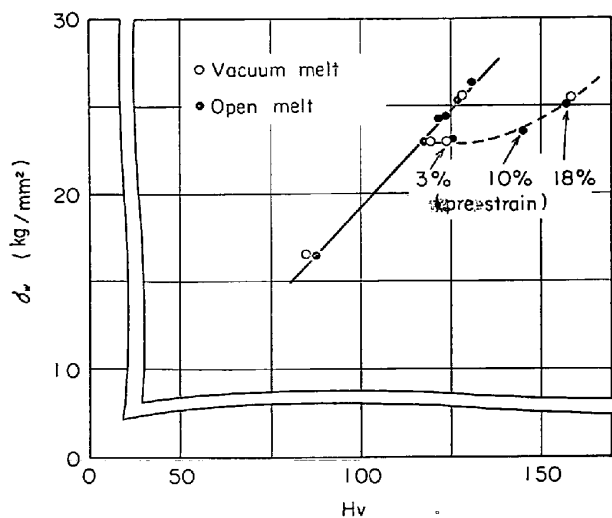
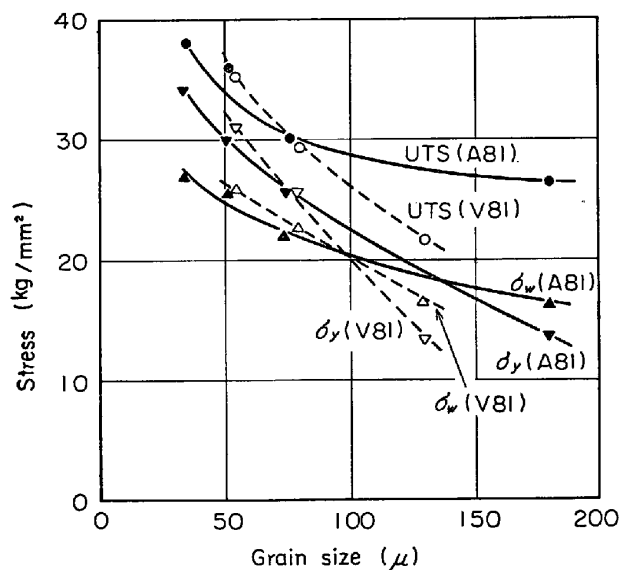


Fig. 20. The relationship between endurance limit (σ_w) and Vickers hardness (Hv) of non-carburized 81 series specimens.



σ_w : Endurance limit, σ_y : Yield stress.

Fig. 21. The influence of grain size on mechanical properties of V81 and A81 specimens.

より弾性定数の大きいと思われる Al_2O_3 系介在物などが存在する場合、応力集中率は1以下となり計算上は影響はないはずであるが、 Al_2O_3 系介在物はその大きさが小さい場合でも実際には容易に割れ発生源となりうる²⁰⁾。これは、(1) 鍛造圧延時の両者間の変形能の相違による空洞の発生、(2) 熱膨張係数の違いによる空洞の発生、さらに(3) 繰返し応力下で介在物周辺に塑性変形が生じると引張り応力が発生し、その結果両者間の密着性が劣化すること¹³⁾などが原因していると考えられる。

このように介在物による応力集中は基地鉄と介在物と

の物理的性質の差および種々の原因による空洞の発生に關係するほか、介在物自体の化学的性質も密着性と關係がある。内山¹⁷⁾は超音波を利用した装置を用いて各種介在物を抽出する実験を行ない、MnS系介在物は密着性はよいが、酸化物は密着性は悪いという結果を報告している。言い換えれば、FeO系あるいは Al_2O_3 系介在物はMnS系介在物に比べて応力集中が容易であると言える。

介在物の割れ発生への影響度合は、介在物と基地鉄の弾性定数の差、両者間の密着性、および介在物の形状、分布状態などを定量的に評価できればそれらをもとに比較することができる。しかしながら、その密着性を定量的に求める適当な手段がないため、密着性によりあるいはそれによつて影響される弾性定数の差により介在物の割れ発生への影響の度合を評価することは困難である。

先に述べた理由(1)、(2)、(3)および、たとえ介在物と基地鉄が密着している場合でも降伏応力以上の応力が作用したさい、両者が分離することが可能であり、その傾向は介在物の大きさが大きいほど著しいということは¹⁸⁾¹⁹⁾、「介在物が疲れ性質に悪い影響をおよぼす場合、介在物と基地鉄とは完全に分離している」という仮定を肯定するものである。さらに、3.3における結果もこの仮定を肯定している。それゆえ、介在物の疲れ性質への影響は介在物自体の性質、すなわち形状、大きさ、分布状態などと、基地鉄の性質によつて規定されると考えられる。

介在物との関連において鉄の疲れ性質を論じるさい、この基地鉄の性質として、最も妥当なるものはつぎに述べる理由から加工硬化係数と考えられる。

基地鉄の変形能が小さい場合、普通UTSと降伏応力の差が小さいので割れ先端では塑性変形は起こりにくい。繰返し応力下では試験片は弾性ひずみと塑性ひずみの繰返しにより破断にいたる²⁰⁾が、この場合、極端に言えば割れは弾性ひずみにより脆性的に成長する。一方、基地鉄の変形能が大きい場合、UTSと降伏応力の差が大きいので、J. FRIEDELのモデル²¹⁾におけるように割れ先端で容易に局所的降伏が起こり、その結果、割れ底付近の応力集中は緩和され、割れの伝播は阻止される。しかしながら、同時に加工硬化も進行し、応力集中がある限界に達すると、割れは拡大する。このように割れ伝播の容易さは基地鉄の変形能、あるいは降伏応力とUTSとの比に關係すると考えられる。変形能の大小は加工硬化の難易と關係がある。それゆえ、割れ伝播状況は素材の加工硬化係数によりある程度定量的に評価できると予想される。

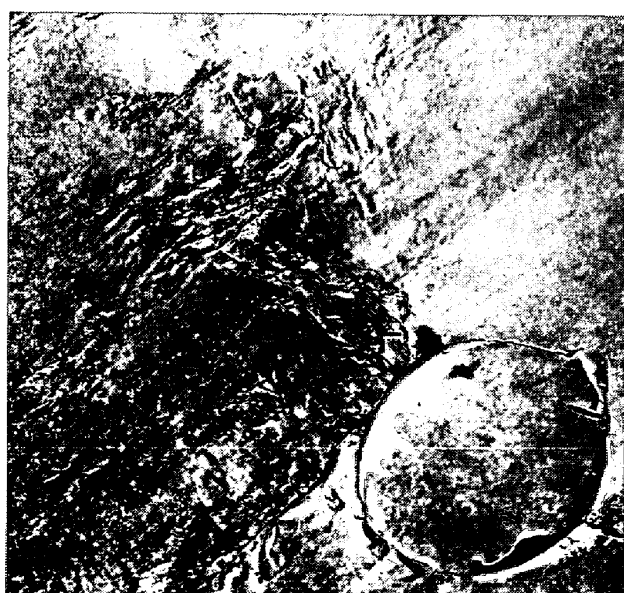
耐久限と降伏応力の間に関係した性質がある²¹⁾にもかかわらず、経験的には耐久限は降伏応力よりもむしろ UTS に対応する。すなわち、耐久限は、ある限られた応力範囲では、UTS に比例する²²⁾。もし、疲れ性質が基地鉄の巨視的性質のみにより規制されるならば、降伏応力と耐久限の種々の類似性から考えて、耐久限への介在物の影響度は降伏応力への介在物の影響度より推定できるであろう。しかし、耐久限を支配するのは基地鉄の巨視的性質よりも、むしろ割れ先端における微視的塑性挙動が関係していると考えられる。それは、割れ先端では応力は平均応力より高く、したがって割れ伝播を支配するのは高い応力集中の結果生ずる微視的塑性変形の容易さに関係すると考えられるからである。

しかしながら、割れ先端での微視領域の塑性変形の容易さ、すなわち微視的加工硬化能を定量化することはきわめて困難である。そこで「微視的領域での加工硬化能は巨視的な加工硬化能により代用できる」と仮定する。

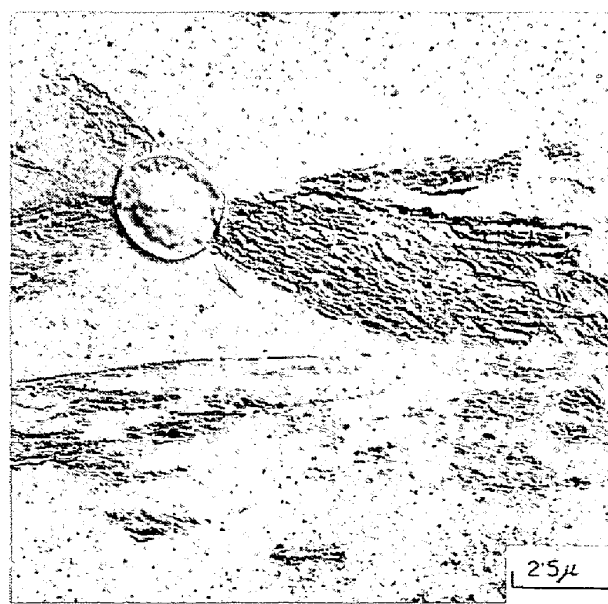
疲れ割れ先端ではつねに副結晶粒が形成される²³⁾²⁴⁾が、このような微視的塑性変形領域の大きさが応力拡大係数の増加とともに増大し、そして実験的あるいは理論的に割れ伝播速度は応力拡大係数の関数として表わすことができることは²⁴⁾²⁵⁾²⁶⁾、上記の仮定の妥当性を裏づけるものと思われる。すなわち、微視的塑性変形挙動が巨視的な割れ伝播挙動に対応することは、媒介するものが一方は応力拡大係数であり、他方は加工硬化係数と異なっているが、両者とも塑性変形に関係あるという意味において上記の仮定の可能性を示唆すると考えられる。

動的応力-ひずみ曲線（繰返し応力下での S-S 曲線）は普通繰返し応力による加工硬化が飽和した後のヒステリシスループより求められる¹⁸⁾²⁷⁾。ところで、割れがすべり帯から発生する場合、加工硬化が飽和した点で発生するけれども、一般に疲れにおける加工硬化は全寿命の数 % で飽和し、そして介在物のような大きな応力集中物が存在する場合微小割れはやはり寿命の数 % 内で発生するので⁶⁾²⁸⁾²⁹⁾³⁰⁾、動的応力-ひずみ曲線より求めた加工硬化係数が割れ伝播過程に対応するかどうか疑問である。さらに、本実験の浸炭焼入れ材に関しては、介在物の存在する場合、耐久限は降伏応力 (0.2% ひずみ値) より 20~30% 低い値を示す。ところが、Fe のようにひずみ時効を示す場合、動的応力-ひずみ曲線における塑性ひずみ開始は静的応力-ひずみ曲線におけるそれより 100% ほど高い¹⁵⁾。それゆえ、耐久限は動的応力-ひずみ曲線の弾性領域で存在することになるが、これは繰返し応力下での破壊が高い応力集中を生ずる微視的塑性変形挙動により規制されることにより説明できよう。以上述べた理由により、動的応力-ひずみ曲線より求めた加工硬化係数と割れ伝播過程を対応させることはそれほど意味がないと思われる。

そこで繰返し応力下での加工硬化と割れ伝播の容易さとの関係をより簡単な手段で求めるために、加工硬化能を表わすものとして $\sigma = Ke^n$ で定義される加工硬化係数 n を採用した。引張り応力下での加工硬化挙動と繰返し応力下での加工硬化挙動は同じではない³¹⁾³²⁾³³⁾。しかしながら、繰返し応力下で逆方向の応力による回復過程が



(a)



(b)

Photo. 7. The plastic deformation around FeO type inclusions (a) in A81 specimen at 10^6 cycles, and (b) in C400-A81 specimen at 3×10^4 cycles.

