

論 文

Al, Si-Mn-および Ca-Si-脱酸した炭素鋼 S45C の疲れ性質におよぼす非金属介在物および鋼組成の影響について*

荒木 透**・石 滋宣***・佐川竜平****

The Effects of Non-metallic Inclusions and Structure on the Fatigue Properties of Deoxidized with Al, Si-Mn and Ca-Si 0.45% Carbon Steels

Toru ARAKI, Tzu-Ye SHIH, and Ryuhei SAGAWA

Synopsis:

An investigation has been made of the influences of non-metallic inclusions and structure on the fatigue properties of 0.45% carbon steels deoxidized with Al, Si-Mn, and Ca-Si, with alternate bending test.

Results of this study indicate as follows:

1) The nucleation site of a main crack is definitely associated with a larger inclusion than 20μ on the specimen surface, regardless of its composition.

2) The effect of inclusion on propagation rate of the fatigue crack seems to be more evident with decreasing tempering temperature of the steels. The crack propagation rate is independent on the kind of inclusions but is dependent on the cleanliness of the steels.

3) The macroscopic crack growth rate is formulated as a function of stress intensity factor range ΔK , that may be expressed as:

$$d(2l)/dN = (\Delta K)^n / M$$

where n is a variant exponent and is different from the case of Paris' law. While the value n is a function of composition, structure and inclusion of materials. In the present work, it is found that n varies from 1.45 to 7.69, and the minimum n value is obtained in the steel tempered at a temperature of 400°C .

4) The refinement of sub-grain due to the increase in fatigue cycles or stress amplitude is considered as the result of a process which involves smaller cell formation by multiplication and migration of dislocations.

(Received Feb. 27, 1971)

1. 序 論

前報¹⁾において、真空脱ガス処理した清浄度のよい高級車軸材と大気中脱酸材の疲れ性質におよぼす非金属介在物の影響について報告したように、清浄度のよい鋼材は清浄度の悪い鋼材より、すぐれた耐疲労性を持ち、とくに疲れきれつの発生ならびに伝ば速度に明確な差が確認された。本研究はそれにひきつづき、Al, Si-Mn および Ca-Si など異なつた脱酸剤による鋼中の非金属介在物の繰り返し曲げ応力による疲れ挙動を調べ、同時に疲れ性質におよぼす熱処理組織変化の影響を追究する目的で行なつた。

金属材料の疲れ破壊問題は疲れ初期のミクロきれつの核形成と、その後の疲れきれつの伝ばに分けて考えられる。近年、疲れ破壊問題はもつぱら疲れきれつの伝ばに

集中してさかんな研究が行なわれるようになった。それは一般の切欠を持つ金属材料においては疲れ硬化および疲れきれつ発生は、疲れ寿命のきわめて初期に終了し、寿命の大部分は疲労きれつの伝ばのために費やされるという事実に基づくものである。疲れきれつ伝ば機構の解明は疲労の研究において、もつとも重要な問題であると考えられ、実験的あるいは弾塑性力学的な理論計算による巨視的疲れきれつの伝ば法則^{2)~11)}が多く提案された。その代表的なものには(1)式の Paris' Law がある。

$$dl/dN = (\Delta K)^n / M \dots \dots \dots (1)$$

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表

昭和46年2月27日受付

** 東京大学工学部 工博

*** 東京大学工学部大学院

**** 東京大学工学部

Table 1. Chemical analyses of specimens (%)

Specimens	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Ca	Cr
S45C-A	0.44	0.19	0.65	0.022	0.026	0.22	0.06	—	0.11
S45C-S	0.45	0.33	0.73	0.023	0.013	0.12	0.06	0.0007	0.13
S45C-C	0.44	0.29	0.65	0.011	0.015	0.11	0.06	0.0072	0.09

ΔK = stress intensity factor range

M = 材料による定数

n = 不変整数 (invariant integer) ≈ 4

とされている。ここでき裂の伝ば速度に影響するものは材料定数 M である。しかし M は実験的方法によるほか求められない制限があり、KRAFFT¹²⁾ と McEVILY and JOHNSTON¹³⁾ および McCLINTACK¹⁴⁾ は $n=4$ という前提条件で M を機械的性質の関数であるとしてそれぞれ M を求める式を提案した。

横堀ら^{15)~17)} は疲れき裂伝ばの動的理論を導いた。これによれば疲れき裂伝ば法則は (2) 式で与えられる。これは

$$dl/dN = \epsilon M_{11} (\sqrt{\pi l} \sigma)^n \dots \dots \dots (2)$$

ここで

l = き裂の半長,

ϵ = サイクル当りのき裂の増分

N = 繰返し数

σ = 応力振幅

$$n = 2\beta / (1 + \beta) 1/mkT \dots \dots \dots (3)$$

β = 歪硬化指数

m = 材料による定数

k = ボルツマン定数

T = 絶対温度

n は歪硬化指数 β と m の値に応じて異なつた値をとることができる。軟鋼の場合その値は実験値 4 と一致すると報告されている¹⁶⁾。

上に述べた巨視的疲れき裂伝ば法則に対し、Striation の間隔により微視的伝ば法則を定義し、(1)式が適用されるとする CARMAN¹⁸⁾ らの説と、その微視的伝ば速度について、

$$2 S_{\infty} (\Delta K)^2 \dots \dots \dots (4)$$

が成り立つと言う BATES たちの説とがある¹⁹⁾。

前報¹⁾においては、伝ば法則を

$$dl/dN = \beta l \dots \dots \dots (5)$$

の形で与えた。しかしパラメータ β の定量的評価が困難であり、また同種試片でも同一直線に整理することができない問題がある。したがって本研究では、stress intensity factor range ΔK という parameter を用い、巨視的伝ば速度を、

Table 2. Cleanliness of specimens.

Specimens	$dA_{60 \times 400}$	$dB_{60 \times 400}$	$dC_{60 \times 400}$	$d_{60 \times 400}$
S45C-A	0.16	0.02	0.08	0.26
S45C-S	0.08	0.11	0.10	0.29
S45C-C	0.06	0.04	0.10	0.20

$$d(2l)/dN = (\Delta K)^n / M \dots \dots \dots (6)$$

で表わすこととした。ここに $\Delta K = \sigma_a \sqrt{l}$, σ_a = 応力振幅, l = き裂の半長である。ただし (6) 式の指数 n は金属材料組織によつて変わる定数である。

Fractography の striation 間隔で表わす微視的伝ば速度はそのま (1) 式および (4) 式に適用することはできない。

主き裂の核生成源になる介在物に関しては、前報¹⁾で報告したように 20μ 以上の介在物と一致しており、それらの組成には一応無関係の場合がみられた。また 400°C 以下で焼もどしたマルテンサイト試片のように高硬度の場合は清浄度が悪いほど伝ば速度が促進される傾向は本研究でかなり明瞭に把握することができた。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材は Al と Si-Mn および Ca-Si 脱酸した S45C 炭素鋼を用いた。その化学組成および清浄度はそれぞれ Table 1 と Table 2 に示す。Al 脱酸の S45C-A 材の S の含有量が、Si-Mn 脱酸の S45C-S, および Ca-Si 脱酸の S45C-C 材に比べて高いため、Table 2 に示されているような A 型介在物も相対的に多く、また Al 脱酸による典型的な angular Al_2O_3 の介在物も非常に少ないことが、この S45C-A 試料の特徴である。Photo. 1 に示したのはこの三鋼種の典型的な介在物である。Si-Mn 脱酸材は B, C 系介在物が多く、そのなかで大形の介在物の量は、Al および Ca-Si 脱酸材より多い。

試験片の製作過程は $60 \text{ mm } \phi \times 300 \text{ mm}$ に鍛造したものを 1150°C で熱間圧延し、 15 mm の厚板にして、圧延方向に沿つて、Fig. 1 に示す試験片を切り出し、次のような熱処理を施した。 820°C にて水焼入れたものを $200, 300, 400, 500$ および 650°C で 1 hr 焼もどしたものと、焼ならししたものとを実験に用いた。

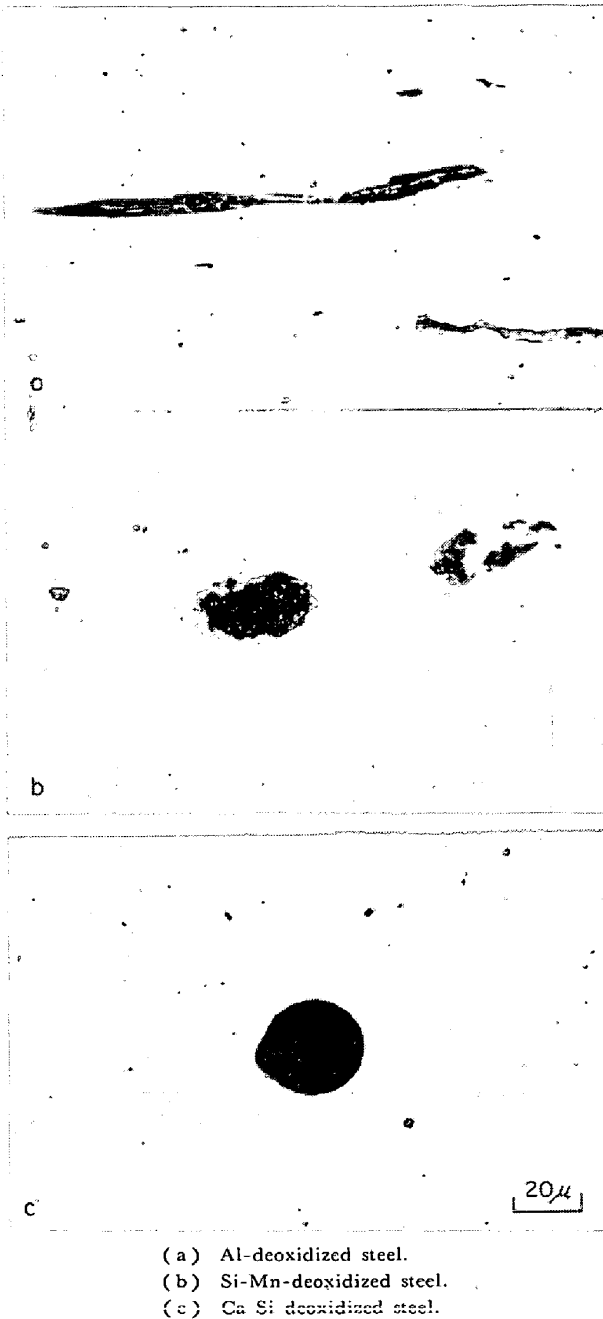


Photo. 1. Typical large inclusions in the specimen.

