

論文

UDC 539.43† : 620.178.322.2 : 669.15-194

混合組織を有する鉄鋼の疲労強度*

友田 陽**・立花 信好***

田名部 菊次郎**・黒木 剛司郎****

Fatigue Strength of Steels Composed of Two Phases

Yō TOMOTA, Nobuyoshi TACHIBANA,

Kikujiro TANABE, and Kōshiro KUROKI

Synopsis:

Fatigue strength of two-ductile-phase steels is studied in order to clarify the effects of volume fraction of the harder phase (f), C^* -value (=0.2% proof stress of the harder phase / 0.2% proof stress of the softer phase), and shape of the harder phase grains on the fatigue strength. The alloys used are classified into three groups with various values of f : Fe-Cr-Ni alloys composed of austenite and ferrite(A), Fe-C steels composed of ferrite and martensite(C), and Fe-Cr-Ni alloys composed of austenite and martensite(D). The C^* -value is changed by aging(A) or tempering(C). The mean grain size (\bar{d}) of each alloy is adjusted to be nearly the same by heat treatment. The main results obtained are as follows:

(1) When the shapes of grains (both of the harder phase and of the softer phase) are nearly spherical, the effects of f , C^* -value, and \bar{d} are as follows.

(a) Effects of f when \bar{d} is constant; Three regions are observed in the relation of the endurance limit (σ_W) vs f . Namely, according to an increase in f , σ_W hardly changes at first (1st region), then increases rapidly (2nd region) and again hardly changes (3rd region).

(b) Effect of C^* -value; When alloys belong to the 1st region, σ_W is independent of C^* -value in the case of an alloy of the 2nd or 3rd region.

(c) Effect of \bar{d} ; σ_W is estimated to increase with decreasing \bar{d} , which plays an important role to obtain a two-phase alloy with excellent fatigue strength.

(2) In case of thin plate-like grains of the harder phase, σ_W increases with an increase in f even if f is small. That is, the range of each region mentioned above changes by the shape of the harder phase.

(3) The above conclusions (1) and (2) are explained qualitatively by the observed preferential path of fatigue crack growth.

1. 緒 言

HAYDEN らは micro duplex structure をもつ 2 相混合組織合金の疲労特性について研究し、耐久限 (σ_W) はある硬質相体積率のところで最大値を示すことを報告した¹⁾。しかし、この結果は単純に硬質相体積率のみが σ_W におよぼす効果を示したものではなく、2 相共存の合金では結晶粒径が単相合金と比較して小さいということの影響も含まれている。

混合組織を有する実用材料、たとえば炭素鋼 (フェライト-パーライト)、黄銅、 α - γ 2 相ステンレス、残留オーステナイトを含む鋼、低炭素鋼の高周波焼入材 (残

留フェライトを含む場合) などの個々の場合についてはその疲労特性は比較的多く研究されている²⁾

しかし、これらを「混合組織」あるいは「不均質材」の疲労特性として統一的にとらえようとする、一見矛盾するように思われる結果もある。それは混合組織の特徴を表現する諸因子、たとえば 2 相混合組織合金においては、

- (1) 硬質相の体積率 (f)
- (2) 硬質相の形状と分布状態
- (3) 結晶粒の大きさ (\bar{d})*
- (4) 各構成相の性質の相違、この中で 2 つの相の各

* \bar{d} は混合組織を構成する各相の粒径の重み付き平均値である³⁾。

* 昭和 51 年 6 月 16 日受付 (Received June 16, 1976)

** 茨城大学工学部 (Faculty of Engineering, Ibaraki University, 4-12-1 Nakanarusawa-cho Hitachi 316)

*** 茨城大学大学院 (Graduate School, Ibaraki University)

**** 茨城大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Ibaraki University)

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	f
A 1	0.009	0.02	0.005	0.002	0.016	17.64	20.41	Bal.	0.0
A 2	0.03	0.006	0.011	0.002	0.010	13.65	24.25	Bal.	0.32
A 4	0.02	0.02	0.005	0.002	0.010	7.84	29.65	Bal.	0.67
A 5	0.02	0.03	0.005	0.002	0.007	4.26	32.80	Bal.	1.0
C 3	0.19	0.51	0.009	0.30	0.013	—	—	Bal.	0.44
C 4	0.33	0.72	0.013	0.34	0.021	—	—	Bal.	0.78
D	0.033	—	—	—	—	9.91	15.07	Bal.	—

0.2% 耐力の比を $C^*(=\sigma_{0.2}^{II}/\sigma_{0.2}^I)$ と呼ぶことにする。

(5) 界面の強さ

などがあり、これらの諸因子が疲労破壊に複雑に影響することによると思われる。

著者らは先に、2相混合組織をもつ種々の鉄系合金について引張性質を調べ、これを支配する諸因子とその影響のし方を明らかにし、混合組織合金の変形過程を解析した^{3)~6)}。本研究では、この結果を考慮して、疲労強度を検討し、混合組織をもつ材料の疲労強度の一般的傾向を明らかにしようとした。本報告では上記の因子の中で特に f と C^* の効果を示す。また \bar{d} と形状の効果も少し考察する。

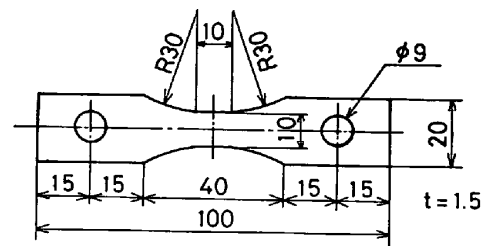
2. 実験方法

実験に用いた材料はフェライトとオーステナイトからなる Fe-Cr-Ni 系合金(A)、フェライトとマルテンサイトからなる炭素鋼(C)およびオーステナイトとマルテンサイトからなる Fe-Cr-Ni 合金(D)であり、D以外の合金は前報で使用したものと化学組成が同一あるいはほぼ同じものである*。合金系 A と合金 D は真空溶解にて作製したものであり、合金系 C は市販の材料である。