硬化過程に比例すると仮定すれば、加工硬化係数 n は UTS, 降伏応力, それにひずみの関数であるゆえ、割れ伝播過程と結びつけることが可能になる。

上述の論法によれば、介在物の疲れへの影響は応力集中による割れ発生への影響であり、疲れ寿命のほとんどは割れ伝播に費やされ、そして伝播過程は基地鉄の加工硬化能により拘束されるので、介在物は疲れ性質に影響をおよぼさないことになる。平ら³⁴⁾は伝播過程では切欠きの形状による影響は無視できると述べている。このことから、伝播過程では介在物自体の形状、大きさなどは無視できると考えられる。しかしながら、先に述べたように、疲れに対して有害とみなされる介在物は基地鉄とは密着していないと考えられるので、このような場合、介在物は潜在割れと考えてさしつかえない。そうすれば、この種の介在物からの割れ発生は、先に述べた割れ伝播と基地鉄の加工硬化能との関係をそのまま利用して説明することができる。介在物を割れの一種と考えた場合と割れそのもの場合を比べて異なることといえば、割れ先端の曲率半径が介在物の曲率半径に比べて小さいであろうことである。もちろん、介在物の大きさにより逆の場合が考えられ、さらに基地鉄の性質により割れ先端の曲率半径も異なつてこよう¹⁰⁾が、これらに関する詳細な説明は次報において行なう予定である。

Photo. 7 (a) および (b) は基地鉄の 変形能の相違により介在物周辺の塑性変形領域の形成の仕方あるいは割れ発生の状況が異なつて示している。(a) は試料 A81 を高応力レベルで試験した場合であり、そして (b) は (a) と同じ寿命を与える応力レベルで

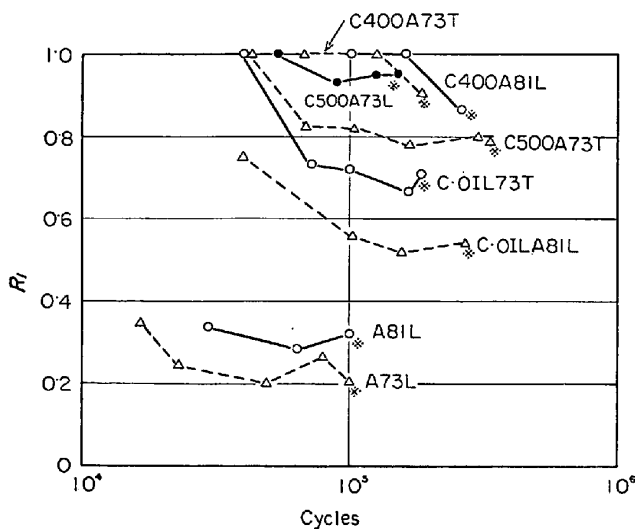
C400-A81 を試験した場合である。加工硬化係数は前者が 0.30 であり、そして後者が 0.11 である。

さらに、Fig. 22 に示すように各試料を繰返し数 $1 \times 10^5 \sim 3 \times 10^5$ の寿命で破断するような応力レベルで疲れ試験を行なつたさい、その途中で試験を中断して測定した介在物からの割れ発生割合 R_i と繰返し数との関係を求めた結果、同種類、同量、同形状の介在物を有する試料でも基地鉄の性質により介在物の感度が異なつてることがわかる。さらに、同図より R_i 値の高い試料では R_i は繰返し数とともに低下していることがわかる。すなわち、介在物が耐久限に影響することは、介在物からの割れ発生の容易さと深い関係にあることを意味している。

横堀の考え方¹⁰⁾、すなわち、硬い材料では割れの発生過程が支配的であり、そして軟い材料では割れの伝播過程が支配的であるという考え方によれば、硬い材料では割れ発生は軟い材料に比べて一般に遅れると考えられる。しかし、これは介在物のような stress raiser の存在しない場合のみ言えることである。3.3 で述べたように浸炭後熱処理した試料 C500-A73T (Hv=290) において、割れは全寿命の 10% 以内に介在物より発生しており、さらにより硬い試料 C400-A73T (Hv=410) においても同様に割れは寿命の 5~10% で介在物より発生していた。これより介在物からの割れ発生過程は基地鉄のひずみ硬化過程に対応していると考えられる。ところで、本実験で使用した試料のように割れ伝播過程が疲れ寿命を支配する場合、割れ発生応力は破壊応力に比べてかなり低いと考えられるので、介在物からの割れ発生は初期の加工硬化係数に関係すると考えられる。

しかしながら、普通加工硬化係数 n はひずみ ϵ が 0.01 ~ 0.4 の範囲で一定になる³⁵⁾ので初期の n は一樣伸びの領域で求めた n と同じ値であると考えてさしつかえないであろう。

これまで割れ発生過程と割れ伝播過程を区別して考えてきた。しかしながら、介在物が多数存在する場合は発生と伝播とを区別して説明することは実際上不都合である。それは、伝播過程では一つの割れが拡大するのではなく、主割れ(多くの場合、最初に発生した割れ)が他の割れと連結しながら進むからである。なお、主割れ以外の割れ発生状況も主割れと同様に基地鉄の n と関係づけて説明されう。介在物が疲れ性質に悪い影響をおよぼすような試料においては、もし介在物が多数存在しそして主割れ以外の割れが多数発生していれば、伝播速度は速くなる。また、割れが発生していない場合でも、介在物周辺の集中応力が割れ先端の高い応力と作用しあつ

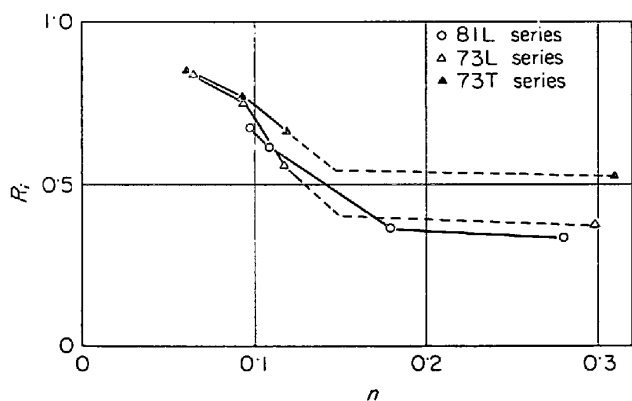


(R_i = The ratio of the density of the number of microcracks associated with inclusions to the density of the total number of microcracks).

Fig. 22. The change of R_i with cycles for various specimens. Mark * shows failed point.

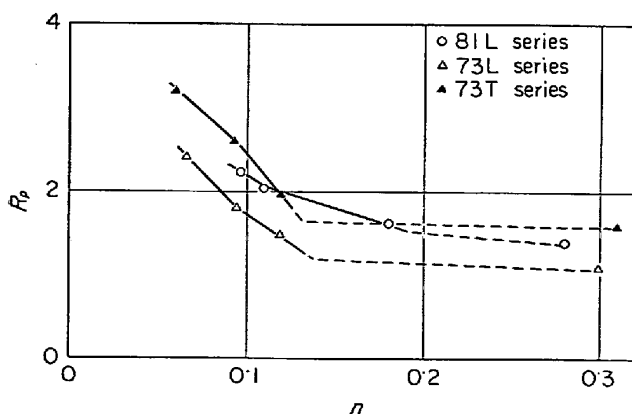
て伝播速度は速くなろう。それゆえ、先に述べた R_i 値は割れ発生に関する情報を表わす値であると同時に伝播に関する情報も表わしていることになる。そして R_p 値は伝播に関する情報の一部を表わしていることになる。したがって、 R_i 値あるいは R_p 値が大きいということは介在物が疲れ性質に悪い影響をおよぼしていることになる。

そこで、Fig. 13 の R_i および R_p 値を、それぞれ横軸に加工硬化係数 n をとり、書き直したのが Fig. 23 および Fig. 24 である。なお、 n は、すべて応力-ひずみ曲線の一様伸び領域で 5 点を取り、各応力およびひずみをそれぞれ真応力および真ひずみに換算した後、最小二乗法により求めた。両図より、 R_i および R_p は n の増大とともに減少していることがわかる。そして、両図において、73 系試料の場合は $n \cong 0.15$ で、そして 81 系試料の場合は $n \cong 0.18$ で横軸に平行になる。ところで、



(R_i = The ratio of the density of the number of microcracks associated with inclusions to the density of the total number of microcracks)

Fig. 23. The change of R_i with work hardening coefficient (n) of specimens.



(R_p = The ratio of the mean length of microcracks associated with inclusions to the mean length of microcracks not associated with inclusions).

Fig. 24. The change of R_p with work hardening coefficient (n) of specimens.

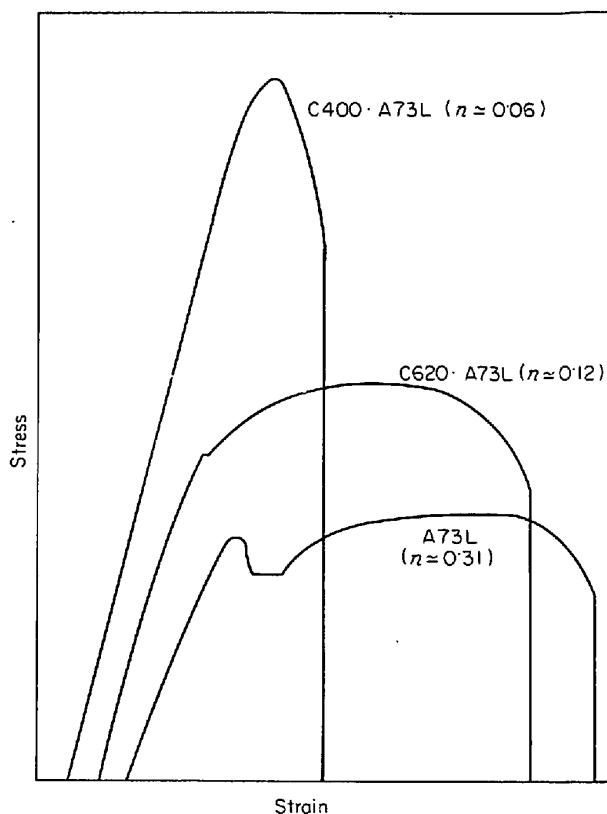


Fig. 25. Typical S-S curves.

n が 0.3 付近の試料は浸炭が施されておらず、また先に示した S-N 曲線から介在物は耐久限にほとんど影響をおよぼしていなかった。それゆえ、73 系試料においては $n = 0.15$ 、81 系試料においては $n = 0.18$ 以上では介在物の疲れ性質への影響はほとんどなくなると言える。ここで参考のために、A73L 系試料の S-S 曲線を Fig. 25 に示す。

これまで、油焼入れした不均一組織を有する試料についてはふれなかった。それは、3.4 で述べたようにあるいは Photo. 8 に示すように、割れ発生は介在物からだけではなく、基地鉄の不均一部分からも多数発生していたからである。このような場合には介在物の影響は R_i あるいは R_p 値には出てこない。なお、Photo. 8 にみられる粒界のすべり模様は粒界に析出した炭化物 (Photo. 2 (i) および (j) を参照) への応力集中の結果であろう。割れはこのような粒界を伝播しがちであるが、Photo. 9 に示すように、不均一組織と割れ伝播とは直接関係していない場合も観察された。

4.1.2 耐久限の介在物による減少率と加工硬化係数

4.1.1 より、介在物の疲れ性質への影響度合は加工硬化係数 n により整理されると考えられる。そこで n と耐久限応力 σ_w との関係を試料の種類別に線で結び、それを Fig. 26 および Fig. 27 に示す。Fig. 26 において、



Photo. 8. Microcracks initiated from FeO type inclusion and those initiated from pre-grain boundary. C·OIL·A81 specimen. 0.6×10^5 cycles to failure. No etched.