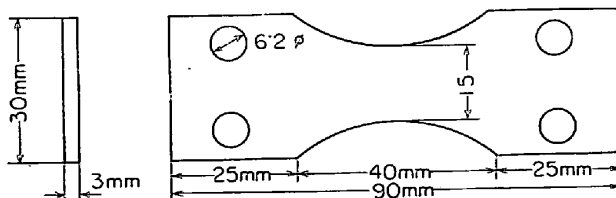


Fig. 1. Dimensions of the fatigue specimen.

2.2 実験方法

2.2.1 疲れ試験

前報¹⁾と同じように、試験片をバフで鏡面に仕上げた後、シュンク疲れ試験機を用いて、引張応力側の片振り

くり返し疲れ試験を行なった。ゼロ振幅の応力は 11 kg/mm^2 である。最大振幅は $50 \sim 100 \text{ kg/mm}^2$ とした。疲れ試験片は平滑試験片をおもに用いたが、 200°C 焼もどし試験片は平滑試験片では伝ば速度の測定ができないため長さ 0.2 mm の切欠きを設けた。その切欠きの先端は約 0.06 mm の曲率半径を持つ。また平滑試験片と切欠き試験片の伝ば速度の差があるか否かを確かめる目的で 300° 、および 500°C の焼もどし試験片についても比較試験を行なった。

2.2.2 きれつの発生ならびに伝ばの観察

きれつの発生は光学顕微鏡による観察と二段カーボンレプリカによる電顕観察を行なった。きれつの長さは光学顕微鏡で 400 倍に拡大して測定し、その伝ば速度を算出する。その方法は次のようである。すなわちあるくり返し数 N_1 のときのきれつの長さを l_1 とし、 N_2 のとき l_2 とすると、きれつ l_1 から l_2 まで進展した平均速度は $d(2l)/dN = (l_2 - l_1)/(N_2 - N_1)$ で表わされる。すなわちこれはきれつの半長 $l = (l_1 + l_2)/4$ のときのきれつの伝ば速度に相当するものであつて、そのときの stress intensity factor range は $\Delta K = \sigma_a \sqrt{l}$ で求められる。 σ_a はそのときの見かけ最大応力振幅である。

2.2.3 破断面の観察

破断面を二段カーボンレプリカ法を用いて、表面より厚み方向 2 mm の部分を、きれつの発生源より 1.5 mm 間隔で一枚のレプリカとして破面観察を行なった。また走査型電顕を用いて、きれつの発生源の直接観察を行なった。

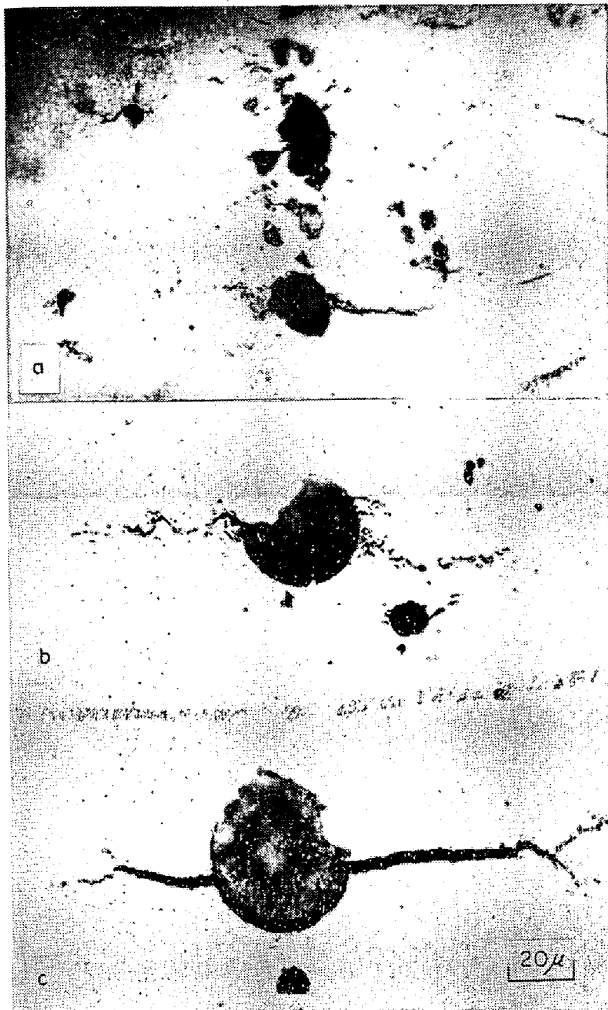
2.3.4 金属薄膜の直接観察

試験片は破断後あるいはきれつが試験片の幅の $2/3$ 進行した後試験片の表面をきり出し、破断面に近いところ、あるいはきれつの先端部と比較的応力が小さい部分などに分けていくつかの限定位置を選び、薄膜にして電顕直接観察を行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 表面の観察

焼ならし試験片は疲れ初期(数千サイクル、応力振幅 $60 \sim 70 \text{ kg/mm}^2$) の、レプリカによる電顕観察をおこなうと、ripple 状のすべりが見られ、ところどころには extrusion や intrusion のようなものも観察される。数万サイクルになると Photo. 2 (a) に示されているように、光学顕微鏡で多くのすべり線が見られる。とくに介在物の周辺にはすべりに由来するきれつが発生していることが観察される。これらのすべり線あるいは帯はフェライト領域あるいはフェライトパーライト界面に生じている



(a) Normalized specimen.
 (b) 650°C tempered specimen.
 (c) 300°C tempered specimen, at maximum stress amplitude.

Photo. 2. Slip bands and crack nucleation on the inclusion of fatigued specimens.

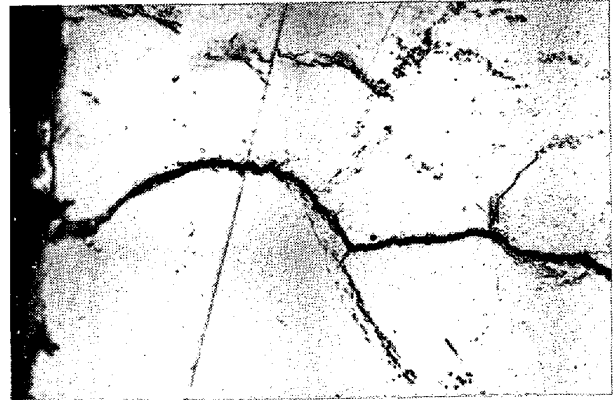


Photo. 3. Slip bands and crack propagation path on the normalized specimen.

ことは Photo. 3 から明らかである。き裂の伝ばはかならずしもフェライト領域あるいはパーライトとの界面のみに沿って進展するものではないけれども、これらの領域はき裂の伝ばしやすい経路であることは言える。またパーライト粒内の成長方位の異なつたセメンタイト界面も、き裂の進展しやすい経路であることが観察された。650 および 550°C 焼もどし試験片は疲れのごく初期 (1 000~2 000 サイクル) で Photo. 4 (b) に示されているように、試片表面に肉眼でも表面にすべり帯の交差が見られる。その交差の角度は疲れ後期の主き裂のジグザグの進行方向あるいは、主き裂の branch の方向と一致している (Photo. 4 (a)(b))。しかしレプリカによる電顕観察では焼ならし試験片のような ripple 状のすべりは見られず、明らかに焼ならし試料と異なつたすべり挙動を示している。このようなマクロ的なすべり

帯はある程度になるとそれ以上進展せず、疲れの進展にもかわらず、微小すべりも生じないが、Photo. 2 (b) に示すように大きな介在物の周辺からはすべりによるき裂の発生が見られる。これらのことは 400, 300 および 200°C 焼もどし材では観察されない。しかし Photo. 2 (c) に示されているように 20 μ 以上の大きな介在物と matrix 界面の剝離によるき裂の発生が見られるようになる。

主き裂の大部分は試験片の両端より発生する (Photo. 5 (b)) が、試験表面 (最小幅の中央部分より ±10 mm 程度以内) に 20 μ 以上の B, C 系介在物がある場合にはかならずその場所から発生し、主き裂を形成する (Photo. 2 (b)(c), 5 (a)(c))。これは前報¹⁾と同じ傾向を示すもので、70~110 kg/mm² の応力振幅では主き裂の発生源になりうる B, C 系介在物の大きさは 20 μ がその最小限であることを示唆するものである。しかし前にも述べたように本実験に用いた試料は, angular Al₂O₃ がほとんど含まれていないことに注意しておきたい。もしそのような angular Al₂O₃ が存在した場合には 20 μ よりかなり小さな介在物でも主き裂の核形成源になることは可能である。著者²⁰⁾らの低合金鋼の疲労試験においてかなり小さな angular inclusion, あるいは

