

論 文

UDC 669.15'24-149.56 : 669.15'24'26-194.56 : 539.431/.433 : 669.112.227.243

オーステナイト系鉄合金の疲労損傷過程に及ぼす昇温効果*

関 勇一**・西脇 健一***・藤田 利夫****

Effects of Test Temperature on Fatigue Damage Process of Austenitic Steel

Yuichi SEKI, Kenichi NISHIWAKI, and Toshio FUJITA

Synopsis:

The temperature dependence of fatigue damage process was investigated using three austenitic steels, namely Fe-30Ni alloy which is metastable austenite, Fe-38Ni alloy which is stable austenite at room temperature and Fe-25Ni-16Cr alloy which has a low stacking faults energy of austenite. The variation of plastic strain amplitude was measured at the temperatures of 100°C and 200°C, and surface morphology and substructures were observed by optical and transmission electron microscopes. The main results obtained are as follows;

- 1) The hardening tendency in metastable austenitic region results from the work hardening of austenite and formation of martensite, and the decrease of hardness is considered to be due to the tempering effect of martensite.
- 2) The higher the stacking faults energy of austenite is, the more the hardening tendency is found, that is, this is attributed to the formation of the dislocation cells.
- 3) Initial cracks are apt to occur mainly at grain boundaries in the case of high stress levels and at slip bands in the case of low stress levels. The rate of occurrence of cracks at slip bands is increased with the formation of surface striation.

1. 緒 言

金属材料に繰り返し応力が作用した場合、き裂発生以前の段階で一般に巨視的に硬化や軟化の認められる疲労損傷過程が存在し、その後の初期き裂の発生箇所やその時期あるいはき裂伝播特性に大きな影響を及ぼすことが良く知られている。従来この過程において認められる硬化や軟化などの繰り返し塑性変形挙動（以下塑性挙動と略す）については、純鉄¹⁾や焼鈍低炭素鋼²⁾⁻³⁾など主にフェライト系材料に関して詳細に調べられており¹⁾⁻⁵⁾またその内部転位組織変化についてもかなり明確化されているようである¹⁾⁻³⁾⁵⁾⁶⁾。

一方オーステナイト系材料については、従来あまり研究されていなかったが、最近の需要の増加に伴い、活発な研究が行われている。著者らもすでに前報⁷⁾にて、3種類のオーステナイト合金 (Fe-30Ni, Fe-38Ni, Fe-25Ni-16Cr) を用いて、疲労挙動に及ぼす加工誘起マル

テンサイトおよび積層欠陥エネルギー (S. F. E.) の影響について報告した。しかしながら、このようなオーステナイト系合金の疲労損傷は、オーステナイトの安定度やあるいはらせん転位の交さすべりの難易性に大きく影響を受けるため、試験温度の上昇に伴う各因子の影響を調べることは、きわめて重要である。

本研究では、このような観点から疲労損傷過程に及ぼす試験温度の上昇に伴うオーステナイト相の安定性の影響を調べるとともに、S. F. E. の異なる2種類のオーステナイト鋼を用いて、その塑性挙動ならびに疲労後の転位組織変化の温度依存性について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

用いた供試材の化学組成分析値を Table 1 に示した。30Ni 鋼は、室温付近で準安定オーステナイト組織を有し、明瞭な TRIP 現象を示すことは前報⁷⁾で述べた。

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 5 月 18 日受付 (Received May 18, 1978)

** 東京大学大学院 (現: (株)神戸製鋼所) (Graduate School, The University of Tokyo, Now Kobe Steel, Ltd.)

*** 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku Tokyo 113)

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

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
Fe-30Ni	0.005	0.001	0.002	0.003	0.005	30.05	—	0.01	0.0015
Fe-38Ni	0.003	0.001	0.002	0.003	0.005	37.80	—	0.01	0.0010
Fe-25Ni-16Cr	0.005	0.001	0.004	0.003	0.014	24.71	15.92	0.03	0.0026

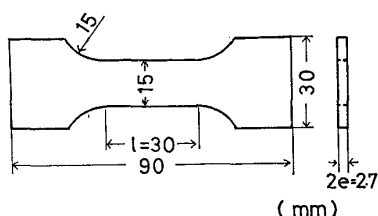


Fig. 1. Fatigue test specimen.

Table 2. Mechanical properties of steels.