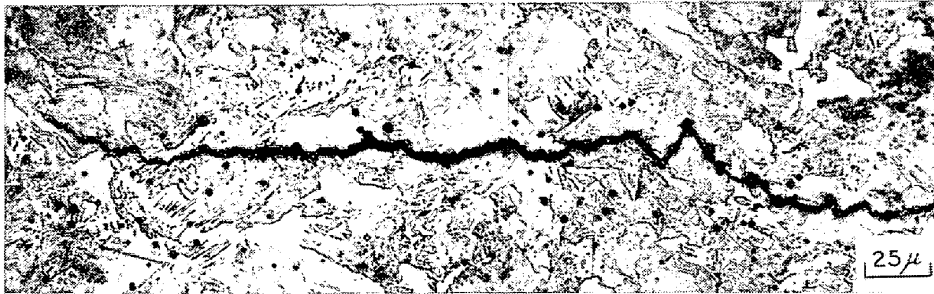


Photo. 9. Microcrack propagating not concerned with microstructure. C·OIL·A81 specimen. 1×10^6 cycles to failure. Etched by 3% Nital.

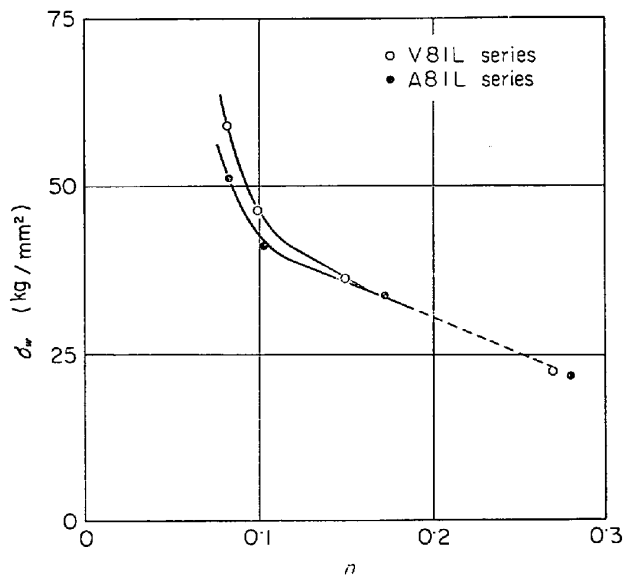


Fig. 26. The relationship between endurance limit (σ_w) and work hardening coefficient (n) of 81 series specimens.

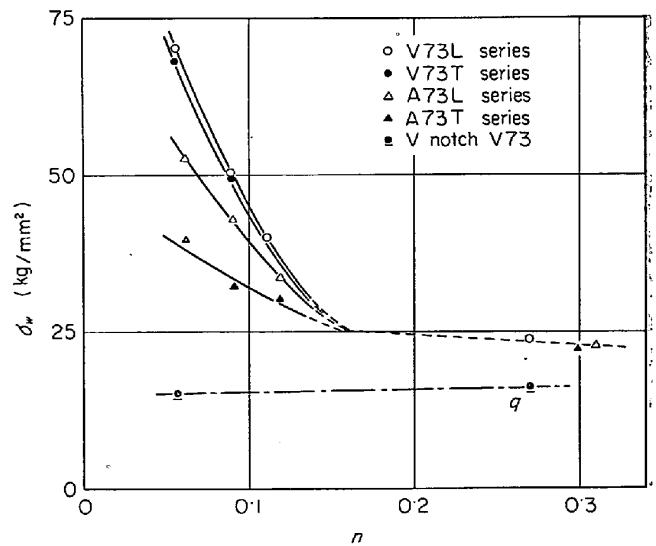


Fig. 27. The relationship between endurance limit (σ_w) and work hardening coefficient (n) of 73 series specimens.

介在物を含有していない試料 V81 系の曲線と介在物を含有している試料 A81 系の曲線との差は n が增大するとともに小さくなり、 $n \geq 0.16$ で差はほとんどなくなることが分る。また Fig. 27 における試料 A73 系についても同様の傾向がみられ、 $n \geq 0.16$ で差はほとんど

なくなっている。両図のそれぞれの差は、前に述べたように、介在物の σ_w への影響を表わしているといみなされるので、介在物の σ_w への影響は n の増大とともに少なくなり、81 系においては $n \geq 0.16$ そして 73 系においても $n \geq 0.16$ でほとんど影響しなくなるといえる。そ

してこれらの値が Fig. 23 および Fig. 24 で求めた値とそれぞれほとんど等しいことはこれまでの考え方の正しかつたことを裏づけているといえよう。ここで、81 系試料と 73 系試料の間で図の形状が異なるのは、兩種試料間の Mn の有無による焼入れ性の違いが原因していると考えられる。なお、介在物の影響がほとんどなくなる n の値、すなわち 0.16 は試験片の化学組成および介在物の存在状態により変化する性質のものである。たとえば、3.5 における切欠き材の S-N 曲線 (Fig. 16) の σ_w を Fig. 27 に書き入れた場合、同図の線 q のようになる。介在物の耐久限への影響度合が大きくなるにしたがつて、 σ_w と n で整理した線は線 q に近づくことを予想することは容易である。それゆえ、 $n \approx 0.3$ ぐらいでも、介在物の影響がきわめて大きい場合、 σ_w は介在物により低下することがあるであろう。

Fig. 26 および Fig. 27 を耐久限低下率 ($W\%$) (任意の n における介在物を有する試料の σ_w をその n における介在物を含有しない試料の σ_w で割った値 $\times 100$) で整理しなおすと Fig. 28 のようになる。そして 81L 系試料、73L 系試料および 73T 系試料に対する各曲線を直線に近似して書きなおせば、各試料別の介在物による耐久限低下率 W は次式のようになる。

$$W_{81L} = -168n + 26.0 = 168(0.155 - n) \dots (1)$$

$$W_{73L} = -240n + 37.0 = 240(0.154 - n) \dots (2)$$

$$W_{73T} = -410n + 67.0 = 410(0.163 - n) \dots (3)$$

なお、Fig. 26 および Fig. 27 より式 (1) は $0.16 > n > 0.08$ 、そして式 (2) および (3) は $0.16 > n > 0.06$

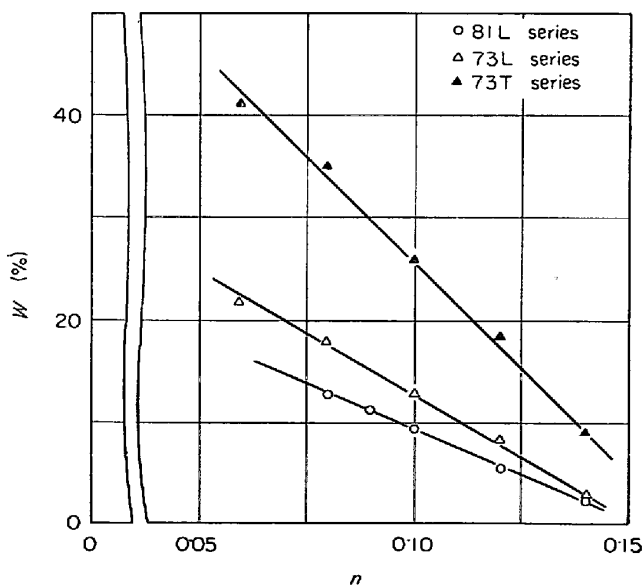


Fig. 28. Rate of the reduction of endurance limit (W) by inclusions to various work hardening coefficients (n).

で成立する。

先に、介在物の σ_w へ影響をおよぼす因子は、基地鉄に関する因子と介在物自体に関する因子に整理されることを考察した。そして基地鉄に関する因子として加工硬化係数を考えて試料別に整理したのが上記の各式である。それゆえ、上式の各係数が試料の種類により異なるのは介在物の存在の仕方が異なることに原因しているといえる。73T系試料の係数が最も大きいのはA系あるいはB系介在物が試験片軸方向に直角に存在しているから当然であろう。

81系試料の W と 73系試料の W の差は同一熱処理条件下で比較すればさらに大きくなることが予想される。それは、同一条件の熱処理を施した場合、後者のほうが焼入れ性がよく、その結果、Fig. 26 および Fig. 27 からわかるように全般に後者において加工硬化係数は小さいからである。したがって同一熱処理を施した状態で比較すれば後者の W が当然大きくなる。

(1), (2) および (3) 式を一般化すれば

$$W = i(A - n) \dots (4)$$

ここで、 i は介在物に関する因子、そして A は普通鋼の場合約 0.16 と考えてよさそうである。

つぎに介在物自体に関する因子 i について考えてみよう。介在物に関する因子はさらに介在物の大きさ、量、形状および分布状態に分けられる。分布状態は均一に分布していると考えれば大きさとの関数であるので、因子としては大きさ、量および形状に限定できる。ここでつぎの仮定をする。介在物に関する3つの因子はそれぞれ独立に影響する。そうすれば次式が成立する。

$$i = \alpha f(k) + \beta g(e) + \gamma h(m) \dots (5)$$

ここで、 k, e, m はそれぞれ介在物の大きさ、量、形状を表す変数であり、 α, β, γ は定数である。したがって

$$W = [\alpha f(k) + \beta g(l) + \gamma(m)](A - n) \dots (6)$$

$f(k), g(l)$ および $\gamma(m)$ の直線表示が可能であれば、 α, β, γ は容易に求めることができる。すなわち、 k と l を一定にして m と n の関係を探し、つぎに l と m を一定にして k と n の関係を探し、さらに m と k を一定にして、 l と n の関係を探ればよい。しかし、このような関係を求めることは実用鋼では不可能である。(6) 式の関係を探るには介在物の量、大きさおよび形状を任意に制御できることが必要である。

4.2 加工硬化係数と耐久限と介在物との関係におよぼす前ひずみの影響

これまでの考察では n 自体の性質に関しては考察を払わなかつた。すなわち静的応力下での n と動的応力下で

の n とは相対的に対応すると仮定して、静的応力下での n と耐久限の介在物による低下率との関係を求めた。しかしながら、この仮定は特定の条件下でのみ成立すると考えられる。ここでは前ひずみを与えた試料とそうでない試料の場合について考えてみる。

FeO 系介在物を含有する試料 A81 の n は 0.27 であり、同試料の耐久限 σ_w は 22.0 kg/mm² (Fig. 2 (a)) である。同試料に疲れ試験を行なう前に 10% の冷間加工 (引張り) を施すと、 n は 0.10 となり、 σ_w は 23.5 kg/mm² (Fig. 17 (b)) となる。一方、類似した化学組成を有し、そして介在物を含有しない試料 V81 の n と σ_w はそれぞれ 0.27 および 22.5 kg/mm² (Fig. 2 (a))、また前ひずみ 10% を施した場合の n と σ_w はそれぞれ 0.10 および 23.5 kg/mm² (Fig. 17 (b)) である。 n 値が冷間加工の結果 0.27 から 0.10 に減少しても、耐久限は介在物の有無に関係なく 23.5 kg/mm² である。4.1 における考え方からすれば、 n が 0.1 になった場合、介在物を有する試料の σ_w は介在物を有しない試料の σ_w に比べて 10~15% 低下するはずである。このように前ひずみを与えた試料において介在物の耐久限への影響度合と加工硬化係数との関係が成立しないことはつぎの理由による。

Fig. 29(a) および (b) に疲れ破断した試験片表面のかたさの測定結果を示したが、前ひずみ材では、応力レベルの高低により程度の差はあるが、破断個所近くでは試験前のかたさに比べて全般に軟化している。一方、

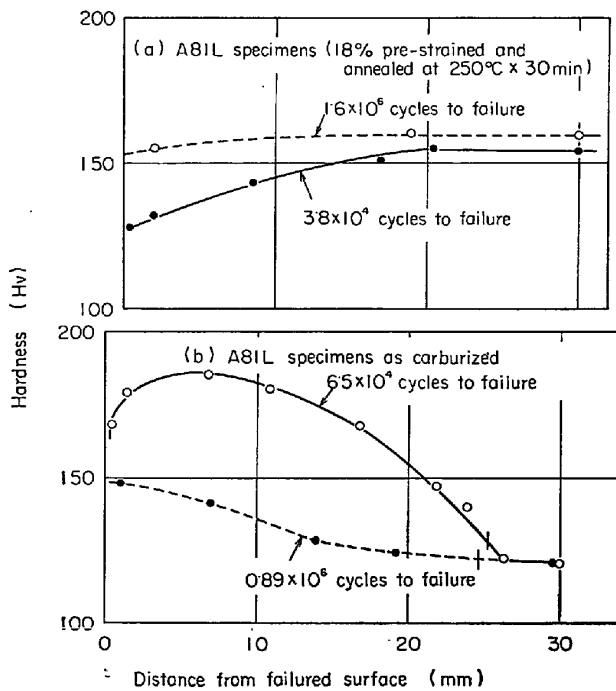


Fig. 29. Vickers hardness of fatigue-failed specimen surface.