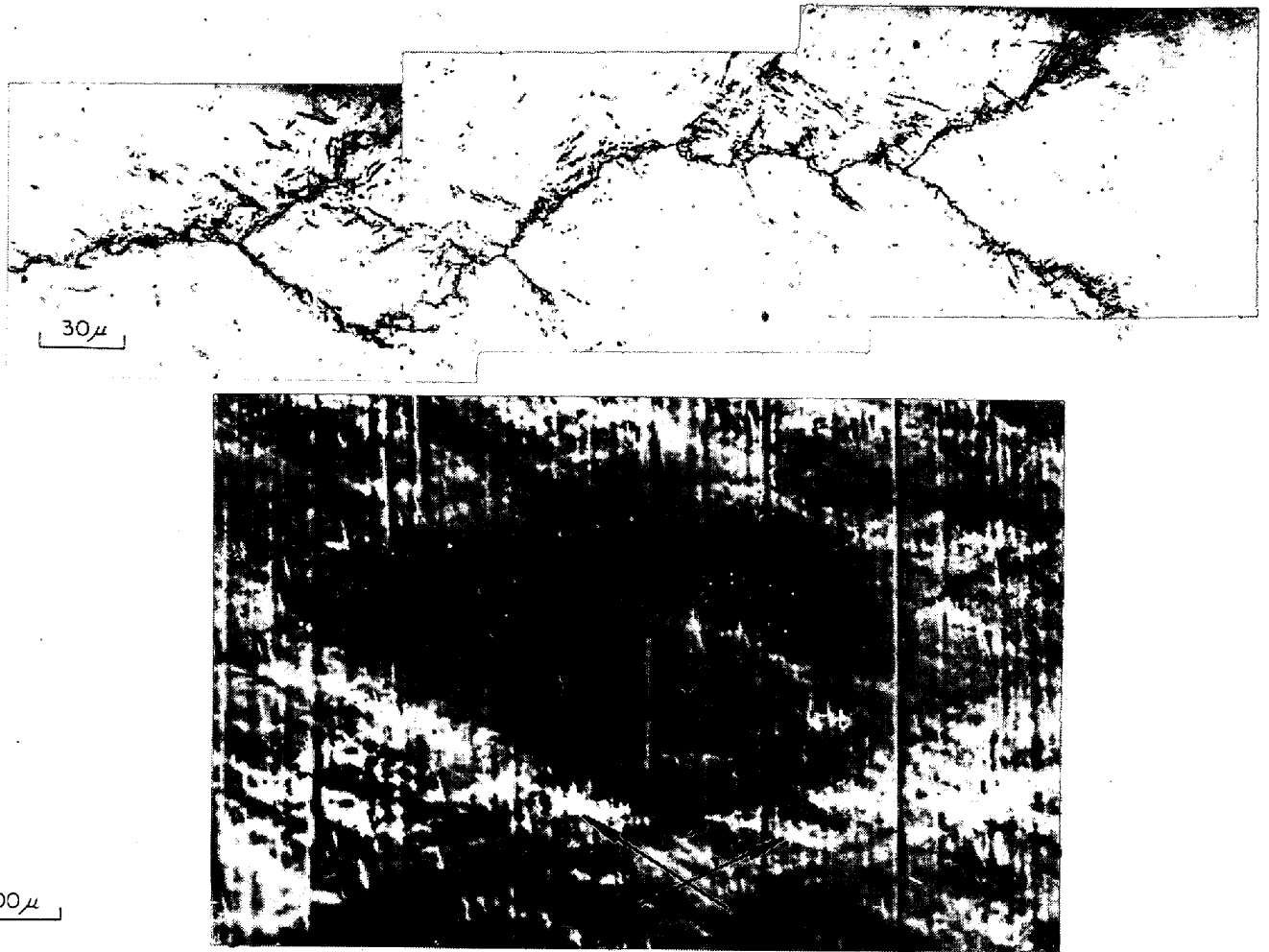


Photo. 4. (a) Aspects of fatigue crack propagation.
(b) Macroscopic slip cross band. Arrows indicate the 2 different slips.

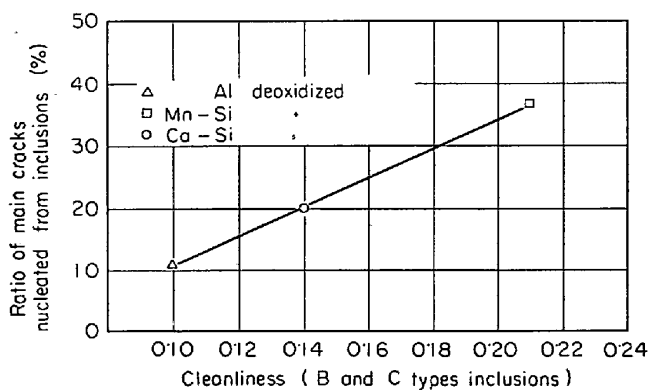


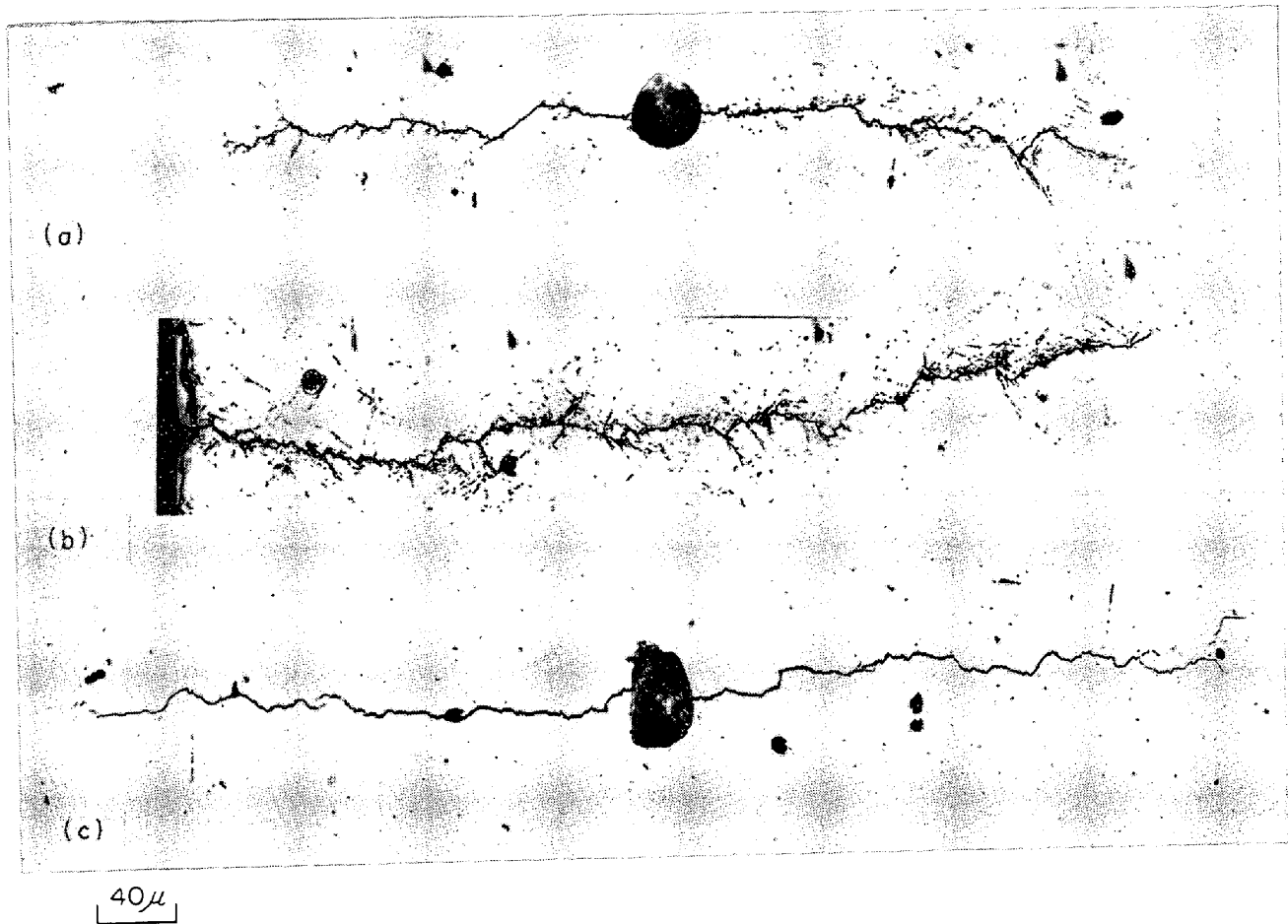
Fig. 2. Cleanliness vs ratio of main cracks nucleated from inclusions.

伸びた小さな介在物が応力軸と直角になっている場合にも主きれつの発生源になっていることが観察された。またこの点については角田らも同様な結果を報告している²¹⁾。

切欠きをいれた試片と先在焼割れのある試片を除いて、介在物より主きれつの核生成率と B, C 系介在物に

関する清浄度は Fig. 2 に示すような関係を持っている。要するに B, C 系介在物の面積分布率と介在物よりの主きれつ発生率の間には密接な関係がみられる。したがって本実験においては、介在物よりのきれつの発生は介在物の形状と大きさに依存し、介在物の組成とは一応無関係であることが言える。20 μ より小さい介在物は疲れの進展によつて次第に微小きれつ (secondary cracks) の発生源になりうる。これらの secondary crack の形成と成長は、場合によつて主きれつ先端の応力を緩和し一時的に主きれつの伝ば速度を遅らせることもある。しかし一たん主きれつとつながると、ただちに主きれつの伝ば速度をいつきに促進する方向に作用し致命的な急速破壊をもたらす。したがって、伝ばの全過程の観点からみると、介在物は伝ば速度を促進するものであると考えられる。

熱処理組織変化によつて、きれつの伝ば様相も変わってくる。Photo. 5 (a)(b) は 650°C で焼もどしたもので、主きれつの塑性域はかなり顕著であるのに対して Photo. 5 (c) に示されている 300°C で焼もどした試験



(a) 650°C tempered specimen. (b) 650°C tempered specimen. (c) 300°C tempered specimen.