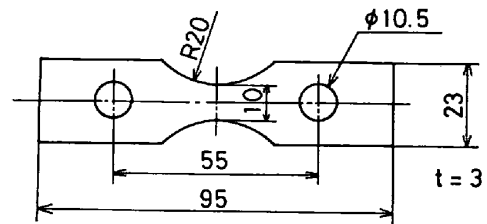
各合金の化学組成を Table 1 に示す。これらを熱間圧延、および冷間圧延により板材(2mm または 3mm 厚)とした後、Fig. 1 に示す試験片を圧延方向に切り出した。Fig. 1 の(a)は合金系 A と合金 D で片振り引張り、(b)は合金系 C で両振り平面曲げに用いたものである。これらの試料に下記のような熱処理を施した。

(1) フェライト-オーステナイト Fe-Cr-Ni 合金 (A)

Fe-Cr-Ni 3元状態図における平衡ライン上にほぼ位置する4種の f の異なる合金(A1($f=0$), A2($f=0.32$), A4($f=0.67$), A5($f=1.0$))を用い、各合金の \bar{d} がほぼ一定になるように、前報³⁾と同様の熱処理を



(a) Specimen for pulsating tension



(b) Specimen for bending

Fig. 1. Shape and size of specimens.

施した。(1020°C 1 h (A1), 1125°C 12 h ((A2), 1070°C 2 h (A4) および 750°C 0.5 h (A5) の真空焼鈍の後油焼入れ)ただし、A2, A4は焼入前に1000°Cまで炉冷し1 h 保持の後焼入した。この結果、 \bar{d} が12~20 μ の組織が得られた。一部の試料はフェライト相の硬さを増加させる目的で焼入後 480°C 100 h の時効処理を施した。硬質相と軟質相の0.2%耐力の比(C^*)は焼入状態で3.1、時効すると6.5になる。

(2) フェライト-マルテンサイト Fe-C 合金(C)

1150°C 5 h (C3) および 1190°C 12.5 h (C4) のオーステナイト化処理の後 785°C まで炉冷し、1 h 保持の後水焼入を施した。その結果、C3については $f=0.44$, $\bar{d}=33 \mu$ および C4については $f=0.78$, $\bar{d}=30 \mu$ のフェライトとマルテンサイトからなる混合組織が得られた。これらに 200°C または 600°C で 1 h の焼もどし処理を施して実験に供した。 C^* は 6.7 (200°C 焼もどしの場合) および 4.5 (600°C 焼もどしの場合) である³⁾

* 合金の名称は前報で用いた記号を使うことにする³⁾。

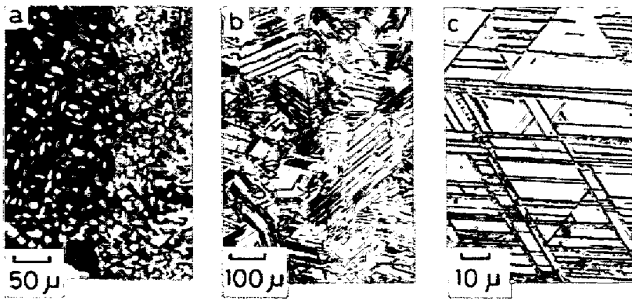


Photo. 1. Typical optical microstructures; (a) Fe-Cr-Ni alloys composed of ferrite and austenite with $f=0.67$ (A4). (b) (c) Fe-Cr-Ni alloys composed of austenite and martensite with $f=0.3$ (D).

(3) オーステナイト-マルテンサイトFe-Cr-Ni合金 (D)

950°C で 0.5 h のオーステナイト化処理後油中に焼入した。焼入状態ではオーステナイト単相であるが、これを液体チッ素中にサブゼロ処理すると Photo. 1 (b), (c)のように $\{111\}_\gamma$ habit で ϵ' マルテンサイトが生成し、この ϵ' 板に沿って α' マルテンサイトの生成が観察される。この場合の硬質相の形状は前述のAとCの場合(例として A4 の場合を Photo. 1 (a)に示す)とかなり異なる。X線回折によると α' の f は約 0.3 であり ϵ' は検量できなかった。

すべての試料について熱処理後、機械研磨、続いて電解研磨して試験を行なった。AとDに対しては島津製作所製引張圧縮疲労試験機(容量 1 t, 1800 回/min)を用いて片振り引張りで、Cに対しては島津製作所製モーメント一定型のTB-10型試験機(2000 回/min)を使用して両振り平面曲げ応力を加えて実施した。また破面観察には日立-明石 MINI SEM を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 耐久限 (σ_w) におよぼす諸因子の効果

3.1.1 f の効果

Fig. 2 に合金系Aの時効した各合金の S-N 曲線を示す。この図は \bar{d} がほぼ一定の条件下で S-N 曲線の f による変化を示すものである。 $f=0$ (A1) と $f=0.32$ (A2) の疲労強度はほとんど同じである。また $f=0.67$ (A4) と $f=1.0$ (A5) の疲労強度がやはりほとんど同一である。耐久限 σ_w (10^7 回の繰返しで破断しなかつた応力をもつて σ_w とした) と f の関係は各合金に同じ熱処理を施して実験した HAYDEN らの結果¹¹⁾と異なる。HAYDEN らの実験では、単相合金の \bar{d} は 2 相合金の \bar{d} に比較しておおよそ 1 桁大きい¹¹⁾。荻山ら¹²⁾は α - γ 2 相ステンレス鋼において、 σ_w は粒径が細くなるほ

