

論 文

UDC 539.431/.433 : 669.111.3 : 621.785 : 620.18

種々の熱処理組織を有する炭素鋼 (0.13~0.41% C 含)
の疲労特性*

堀部 進**・佐川竜平***・藤田利夫****・荒木 透*****

Fatigue Properties of Carbon Steels (Containing 0.13~0.41% C)
with Various Heat Treated Structures

Susumu HORIBE, Ryuhei SAGAWA, Toshio FUJITA, and Toru ARAKI

Synopsis:

The relationships between microstructures and cyclic properties such as the Bauschinger effect, fatigue damage, crack initiation, and crack propagation in carbon steels were investigated. For each heat treatment the cyclic stress or strain response was measured until the crack initiation. Optical metallography and transmission microscopy were used to characterize the microstructural changes during testing. Fatigue crack propagation properties were reported using the empirical equation $da/dN = C(\Delta K)^m$.

It was found that Bauschinger behaviour was well reflected in low cycle fatigue properties, and the higher was Bauschinger stress of the structure, the more remarkable was the softening. During high cycle fatigue process the dispersion of the fine pearlite and cementite is found to facilitate the cross slip and to result in high plastic strain, but the existence of subboundaries tends to restrict the increase of the plastic strain. Fatigue crack initiation sites depended on the heat treated structures for one steel. It was found that at the low ΔK level fatigue crack propagation properties were not affected by various strengthening structural factors, but generally controlled only by the mechanical properties of matrix.

1. 緒 言

純鉄もしくは焼鈍した低炭素鋼が応力や歪の繰返しを受けた場合に形成される転位組織については、KLESNIL と LUKÁŠ^{1)~4)}, McGRATH と BRATINA⁵⁾⁶⁾, WEI と BAKER⁷⁾⁸⁾, LAWRENCE, Jr. ら⁹⁾,あるいは川辺ら¹⁰⁾¹¹⁾の報告があり、疲労後のフェライト相内の転位配列はかなり明確化されてきているようである。また一方、これらの材料の繰返し過程での塑性挙動についてもいくつか報告されており²⁾⁴⁾⁹⁾¹²⁾¹³⁾, 両者を有機的に結びつけることが疲労損傷という現象を解明する鍵となる。しかしながら現時点においてはかかる単純な材料組織においてすら両者の関係が明らかにされているとは言い難い。また炭素鋼における歪時効現象は疲労特性と密接な関係を有するため、近年かなりの研究が行なわれるようになってきたようである^{14)~18)}。

本報では、炭化物存在形態が異なる炭素鋼の繰返し塑性挙動を内部微視組織変化との対応において調べ、種々の組織因子が疲労損傷におよぼす影響を明確にするとともに、疲労き裂の発生および伝播挙動の組織依存性も検討した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

用いた試料は市販の炭素鋼(S15C, S25C, およびS40C)で、それらの化学組成を Table 1 に示した。疲労試験片は 1000°C 熱間圧延した素材に後述の熱処理を施した

Table 1. Chemical composition of materials (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	As	Al
S15C	0.13	0.29	0.47	0.020	0.018	0.09	0.21	0.05	0.22	0.019	0.014	0.013
S25C	0.23	0.23	0.43	0.014	0.014	0.09	0.21	0.04	0.13	0.011	0.008	0.045
S40C	0.41	0.20	0.77	0.016	0.010	0.08	0.18	0.04	0.13	0.013	0.010	0.031

* 昭和 50 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 3 月 7 日受付 (Received Mar. 7, 1977)

** 東京大学大学院 (現 金属材料技術研究所) (Graduate School, The University of Tokyo, Now National Research Institute for Metals 2-3-12, Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

**** 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

***** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

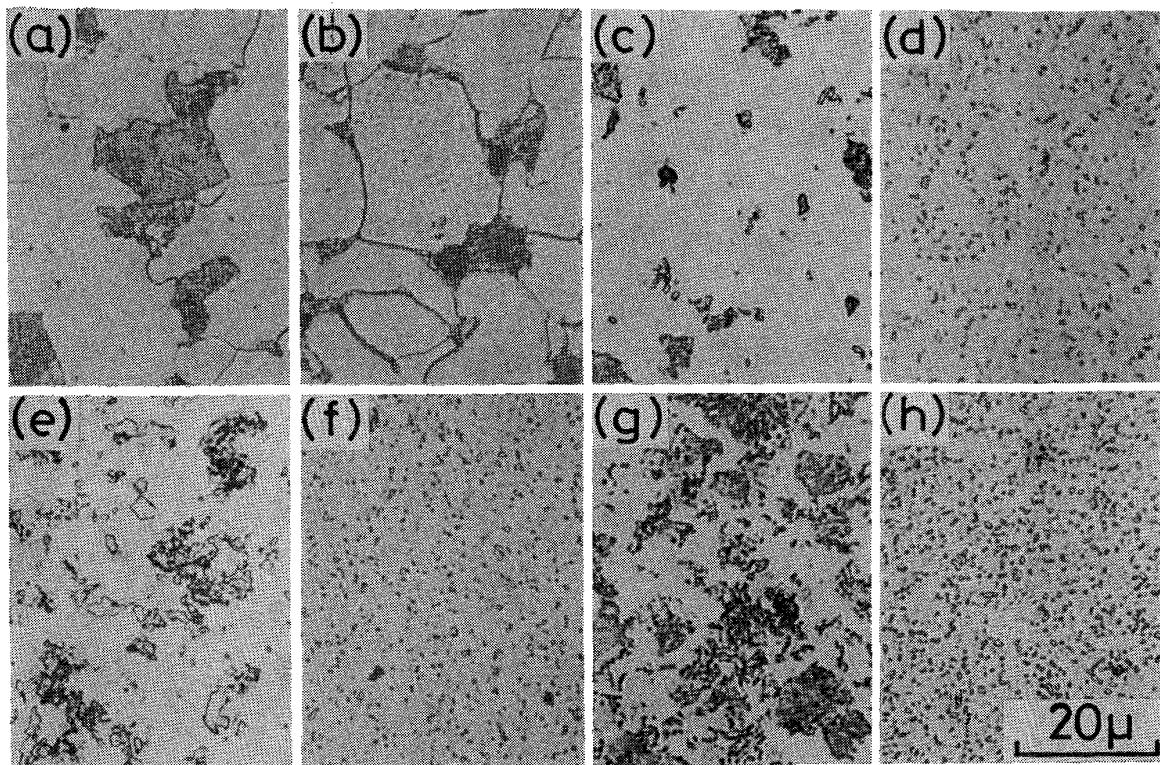


Photo. 1. Optical micrographs of steels after heat treatment.