Photo. 5. Aspects of fatigue crack at early stage of propagation.

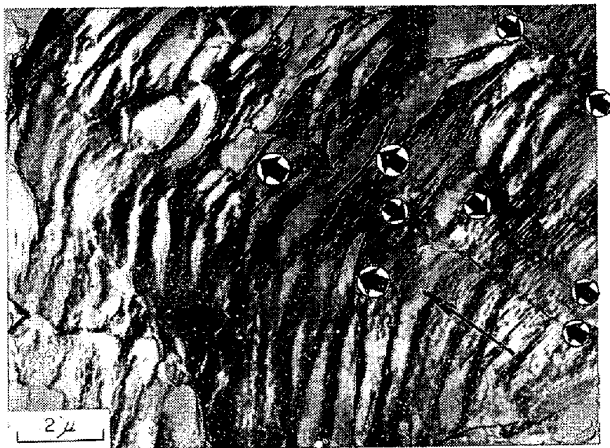


Photo. 6. Striations and fissures on the fatigue fracture surface of normalized specimen. Between small arrows indicate the tear lines (or tear ridges). The large arrows indicate the fissures and the long arrow indicates fracture direction.

片には、主き裂の周囲の塑性域は不明確であり、brittle な破壊様相を示している。

3.2 破断面の観察

二段カーボンレプリカによる電顕観察によると、破断面、非常に複雑な様相を示している。しかし各試片断面には同タイプの pattern が見られ、これらの pattern については多くの研究者の報告がみられる^{22)~25)}。たとえば、典型的な疲れ破面、striation, slip band crack あるいは fissure, rub-markings, tire pattern および dimple pattern がある。Photo. 6 に示されているものは焼ならし試片の破断面に現われている striation と fissure pattern である。これは fcc 金属の 2024-T3 アルミ合金 (0.5% Si, 0.5% Fe, 3.8~4.9% Cu, 0.3~0.9% Mn, 1.2~1.8% Mg, 0.1% Cr, 0.25% Zn, 焼入れ後冷間加工したもの) の疲れ破面によく見られる pattern とよく似ている²⁷⁾。小さな矢印の間はいわゆる tear line (or tear ridge) であつて、patch の幅 (tear line と tear line の間隔) はほぼ同一試片のミクロの下部組織の elongated cell の幅の大きさと一致している。すでに指摘されているように、この tear line は subgrain boundary (cell wall) と関連するものと考えられる。Photo. 7 の右上の striation はいずれの焼入焼もどし試験中に観察されるもの



Photo. 7. Combined plastic-intergranular fracture in a specimen quenched and tempered at 200°C, near the original area of main crack nucleation.

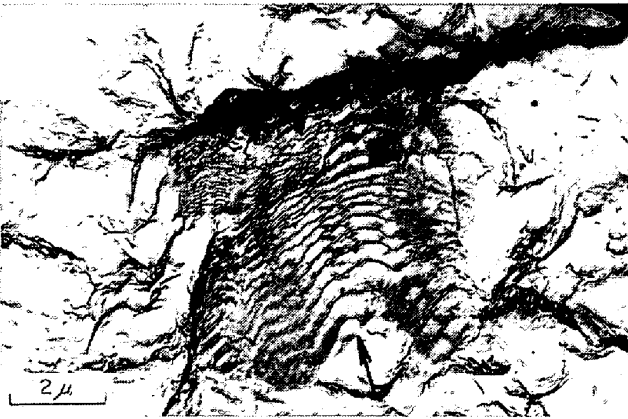


Photo. 8. Typical isolated patches of striations. Arrow indicates propagating direction.

であるが、低い焼もどし温度の試験片ではごく初期の破面しか観察されない。高い温度の焼もどし試験片では中期の破断面からも、これに似た striation pattern が見られる。

Photo. 8 に示されているのは典型的な isolated patches of striations pattern で、きれつの進展方向は長い矢印に示した方向になつている。これはあきらかに striation 間隔はきれつの進展に伴つて小さくなつている。一般的に言われているきれつの進展速度はきれつの長さに比例するという事実に相違するようと思われるが、しかし shadowing からきれつの進展方向は板の厚み方向へ進展していることがわかる。すなわち板厚み方向の引張り曲げ応力は表面からしだいに減少していくから striation の幅が減少することは理解される。しかしこのような小さな領域で、このように非常に irregular な striation spacing が存在することや、また本材料の場合、破面に見られる striation も非常に少ないことから、その striation spacing を微視的伝ば速度とし、(1)式あるいは(4)式で表わすことは問題があると思われる。

400°C 以下の低い温度の焼もどし試験片の大部分の破面には Photo. 9 に示されているような dimple fracture と brittle fracture のくり返し破面が見られる。このような破面は前報¹⁾で提案したきれつ伝ば機構の存在を裏付けるものである。観察されるマクロ的伝ば速度の差異は、破面において dimple pattern, (transgranular fracture) と brittle fracture が破面に占める割合の変化によつて観察される。たとえば 200°C で焼もどした試験



Photo. 9. Alternating plastic fracture and brittle (intergranular or cleavage) fracture on the fatigue fracture surface of 300°C tempered specimen.



Photo.10. Dimples and brittle (intergranular or cleavage) fracture on the 200 °C tempered specimen.

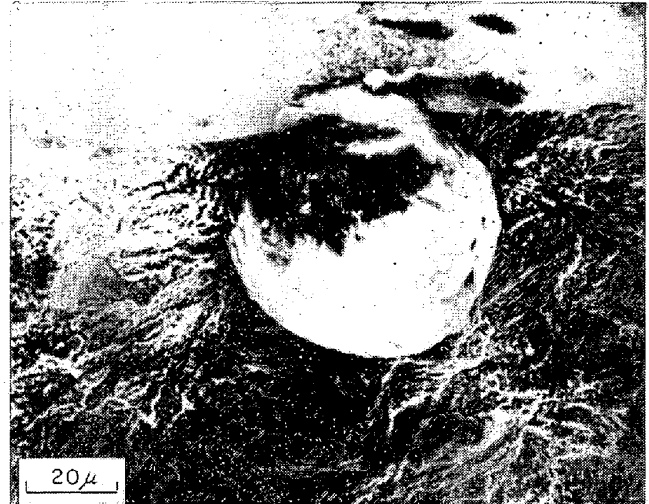


Photo.12. Microfractograph showing the crack nucleation site of a non-metallic inclusion.

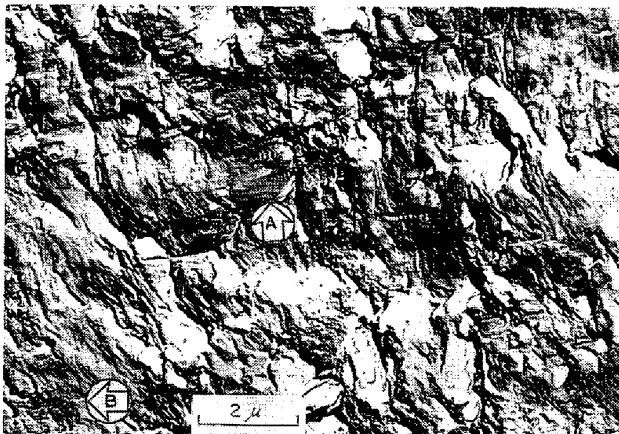


Photo.11. "Tire track" on the rub-markings on the latter stage of fracture. Arrow A indicates the so-called tire track, and arrow B indicates the cleavage striations.

片では Photo.10 に示されているように plastic fracture の割合がすくなく, brittle (intergranular あるいは cleavage) fracture がより大きな割合を占めるもので, その伝ば速度は速い. ここで同じ 300°C 焼もどし試片においても, Al 脱酸試片は Si-Mn 脱酸および Ca-Si 脱酸試片にくらべて brittle な破壊域が多く見られる. その結果 Fig. 7 に示されているように Al 脱酸試片のマクロのきれつ伝ば速度は Ca-Si と Si-Mn 脱酸試片に比べて, かなり速く後述のように n 値が高い.

一方 550 および 650°C 焼もどし試片には, このような brittle (Intergranular) fracture は見られず, ほとんど transgranular fracture である. すなわち dimple pattern, striation および nameless plastic fracture (Photo.11), featureless (flat) facet^{19), 24)}が見られる. 後期の疲れ破面には Photo.11 の矢印 A に示している rub-markings の

位置に tire pattern が見られる. このような tire pattern が疲れ破壊の後期の破断面の rub-markings のところに生じるのは疲れ破面の一つの特徴で fcc 金属材料にも多く観察されている^{24), 26)}.

異なつた組成の介在物による破面の変化は認められない. しかし組織変による破断面様相は 400°C を境界としてあきらかに異なつている. それは後の 3, 4 節で述べる組織定数 n , すなわち (1) 式の指数 n が最小値になつていることと関連するもので, 400°C を境として異なつた疲れ破壊機構が働いていることに基づくと考えられる.

走査電子顕微鏡による直接観察の一例を Photo.12 に示した. これは Si-Mn 脱酸材の 300°C で焼もどした試片の破面を水平に対して 30 度傾斜して観察したもので, きれつの核発生源となつている介在物とその近傍の破断面の様子を明らかに示している. 表面に露出している部分は 20 μ 程度にすぎないが, 実際の介在物は 50 μ にも達する大きさであることがわかる. またきれつの発生は介在物と matrix の剝離によるものであることがわかる.