前ひずみを与えなかつた試料では、同図 (b) に示すように一般に硬化を示している。繰返し応力下では前ひずみを与えない試料においては、前に述べたように、硬化が寿命の初期で飽和しその後は安定な状態になるが、前ひびみ材では軟化過程が支配的である²⁷⁾。すなわち、ひずみ振幅が低い場合軟化が安定化する場合もあるが、一般には軟化過程は試料が破断するまで続くと思われる²⁷⁾。それゆえ、3.6 の Fig. 20 は当然の結果と考えられる。これより疲れ試験において問題となる割れ先端での応力集中は前ひずみ材においては容易に緩和されるであろうが、一方全体的に繰返し応力により加工硬化が回復するので、機械的強さは低下し、その結果 Fig. 30 に示すように耐久限の UTS に対する比は前ひずみ量の増加とともに減少する。このような試料では介在物への集中応力は割れ先端におけると同様に、きわめて容易に緩和されるであろうから、試験前の硬さが大きく加工硬化係数の小さい試験片中の介在物は耐久限を低下せしめることはないと考えられる。このことを確かめるために、18% 前ひずみを与えた試験片 5 枚について R_i 値を測定したところ 0.25~0.32 であり、Fig. 23 に対応させた場合、この程度の R_i 値は介在物の影響がほとんどないことを示した。

前ひずみ材では軟化過程が支配的であるから、このような試料に対しては動的加工硬化係数による整理が有効と思われる。しかし、動的加工硬化係数はヒストリクスループが安定化した状態で求められ、そして割れの伝播の大部分は軟化の進行とともに行なわれるので、厳密にはこのような方法で求めた加工硬化係数と疲れ性質とは対応しないであろう。

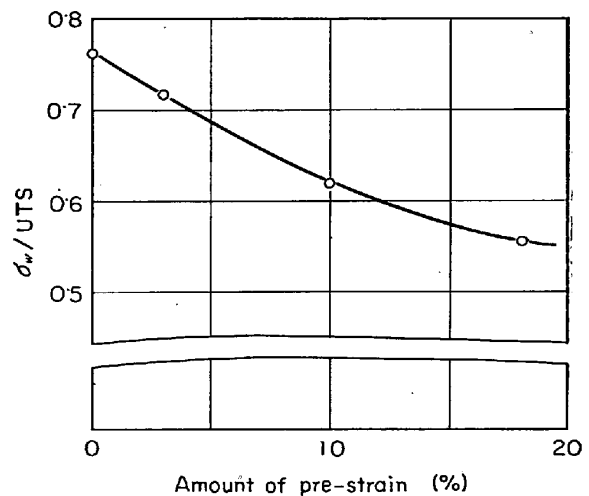


Fig. 30. The relationship between endurance limit (σ_w)/UTS and amount of pre-strain. A81 specimens.

4.3 結晶粒径と耐久限と介在物との関係

多結晶試料において、疲れによる割れ発生および伝播個所は結晶粒界と結晶粒内に分けられる。結晶粒界で割れが発生しそして伝播するのは常温では特殊な場合であるが、一般には 3.1 (Fig. 2 (a)) で述べたように疲れ性質を低下させるので、このような現象は疲れにおいては好ましくない。結晶粒界が脆弱になる原因として試料中の炭素含有量が少ないこと、それに熱処理が不適切なために生ずる炭化物などの粒界析出が挙げられる。前者の場合、鋼中炭素含有量が 0.004% 以下になると粒界割れを生ずる³⁶⁾。この炭素含有量の限界値は熱処理のさいの冷却速度により変動するので³⁷⁾、粒界割れは結晶粒界における炭素含有量に依存すると考えられる。これらの現象は鉄の結晶粒界は本質的に結晶粒内よりも強いものであるかあるいは弱いものであるかという問題を提起する。

粒界析出による粒界脆化は、炭素含有量が比較的高い場合に見られる現象である。B. Z. WEISS らは、高 Mn-Si 鋼を用いて、冷却速度が遅いとオーステナイト粒界偏析による粒界脆化のため繰返し応力下では粒界割れを生じやすくなるが³⁸⁾、一方、フェライト粒や炭化物の大きさも増大するので、この影響も焼戻し脆性の影響と同時に考慮すべきである³⁹⁾と述べている。なお、彼らは脆化した粒界は耐久限近くの低応力レベルでは疲れ性質に悪い影響を与えるが耐久限には影響をおよぼさないと述べているが、その説明は不十分である。著者らの実験では 4.1.1 で述べたように、C·OIL 系試料が粒界割れを示しており、Photo. 4 に示したように net の割れ模様を呈している。そしてこのような場合、介在物の疲れ性質への影響は光学顕微鏡による観察においては net 状の割れ発生の陰にかくれて現われにくい、介在物の大きさが大きくそして鋭い切欠きを有しているならばこのような組織の場合でも介在物は疲れ性質に影響をおよぼさずである。

このように割れが粒界で発生し伝播する場合、粒界による割れ伝播阻止効果は考えられない。粒径が小さい場合、割れ発生個所が多くなり疲れ性質を低下させるが、一方粒径の微細化により機械的性質は改善される。この両者の効果が相殺するので、割れが粒界で発生伝播するさい、粒の大きさは疲れ性質に対して重要な意味を有しないと考えられる。

割れが粒内で発生する場合、割れ発生は一般には塑性変形のさいの深い入り込み (intrusion) に原因⁴⁰⁾し、そして介在物のような応力集中物が存在する場合にはそこから発生しやすい。多結晶の鉄や鉄合金では、侵入型不

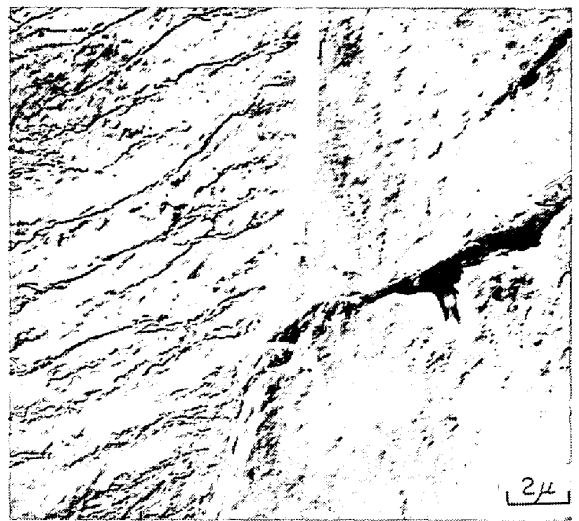


Photo. 10. Crack propagation being arrested at grain boundary. A81 specimen. 5.5×10^5 cycles to failure. Etched by 3% nital.

純物原子の粒界析出による粒界の強化のため⁴¹⁾、Photo. 10 に示すように粒界は割れ伝播を阻止する効果を有すると考えられる。それゆえ、割れ発生および伝播が結晶粒内で生ずる場合、結晶粒径が小さいほど、疲れ性質は改善されよう。しかしながら同時に結晶粒径が小さくなると機械的強さが増大する。したがって Fig. 21 に示す結果における耐久限の結晶粒径の減少にともなう増加は上記のいずれに原因するか明らかでない。

ところで加工硬化係数 n は、炭素含有量がそれほど多くない場合、その含有量に関係なく結晶粒径が小さくなるとともに減少する⁴²⁾。そこで Fig. 21 の横軸の結晶粒径の代わりに加工硬化係数 n で整理したのが Fig. 31 であ

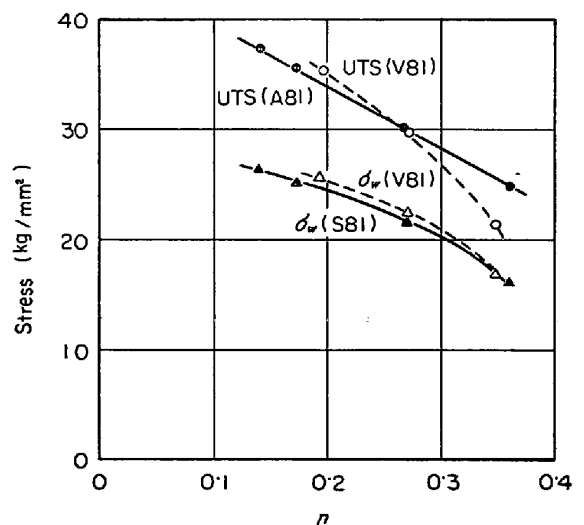


Fig. 31. Change of UTS and endurance limit (σ_w) with work hardening coefficient (n) of V81 and A81 specimens.

る。同図より介在物を含有する大気溶解材の耐久限と介在物を含有しない真空溶解材のそれとは n に対してだいたい等しい値を示していることがわかる。すなわち、 n が $0.18 \sim 0.35$ の範囲の試料では $20 \sim 30 \mu$ 程度の大きさの介在物 (A81 系試料中の大型 C 系介在物の平均大