- (a) S 15 C-structure A (b) S 15 C-structure A'
 (c) S 15 C-structure B (d) S 15 C-structure C
 (e) S 25 C-structure B (f) S 25 C-structure C
 (g) S 40 C-structure B (h) S 40 C-structure C

Table 2. Heat treatment of steels.

No.	Heat treatment	Steel
A	890°C (30 min) FC	S 15 C
A'	890°C (30 min) FC, 700°C (30 min) WQ→Aging at RT (about 40 days)	S 15 C
B	890°C (30 min) 850°C (30 min) 820°C (30 min) → WQ, 780°C (45 min) → 500°C → 710°C (75 min) AC	S 15 C S 25 C S 40 C
C	890°C (30 min) 850°C (30 min) 820°C (30 min) → WQ, 710°C (120 min) AC	S 15 C S 25 C S 40 C

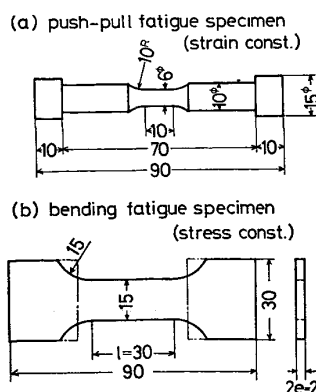


Fig. 1. Fatigue test specimens.

後, 所定形状寸法 (Fig. 1) に切削加工し, 機械研磨および電解研磨を行なつて供試試片とした.

2.2 熱処理条件および顕微鏡組織

Table 2 に熱処理条件を示した. Photo. 1 はそれらの熱処理後に得られた組織の光学顕微鏡写真である. 組織 A と組織 A' は結晶粒径の等しいフェライト+パーライト組織であるが, 組織 A' は低温焼入を行ない, 試験開始まで (約 40 日間) 常温時効しているため, 極めて微細な ϵ -炭化物がフェライト中に分散している. 組織 B は次のような熱処理を施したものである. 各鋼種とも A_3 変態点の上 30~40°C より 0°C 氷水中に焼入し

Table 3. Size of the structures (μ).

Steel	S 15C				S 25C		S 40C	
Structure	A	A'	B	C	B	C	B	C
Ferrite grain size	17	17	8	2.5*	6	1.4*	4	0.7*
Carbide spacing	—	—	—	2.0	—	1.5	—	0.8
Carbide size	—	—	0.4	0.3	0.8	0.3	0.3	0.3

* Sub grain size

Table 4. Mechanical properties of structures.

Steel	S 15C				S 25C		S 40C	
Structure	A	A'	B	C	B	C	B	C
U. T. S. (kg/mm ²)	47.5	61.5	50.3	50.7	48.9	53.1	65.8	65.6
L. Y. P. (kg/mm ²)	32.6	46.5	37.7	41.2	38.3	42.1	44.4	56.5
Elongation (%)	34.6	20.4	37.9	29.5	31.4	27.5	30.0	27.8
Reduction of area (%)	69.8	65.5	75.0	78.6	75.0	79.8	65.5	71.1

た後、再び 780°C に加熱することによつてセメンタイトを析出分散した組織が得られるが、 A_1 変態点以上であるため球状化セメンタイトは凝集粗大化し、また一部組織はオーステナイトに変態する。その後 500°C まで炉冷することによつてオーステナイト組織はフェライト + パーライト組織に変態する。したがつてこの処理によつて比較的微細なパーライトとセメンタイトとが共存した組織が得られる。またさらにその後、710°C 加熱保持を行ない空冷した。この処理過程は組織 C の冷却速度にそるえる意図で行なつたものであるが、セメンタイトの球状化促進にも若干の寄与をしているものと考えられる。組織 C は組織 B と同様の焼入処理を施した後、710°C で 120 min 加熱保持することによつて得られた球状化セメンタイトのみが均一に分散した組織である。なお組織 B はその焼戻し温度が A_1 変態点以上であるため焼戻し過程で生ずる亜粒界は完全に anneal out されているが、組織 C には亜粒界の存在が認められていた。

Table 3 に各組織の結晶粒径、炭化物間隔およびその大きさを掲げたが、組織 B におけるセメンタイトの大きさは S 25C の場合が最大であつた。なおこれら炭化物の大きさは FULLMAN の方法¹⁹⁾により、また間隔 d は $d = 1/\sqrt{N_A}$ (N_A : 単位面積あたりの粒子数) からそれぞれ求め、亜粒径は透過電顕写真から切断法によつて求めた。

2.3 実験方法

各組織について引張試験(試験片平行部長さ: 28 mm)をクロスヘッド速度 1 mm/min で行ない、降伏応力、

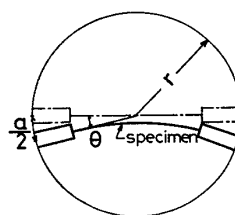


Fig. 2. Measurement of strains.

引張強さ、伸びおよび絞りの値を求めた。

疲労試験は定歪試験と定応力試験の 2 種類行なつた。すなわち定歪試験では歪振幅 0.6, 2, 4 % の引張圧縮(平均歪ゼロ)疲労試験を行ない、 10^3 サイクルまでの応力振幅の変化を測定したほか、Bauschinger 応力をも求めた。なおこの試験における歪速度は $\dot{\epsilon} = 0.008/\text{min}$ とした。またさらに高サイクルまでの疲労挙動は、シェンク式疲労試験機を用い、応力振幅一定の両振曲げ試験(繰返し速度: 450 cpm)を行なうことにより調べた。この試験では繰返し過程での塑性歪振幅を測定したが、その測定原理を Fig. 2 に示した。すなわち試験片には常に設定荷重が負荷されているように加振端変位を増減し、それに伴つて生ずる試験片両端の相対変位量 a の変化を差動トランスにより動的に測定し、(1)式、(2)式から塑性歪振幅 ϵ_p を算出した。

$$\epsilon_t = \frac{2e}{l} \tan \theta \dots \dots \dots (1)$$

$$\theta = \frac{a}{2r}$$

$$\epsilon_p = \epsilon_t - \epsilon_e \dots \dots \dots (2)$$

ここで ε_i , ε_e はそれぞれ全歪および弾性歪である。さらにこの疲労過程での表面および内部の組織変化を光学顕微鏡や透過型電子顕微鏡 (加速電圧: 150 kV) により観察し、塑性歪振幅の変化挙動との関係を検討した。この際の透過電顕用薄膜はすべて試験片の表面下 150 μ の位置より採取した。