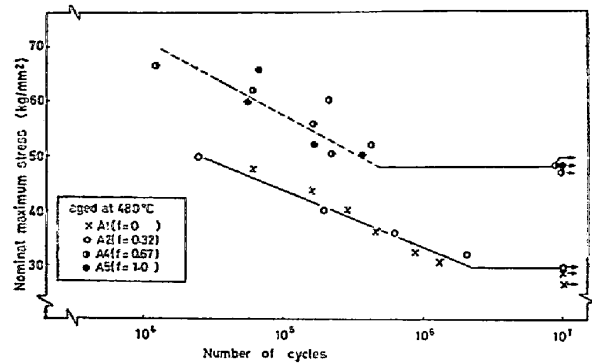


Fig. 2. S-N curves of aged Fe-Cr-Ni alloys (alloy-group A).

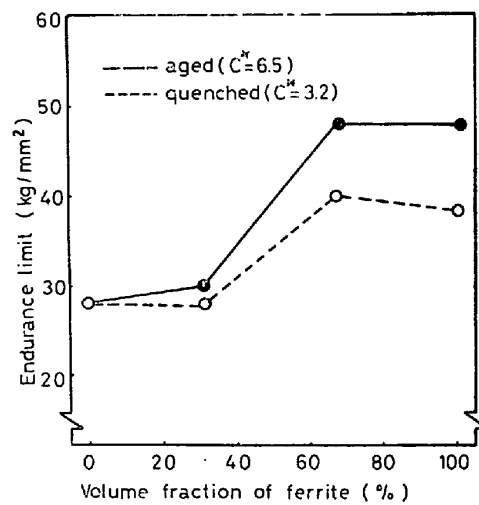


Fig. 3. Effects of C^* -value on the relation between endurance limit (σ_w) and volume fraction of the harder phase (f). (alloy-group A)

ど上昇し、その変化は 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) の変化に良く対応すること ($\sigma_w \approx \frac{1}{2} \sigma_{0.2}$) を明らかにしている。従つて、 f と σ_w の関係をまとめた Fig. 3 と HAYDEN らの結果の違いは \bar{d} の効果によるものと考えてよいであろう。 \bar{d} が一定であれば σ_w は f が減少すると「減少する」か、よくても「ほとんど変化しない」という結果になる。従つて、2 相合金にすることにより \bar{d} が小さくなって \bar{d} の効果による σ_w の増加が前述の減少分 (f の効果) を上回る場合にのみ 2 相合金の σ_w が硬質相単相合金の σ_w より大きくなるものと思われる。

さて、Fig. 3 で σ_w と f の関係を大まかに区分して次の 3 つの領域があると仮定してみる。

- 第 1 領域: f の小さい範囲で f が増加しても σ_w はほとんど増加しない。
- 第 2 領域: 第 1 領域に続いて現われ f の増加とともに σ_w が増大する。
- 第 3 領域: f の大きい範囲で f が増加しても σ_w はあ

まり変化しない。

炭素鋼（フェライト-パーライト）において炭素量が增加しても（パーライト量の増加に対応する）、 σ_w はほとんど増加しないということはよく知られている⁸⁾。さらに $f=0.69$ のオーステナイト-マルテンサイト 2相 Fe-Ni-C 鋼の σ_w が $f=0$ のものと大差がないという須藤と加賀の実験結果⁹⁾などは上述の第1領域に相当するように思われる。

一方、山田らにより詳細に検討された残留フェライトを含む低炭素鋼の高周波焼入材の議論¹⁰⁾は第3領域に属する。また、マルテンサイト鋼の σ_w におよぼす残留オーステナイトの効果（残留オーステナイトが存在すると σ_w が“低下する”または“変化しない”という結果が多くあり、逆に“向上する”という結果も一部にある）の議論²⁾¹¹⁾も残留オーステナイトの疲労中の変態が起こらない場合は第2あるいは第3領域における議論ではないかと思われる。

各領域の遷移する f の値は硬質相粒子の形状や分布状態などの諸因子に依存すると考えられる。この各領域の存在理由は疲労破壊過程の特徴、特に疲れき裂の進行挙動と密接に関連している。この点については後で詳しく考察する。

3.1.2 C^* の効果

σ_w と f の関係におよぼす C^* の影響を Fig. 3 に示す。合金系Aの時効材と焼入材の相違点は前報で述べたように、硬質相のフェライトの硬さが異なることである。 $f=1.0$ （フェライト単相合金(A5)）の σ_w は時効により増大する。 $f=0.67$ (A4) の場合も σ_w は時効によつて増加するが $f=0.32$ (A2) の σ_w はほとんど変化しない。

次に、Fig. 4 に示す合金系Cの場合において $f=0.44$ (C3) の焼もどし温度が変化しても σ_w はほとんど変化しないで、 $f=0.79$ (C4) になると σ_w は増加する。600°C と 200°C の焼もどしの相違点はマルテンサイトの硬さが異なることである。結局、C4 および A2 においては硬質相の硬さは 2 相合金の σ_w に関係しないことになる。

以上の結果より(1)で述べた第1領域に属する 2 相合金では C^* は σ_w に影響せず、第2、第3領域に属する 2 相合金の場合は C^* が増加すれば σ_w が増加すると推定される。この推定も後で述べる疲れき裂の挙動より説明される。