きさ。たとえば Photo. 1(a)) は耐久限には影響をおよぼさないことになり、これは 4.1.2 における Fig. 26 と対応している。

結晶粒径が大きい場合、粒界による割れ伝播阻止作用が小さいので、介在物からの割れ発生確率の高い試料に

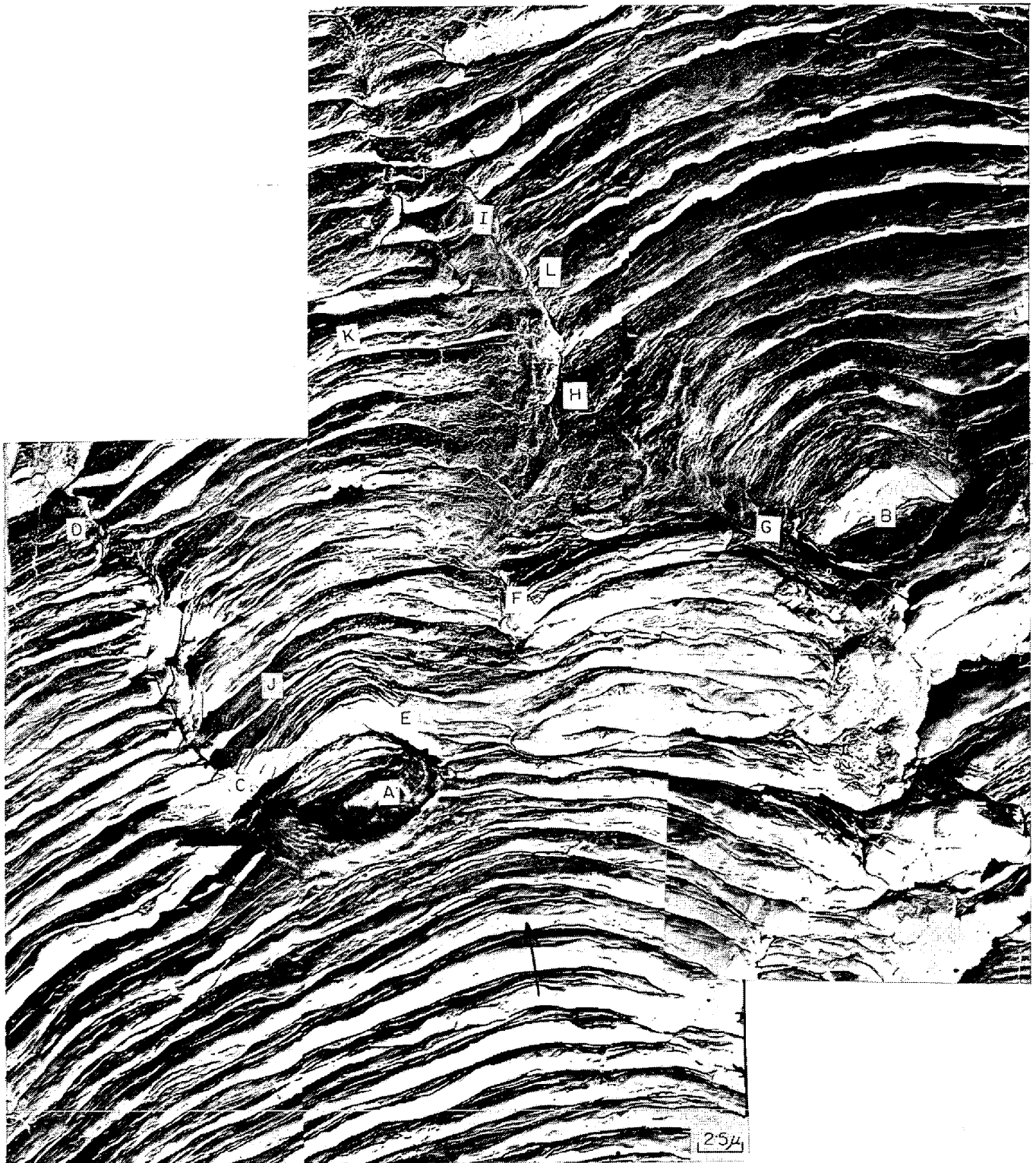


Photo. 11. Example of the disorder of striations around inclusions in A73L specimen. 2×10^4 cycles to failure. Two-step replica of failed surface.

おいては介在物の疲れ性質への影響は粒径の増大とともに大きくなることが考えられる。しかし、粒径が大きくなると加工硬化係数も大きくなり、その結果割れ先端での応力緩和が容易に生じるので、特定の割れが伝播してゆく可能性は n の小さい試料に比べてかなり小さいと考えられる。このような試料 ($n \approx 0.35$) の割れ数密度は浸炭焼入れした C-500-A81L 試料 ($n \approx 0.11$) に比べて、同一寿命に対応する応力レベルで、数倍に達する。

4.4 疲れ破面と介在物

これまで繰返し応力下で試料表面に存在する介在物からの割れ発生状況から、介在物の疲れ強さへの影響は介在物自体の大きさ、形状などが同じ場合でも基地鉄の加工硬化係数の大小により異なることを推論した。そして使用した 3 種類の試料、すなわちマンガンシリケート系介在物を含有する A73L、および A73T 系試料と FeO 系介在物を含有する A81 系試料間で、介在物の耐久限への影響が A73T 系試料において最も大きいのは (1) 介在物の大きさあるいは介在物の先端の曲率半径が異なっており、(2) A73T 系試料における介在物の大きさが平均して他のその 4~5 倍に達し、さらに、(3) 曲率半径もかなり小さくなっているためであると述べた。介在物の大きさ、量などの疲れへの影響度合の数値化が可能かどうかは次報で述べる予定であるが、ここでは試験片内部にある介在物が割れ伝播に対してどのように作用するかという問題を破面レプリカ (カーボン蒸着-ゲルマニウムシヤドウィングによる 2 段レプリカ) の電子顕微鏡写真を中心に考察してみる。

本疲れ試験においては試験においては、試験片表面で応力が最大になることおよび自由表面はサブサーフェイスよりつねに弱く、とくに介在物のような応力集中物が存在する場合その傾向の強いことから、割れはすべて試験片表面から発生すると考えられる。したがって試験片内部に存在する介在物の疲れへの影響は二次的効果として考えられるべきであろう。すなわち、内部に存在する介在物は割れ伝播を阻止するかあるいは援助するだけであつて、試験片における最初の割れ発生個所にはなりえないと思われる。

疲れ破面の特徴は striation, すなわち割れ伝播停止線の存在することである⁴³⁾。それゆえ、介在物の割れ伝播への影響は介在物による striation の乱れから推測されよう。しかし、介在物の影響の大きい高張力鋼などでは伝播過程においては一般に striation は生じにくく⁴⁴⁾、より平面的な破面になりやすい。本実験においても、浸炭後熱処理を施して基地鉄の強度レベルをあげた試料の疲れ破面では striation は局部的にのみ存在した。

ところで P. J. E. FORSYTH⁴⁵⁾ は striation には ductile striation と brittle striation が存在すると述べている。本実験においては Photo. 11 に示すように全般に ductile striation であつたが、一部 Photo. 12 に示すように割れ伝播方向に平行な step と net 模様を有する特殊な striation が観察された。

striation を形成しながら伝播している割れが介在物と出合った場合、striation は介在物の影響を受けてその規則的模様はみだされる。そのみだれ方から介在物の割れ伝播への影響を推測してみよう。そこで、Fig. 32 に示すように、striation の介在物への入射角 θ が 180° より小さい場合伝播を助けるように作用し、そして θ が 180° より大きい場合伝播を阻止するように作用したと仮定する。進んできた割れの跡すなわち striation がある曲率を持つていれば、この 180° という値はもつと小さい値となるが、ここではそれを無視することにする。なお、striation が存在することはそれ自体割れ伝播が急激では

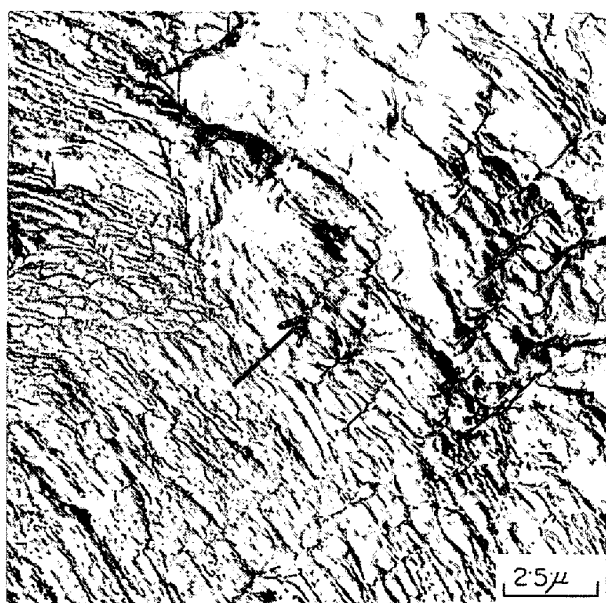
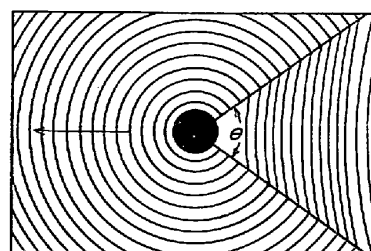


Photo. 12. Fatigue striations in V81 specimen have steps, which is running parallel to the direction of crack propagation (arrow direction). 2×10^6 cycles to failure.



θ = incident angle of crack upon inclusion.

Fig. 32. Schematic explanation of disorder of striations by an inclusion.

ないことの証拠であるゆえ介在物の割れ伝播への援助作用が大きい場合、介在物の周辺では striation は発生しにくいことになる。それゆえ、介在物の周辺に striation が存在している場合、striation の介在物による乱れがどうであろうとも、その影響はそれほど大きくないと思わ

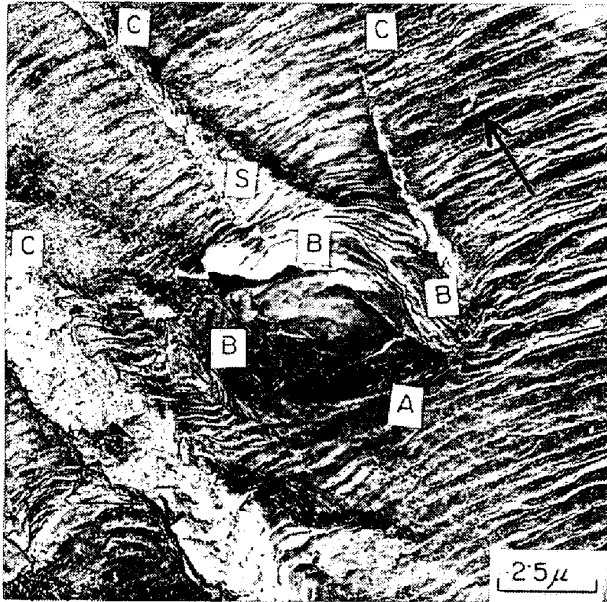


Photo. 13. Fatigue striations in A81 specimen. Flat place S is likely to be left behind inclusion after main crack propagated. 1.5×10^6 cycles to failure.

れる。

以下介在物と striation との関係の種々の例を説明する。Photo. 11 において、割れはまず介在物 A を 180° 以上の入射角で通過し、割れ前線は介在物 B に達する。介在物 A からおくれで二次的に発生した割れは、最初 striation の間隔は小さいが (J)、やがて一次割れに追いつくためにその間隔は大きくなっている (K)。介在物 B に達した割れは FG で一時的に停止しているが、介在物 A および B より発生した二次割れが通過するさい、FG 線も同時に動き始めたと思われる。step CD, EF および HI が存在し、step の両側で striation に食違ついているところが存在すること (L) および一次割れの striation と介在物から発生した二次割れの striation の曲率が異なることは、各 step を境にして割れの伝播が同時ではないことを示している。介在物によるこのような striation の乱れは局所的には割れ伝播を阻止するであ

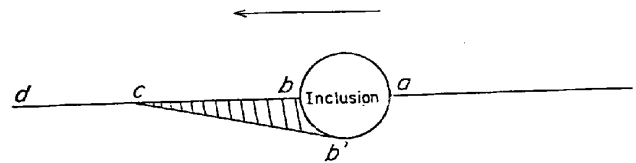


Fig. 33. Schematic explanation of crack propagation across inclusion. Plane $b'c$ and $bc'b'$ probably correspond to the plane S and CBC in Photo. 13, respectively.