また切欠試験片 (Fig. 1 (b) の試験片に深さ 2 mm, 幅 0.1 mm, 切欠底半径 0.05 mm の片側切欠を加工したもの) に面内曲げ応力を作用することにより疲労き裂伝播挙動を観察し、き裂伝播速度の組織依存性の解明も試みた。なおこの際の疲労条件は、最大応力 $\sigma_{\max} = 14 \sim 22 \text{ kg/mm}^2$, 応力比 $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0.03$, 繰返し速度 1 000 cpm の片振曲げ試験とした。

3. 実験結果

3.1 引張特性

Table 4 に引張試験結果を示した。S 15C に関しては低温焼入を行なった組織 A' が引張強さ, 降伏応力ともに最も高く, それに次いで組織 C, 組織 B, 組織 A の順である。しかしながら組織 B と組織 C の引張強さは炭素含有量が高い鋼種の場合においてもほぼ等しい値を示している。S 25C 組織 B の場合に同熱処理を施した S 15C よりも強度が低いが, これは Photo. 1 の組織写真から明らかなようにやや粗大なセメンタイトを含有していることに起因すると考えられる。

3.2 Bauschinger 効果

Bauschinger 応力は、応力-歪ヒステリシス曲線におけ

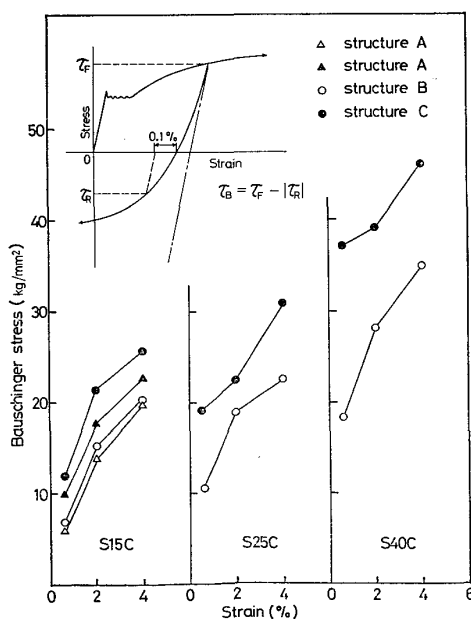


Fig. 3. Relationship between Bauschinger stress and strain.

る fore stress τ_F と 0.1% reversed stress τ_R の差として定義される。Fig. 3 はこの Bauschinger 応力を各鋼種のそれぞれの組織について求めた結果である。

S 15C の Bauschinger 応力は亜粒界の存在する組織 C

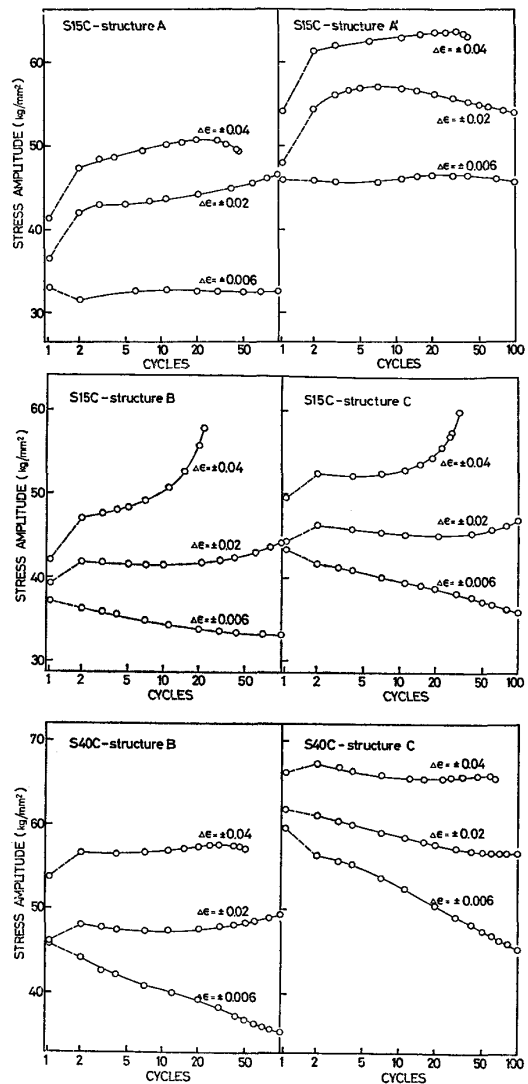


Fig. 4. Variation of stress amplitude during testing.

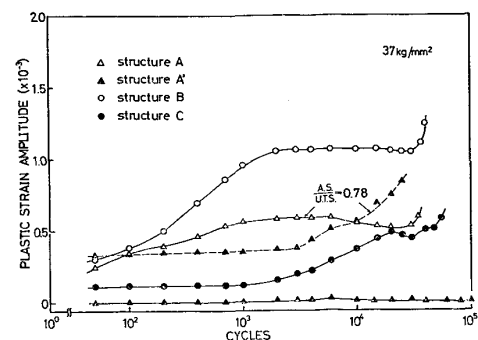


Fig. 5. Variation of plastic strain amplitude during testing (S 15C)

が一番大きく、低温焼入した組織 A', 780°C で焼戻した組織 B の順で、最も小さいのがフェライト+パーライト

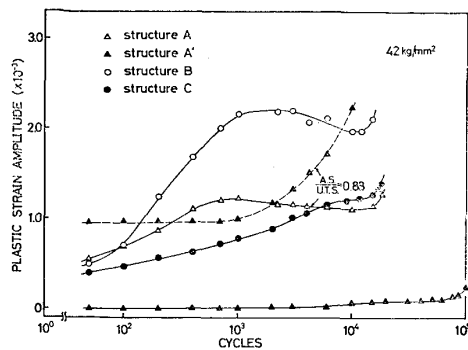


Fig. 6. Variation of plastic strain amplitude during testing (S 15C).

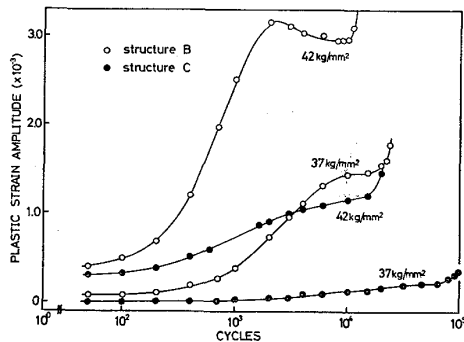


Fig. 7. Variation of plastic strain amplitude during testing (S 25C).