3.3 薄膜の電顕観察

焼ならし試料は Photo.13 に示されているように, フェライト粒内に顕著な cell 構造を示している. その cell の大きさは応力振幅および繰返し数によつて変化するもので, 同一試片においてもきれつ先端の近辺と疲れ破面近辺の subgrain は比較的小さな等軸的 subgrain と延伸した subgrain になつている. 一方疲れきれつ (破面) から離れるにともなつて subgrain は大きくなり, とくに Photo.13 に示されている大きな延伸した sub-

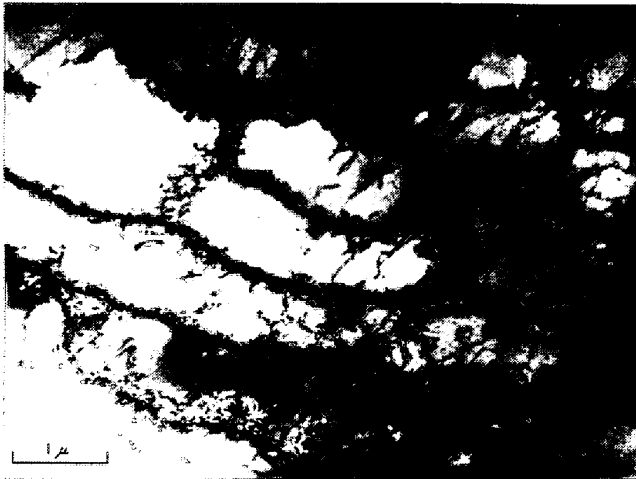


Table 13. Elongated subgrain structure formed in the fatigued normalized specimen.

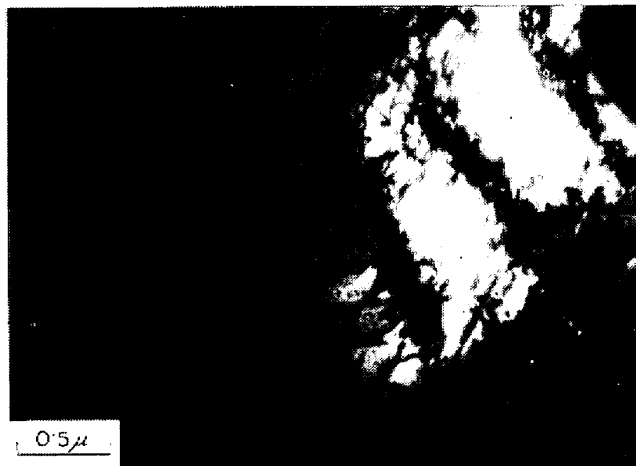


Table 14. New cell walls are forming in the interior of the previously formed large elongated subgrain.

kg/mm²) が高いか、あるいは疲れくり返し数が増加するにともなつて grain が小さくなることは多くの観察に基づいて、次のように考えることができる。すなわち疲れの初期においては大きな延伸した subgrain が比較的容易に形成されるが、くり返し数の増加、あるいは応力集中による応力の上昇によつて subgrain 内の転位の移動と増殖が行なわれ、Photo. 14 に示すように elongated subgrain 内に集積 tangle して新しい cell wall を形成し微細化する。

このような考え方で S. KARASHIMA²⁰⁾らの研究において低応力の場合 subgrain size はくり返し数とともに単調に減少し、疲れ応力が大きいほどその減少は急速であると言う実験結果をよく説明することができる。

一方焼入後 200, 300 および 400°C 焼もどし試片には、疲れによる dislocation structure のあきらかな変化は認められない。550 および 650°C 焼もどし試片では転位密度の上昇が観察され、一部に回復と関連するとみられる Subgrain が存在するが、疲れによる damage をうけているという明らかな証拠となる組織変化を認め難い。

3.4 巨視的伝ば速度

疲れ試験中に、ある cycles の間隔において表面のまきれつ長さを測定することにより求めた巨視的伝ば速度は、stress intensity factor range ΔK なるパラメータによつて整理することができる。すなわち同種試片で異なつた応力振幅においても、その巨視的伝ば速度と ΔK を log-log plot すると Fig. 3~11 に示されているように直線関係を示す。本実験において、直線の勾配は最小二乗法によつて求めたものを図中に示してある。

grain が多く見られるようになる。応力振幅 (50~70

Fig. 3 は焼ならし試片の伝ば速度 $d(2l)/dN$ と ΔK の

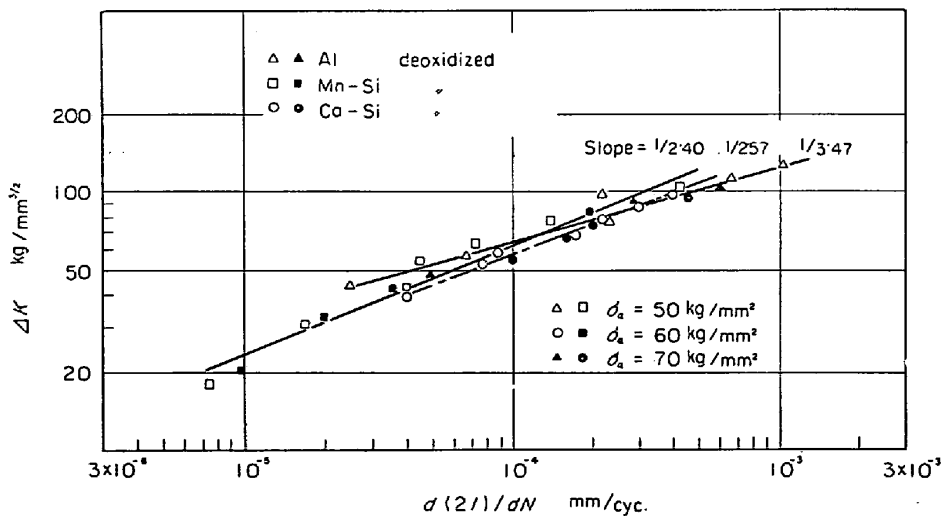


Fig. 3. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor. normalized specimens.

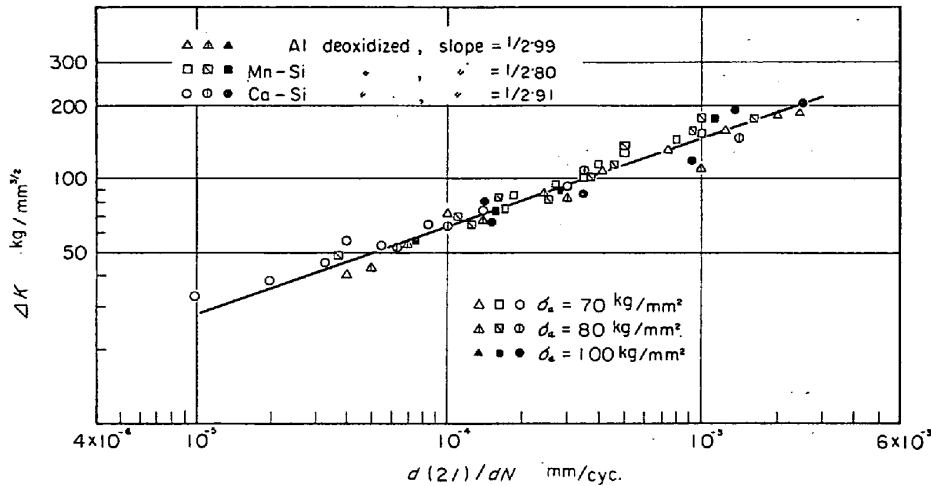


Fig. 4. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor. 650°C tempered specimens.

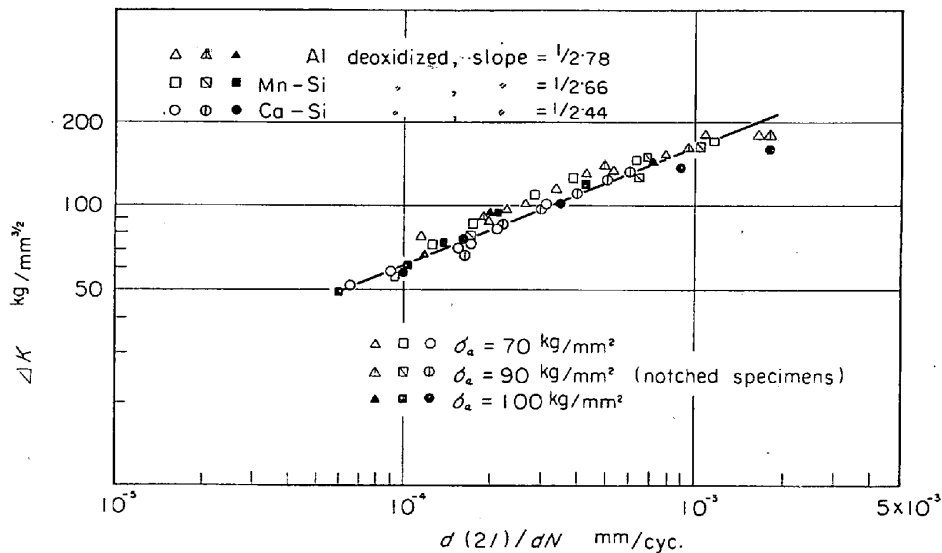


Fig. 5. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor. 550°C tempered specimens.