3.1.3 硬質相の形状の効果

Fig. 5 は合金Dの結果である。この合金のオーステナイト相は室温で準安定であり疲労試験中にマルテンサイ

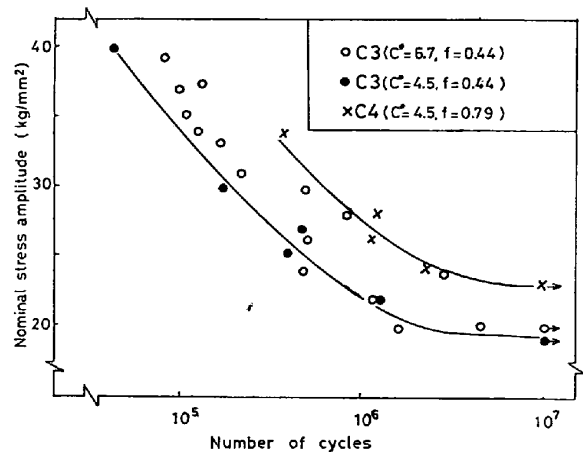


Fig. 4. S-N curves of alloy-group C.

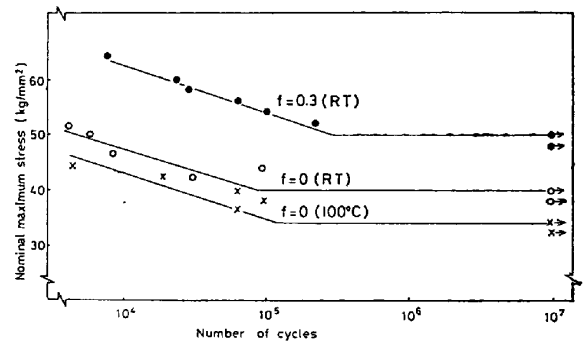


Fig. 5. S-N curves of alloy-group D.

トが生成する。また $f=0.3$ の \bar{d} は Photo. 1 の組織の特徴から知られるように $f=0$ の \bar{d} より小さい。従つて Fig. 5 の結果を形状の効果と考えるにはこの点が問題となるが* $f=0.3$ の合金の σ_w は硬質相の存在により $f=0$ の σ_w より大きくなる。

植田らは、 f が小さくても“延性相が脆性相に囲まれた場合の疲労強度”について σ_w は f とともに増加する実験式に従うと報告している¹³⁾。

従つて合金系AやCのように、硬質相粒子の形状が球に近い場合であれば、当然第1領域に属すると思われるような f の小さい合金であつても、硬質相の形状によつては第2領域に属することがあると思われる。このように、各領域の範囲は硬質相の形状により変化すると考えられる。

3.2 疲れき裂の発生と進展

弾性限の異なる 2 つの構成相からなる 2 相合金に外力を負荷してゆくと、2 つの相の弾性定数が著しく違うということがない限り、弾性限の低い方の相の粒子内でま

* 問題点の後者については参考に M_d 点以上の温度である 100°C における $f=0$ の S-N 曲線も示した。須藤と加賀によつて σ_w に与える疲労中の変態の効果は本実験の条件下(試験温度と M_s, M_d 点の関係および繰り返し応力の大きさ)では非常に小さいことが示されており⁹⁾著者らも Fe-Ni-C 合金などについて同じ結果を得ている¹²⁾。

ずすべりが生ずる。さらに、外力が増加してゆくと軟質相でのみすべりが生ずることにより発生する内部応力と外力の作用のもとで硬質相でもすべりが起こるようになる。従つて試料にある定応力を繰返し負荷した場合、各々の相の平均ヒステリシスループは異なることになる。これを単軸静的引張変形の場合⁵⁾に対応させて区分すると

- (1) 両相ともに弾性歪のみが繰返される。
.....stage(1)'
- (2) 軟質相でのみすべりが繰返し生じ、硬質相は弾性歪のみ繰返されるstage(2)'
- (3) 両相ともに塑性歪が繰返される。
.....stage(3)'

これら各 stage は静的変形の各 stage⁵⁾に厳密に対応するものではないかもしれない。たとえば最初は stage(2)' にあつたものでも繰返し数の増加とともにすべりに基づく応力集中により硬質相内でもすべりが誘起され stage(3)' の状態になることが考えられるなどが問題となろう。しかしここでは一応各 stage の遷移応力の存在を想定して $Y(i)'$ (stage(1)' から stage(2)') と $Y(ii)'$ (stage(2)' から stage(3)') を考えてみる。いま、応力振幅 (σ_a) (平均応力 0 の両振りとする) が $Y(i)' < \sigma_a < Y(ii)'$ であればすべりは軟質相のみに繰返し起こる。2相合金の疲労においては、疲労損傷が軟質相に集中することがX線や電子顕微鏡観察による研究で明らかにされている¹⁴⁾¹⁵⁾。

山田らは本稿の区分では第3領域に属すると思われる(残留フェライトの量は σ_w に大きな影響を与えないという)低炭素鋼の高周波焼入材(中空材)の疲労破壊を研究し次のように結論している¹⁰⁾。マルテンサイト等焼入組織中に残留フェライトの点在するこの鋼の疲労破壊は、

- (1) $\sigma_w \leq \sigma_a \leq 40 \text{ kg/mm}^2$ ではフェライト中に発生したき裂が周囲マルテンサイト等焼入組織中に進展して破壊に至る。
- (2) $40 < \sigma_a < 60 \text{ kg/mm}^2$ ではマルテンサイト等焼入組織中にも疲れき裂発生の可能性はあるが現実に起こる破壊過程は(1)と同じである。
- (3) $\sigma_a > 60 \text{ kg/mm}^2$ ではフェライト中ですべりより発生するき裂が充分大きくなる以前にマルテンサイト等焼入組織中に発生したき裂が試料を破断に導く。