ト組織 A である。さらに炭素量が高い場合に組織 B, 組織 C とも Bauschinger 応力は増加しているが、その増加の割合は組織 C の方が大である。

3.3 低サイクル定歪疲労試験

Fig. 4 は S 15C と S 40C の各組織に 4%, 2% および 0.6% の定歪振幅を与えた場合の繰返しに伴う応力振幅の変化を示したものである。

S 15C の組織 B と組織 C の挙動は、高歪の場合には硬化し、低歪の場合には軟化する傾向にあり、両組織でさほど顕著な差異は認められなかった。しかしながら炭素含有量の高い S 40C の場合には組織 B に比べて組織 C の軟化傾向が強いことがわかる。フェライト+パーライト

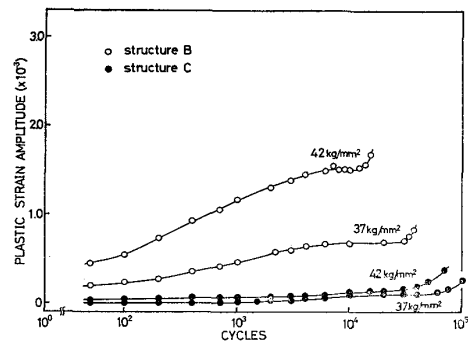


Fig. 8. Variation of plastic strain amplitude during testing (S 40C).

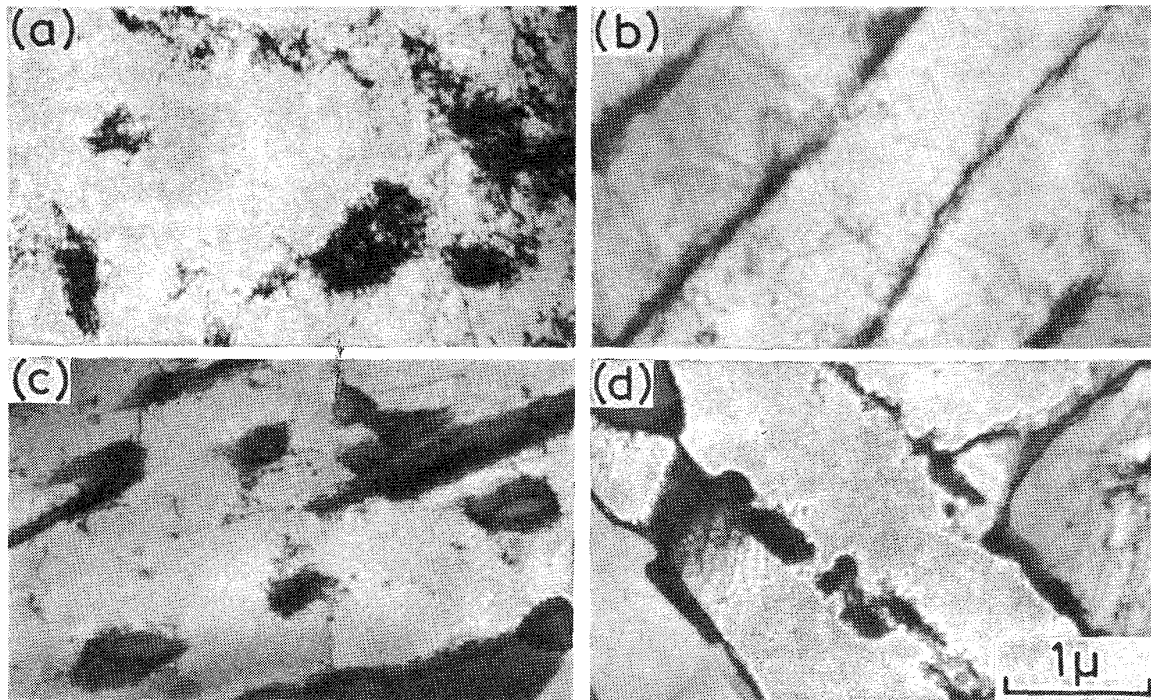


Photo. 2. Transmission electron micrographs of S 15C fatigued at $\sigma_a = 37 \text{ kg/mm}^2$. (a) structure A : after 2×10^3 cycles (b) structure A : to failure (c) structure B : to failure (d) structure C : to failure

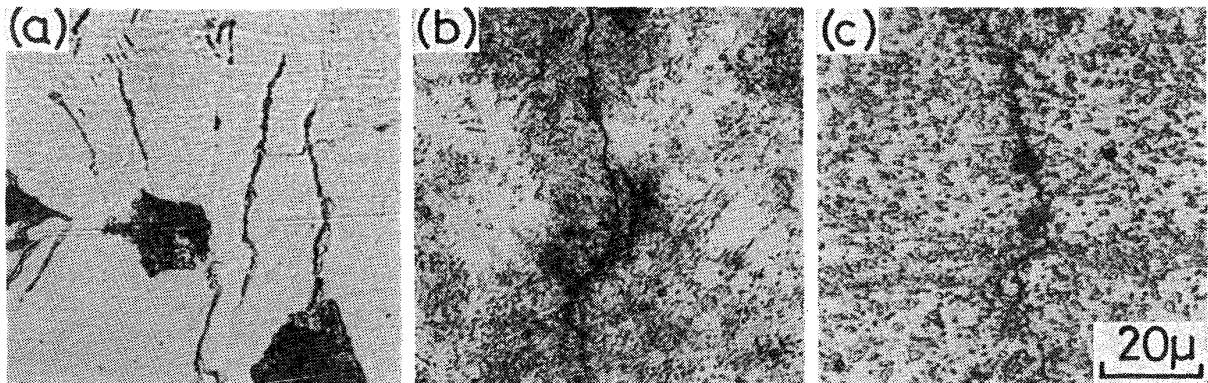


Photo. 3. Fatigue cracks on the surface of S 15C. (a) structure A (b) structure B (c) structure C

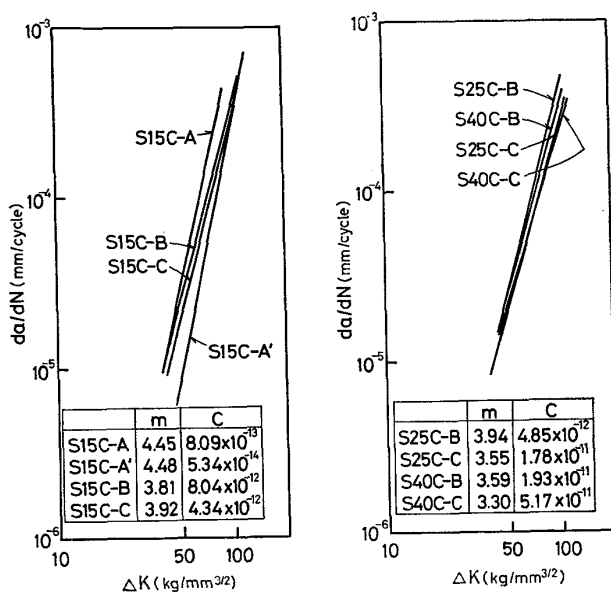


Fig. 9. Comparison of fatigue crack propagation rate as a function of stress intensity factor range.