関係を示す。ここで3種類の異なった脱酸鋼はそれぞれ異なった伝ば速度を示している。焼ならし試片においては 50~70 kg/mm² の応力振幅において、主きれつのほかに多くの secondary cracks が発生するので、主きれつの伝ばの中期以後において、不連続的な伝ばになることが多い。このような不連続な伝ばは ΔK で整理することはできないので、本実験においてこのような不連続伝ばを示したデータは Fig. 3 から除外されている。

Fig. 4 は 650°C 焼もどし試片の直線群である。三鋼種はほぼ一直線にのっているように見えるが、最小二乗法計算によると、それぞれの勾配の逆数 n の値は Al 脱酸のものが 2.99, Si-Mn 脱酸のものは 2.80, Ca-Si 脱酸のものは 2.91 なる値が得られた。三鋼種の伝ば速度の有意差は十分ではない。

550°C 焼もどし試験についても、Fig. 5 に示すようにほぼ同じ直線にのる傾向を示す。また切欠きをいれた試片と同一直線に整理することができる。 n の値は Al, Si-Mn および Ca-Si 脱酸試片の順にそれぞれ、2.78, 2.66 および 2.44 と計算された。

Fig. 6 に示されているように 400°C の焼もどし試験片においては三鋼種の伝ば速度は著しく異なっている。Ca-Si 脱酸試片の黒丸の点が著しく直線より上方へずれているが、これは高い応力振幅によつて、主きれつ先端から数 mm はなれたところにおける介在物からの secondary crack の形成と成長によつて主きれつ先端の応力が緩和され、伝ば速度が一時的に停滞したため、直線の上方へずれたものである。しかし繰り返し応力によつて主きれつ長さが増加し、これにともなつて伝ば速度も大

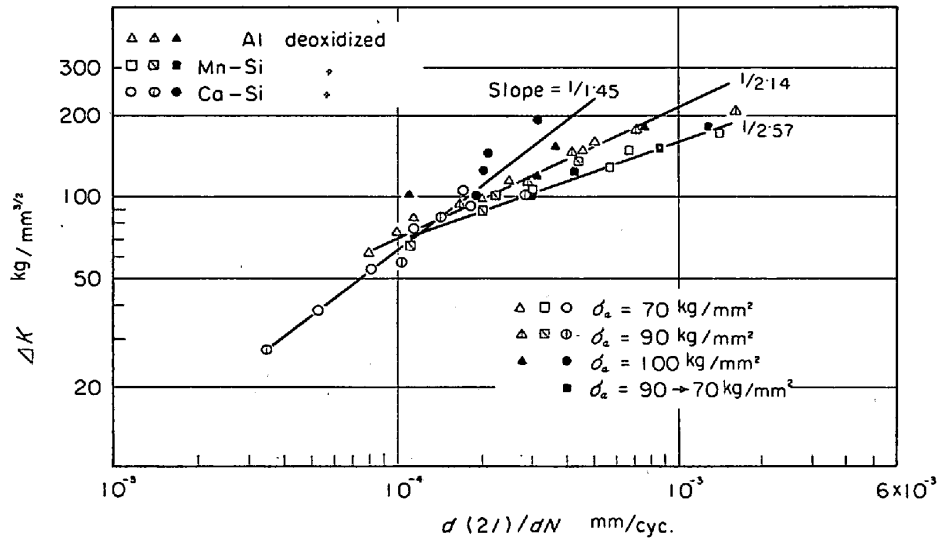


Fig. 6. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor-400°C tempered specimens.

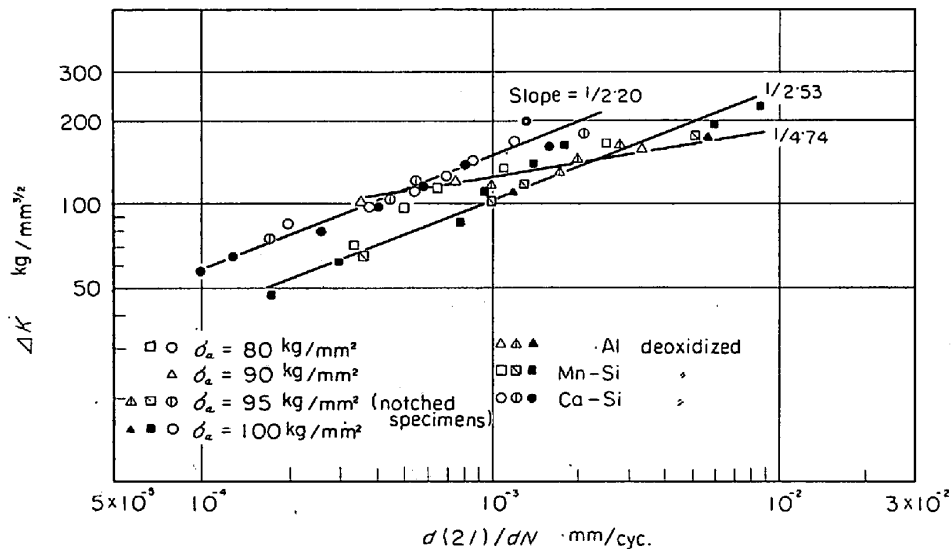


Fig. 7. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor. 300°C tempered specimens.

きくなり、しだいに secondary crack の停止とともにもとの直線に戻る傾向を示す。また本実験では、stress intensity factor range ΔK は(6)式に示すように有限幅の補正を行なっていないため、伝ばの後期、きれつの長さが試験片最小(断面)幅の2/3になると伝ば速度が急激に加速され、直線の右へ大きくずれることがある。また Si-Mn 脱酸の 400°C 焼もどしのある試験片(黒四角印)は最小断面からかなり遠くはなれたところの、焼割れから主きれつが発生したので、(6)式の σ_a に最小断面にかかる応力の設定値 90 kg/mm² の断面修正を行ない 70 kg/mm² とした。n の値は 550°C の値より小さくそれぞれ 2.14、2.57 と 1.45 を与えた。

300°C 焼もどし試験片については Fig. 7 に示されてい

るように、Al 脱酸試片のきれつ伝ば速度は著しく速くなっている。これは本質的に介在物に関連するものか、あるいは鋼母相の低温焼もどし脆性の現われかは不明である。しかし Ca-Si 脱酸試片でも 400°C 焼もどしよりは速くなっており、硬度増加により疲労伝ばに対する抵抗が劣化したことは明らかである。

200°C 焼もどし試片の伝ば速度は Fig. 8 に示されているようにさらに急速になっている。この試片では測定しうる主きれつの長さは数 mm のオーダーで、それ以後は静的急速破壊を起す。破線の部分はきれつが小さいため、測定誤差がかなり大きく、Fig. 8 に示すような曲折直線の伝ば法則に従がうものかいは断言することはできない。

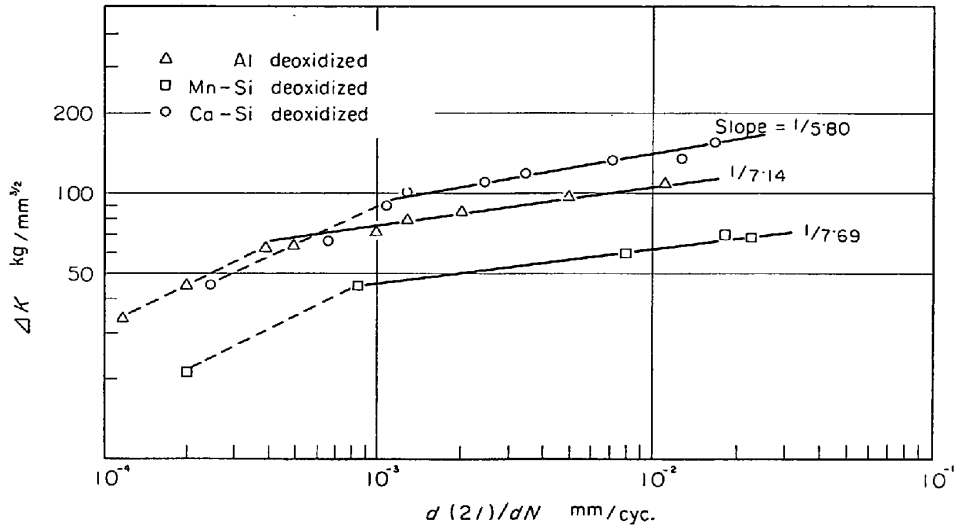


Fig. 8. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor, 200°C tempered specimens.

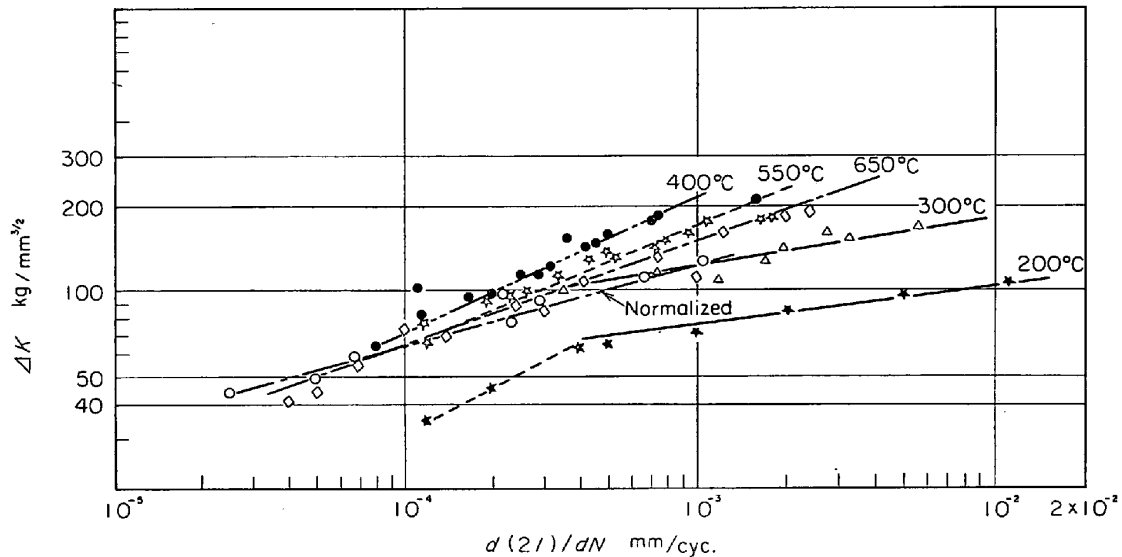


Fig. 9. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor, Al deoxidized specimens.