従つて σ_w は軟質相であるフェライト中に発生したき裂が周囲のマルテンサイト等焼入組織を突つ切る限界応力であると結論されている。ここで前述の $Y(i)'$ は σ_w 以下であり $Y(ii)'$ は 40 kg/mm^2 に対応すると推定さ

れる。本研究においても f の大きい A4 や C4 における σ_w にこの結論があてはまるようである。たとえば、A4 において時効によつて σ_w が上昇するのはオーステナイト中に発生したき裂の周囲フェライトを突つ切る限界応力がフェライトの時効硬化によつて上昇するからであると思われる。また、 σ_a の大きさによつて疲れき裂の発生場所が異なるという上述の山田らの結果については本研究では十分検討できていないが、荻山らが $\alpha-\gamma$ Fe-Cr-Ni 合金を用いて 0.2% 耐力のあたりを境にしてき裂発生場所が変化することを明らかにしている⁷⁾。疲れき裂がすべり帯から転化して生ずる限り stage(2)' では軟質相中に疲れき裂が発生することになる。しかし、stage(3)' の応力が繰返された場合には疲れき裂は軟質相中のみでなく硬質相中にも発生の可能性がある。この点については今後明らかにしてゆきたいと思う。

軟質相が硬質相にとり囲まれている組織における疲れき裂の発生と進展挙動に関する観察は山田らによりすでに詳しく報告されている¹⁰⁾。3-1で第1領域に属すると思われた C3 について疲れき裂の発生と進展挙動を観察すると次のようであつた。材料表面にすべり線が現われ、繰返し数の増加とともに数が増し、同時に明瞭に観察されるようになる。やがてき裂に転化し、成長して他のき裂と合体して大きくなつてゆく。この時、すべり線は Photo. 2 に示されるようにある領域に集中して現われる。軽く表面を腐食することによつてこれらのすべり線がすべてフェライト相に生じていることがわかつた。Photo. 3 はこのような組織を現出した後、繰返し負荷 ($\sigma_a = 25 \text{ kg/mm}^2$ 寿命の 95% 近傍の繰返し数) によつて得られたものである。フェライト相に集中して生じているすべり線はマルテンサイト相粒子との境界近傍でその密度が高い。これは、フェライト相に主に塑性変形が生じるため界面で塑性歪の不整合が大きくなり応力集中が生じることに起因するものと考えられる。従つて、界面の結合力の弱い場合には界面にき裂が発生する可能性がある。この試料の場合にはフェライト相中のすべり



Photo. 2. Slip lines in alloy C3 (600°C tempered, $\sigma_a = 22 \text{ kg/mm}^2$, and $N = 3 \times 10^6$ cycles).



Photo. 3. Relationship between slip lines and microstructure in alloy C3.

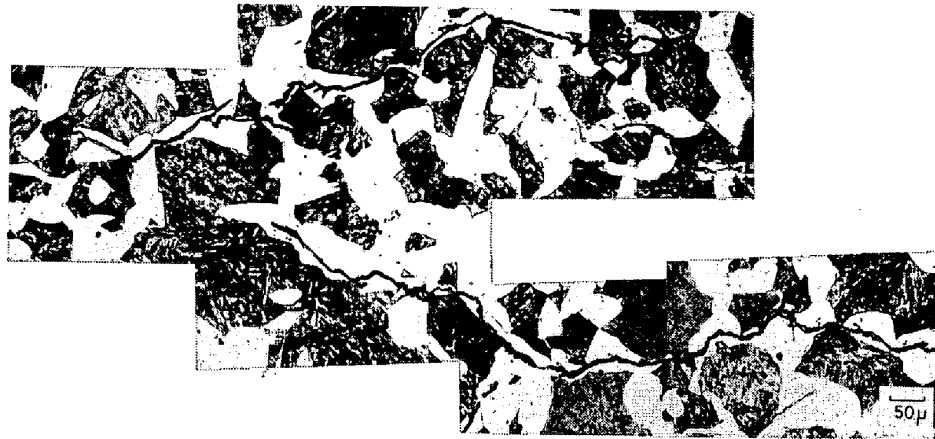


Photo. 4. Relationship between fatigue cracks and microstructure (surface of a specimen) in alloy C3.

帯が発達しやがてき裂に転化しそのき裂が進展合体して成長するが、その成長経路は圧倒的にフェライト相の中を通るものが多い。表面を軽く研磨してすべり線を消しき裂と組織の関係を調べたのが Photo. 4 である。試料表面に沿って成長するき裂はマルテンサイトを迂回しフェライト相を優先的に進展する。一部にマルテンサイト粒子を横切る部分もあるがマルテンサイト粒子に突っ込んで止まっているき裂が多く観察された。Photo. 5 は、 $\sigma_a = 24 \text{ kg/mm}^2$ で破断した試料に Ni メッキを施し斜め切断して内部に向って進展したき裂の特徴を調べたものである（いずれも破面近傍で最終破断を導いたき裂の近傍のものである。進展経路が明瞭にわかるのでこれらのき裂を示した）。その特徴は次のようである。

- (1) き裂はフェライト相内より発生している。（図中の I の印）
- (2) き裂の長さが短い時、き裂先端がマルテンサイト粒子に近づくとこれを迂回して成長することが多い。（A の印）
- (3) き裂の長さが短い時、マルテンサイト粒子に突っ込んだき裂は成長せず停留する。（S の印）
- (4) き裂がマルテンサイト粒子に突っ込んだ場合でもき裂長さの長い時（Photo. 5 (a)）やき裂長さは短くてもマルテンサイト粒子がき裂の進展方向に薄い時