組織 A では 0.6% の歪振幅の場合にも軟化傾向は認められなかった。一方、組織 A' の場合には、2%あるいは 0.6% の歪振幅を作用させた際にそれぞれ 7 サイクル、20 サイクルの繰返し後に軟化傾向が認められた。

3.4 定応力疲労試験

Fig. 5 と Fig. 6 はそれぞれ S 15C の各組織に 37 kg/mm² と 42 kg/mm² の応力振幅を作用させた場合の繰返しに伴う塑性歪振幅の変化を示したものである。組織 A の繰返し塑性挙動は純鉄のそれ⁹⁾²⁰⁾と傾向が類似しており、初期段階で徐々に歪は増加し、ある繰返し数 (37 kg/mm² では 2000 サイクル、42 kg/mm² では 800 サイクル) でほぼ一定となる。一般にその後若干歪が減少した後にはき裂が発生するという傾向にあるが、この歪減少時においてすら巨視的き裂が認められることがあり、この時の真の塑性歪振幅の値は測定値よりもさらに低い値であ

ろうと推定される。組織 A' の場合には歪振幅にはあまり変化が認められないが、組織 A と A. S. (applied stress) / U. T. S. (ultimate tensile strength) の値が等しくなるような応力を作用した場合においても破線で示したような変化挙動を示し、A, A' 両組織の繰返し塑性挙動は全く異質のものであろうことが示唆される。組織 B の場合には塑性歪の増加が極めて著しい。また組織 C の場合には組織 A, B に比べて歪の増加速度が極めて低い。

Fig. 7 は S 25C についての結果である。この鋼種の組織 B にはやや粗大化したセメントライトが分散していたわけであるが、この場合さらに顕著な塑性歪の増加が認められた。S 40C の場合 (Fig. 8) も組織 C に比べて組織 B の方が軟化傾向が大であることがわかる。

3.5 内部組織および表面形態の観察

3.4 で明らかとなつた巨視的歪振幅の変化挙動を微視組織との関係で明らかにするため、これら繰返し過程での透過電顕観察を行なつた結果を Photo. 2 に示した。また Photo. 3 は S 15C の各組織の表面き裂発生形態を示したものである。これらの詳細については考察の項で述べることにする。

3.6 疲労き裂伝播試験

き裂伝播速度 da/dN を応力拡大係数の範囲 ΔK との関係で整理したのが Fig. 9 である。この応力拡大係数の値 K は GROSS らの式²¹⁾を用いて算出した。なお疲労き裂伝播速度式 $da/dN = C(\Delta K)^m$ における指数 m と係数 C の値も合わせて図中に示した。またき裂伝播後の破面の走査電顕観察によれば、いずれの組織の場合も極めて類似した延性破壊形態を呈していた。

4. 考 察

4.1 Bauschinger 効果と低サイクル疲労特性

Bauschinger 効果は一般に炭素含有量が高いほど、また炭化物の分布が細かいほど大きくなることが知られて

いる^{22)~24)}。また岸ら²³⁾²⁴⁾は層状パーライト組織を有する高炭素鋼 (0.9% C 含) の実験でその層間隔の小さいものほど Bauschinger 効果は大きく、球状化したものは小さくなることを報告している。本実験の低炭素鋼 S 15 C では明らかに球状化セメンタイト組織 C がフェライト + パーライト組織 A よりも大きな Bauschinger 効果を示しており、一見彼らの報告と矛盾するようにも見えるが、組織 A の変形の大部分がフェライト中で起こることを考えれば、合理的な結果といえる。また組織 B、組織 C ともに炭素量が高い場合に Bauschinger 応力が増加した結果も熊倉ら²²⁾や岸ら²³⁾²⁴⁾の報告と一致している。

Bauschinger 効果の結晶粒度依存性についても若干の金属について報告²³⁾されており、細粒試料ほど Bauschinger 効果が大であることが知られている。本実験で認められた組織 B と組織 C の Bauschinger 応力の値の差が炭素量の増加とともに大きくなつていく傾向は、組織 C の亜粒の粒径が炭素量の増加に伴い小さくなつていく傾向 (Table 3) と対応し、これは亜粒界の存在が Bauschinger 応力の増加に極めて大きな寄与をしていることを示すものであろう。

次に定歪疲労特性についてであるが、Fig. 4 に示したように組織 B と組織 C の軟化傾向が炭素量の増加に伴って強くなること、また 1 サイクルと 2 サイクルの応力振幅の値の差すなわち図中破線で示した直線の勾配も組織 B より組織 C の方が小さいことは注目すべきである。すなわちこのような低サイクル定歪疲労の場合、前述した Bauschinger 応力の大小が材料の軟化傾向を決定する大きな要因であることが示唆されるわけである。

フェライト + パーライト組織 A では低歪振幅の場合にも軟化傾向は認められなかったが、これは Bauschinger 応力が最も低かつた事実 (Fig. 3) とも対応する。一方、組織 A' で認められた軟化は、組織 B や組織 C で観察された軟化 (Bauschinger 効果と関連を有する軟化) とは異質のものであろうと考えられる。この推察は、軟化現象に先立ち硬化現象が生じている事実に基づく。この軟化の原因としては、若干の析出強化合金の疲労過程で認められている析出粒子の再固溶現象^{25)~31)}が考えられる。すなわち移動転位によつて ϵ -炭化物が分断され、その大きさが臨界値以下になると局部的に reversion を起こすことになる結果、巨視的軟化現象が認められたものと推定される。

4.2 高サイクル疲労特性

Photo. 2 (a) (b) は組織 A の疲労過程 ($\sigma_a = 37 \text{ kg/mm}^2$) における透過電顕写真である。(a) は塑性歪が最高値に達する 2000 サイクルにおける転位組織である。