これらの試片を脱酸剤の種類に関して整理すると Fig. 9~11 になる. Fig. 9 に示されているように Al 脱酸のものでは, 400°C の伝ば速度が最小で 400°C より高い焼もどし温度の上昇にともなつて伝ば速度がしだいに速くなり, 400°C より低い焼もどしの場合, 温度の下降にともなつて伝ば速度が上昇する. Si-Mn および Ca-Si 脱酸試片も Fig. 10 と Fig. 11 に示すように同じ傾向を示している.

以上の結果から, stress intensity factor range ΔK で表わす疲れきれつの伝ば法則 $d(2l)/dN = (\Delta K)^n / M$ の n は明らかに不変整数 (invariant integer) ではなく, Table 3 に示すように 1.45 から 7.69 までの広い範囲に変化することがわかる. これは明らかに, 鋼の組成, 組織および介在物などに依存することを意味し, われわ

Table 3. Structure constant n . of specimens.

Tempering temperature	Structure constant n .		
	S45C-A	S45C-C	S45C-S
200°C	7.14	5.80	7.69
300°C	4.74	2.20	2.53
400°C	2.14	1.45	2.57
550°C	2.78	2.44	2.66
650°C	2.99	2.91	2.80
Normalizing	3.47	2.57	2.40

れは n 値を組織定数 (structure constant) として提案する. すなわち疲れ (きれつの伝ば) の性質について, 金属材料を判定する場合, (1) 式の M 値で一義的に判定することはできず, n の異なつた値について理論的に M 値を求めることも困難である.

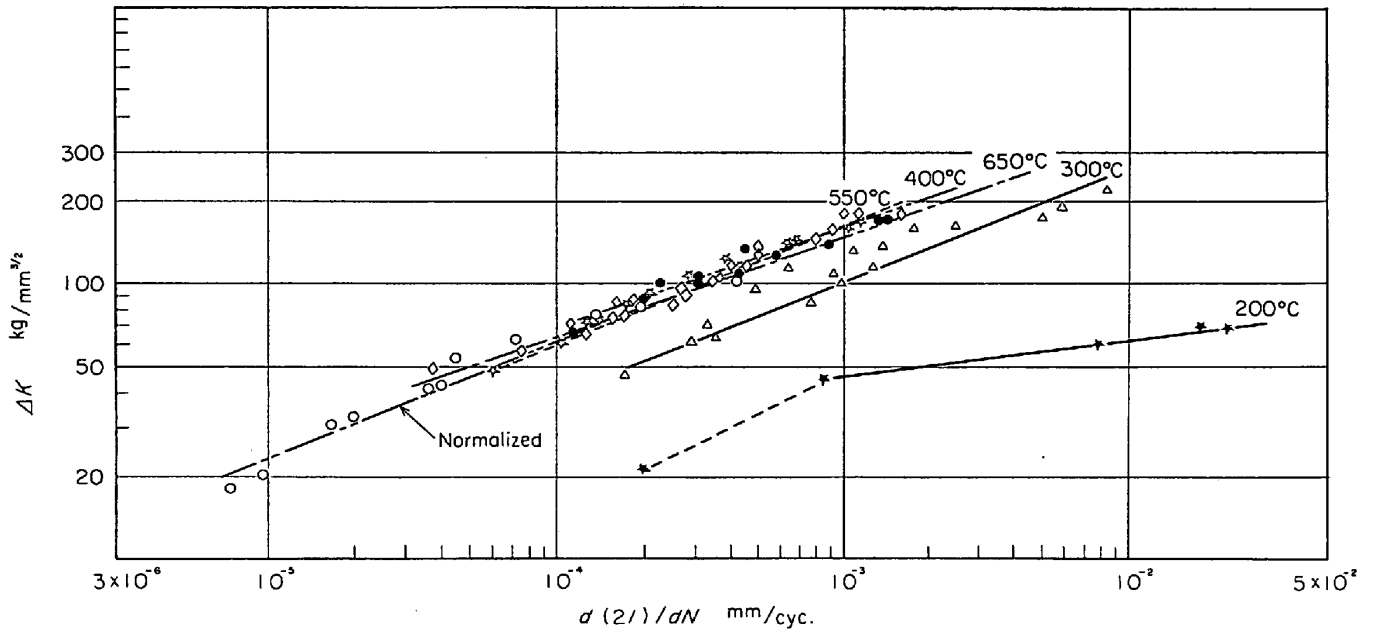


Fig. 10. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor, Mn-Si deoxidized specimens.

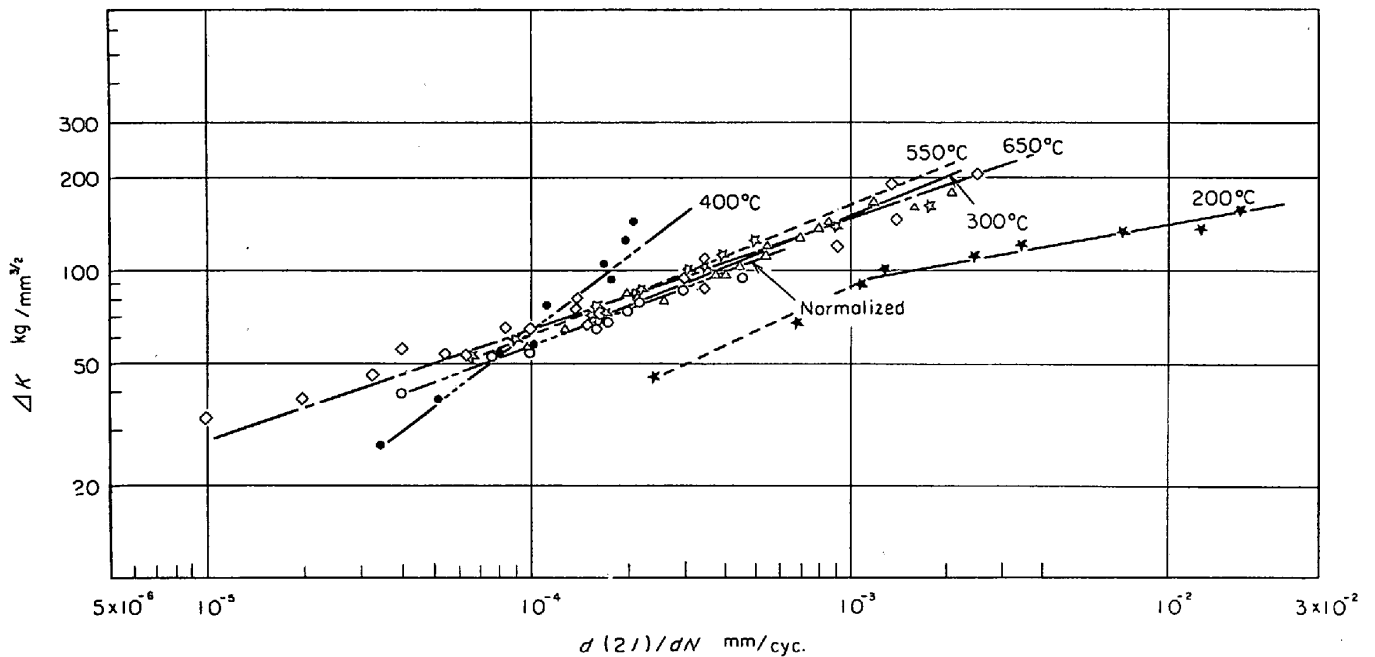


Fig. 11. Crack propagation rate as a function of stress intensity factor, Ca-Si deoxidized specimens.

組織定数 (structure constant), 引張強さおよびビッカース硬さと焼入焼もどし温度の間には Fig. 12 に示されているような関係がある。すなわち 400°C においては n は最小値を取り 200°C 焼もどし温度の場合において, n 値は急激に上昇を示している。MILLER ら³⁰⁾の 4340 鋼による実験 data を同じように整理すると Fig. 13 に示すようになり, Fig. 12 と同じ傾向を示す。また著者ら³⁰⁾の別実験においても同様な傾向を認めているが, しかしその最小値は低温側に移動している。このように常

温実験ではある焼もどし温度において n が最小値をうる傾向は横堀らの提案した $n=2\beta/(1+\beta) \cdot 1/mkT$ の理論式では表現されない。これは 3, 2 に述べたようにこの実験において 2400°C 焼もどしは疲れきれつの伝ば機構の転移点であると考えられ, その転移点は金属材料の組成および組織などによつて変化するものであるからである。異なつた破壊機構による伝ば速度の理論的取扱いに当たつてはそれに応じた補正が必要であらう。とくに金属材料の組織の本質 (intrinsic structural characteristic)