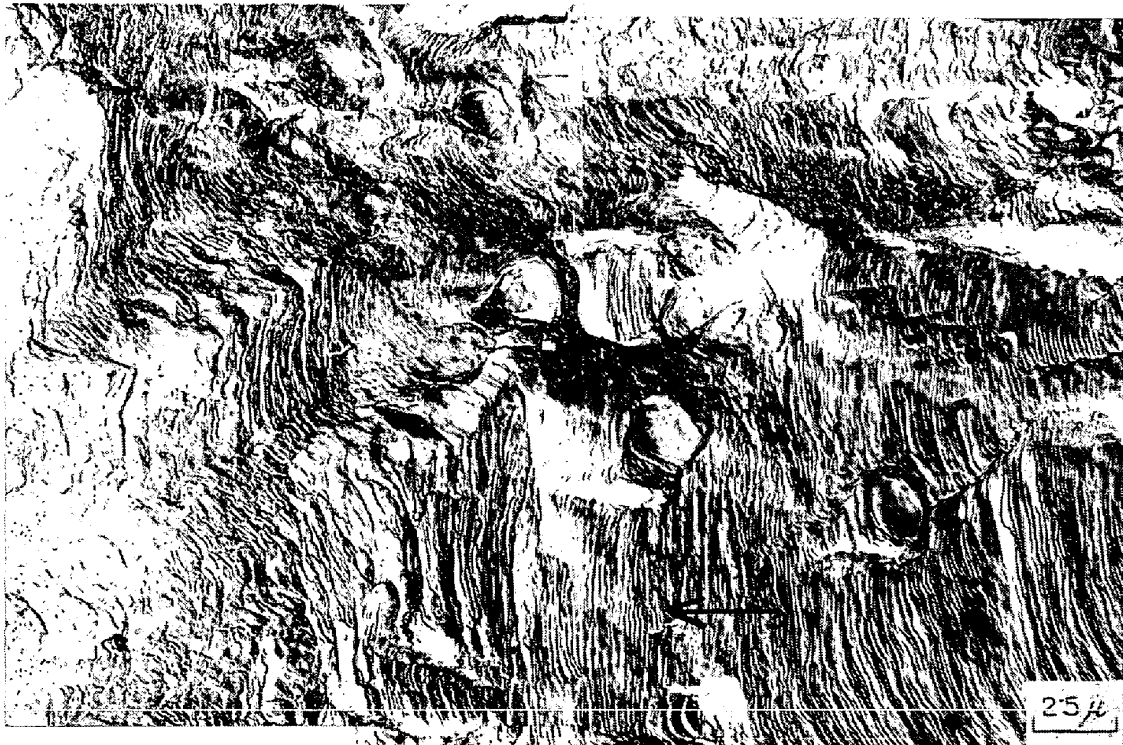


Photo. 14. Fatigue striations and inclusions. Large holes around inclusions are left when crack passed inclusions, in A81 specimen. 1.4×10^6 cycles to failure. Arrow mark shows the direction of crack propagation.

うが、マクロ的にはさして影響をおよぼさないと思われる。

Photo. 13 では、一次割れが介在物の前方に破壊されない部分 (写真中記号 S) を残して通過した後にその部分がややおくれで破壊したと考えられる。すなわち、同写真中 A に達した一次割れは介在物の周辺ではその下側に回り込む。そのさい、介在物と基地鉄の密着性がある程度存在するために、一次割れ伝播速度に比べておそくなつた割れが介在物より二次割れとして発生する。介在物への割れの回り込みが大きい場合、S で示したような破壊のおくれる部分が残されると思われる。そして CBC 面は主割れ面に対して傾きを有しており、さらに S 面は CBC 面に対しても傾きを有していると考えられる。これを縦断面からみた場合を図式的に書くと Fig. 33 のようになる。すなわち、*abcd* が主 (一次) 割れ面であり、*b'c* 面および *bc'b'* 面が二次割れ面で Photo. 13 の S 面および CBC 面にそれぞれ対応する。このような場合も介在物は割れ伝播を阻止するように作用していると考えられるが、*striation* の乱れが少ないので介在物の影響はそれほど大きくはないであろう。

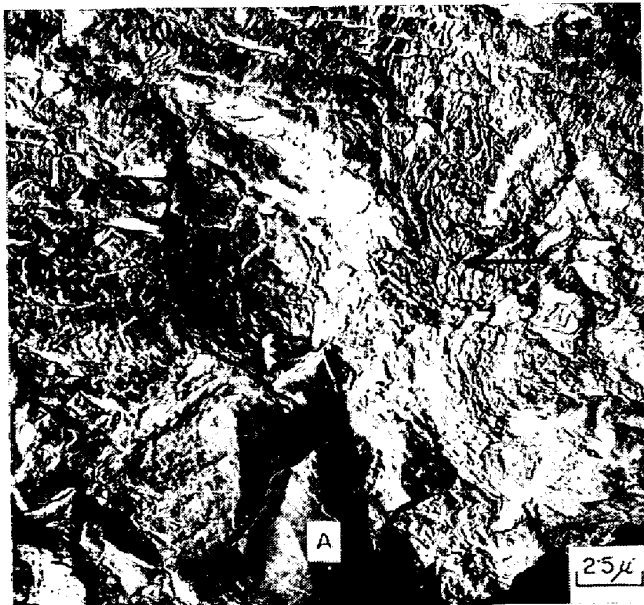
Photo. 14 は、Photo. 13 の場合と同様に *striation* は介在物の後方で乱れており、その度合は Photo. 13 におけるより大きい。この試験片は冷間加工が 18% 施されているので、介在物と基地鉄とは密着していないと考えられる。それゆえ、主割れが介在物に接触した直後、高い応力集中の結果、二次割れが介在物より発生する。最

初二次割れは主割れに先行するが、二次割れ面はしだいに主割れ面に近づき、やがて両割れ前線は合流する。このような場合、介在物は局部的には割れ伝播を促進させるように作用すると思われる。

Photo. 15 には介在物を中心にした *striation* が見られる。この場合は主割れが介在物に到達する前にすでに二次割れが介在物より発生していたと考えられる。このような場合、介在物の割れ伝播への援助作用は前に述べた



Photo. 15. Fatigue striations and inclusion in A73L specimen. Crack probably initiates from the inclusion before main crack reaches to the inclusion. 6×10^4 cycles to failure.



(a) The inclusion is near a grain boundary, and crack propagation is probably accelerated there. 18% pre-strained A81 specimen. 1.4×10^6 cycles to failure.



(b) The inclusion touches with grain boundary and crack propagation probably changes from transgranular to intergranular. 10% pre-strained A81 specimen. 1.4×10^6 cycles to failure.

Photo. 16. Fatigue striations and inclusions.

どの場合よりも大きいと考えられる。なお、この写真の部分は最初の割れ発生個所のごく近くで観察された。

Photo. 16(a) および (b) は特殊な例である。(a) は striation を形成しながら粒内を伝播している割れが結晶粒界にある介在物に到達したさい、A に示すように局部的に粒界割れとなるが、介在物を通過した後再び粒内割れに変わっている。この場合、多分主割れ面と結晶粒界とは大きな角度の開きを有していると思われる。一方、主割れ面と結晶粒界とがそれほど大きな角度を有していない場合は (b) に示すように介在物を境にして割れは粒界割れとなる。なお、同写真中介在物の前方に striation のほとんど存在しない個所 (A) が存在するが、これは介在物への応力集中の影響を受けて伝播速度が早くなつたところと思われる。同様な部分は Photo. 16(a) においても見られる。

ところで、割れが結晶粒内を伝播する場合と結晶粒界を伝播する場合、その速度はいずれの場合に大きいであろうか。それはつぎの2つの理由より後者において大きいと考えられる。(1) 結晶粒内割れの場合には粒界割れの場合に比べて striation が容易に形成される。すなわち、割れ伝播停止線は粒内割れの場合に生じやすい。(2) 3.1.2 に述べたように主として結晶粒界割れを示す試料 VO81 の耐久限が同じ化学組成の V81 材などに比べて低い。

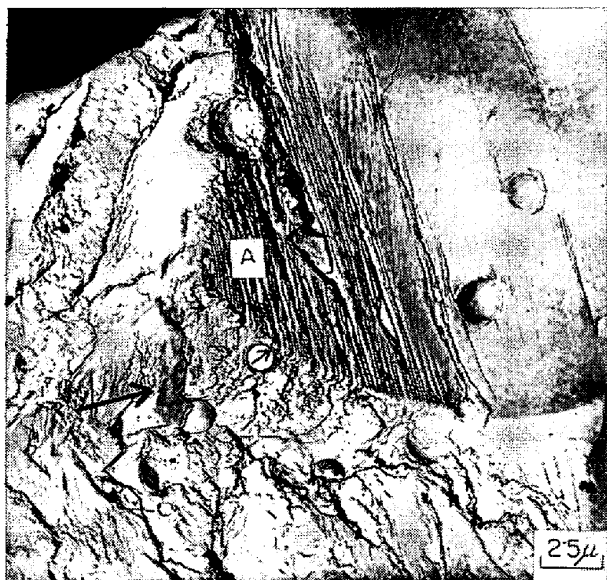


Photo. 17. Example of crack propagation from transgranular to intergranular in 10% prestrained A81 specimen. This photo. shows the role of grain boundary slowing down ((A)) the progression of the crack front. 1.4×10^6 cycles to failure.

しかしながら、Photo. 17 に示すように、結晶粒内を伝播してきた割れが粒界割れに移ろうとするさい、その初期において割れ方向が変わるための拘束および粒内割れが粒界割れに比べてその速度がおそいために、写真中矢印で示したように、密着している粒界を通しての拘束を受ける。それゆえ、粒界割れに変わった当初は粒界に存在する striation の間隔は写真中 (A) に示すように小さいが、伝播が進行するとともにその間隔は大きくなり、やがて striation を示すことなく割れは急速に伝播するようになる。このように粒内割れから粒界割れに変わったさい伝播を阻止するような抵抗を受けるので、粒界割れが局部的に生ずる場合は全体的には伝播速度にそれほど影響をおよぼさないであろう。

つぎに結晶粒界を伝播している割れが粒界上に存在している介在物に出合った場合の例を Photo. 18 に示す。割れが介在物の前方で粒界から粒内に伝播方向を変えることは抵抗が大きくなることになるので、この現象は不自然である。多分、存在していた介在物（この場合は抜けた穴）A および B の粒界に対する高さレベルが異なつていたためと思われる。なお、C および D は本試験片が 18% 前ひずみ材であるゆえ、前ひずみを与えたさいに生じた空孔であろう。

これまで説明してきた striation の介在物による乱れを図的に整理すると Fig. 34 のようになる。(a) および (b) は介在物が割れ伝播を阻止する場合であり、そして (c), (d), (e) および (f) は介在物が割れ伝播を援助する場合である。

介在物の疲れ強さへの影響が大きい、すなわち強さレベルの高い試料では、striation は一般に発生しにくい⁴⁶⁾。Photo. 19 は浸炭後熱処理した試料である。striation は割れが介在物に到達するまでは明確に存在するが、割れが介在物に達した後は割れは平面的に伝播し、striation の存在は不明確になる。これは Photo. 14 の場合と同様に介在物は割れ伝播を促進させるように作用していると考えられる。そして介在物の大きさが Photo. 14 におけるより 10 倍近く大きいので、介在物の後方で割れが脆性的になる部分も大きく、したがって介在物の割れ伝播への影響もより大きいであろう。

同様に、Photo. 20 も介在物の耐久限への影響が大きい場合の例である。一部に striation が見られるが、全体的には脆性的割れ伝播であり、そしてその面は多数の亜粒界からなっている。たとえば、亜粒界の一つ ABC DE は Photo. 3 (c) に示した焼戻しマルテンサイト粒の大きさとだいたい同じであり、これよりこの脆性的破は面焼戻しマルテンサイト粒界割れと思われる。