この段階ですでにかなりのセル組織が形成されており、かかるセル壁の転位密度が次第に高くなると転位の運動が阻害され、塑性歪の減少が起こるものと考えられる。

組織 A' の場合には、Fig. 4 で認められた軟化が予測されるが、かかる歪量では炭化物の剪断-再固溶はなかなか進行しないようである (Fig. 5, Fig. 6)。しかしながら、かなり高い応力を作用させた場合 (A.S./U.T.S. ≥ 0.78)、 10^3 サイクル以後に著しい歪の増加が認められ、この機構によつて局部的に軟化領域の形成が起こつていくことも推察されるが、ミクロき裂の発生伝播による曲線の上昇との識別が困難なようである。

組織 B の場合には、組織 A に比べて静的強度が高いにも拘らず繰返しに伴い大きな塑性歪を示したわけであるが、疲労後の透過電顕写真 (Photo. 2 (c)) から明らかのようにこのようなセメンタイトの分散組織においては、組織 A で認められたようなセルは形成されておらず、炭化物の周囲に多くの転位の集積が観察される。つまりかかるセメンタイトの分散組織は転位の交差すべりを容易にすると同時に、また集積した転位による一種の Bauschinger 効果によつて極めて高い繰返し易動度を生じたものと考えられる。その結果、セルが容易に形成されるフェライト + パーライト組織 A の場合よりも大きな塑性歪を示したものと推定される。なおここでいう Bauschinger 効果は 3.2 で述べた Bauschinger 効果とは異なり、繰返し過程で導入された転位と微視組織との相互作用で生ずる効果を指し、「繰返し Bauschinger 効果」とでも名付けるべき現象である。したがつて Fig. 3 で示したように組織 B の Bauschinger 効果が比較的低かつた結果とは異質の現象として理解すべきである。以上のように組織 B の場合には炭化物周辺にかなりの転位の集積が認められ、この転位密度がある臨界値に達した時に cracking が起こる³²⁾ことも予測されうることである。

組織 C の場合 (Photo. 2 (d)) には、亜粒内部での転位密度が繰返しに伴って若干増加し、そこに小さなセルが形成されている所も認められたが、亜粒界の存在のゆえに他の組織ほど大きな転位組織変化は認められないようである。

4.3 表面き裂の発生

炭素鋼の疲労き裂発生に関しては、その組織がフェライト + パーライト^{32)~34)} か焼戻しマルテンサイト^{35)~38)} である場合についてはこれまでもかなり詳細な観察が行なわれているが、同一鋼種でのその他の種々の熱処理組織についてのき裂発生形態を詳しく検討した報告はあまり見られない。焼鈍した炭素鋼での疲労き裂は、KLESNIL らの報文¹⁾²⁾によれば、すべり帯に発生するものが

主体であるが、この他にも結晶粒界、パーライト/フェライト境界あるいは非金属介在物界面など種々の箇所から発生することが横堀らによつて指摘されている³²⁾³³⁾。本実験のフェライト+パーライト組織 A の場合には、Photo. 3 (a) に示したように、フェライト中に極めて多数の固執すべり帯が形成され、そこにき裂が発生する場合がほとんどであつた。

また高強度鋼における疲労き裂発生については著者の一人の総説³⁹⁾に詳しいが、一般に強度上昇とともに非金属介在物からの疲労き裂発生割合が高くなる傾向を有する³⁸⁾。本実験の組織 C (球状化セメンタイト組織) においては、すべり帯にき裂が発生している箇所も若干は認められたが、負荷応力レベルを問わず介在物にき裂が発生する確率が極めて高く (Photo. 3 (c))、最終破壊へ導いた主き裂も介在物に発生したき裂の連結によつて出来たものである。なおこの時 10μ 程度の大きさの介在物からもき裂発生が認められた。

組織 B の場合にも一部の介在物からき裂発生が認められたが、大多数のき裂発生箇所が介在物やすべり帯とは無関係であることが特徴的である (Photo. 3 (b))。このように光学顕微鏡のオーダでとくに疲労き裂発生点としての明瞭な site を見出せないことは逆に、この組織では炭化物の周囲に転位の集積が認められた事実とも呼応し、この転位密度がある臨界値に達した時に炭化物/母相界面でき裂発生が起こつたと考えることの一つの論拠を与えているようにも思われる。

4.4 疲労き裂伝播特性

Fig. 9 に示した S 15C のき裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数の範囲 ΔK の関係から、 ΔK が $40 \sim 110 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の領域では低温焼入した組織 A' が他の組織に比べて極めて良好な疲労き裂伝播抵抗を有することがわかる。これは例えば A, A' 両組織における m 値および C 値の比較からも明らかで、 m 値がほぼ等しいにもかかわらず組織 A' の C 値がかなり低い値を示している。すなわち組織 A' の直線は組織 A のそれを低伝播速度側へ平行移動した形をとる。

また組織 B や組織 C の直線は、 ΔK が $40 \sim 110 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の領域で組織 A と組織 A' の直線の間に位置し、比較的低 ΔK レベルでは組織 A に一致し、また高 ΔK レベルでは組織 A' に近づく。この低 ΔK レベルでの直線の一致は、S 25C や S 40C の組織 B、組織 C でも認められ、またこれまでもいくつか報告されている^{40)~44)}。この事実は m と $\log C$ の関係が良好な直線となることからより明瞭に示される (Fig. 10)。このような ΔK 値において伝播速度が熱処理条件によらず一定となることに

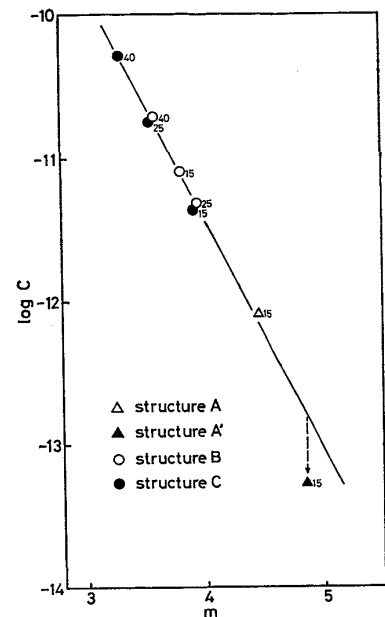


Fig. 10. Relationship between $\log C$ and m .