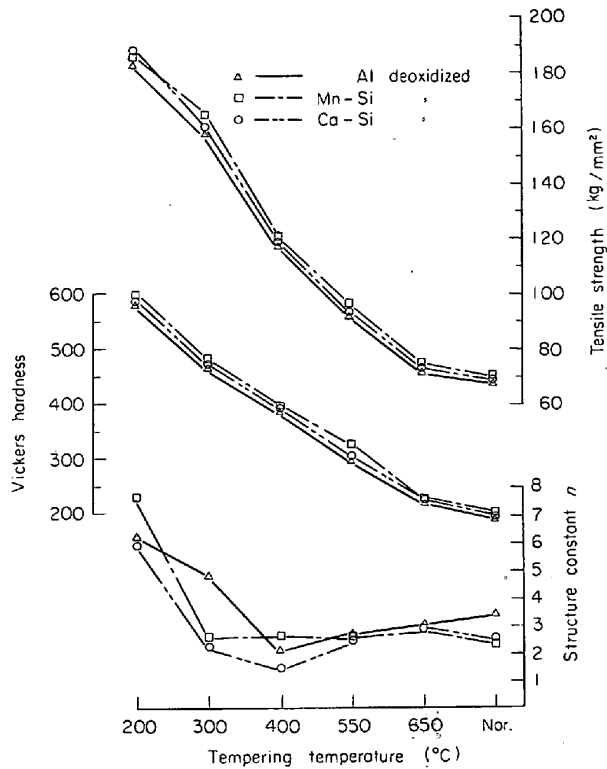


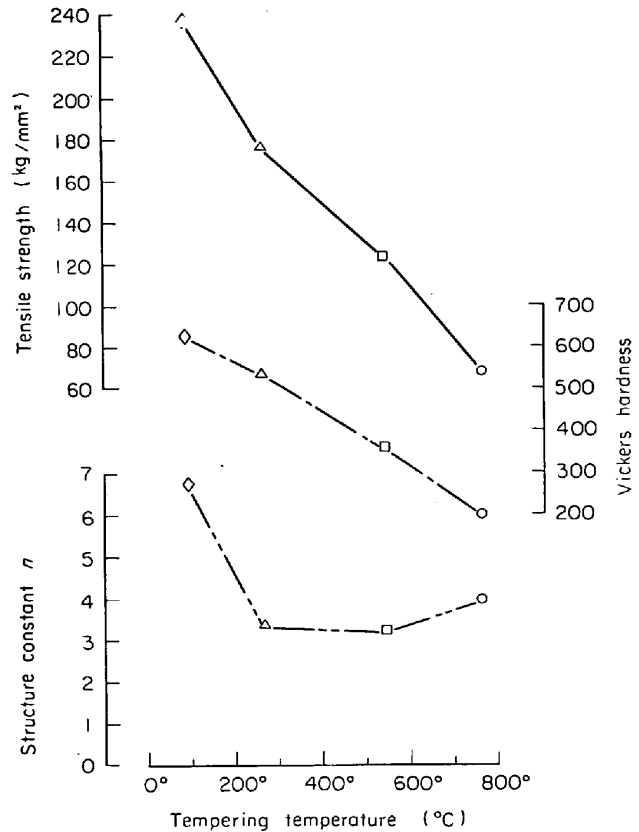
Fig. 12. Tempering temperature vs structure constant n , tensile strength and Vickers hardness.

の因子をより正確な物理量で評価しうるならば、(3)式を修正することによって、理論的に疲れきれつの伝ば速度をより正確に記述することも可能と思われる。

また以上 Fig. 6 と 7 および 8 から、焼もどし温度の低下により材料の引張強さと硬度が上昇した場合の伝ば速度におよぼす介在物の影響も明らかである。すなわち Al 脱酸の 300°C 焼もどし試片を除けば、伝ば速度はあきらかに鋼の清浄度と対応しており、清浄度が悪いほど伝ば速度が速くなる。したがって伝ば速度は清浄度に依存し、介在物の組成とは一応無関係であると考えられる。

3.5 疲れ寿命

疲れ寿命は試片において Fig. 14 に示されているようにかなりのばらつきを示す。しかしあきらかに Al 脱酸試片は長寿命側にかたよっており、一方 Si-Mn 脱酸試片は対照的に短寿命側を占めている。その中間が Ca-Si 脱酸試片である。これはちょうど B, C 系介在物の清浄度および介在物よりのきれつ発生率の関係 (Fig. 2) と対応している。すなわち、主きれつの核になる介在物が多いほどきれつも早期に生じやすいから、その疲れ寿命はそれにともなつて短くなるのが理解される。当然介在物以外の比較的大きな材質欠陥も存在しうるから、疲れ寿命は完全に介在物に依存するとは限らない。



* 4340 steel, austenitized at 1500°F for 1/2 hr. oil quench, then tempered at 200, 500, 1000 and 1400°F.

Fig. 13. Tempering temperature vs structure constant n , tensile strength and Vickers hardness, according to Miller's data^{30)*}

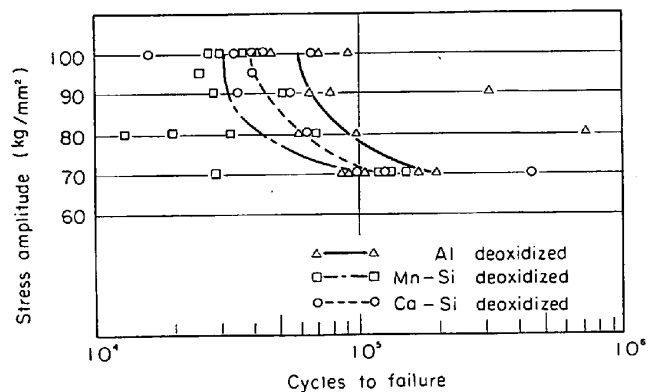


Fig. 14. Fatigue life vs stress amplitude.

4. 結 論

Al, Si-Mn および Ca-Si 脱酸炭素鋼 S45C の疲れ性質におよぼす介在物および熱処理組織の影響について、以下のような結果が得られた。

1) 疲れきれつの発生源になる介在物は 20 μ 以上の比較的大きな B, C 系介在物に限られ、介在物の組成とは一応無関係である。

2) きれつの伝ば特性については、400°C以上の高い焼もどし温度の場合、脱酸法や介在物の組成および数とはあまり関係がない。400°C以下の焼もどし温度ではあきらかに介在物の清浄度に依存する。

3) Ca-Si 脱酸鋼は Al および Si-Mn 脱酸鋼よりすぐれた耐疲れきれつの伝ば特性を持つ。これは Ca-Si 脱酸の清浄度への寄与が大きいと考えられる。

4) きれつの伝ば法則は stress intensity factor range ΔK の関数

$$d(2l)/dN = (\Delta K)^n / M$$

で与えられ、その指数 n は金属材料の組成、組織および介在物の数、形状および大きさなどに依存する組織定数 (structure constant) であることを実験的に示した。またこの組織定数はある焼もどし温度において、最小値をとる傾向がある。本実験の場合 400°C の焼もどし温度が最小値を示した。

5) 400°C 焼もどし温度より高い温度およびより低い温度において、破断面の観察によると異なつたきれつの伝ば機構が働いていると考えられる。400°C以下の温度で焼もどした高硬度の試験片ではきれつの伝ば機構は前報¹⁾で提案した伝ば機構によつて満足に説明される。

6) 焼ならし試片の薄膜直接観察によると、疲れにともないフェライト粒内に顕著な subgrain structure が形成され、subgrain の size は応力振幅が高いほど、あるいはくり返し数が多いほど小さくなる。このような小さい subgrain は二つの段階によつて形成されるものと考えられる。その過程は、疲れ初期に比較的大きな subgrain が形成された後、くり返し数の増加、あるいは応力集中による応力の上昇によつて先にできた subgrain 内の転位の移動と増殖によつて、新しい cell wall が形成し、subgrain が細分化したのと考えられる。

文 献

- 1) 荒木, 佐川, 石: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1737
- 2) H. W. Liu: Trans. ASME, series D 83 (1961) p. 23
- 3) H. W. Liu: Trans. ASME, series D 85 (1963) p. 116
- 4) P. PARIS and F. ERDAGAN: Trans. ASME, series D, 85, (1963) p. 528
- 5) N. E. FROST and D. S. DUGDALE: J. Mech.

- Phys. Solids 6 (1958), p. 92
- 6) C. T. Yang: Trans. ASME, 89 (1967), p. 487
- 7) R. G. FORMAN, V. E. KEARNEY and R. M. ENGLE J. Basic Eng., 89 (1967) p. 459
- 8) B. COTTERELL: Trans. ASME, Series D, 87 (1965), p. 230
- 9) C. M. CARMAN and J. M. KATLIN: Trans. ASME, series D, 88 (1966) p. 792
- 10) W. WEIBULL: Acta Met. 11 (1963), p. 745
- 11) A. J. McEVILY, Jr. and R. C. BOETTNER: Acta. Met. 11 (1963), p. 725
- 12) J. M. KRAFFT: Trans. ASM, 58 (1965) p. 691
- 13) A. J. McEVILY and T. L. JOHNSTON: Proceedings of the First International Conference on Fracture, Sendai, Japan (1966), p. 515
- 14) F. A. McCLINTOCK: ASTM Fatigue Crack propagate Symposium, Atlantic City, N. J. June 30~July 1 (1966)
- 15) T. YOKOBORI: The Orowan Annivesary volume, "Physics of strength and plasticity", A. S. Argon Ed. MIT Press (1969), p. 327
- 16) 横堀, 市川: 日本材料強度学会誌, 4 (1969), p. 1
- 17) 横堀, 相沢: 日本材料強度学会誌, 5 (1970), p. 54
- 18) CARMAN and SCHULER: JISI, (1970), p. 464
- 19) R. C. BATES and W. G. CLARK, Jr: Trans. ASM 62 (1969) p. 380
- 20) 荒木, 石: 未発表
- 21) 角田, 内山, 荒木: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 335
- 22) REGIS, and M. N. PELLOUX: Trans. ASM, 57 (1964), p. 511
- 23) M. J. ARCHER and J. W. MARTIN: J. Inst. Metals, 96 (1968) p. 167
- 24) C. D. BEACHEM: Trans. ASM, 60 (1967), p. 324
- 25) D. A. MEYN: Trans. ASM, 61 (1968) p. 42
- 26) G. S. ANSELL, H. S. KIM, and H. C. ROGERS: Trans. ASM, 59 (1966), p. 630
- 27) C. D. BEACHEM: Trans. ASME, 87 (1965), p. 299
- 28) C. D. BEACHEM: Fracture Liebowitz. Academic press. New York and London Chapter 4, p. 244
- 29) S. KARASHIMA and T. OGURA: Czech. J. Phys. B 19 (1969), p. 362
- 30) G. A. MILLER: Trans. ASM, 61 (1968), p. 442