（Photo. 5 (d)）、これを突っ切つて進む。（B の印）き裂先端の 3 次元形状を把握して進展経路を示すことが望ましいわけであるが、上述の 2 方向からの平面観察結果（試料表面とひとつの断面）より C3 においては疲れき裂はその成長の初期においてフェライト部を優先的に進展すると結論してよからう。き裂が大きくなつてくるとこのような優先的経路を通つて成長は顕著でなくなる。このことについては後述する。

このき裂成長の特徴が A2 や C3 において硬質相の強さ (C^*) が σ_w に影響を与えないことの原因と考えられる。また、少量の硬質相粒子の存在は疲れき裂が軟質相単相合金と比較して硬質相粒子を避けるため多少ジグザグに成長するという点にしか関係しない。このことが 3.1 において第 1 領域の存在した理由と考えられる。

さらに本研究の D や植田らの実験した合金のような組織をもつ材料においては、疲れき裂が進展するためには必ず硬質相粒子を突っ切らねばならない。従つて f が小さくても第 2 領域に属し f の増加により σ_w が大きくなる。結局 σ_w は軟質相の粒内（境界であつても類似の議論が可能と思われる）に生じた FORSYTH¹⁶⁾ の示した第 1 段階に相当すると思われるマイクロき裂が周囲に伝播する限界応力と考えてよいようである。この限界応力がき裂の進展経路（軟質相粒子内、粒界、境界、硬質相粒子

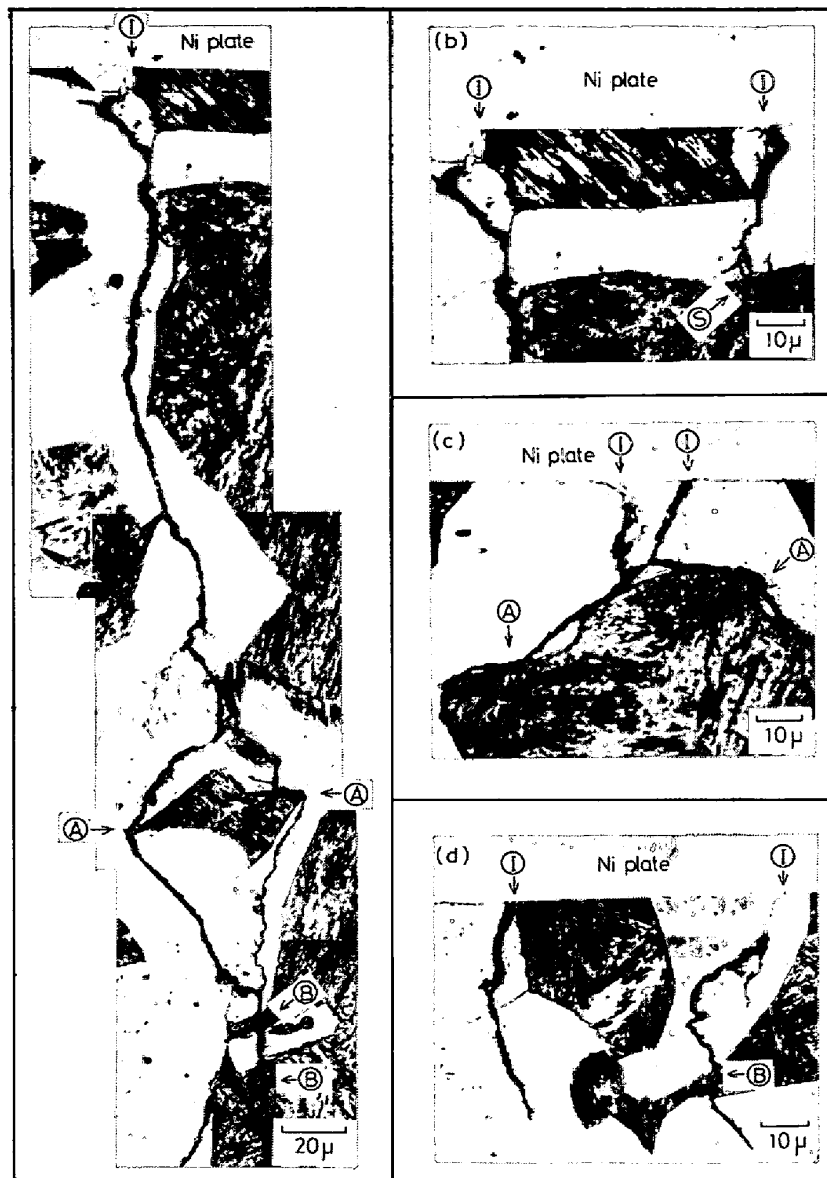


Photo. 5. Fatigue cracks in alloy C3 observed at cross section of specimens.

内のいずれか) により変化する。この進展経路が硬質相の f や形状、境界の強さなどにより変化することによって σ_w が変化する。

HAYDEN らは COD 理論を用いて σ_w は第 1 段階き裂が第 2 段階き裂に成長する限界条件より決定すると考えて $\sigma_w \propto \sqrt{\sigma_s E}$ を導いた¹⁾。ここで σ_s は降伏強さ、 E はヤング率である。この σ_s は 2 相合金全体の σ_s を用いる点などに検討すべき問題点があるだろうが、本稿ではその妥当性などの議論はしない。ただ、この HAYDEN らの取り扱い¹⁾、前述の植田らの取り扱い¹³⁾、および荻山らの実験結果¹⁴⁾ はいずれも σ_w と σ_s の間の相関関係を示していることに注目したい。西岡と西川の σ_w と静的性質などの関係における回帰分析による研究¹⁷⁾ において