対しての明確な解釈はこれまでに与えられていないが、この現象は、かかる ΔK 値におけるき裂伝播速度が種々の強化組織因子の影響を受けず、マトリクス自体の性質 (強度と靱性) のみに支配されていることを示唆するものであると著者らは考える。

直線が交差する比較的低 ΔK レベル (約 $40 \text{ kg/mm}^{3/2}$) での塑性域の大きさは 0.1 mm 程度と推定されるが、き裂伝播速度は 10^{-5} mm/cycle であり、もし 1 サイクル毎にき裂が進展していると仮定すれば、繰返しごとに 10^{-5} mm ずつき裂進展につながる損傷が起こっていることになる。またたとえ数サイクルごとにき裂が進展したとしても、高々 10^{-4} mm 程度ずつ「損傷→き裂進展→損傷」を繰返すにすぎず、本実験の強化組織因子の最小間隔 $7 \times 10^{-4} \text{ mm}$ (S 40C 組織 C の亜粒径) に及ばない。すなわちこれらの強化因子はき裂進展につながる直接の損傷を阻止することにはならないと考えられる。HORN⁴⁵⁾ も 5 Mo-0.3C 鋼の焼戻し組織について疲労き裂伝播特性を調べ、lath 境界の析出物はき裂伝播速度に影響を与えないことを報告している。以上のように破壊が結晶粒内で起こり、その形態が類似しているときには、低 ΔK レベルでの伝播速度が組織によらず一定となるのは合理的と考えられる。組織 A' ではかかる低 ΔK レベルでも直線は一致せず、低い伝播速度を示したわけであるが、これはマトリクス自体の強度が高い (固溶強化と ϵ -炭化物による析出強化) ためと考えられる。き裂先端近傍に存在する微細な ϵ -炭化物は、4.1 で述べたように繰返しに伴つて再固溶することも考えられるが、マトリクスの

強度が他の 3 つの熱処理組織の強度レベルまで下がることはあり得ず、組織 A' だけがかかる ΔK 値で他の組織よりも低い伝播速度を示したことも極めて合理的であると思われる。

一方、高 ΔK レベルでのき裂伝播速度は材料の強度や靱性に強く依存すると考えられる。すなわちき裂先端の損傷域（前述したように繰返し塑性域の中にあつてつぎのサイクルで破壊する損傷度の高い領域をさす）は ΔK の増加とともに次第に大きくなり、それは組織因子の支配を受けることになる。なおこの損傷域は HAHN ら⁴⁶⁾ が Fe-3% Si での実験で報告した $10 \times da/dN$ 程度 ($1/2 \times COD$) の大きさの高歪領域と類似するものと思われる。

したがって m 値が降伏応力に依存するとする GURNEY の報告⁴⁷⁾や破壊靱性値に依存すると考えた MILLER の報告⁴⁰⁾は、その材料の強度レベルや靱性レベルによつては有効な示唆であると考えられる。

一般に強度と靱性の両者が m 値に影響をおよぼしているであろうことは、S 45C の焼戻し温度の上昇に伴う靱性の増加が m 値を低下させることを示した小林らの結果⁴⁸⁾と本実験結果 (Fig. 9) の比較からも明らかである。すなわち小林らの結果では強度が高くなるにしたがい m 値の増加が認められることになるが、本実験結果では逆である (Fig. 11)。また荒木ら⁴⁹⁾は S 45C の焼戻し温度のより広い領域についてき裂伝播特性を調べ、 m 値に最小値が存在することを見出し、 m 値を組織定数として提案している。 m 値に関しては他にもいくつかの議論があり^{50)~52)}、統一的な見解が得られるまでには至っていないようであるが、いずれにしても m 値は不変定数ではなく、組織とくにその強度と靱性に強く影響を受ける値であると結論できるようである。また組織 A' のプロットが Fig. 10 の直線あるいは Fig. 11 の曲線から大きく離れて存在している事実は、組織 A' の疲労き裂伝播特性が他の組織のそれと大きく異なることを暗示するものである。

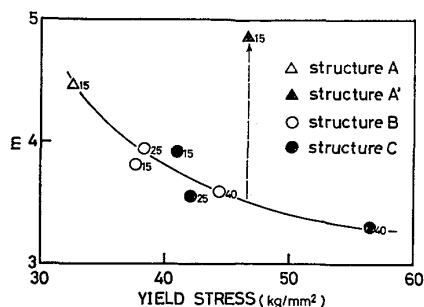


Fig. 11. Relationship between m and yield stress.

5. 結 言

炭素鋼 (0.13~0.41% C 含) の種々の熱処理組織、すなわちフェライト+パーライト組織 (A: 焼鈍材, A': 低温焼入材)、微細なパーライトとセメンタイトの共存組織 B および亜粒界の存在する球状化セメンタイト組織 C について、定歪および定応力の疲労試験を行い、以下の結論を得た。

(1) Bauschinger 応力は亜粒界の存在する組織 C が最も大きく、以下組織 A', 組織 B, 組織 A の順であつた。

(2) 組織 B, C とも炭素量の増加に伴ない Bauschinger 応力は増加したが、組織 C における増加の方が顕著であつた。これは炭素量の増加に伴う組織 C 中の亜粒径の減少に起因すると考えられた。

(3) 低サイクル定歪疲労試験の結果は上記 Bauschinger 効果を反映し、Bauschinger 応力の高い組織ほど定歪疲労過程での軟化傾向が顕著であつた。

(4) 組織 A' では初期の定歪繰返し過程での硬化現象に引き続き軟化傾向が認められたが、これは不安定析出粒子の再固溶現象として理解された。

(5) 定応力疲労試験の結果、組織 A では巨視的に軟化→飽和→硬化→き裂発生過程が認められたが、これは内部転位組織の変化と対応することが確認された。

(6) 組織 B は、組織 A よりも静的強度が高いにもかかわらず、繰返しに伴い著しい塑性歪振幅の増加を示したが、これは内部転位組織の観察から、かかるセメンタイトの分散組織が転位の交差すべりを容易にしたこと、また一種の Bauschinger 効果「繰返し Bauschinger 効果」が生じたことに起因すると考えられた。

(7) 組織 C は、亜粒界の存在のため繰返しに伴う塑性歪の増加が低く抑えられ、また内部転位組織の変化も顕著ではなかつた。

(8) 表面疲労き裂は、組織 A ではすべり帯に発生するものが主体であるのに対し、組織 C では非金属介在物に発生するものが主体であつた。また組織 B のき裂発生箇所は炭化物/マトリクス界面であると推定された。

(9) 切欠試験片による疲労き裂伝播特性を調べた結果、 $\Delta K \cong 40 \text{ kg/mm}^{3/2}$ で組織 A, 組織 B, 組織 C の 3 組織の伝播速度がほぼ一致する (10^{-5} mm/cycle) こと、また組織 A' の伝播速度は組織 A のそれよりも広い ΔK の領域にわたつて低い値を示すことが判明した。