		U.T.S. (kg/mm ²)	0.2%P.S. (kg/mm ²)	Elonga- tion(%)
Fe-30Ni	100C	38.4	12.0	38.5
	200C	36.5	10.7	39.0
Fe-38Ni	100C	38.9	19.8	30.4
	200C	33.5	11.7	42.0
Fe-25Ni- 16Cr	100C	42.1	16.3	41.8
	200C	40.0	15.1	46.6

また 38Ni 鋼は常温以上では、塑性変形に対して安定なオーステナイト鋼であり、25Ni-16Cr 鋼は、Ni の一部を Cr で置換することにより S. F. E. を低下するとともに、Schaeffler の状態図における安定度が、38Ni 鋼にはほぼ等しくなるように設計したものである。

各鋼種とも、Al 脱酸による真空溶解によつて溶製し、得られた鋼塊 (17kg) を 1150°C で均一化焼鈍した後、その温度で熱間圧延を施し厚さ 6 mm の板材を得た。その後 Fig. 1 に示される形状寸法に切削加工し機械研磨の後次節で述べる熱処理を施し、電解研磨を行つて試験片とした。

2.2 熱処理

各鋼種とも 900°C で 1 h 加熱保持したのち炉冷の熱処理を施した。その結果、平均オーステナイト粒径は、30Ni 鋼が 36.5 μ 、38Ni 鋼が 47.6 μ 、25Ni-16Cr 鋼が 33.1 μ であつた。また、この熱処理条件下における M_s 点は、30Ni 鋼の場合 -20°C であつた。一方 38Ni 鋼および 25Ni-16Cr 鋼においては、-196°C 深冷処理を施してもマルテンサイトは観察されなかつた。なおこれら試料の 100°C および 200°C における引張特性値を、Table 2 に示す。

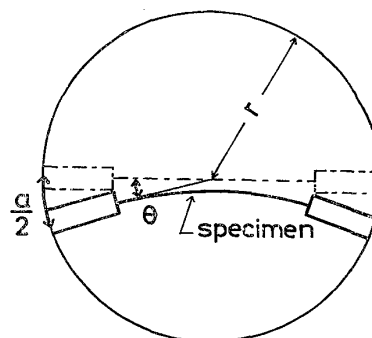


Fig. 2. Measurement of strains.

2.3 試験方法

疲労試験はシェンク式疲労試験機により定応力振幅の両振曲げ応力を、繰り返し速度 150 c.p.m. で作用させることにより、試験温度 100°C および 200°C で行つた。そのさい温度制御は、試験片を電気炉で取り囲み、あらかじめ疲労試験片にスポット溶接した熱電対による温度測定値と試験片近傍 (試験片より 3 mm 離れたところ) の雰囲気温度測定値の関係を調べておき、疲労試験片の温度制御は、すべて雰囲気温度を調節することにより行つた。また疲労損傷過程における硬化、軟化挙動についての検討は、繰り返しに伴う塑性歪振幅の変化の測定により行つた。その測定原理を Fig. 2 に示す。すなわち試験片には常に設定荷重が負荷され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。

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

$$\theta = a/2r$$

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

$$= \frac{2e}{l} \tan \frac{a}{2r} - \frac{\sigma}{E}$$

ここに

- ϵ_t : 全歪量
- ϵ_p : 塑性歪量
- ϵ_e : 弾性歪量
- e : 試験片厚さ
- σ : 負荷応力振幅
- E : ヤング率
- l : 試験片平行部長さ

また 30Ni 鋼については、疲労過程で生成するマルテンサイトの定量を X線回折により行つたが、その詳しい

測定方法については前報⁷⁾で述べた通りである。

さらに各試料の疲労進行に伴って生ずるすべり帯や微視き裂の発生形態を明らかにする目的で、光学顕微鏡観察を行つたほか、疲労試験後の表面近傍より採取した薄膜について透過電子顕微鏡観察(加速電圧: 150 kV)を行い、内部転位組織の変化も調べた。なお、回転曲げ疲労試験においては、試験片表面からの深さによつて負荷応力振幅値が異なるため、電子顕微鏡観察用薄膜は、全てまず試験片表面から約1 mmの厚さの板片を切り出したのち、その切り出し面のみを機械研磨して、厚さ0.3 mmとし、その後両面を化学研磨および電解研磨することにより試験片表面から約150 μ のところから、採取した。

3. 実験結果

3.1 100°Cにおける塑性挙動

Fig. 3は100°Cにおいて30Ni鋼に14~25kg/mm²の定応力振幅を作用させた際の繰返しに伴う塑性歪振幅の変化を示したものである。いずれの応力振幅下においても繰返しに伴い全体として塑性歪の減少すなわち硬化傾向を示したのち、き裂の発生とともに見かけ上塑性歪が増大し最終破断にいたる傾向にある。またその硬化速度は、負荷応力振幅が高い程大きいようである。またいずれの応力振幅下においても、繰返し途中にて若干硬化が緩和されるような段階が存在し、その後の硬化速度は、高応力振幅下(25kg/mm², 20kg/mm²)では明らかに、初期の硬化速度よりも大きい傾向にある。本鋼種は、この温度域においても準安定オーステナイト鋼であり、Fig. 4に示されるように、繰返しに伴いマルテンサイトを生成する。いずれの応力振幅下においてもその生成速度は、低繰返し数側程大きく、室温の場合⁷⁾