もフェライト-パーライト鋼などで σ_w は引張強さ σ_B よりも σ_s とよい相関性がある。本実験結果も前報の静的性質と対応させると σ_s と σ_w の相関性はよい。従来から、一般に、 σ_w は σ_B と関係づけられることが多い。しかし、このような不均質組織をもつ合金においては前述のような疲れ破壊過程の特徴より σ_w を強いて静的性質と関係づけようとするれば降伏近傍の特性を反映するので σ_w と σ_s の相関性がよいのであろう。

3.3 破面観察結果

合金系 A の疲れ破面の代表的観察例を Photo. 6 に示す。(a)、および(c)はいずれもストリーションが明瞭に現われた例で、これらは構成相のオーステナイトとフェライトがともに延性に富むことから破面の特徴は大

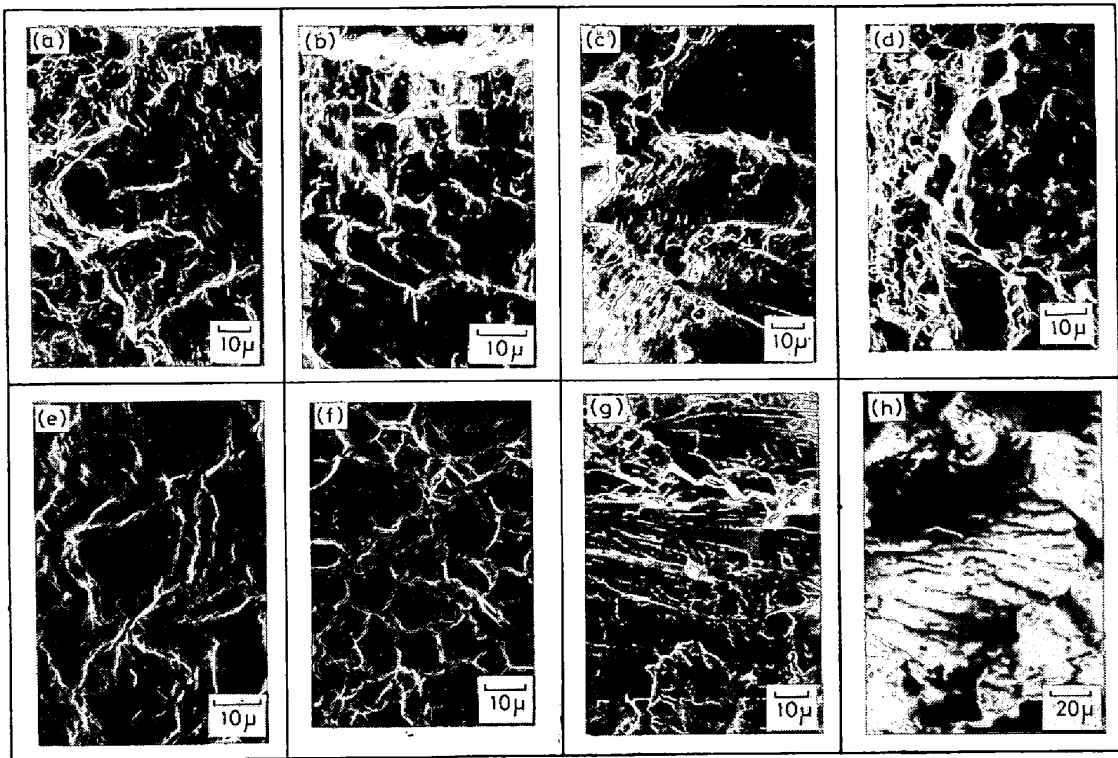


Photo. 6. Electron fractographs of fatigue-fractured surfaces in alloy-group A.; (a) A2 ($f=0.32$), (b) A4 ($f=0.67$), (c) A5 ($f=1.0$), (d) A5 (final fractured part), (e) A2, (f) A4, (g) A5, (h) A5 (final fractured part) and fractographs from (a) to (d) are as quenched specimen ($C^*=3.1$) while those from (e) to (h) are quenched and aged specimens ($C^*=6.5$).

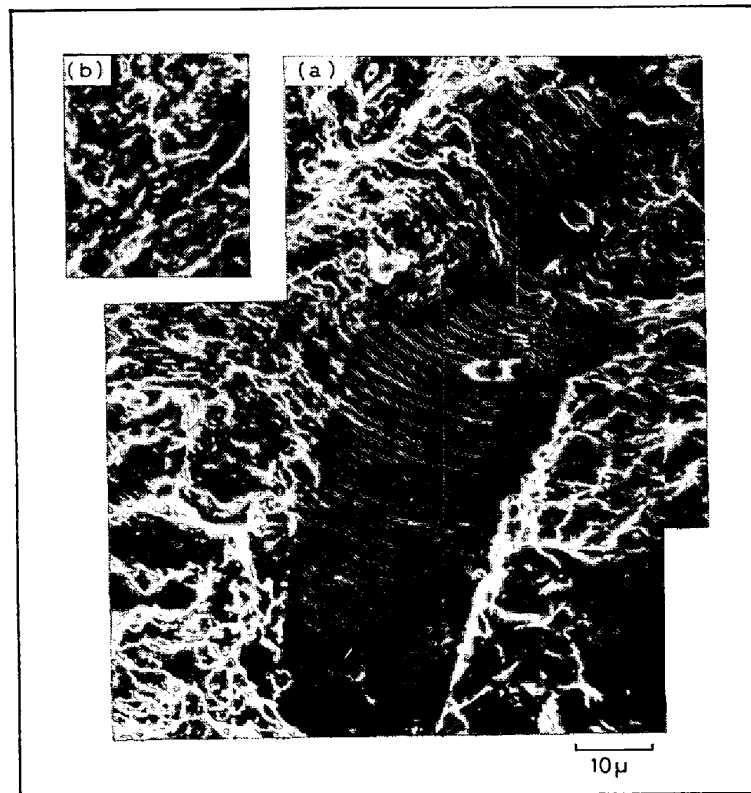


Photo. 7. Electron fractographs in alloy-group C: (a) C3 ($f=0.44$) and (b) C4 ($f=0.78$). Both of them were tempered at 600°C ($C^*=4.5$).