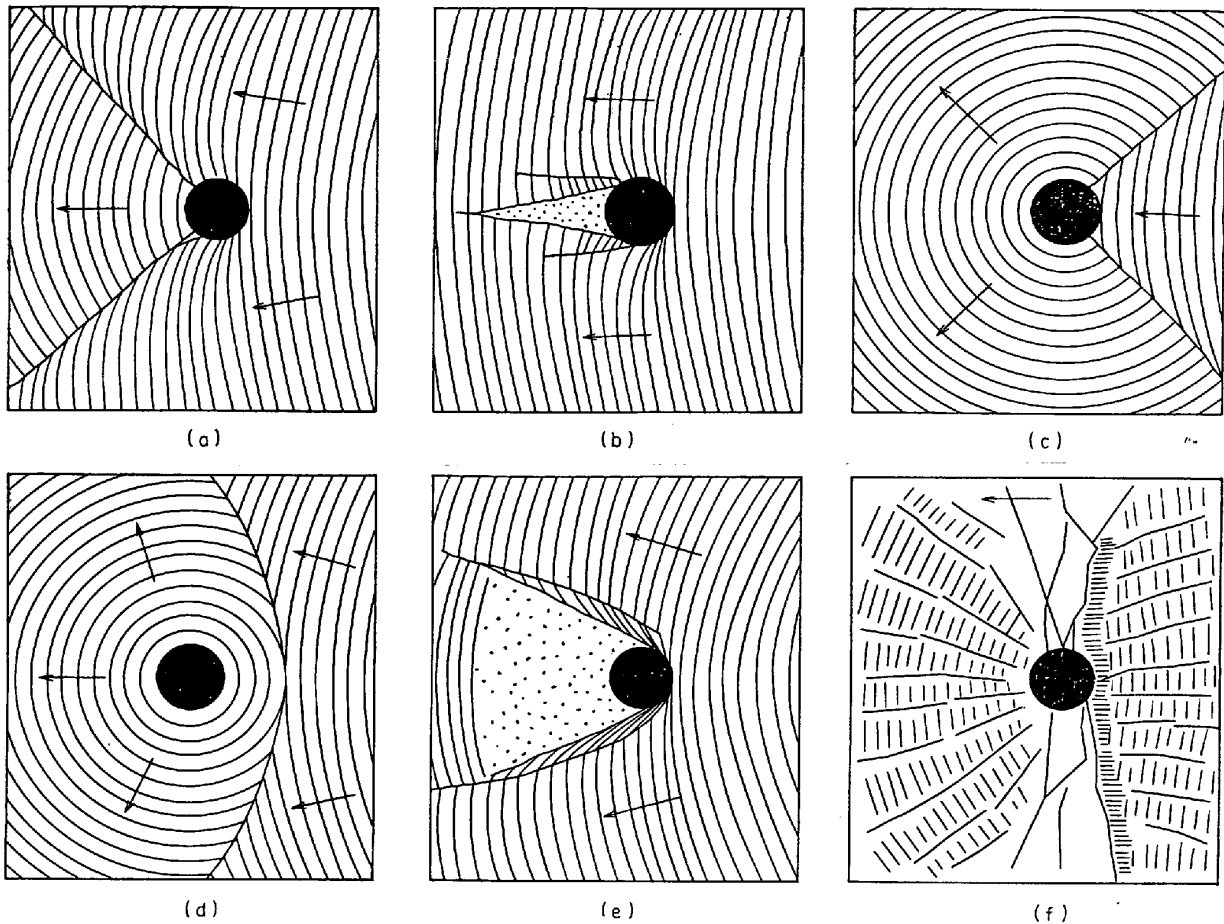


Photo. 18. Example of intergranular crack propagation in 18% pre-strained A81 specimen. The change of the direction of crack propagation takes place suddenly near the inclusions A and B due to stress concentration around the inclusions. 1.4×10^6 cycles to failure.

観察された特殊な破面を Photo. 21(a) および (b) に示す。(a) はいわゆる tire truck といわれているものと思われるが、この場合は明らかに rubbing によって生じたものである。(b) にも同様に tire truck の一種、すなわち円形模様の連なつたものがみられる。これも rubbing の結果であろう。他方の破面上に突出している介在物が、割れの進行とともに破面が食違つていき、繰返し周期に対応して当面に接触したためと考えら

れる。

以上種々の破面写真について説明してきたが、レプリカ法による破面観察は破面の局部をみているにすぎないので、一枚の写真から全体の破壊機構を論じることはできない。それゆえ、破壊した材料自体の性質あるいは試験条件（例えば引張り挙動、化学組成、応力条件、試験雰囲気など）をはつきり認識した上で、すでに報告されているデータと対応させて全体の破壊を支配する因子を



(a) and (b) : Inclusion will help crack propagation.
 (c), (d), (e) and (f) : Inclusion will prevent crack propagation.

Fig. 34. Schematic explanation of striations' disorder by inclusion.

求めるという姿勢が必要であろう。そのような意味で、これらの破面に関するデータの系統的な積重ねが必要と思われる。それには非常な労力と時間を必要とするが、破面の観察は巨視的分野に属する物性論的破壊に関する研究を結びつける有効な手段であることには違いない。

5. 結 論

FeO 系介在物を含有する試料と Mn シリケート系介在物を含有する試料、それに比較のために介在物をほとんど含有しない真空溶解した試料について繰返し曲げ試験を行ない介在物の疲れ性質への影響について考察した。一部の試料については介在物の疲れに対する感度を上げるために浸炭および熱処理を施した。さらに、前ひずみを施した試料および結晶粒径を変えた試料に関しても、介在物の疲れ性質への影響を検討した。結果は下記のとおりである。

(1) 極低炭素鋼（非浸炭材）では介在物は耐久限にほとんど影響をおよぼさない。A系あるいはB系介在物が試験片軸方向に直角に存在する場合においてさえも影

響をおよぼさない。

(2) 炭素含有量が高いこと（浸炭後炉冷）それ自体は介在物の耐久限への影響を大きくすることにはならない。また、耐久限を高くする効果もきわめて小さい。

(3) 浸炭後焼入れ焼戻した試料では、介在物は耐久限を低下させる。その傾向は焼戻し温度の減少とともに、すなわち基地鉄の強さレベルの増大とともに著しくなる。さらに、その傾向はA系あるいはB系介在物が試験片軸方向に直角に存在する試料において著しい。

(4) (3)における試料においても介在物は UTS にほとんど影響をおよぼさない。しかし、絞りへの影響は強さレベルの増大とともに大きくなる。また、強さレベルの高い場合、介在物の伸びへの影響も多少みとめられる。

(5) 介在物の耐久限への影響の大小にかかわらず、割れは疲れ初期に介在物より優先的に発生しやすい。その時期はいずれの場合も全寿命の 10% 以内である。

(6) 介在物からの割れ発生割合は試料の強さレベルの増加とともに増大する。

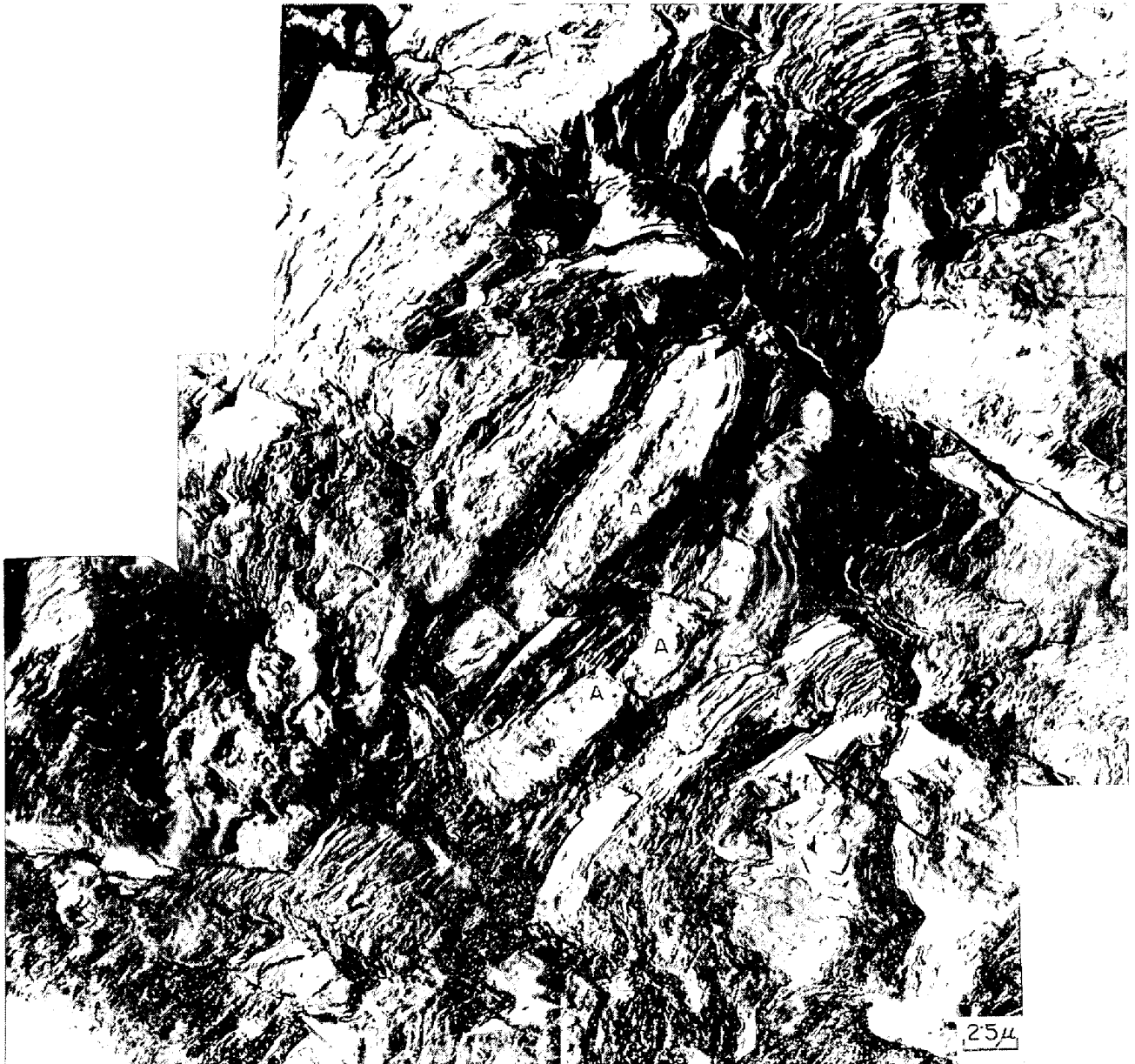


Photo. 19 Example of striations around the holes A, in which inclusions have been there before failure. C500-A73T specimen. 2×10^4 cycles to failure. Striation are hard to appear as strength level is high. Compared to the depth and amount of striations at the front of the inclusions, those at the back of the inclusions are small and few respectively.