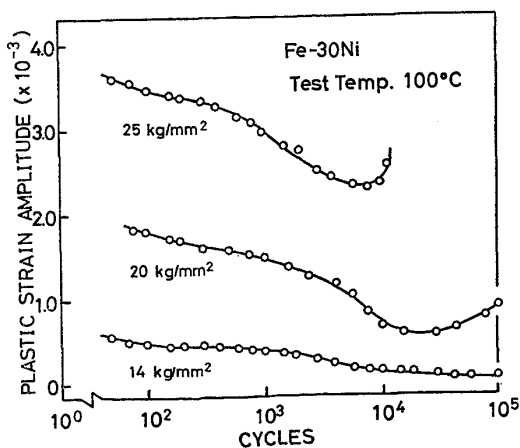


Fig. 3. Variation of plastic strain amplitude during testing: Fe-30Ni, T=100°C.

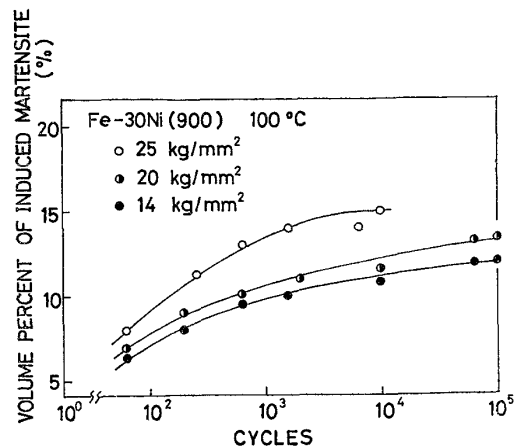


Fig. 4. Change of the volume fraction of martensite during testing: Fe-30Ni (900)

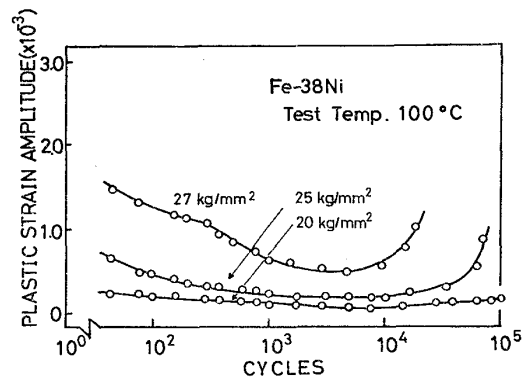


Fig. 5. Variation of plastic strain amplitude during testing: Fe-38Ni, T=100°C.

とほぼ同様の傾向を示すが、この温度下においては、10³サイクル以上の比較的高繰返し数側においても生成は徐々にあるが連続的に起こっているようである。また、きわめて高い塑性歪振幅値を示し、その疲労寿命も約1.1×10⁴サイクルと比較的短いような負荷応力振幅25 kg/mm²の場合においても破断時のマルテンサイト体積率は、わずか15%程度であり室温の場合⁷⁾よりその生成量はかなり低いようである。また疲労後の透過電子顕微鏡観察によると、生成したマルテンサイトは、Photo. 1(a)に示されるように全て転位状のもの(ラスマルテンサイト)である。またオーステナイト中にはPhoto. 1(b)に示されるようなセル組織が観察される。

Fig. 5は、38Ni鋼の100°Cにおける塑性歪振幅の変化を示したものである。本鋼種の場合、Table 2に示されるように100°Cにおける0.2%耐力が19.8 kg/mm²と30Ni鋼の12 kg/mm²に比べて比較的高く従つて全体にその塑性歪振幅値は小さいが、30Ni鋼と同様、いずれの応力振幅下においても硬化傾向を示している。Fig. 3に示す30Ni鋼において観察されたような、

硬化の緩和段階は、高応力振幅 (27 kg/mm²) を作用させた場合に若干認められる程度であり、それより低応力振幅下では、認められない。また Photo. 1 (c) に、この鋼種の疲労後の透過電顕組織を示すが、かなりの領域において顕著なセルが形成されている。