差がない。これらに対し延性なオーステナイトとぜい性なフェライトからなる時効した A2, A4, A5 では (e), (f), (g) のように様相が異なってくる。まず A2 の破面 (e) ではストリエーションが認められ、ほぼ全面にわたって (a) に比較しても脆化したフェライト粒の痕跡は認め難い。しかし、A4 になると破面の様相が変化し (f) にみられるようにぜい性的な破面が多くなる。この傾向は A5 材の (g) にいたって一段と著しい。このような様相をまとめると焼入材の破面は延性ストリエーション的なパターンであり、後者では f の増加とともにぜい性化の傾向が高まっている。(d) と (h) は A5 の最終破断部である。(d) は焼入材でディンプルパターン、(h) は時効材でへき開破面を示し、時効によりフェライトが時効硬化し脆化していることがわかる。

Photo. 6 では疲労破面と構成相の各領域の関係がはつきりしないが、この関係は Photo. 7 ではかなり明瞭である。(a) は C3 の場合で特徴的な 2 つの領域がみられる。すなわち明瞭なストリエーションを示す領域とその内部にストリエーションの痕跡を残しながら凹凸のはげしいディンプル状の領域である。このうちで軟鋼の破面の特徴から推定して、明瞭なストリエーションを示す領域がフェライト粒子に対応するものと思われる。もうひとつの領域は (b) に示す。 $f=0.79$ C4 においてこの領域が圧倒的に多くなることからマルテンサイトの領域に対応すると推定される。先にも考察したが Photo. 7 (a) に明らかなように大きくなつたき裂の成長経路はあまり組織に左右されなくなるようである。この点については切欠材から成長するき裂の進展速度の問題と合わせて今後検討していきたいと思う。

4. 結 言

種々な 2 相混合組織合金を用いて疲労強度を検討した結果、次のような結論を得た。2 相合金の耐久限 (σ_w) は、硬質相体積率 (f)、径粒 (\bar{d})、粒子の形状、強度比 (C^*) などに影響される。

(1) 粒子の形状が球に近い時 σ_w におよぼす f , C^* , \bar{d} の効果は次のようである。

(a) f の効果の増加にともない σ_w が増加する領域 (第 2 領域) とほとんど変化しない領域 (第 1, 第 3 領域) があり f の増加にともない第 1, 第 2, 第 3 の順に現われる。

(b) C^* の効果：上記の第 1 領域に属する 2 相合金の場合には、 σ_w は C^* に依存しない。第 2, 第 3 領域

では σ_w は C^* が大きくなると増加する。

(c) \bar{d} の効果： \bar{d} が小さくなると σ_w は増加する。2 相合金の σ_w が硬質相単相の σ_w より大きくなるためには、この効果が重要である。

(2) 形状の効果について：硬質相の粒状形状の相違によつて第 1, 第 2, 第 3 の各領域の範囲が変化する。

(3) 以上の (1) (2) の結論は疲れき裂の成長挙動における優先経路の存在を考へることによつて定性的には理解される。

最後に、本研究に対して多大なご援助とご助言をいただいた京都大学田村今男教授ならびに、本研究に熱心にご協力いただいた本学学生、川上啓二、熊谷善敏、根本慎一、仲川栄二の諸氏に深く感謝いたします。また、本研究は日本鉄鋼協会石原浅田研究助成金による援助を受けたことを附記し、同協会に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 4(1973), p. 561
- 2) たとえば日本学術振興会編：金属材料の強度および疲労資料集成 丸善(1970)
- 3) 田村今男, 他: 鉄と鋼, 59(1973), p. 454
Trans. ISIJ, 13(1973), p. 283
- 4) 友田陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61(1975), p. 107
- 5) 友田陽, 田村今男: 金属学会会報, 14(1975), p. 657
- 6) 友田陽, 森勉, 黒木剛司郎, 田村今男: Mat. Sci. and Eng., 24(1976), p. 85
- 7) 荻山博之, 曾山義朗, 田村今男: 材料学会総会講演前刷集 (1974)
- 8) たとえば西谷弘信, 西田新一: 材料強度学会誌, 5(1970), p. 84
- 9) 須藤一, 加賀寿: 金属学会誌, 37(1973), p. 1158
- 10) 山田邦博, 他: 機械学会論文集, 34(1968), p. 34, p. 327, p. 1016, 35(1969), p. 1653
- 11) 熊谷真一郎, 増本健, 今井勇之進: 残留オーステナイトシンポジウム予稿集, p. 1, 金属学会, (1972)
- 12) 友田陽, 佐賀清美, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎: 茨城大学工学部研究集報, 24 (1976) 9
- 13) 植田昭二, 座間正人, 中尾健一郎: 金属学会誌, 28(1964), p. 269
- 14) 小長哲郎, 本田和男: 材料, 14(1965), p. 998, 16(1967), p. 978
- 15) 今井勇之進, 熊谷真一郎: 材料, 20(1971), p. 1292
- 16) P. J. E. FORSYTH: Acta Met., 11(1963), p. 703
- 17) 西岡邦夫, 西川富雄: 機械学会論文集, 38(1972) p. 915, 39(1973), p. 3230, p. 3237, p. 3244, p. 3249