(7) 油焼入れした不均一組織を有する試料の耐久限は介在物の有無に関係なく低下する。介在物が存在する場合はさらに低下する。そして介在物の影響が大きくなるにしたがつて、組織の不均一性の影響は減少する。

(8) 介在物の疲れ性質への影響が大きい場合、介在物は基地鉄に密着していないと考えられるので、介在物の耐久限への影響に関する因子は基地鉄の性質と介在物自体の性質(大きさ, 形, 量など)とに大別される。

(9) 基地鉄に関する因子として $\sigma = K\epsilon^n$ で定義される加工硬化係数 n を使用することができる。

(10) (9)における n を用いて、耐久限の介在物によ

る低下率 ($W\%$) を試料群別に整理すると近似的に次式で表わされる。

$$W_{81L} = 168(0.155 - n)$$

$$W_{78L} = 240(0.154 - n)$$

$$W_{78T} = 410(0.163 - n)$$

上記の各式より $n \approx 0.16$ で介在物の耐久限への影響はほとんどなくなることがわかる。なお、各式の係数 168 240 および 410 は介在物の形状, 大きさおよび量に依存する値である。

(11) 前ひずみを施した試料に関しては、(9)あるいは(10)の考え方を適用できない。それは普通疲れ過程で

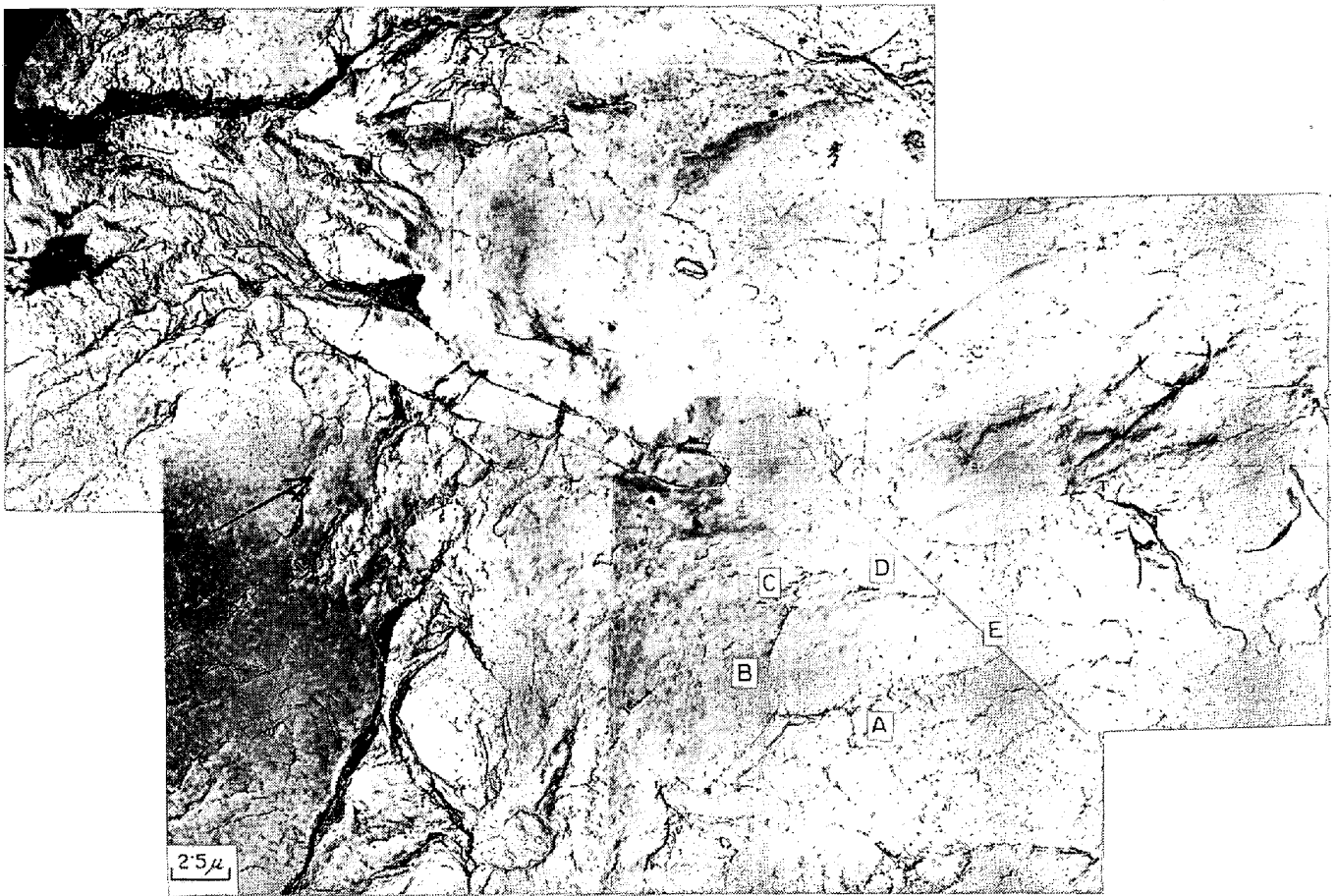
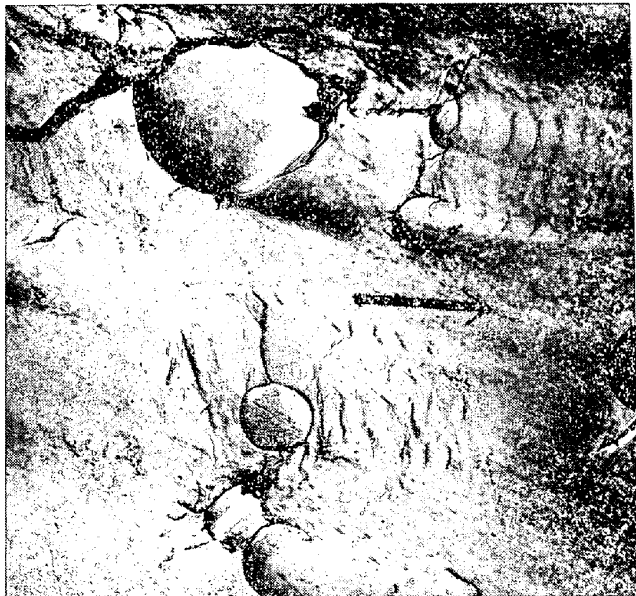
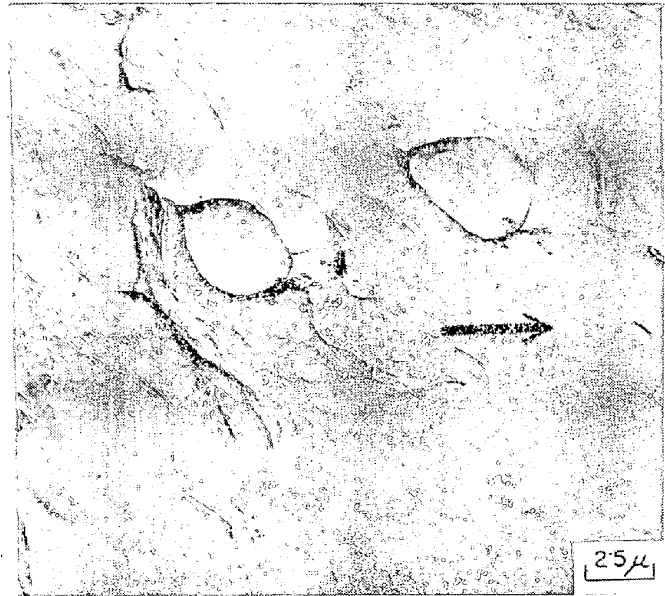


Photo. 20. Example of flat failed surface in C400-A73T specimen. Crack propagates brittly at the back of the inclusion. 1.2×10^6 cycles to failure.



(a)



(b)

Photo. 21. Example of tire tracks in A81 specimen. 7×10^4 cycles to failure

は加工硬化が支配するが、前ひずみ材では加工軟化が支配するからである。

(12) 結晶粒径が小さくなるとともに耐久限は増大し

n は小さくなる。この場合 n は $0.18 \sim 0.35$ の範囲で変化しているので結晶粒径と介在物の耐久限への影響との関係は存在しない。

(13) 破面レプリカの電子顕微鏡観察により、介在物による striation のみだれを観察することができる。その結果から、介在物が割れ伝播を阻止する場合と援助する場合を推定することができる。しかし、介在物の耐久限への影響が大きい試料では一般に striation はあらわれにくい。

最後に、有益な討論をしていただいた吉川明静博士に感謝の意を表す。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KK）および峯尾春光の諸氏に深謝する。

文 献

- 1) 角田, 内山, 荒木: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 873
- 2) M. ATKINSON: JISI, 195 (1960) 2, p. 64
- 3) R. H. FRITH: JISI, 180 (1955) 2, p. 26
- 4) 井上, 辻本: 鉄と鋼, 45 (1959) 3, p. 322
- 5) 横堀: “材料強度学”, (1968), [岩波全書]
- 6) 角田, 内山, 荒木: 金属材料技術研究所研究報告 12 (1969) 2, p. 149
- 7) “結晶の強度” 材料科学講座-3, (1968), [朝倉書店]
- 8) 吉川: 金属材料技術研究所報告, 9 (1966) 2, p. 81
- 9) W. A. WOOD; Acta Met., 11 (1963) 7, p. 643
- 10) 横堀: 材料強度学, (1967) [技報堂]
- 11) 渡辺: 材料, 25 (1961), p. 506
- 12) 西岡, 小松: 住友金属, 18 (1966) 4, p. 189
- 13) 石橋: “金属の強さ” (1964), [養賢堂]
- 14) R. T. RANSOM: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1254
- 15) 佐藤: 材料, 172 (1967) 17, p. 31
- 16) R. H. EDWARDS: J. Appl. Mech., 18 (1951), p. 19
- 17) 内山, 野村, 上野: 金属材料技術研究所報告, 5 (1962) 5, p. 284
- 18) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: Fracture of Structural Materials, (1966) [John Wiley & Sons, Inc.]
- 19) 浜野, 内山: 金属材料技術研究所研究報告, 12 (1969) 5, p. 458
- 20) W. A. WOOD: Fracture, (1950) Technology Press/Wiley by the MIT.
- 21) J. FRIEDEL: in “Fracture” edited by B. L. AVERBACH et al. of, MIT., (1959) p. 498, Wiley, New York
- 22) 石橋: 金属の疲労と破壊の防止, 養賢堂 (1960)
- 23) A. J. McEVILY, Jr. and R. C. BOETTNER: Acta Met., 11 (1963) 7, p. 725
- 24) 横堀: 日本機械学会誌, 72 (1969) 608, p. 1216
- 25) R. C. BATES and W. G. CLARK Jr.: Trans. ASM, 62 (1969) 2, p. 380
- 26) 横堀: 金属材料の疲労, 第3回西山記念技術講座 (1969) p. 21
- 27) P. BEARDMORE and C. E. FELTNER: Proceedings of the Second International Conference on Fracture, (1969) p. 607
- 28) N. THOMPSON, N. J. WALSWORTH and N. LOUAT: Phil. Mag., 1 (1956) 2, p. 113
- 29) M. HEMPEL and E. HILLUHAGEN: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 4, p. 283
- 30) J. R. Low Jr.: Progress in Materials Science, Vol. 12, (1963) Pergamon Press Ltd.
- 31) 金属の疲労, 日本材料学会編 (1964)
- 32) L. F. COFFIN, Jr. and J. F. TAVERNELLI: Trans. Met. Soc. AIME, 215 (1959) 5, p. 794
- 33) J. R. HANCOCK and C. GROSSKREUTZ: Acta Met., 17 (1969) 2, p. 77
- 34) 平, 田中: 材料, 18 (1969) 190, p. 42
- 35) J. H. HOLLOMON: Metals Technology, 12 (1945) No 4
- 36) R. HONDA and H. Taga: Metal Science J., 2 (1968) p. 172
- 37) 吉川: To be published
- 38) B. Z. WEISS, S. NIEDZWIEDS, and E. ROZOVSK: JISI, 205 (1967) 12, p. 1246
- 39) B. Z. WEISS, S. NIEDZWIEDS, and M. BREUER: JISI, 204 (1966) 2, p. 152
- 40) R. C. BOETTNER, C. LAIRD, and A. J. McEVILY, Jr.: Acta Met., 13 (1965) 9, p. 937
- 41) D. McLEAN: Grain Boundaries in Metals, (1957) [Clarendon Press] (Oxford)
- 42) W. B. MORRISON: Trans. ASM, 59 (1966) p. 824
- 43) C. D. BEACHEM: Electron Fractography, ASTM, STP 436, (1967)
- 44) C. B. BEACHEM and M. N. PELLOUX: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM, (1965)
- 45) P. J. E. FORSYTH: Acta Met., 11 (1963) 7, p. 703
- 46) G. A. MILLER: Trans. ASM, 62 (1969) 3, p. 651