(10) (9) の結果から、疲労き裂伝播特性は高 ΔK レベルでは種々の組織因子の影響を受けるが、比較的低 ΔK レベル (10^{-5} mm/cycle 程度の伝播速度を与える ΔK)

では 10^{-4} mm 以上の間隔をもつ強化組織因子の影響を受けず、一般にマトリクスの性質 (強度と靱性) のみに支配されるものと考えられた。

本研究の遂行にあたり MTS closed loop 疲労試験機の使用の機会を与えられた東京大学宇宙航空研究所岸輝雄助教授に深く感謝いたします。

文 献

- 1) M. KLESNIL, M. HOLZMANN, P. LUKÁŠ, and P. RYŠ: JISI, 203 (1965), p. 47
- 2) M. KLESNIL and P. LUKÁŠ: JISI, 203 (1965), p. 1043
- 3) P. LUKÁŠ, M. KLESNIL, and P. RYŠ: Z. Metallk., 56 (1965), p. 109
- 4) M. KLESNIL and P. LUKÁŠ: JISI, 205 (1967), p. 746
- 5) J. T. McGRATH and W. T. BRATINA: Phil. Mag., 11 (1965), p. 429
- 6) J. T. McGRATH and W. T. BRATINA: Phil. Mag., 12 (1965), p. 1293
- 7) R. P. WEI and R. J. BAKER: Phil. Mag., 11 (1965), p. 1005
- 8) R. P. WEI and R. J. BAKER: Phil. Mag., 12 (1965), p. 1089
- 9) F. V. LAWRENCE, Jr. and R. C. JONES: Met. Trans., 1 (1970), p. 367
- 10) 川辺秀昭, 山田朝治, 吉田 彰, 上村正雄: 材料, 18 (1969), p. 1106
- 11) 川辺秀昭, 山田朝治, 上村正雄, 材料, 20 (1971), p. 839
- 12) 菊川 真, 城野政弘, 宋 智浩: 材料, 21 (1972), p. 753
- 13) 佐々木茂美, 越智保雄: 日本材料強度学会誌, 7 (1972), p. 147
- 14) L. F. COFFIN, Jr.: J. Basic Eng., Trans. ASME, (1965), p. 351
- 15) J. T. McGRATH and W. J. BRATINA: Acta Met., 15 (1967), p. 329
- 16) D. V. WILSON and J. K. TROMANS: Acta Met., 18 (1970), p. 1197
- 17) D. V. WILSON and B. MINTZ: Acta Met., 20 (1972), p. 985
- 18) M. J. BROWN and J. D. EMBURY: Acta Met., 20 (1972), p. 627
- 19) R. L. FULLMAN: J. Metals, 5 (1953), p. 447
- 20) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 投稿中
- 21) B. GROSS and J. E. SRAWLEY: Technical Note, D-2603 NASA Jan., (1965)
- 22) S. KUMAKURA: Bulletin of JSME, 11 (1968), p. 426
- 23) 五弓勇雄, 岸 輝雄: 塑性と加工, 10 (1969), p. 863
- 24) T. KISHI and I. GOKYU: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1044
- 25) A. J. McEVILY, J. B. CLARK, E. C. UTLEY, and W. H. HERNSTEIN: Trans. AIME, 221 (1963), p. 1093
- 26) J. B. CLARK and A. J. McEVILY: Acta Met., 12 (1964), p. 1359
- 27) A. R. KRAUSE and C. LAIRD: Mater. Sci. Eng., 2 (1967), p. 331
- 28) C. A. STUBBINGTON and P. J. E. FORSYTH: Acta Met., 14 (1966), p. 5
- 29) J. T. McGRATH and W. T. BRATINA: Acta Met., 15 (1967), p. 329
- 30) C. CALABRESE and C. LAIRD: Mater. Sci. Eng., 13 (1974), p. 141
- 31) C. CALABRESE and C. LAIRD: Mater. Sci. Eng., 13 (1974), p. 174
- 32) T. YOKOBORI, M. NANBU, and N. TAKEUCHI: Proc. 3rd Conf. on Dimensioning, Hungarian Academy of Science, Budapest (1968), p. 321
- 33) T. YOKOBORI, M. NANBU, and N. TAKEUCHI: Rep. Res. Inst. Str. and Frac. Mater., Tohoku Univ., 5 (1967), p. 1
- 34) P. LUKÁŠ, M. KLESNIL, J. KREJCI, and P. RYŠ: Phys. Stat. Sol., 15 (1966), p. 71
- 35) 横堀武夫, 栗林久雄, 川岸正武, 竹内直記: 日本金属学会誌, 35 (1971), p. 70
- 36) 今井勇之進, 熊谷真一郎: 材料, 19 (1970), p. 1121
- 37) 熊谷真一郎, 今井勇之進: 材料, 20 (1971), p. 1114
- 38) 荒木 透, 佐川竜平, 石 滋宜: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1737
- 39) 荒木 透: 日本金属学会「金属材料の疲労—ミクロとマクロの結びつき」, (1973), p. 21
- 40) G. A. MILLER: Trans. ASM, 61 (1968), p. 442
- 41) R. G. FORMAN: Trans. ASME, D89 (1967), p. 457
- 42) J. P. HICKERSON, Jr. and R. W. HERTZBERG: Met. Trans., 3 (1972), p. 179
- 43) T. YOKOBORI and T. AIZAWA: Rep. Res. Inst. Str. and Frac. Mater., Tohoku Univ., 9 (1973), p. 65
- 44) T. YOKOBORI, I. KAWADA, and H. HATA: Rep. Res. Inst. Str. and Frac. Mater., Tohoku Univ., 9 (1973), p. 35
- 45) R. M. HORN: Met. Trans., 6A (1975), p. 1525
- 46) G. T. HAHN, R. G. HOAGLAND, and A. R. ROSENFIELD: Met. Trans., 3 (1972), p. 1189
- 47) T. R. GURNEY: BWRA Report, E18/12/68
- 48) 村上理一, 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会論文集, 42 (1976), p. 2269
- 49) 荒木 透, 佐川竜平, 石 滋宜: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 2042
- 50) T. YOKOBORI: Rep. Res. Inst. and Frac. Mater., Tohoku Univ., 3 (1967), p. 39
- 51) 横堀武夫: 材料強度学 (岩波全書), 第2版 (1974)
- 52) 荒木 透, 辛 玫教, 佐川竜平: 日本材料強度学会誌, 10 (1975), p. 106