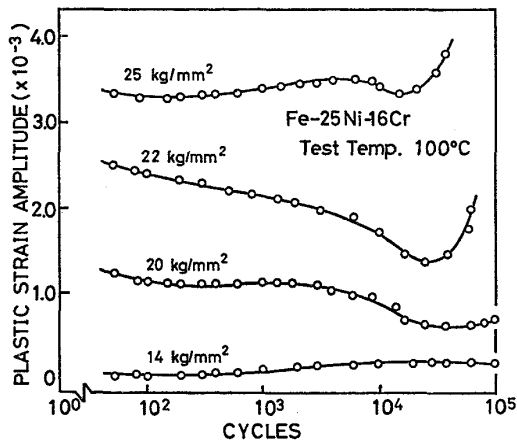


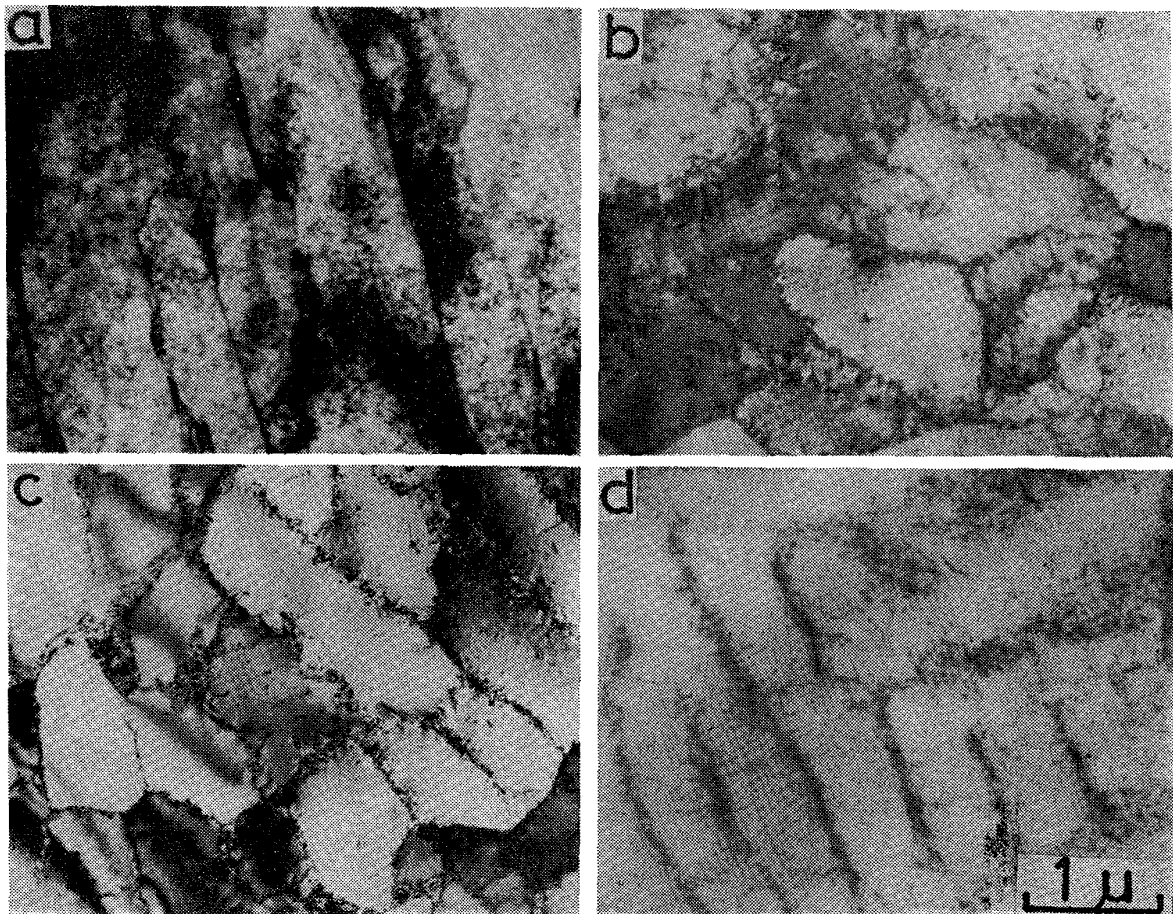
Fig. 6. Variation of plastic strain amplitude during testing : Fe-25Ni-16Cr, T=100°C.

Fig. 6 は、25Ni-16Cr 鋼の塑性歪振幅の変化曲線を示したものである。本鋼種の場合、上記 2 鋼種とは、若干その挙動を異にし、負荷応力水準に応じて、その塑性挙動は異なるようである。すなわち比較的高応力振幅 (25 kg/mm²) を作用させた場合には、繰返しに伴い徐々に軟化し、最終破断直前に硬化する傾向にある。しかしながらそれより低い応力振幅下 (22 kg/mm², 20 kg/mm²) においては、硬化傾向を示し、負荷応力水準が低下するにつれて、軟化に移行し、応力振幅が 14kg/mm² の場合には硬化は、認められない。またこの鋼種における疲労後の透過電顕組織を Photo. 1 (d) に示す。

3.2 200°C における塑性挙動

Fig. 7 は 200°C における 30Ni 鋼の塑性歪振幅の変化を示したものである。繰返し初期から徐々に硬化し、その後高繰返し数側に移行するにつれて、その硬化速度は大きい。またこの温度下においては繰返しに伴いマルテンサイトの生成は全く認められない。

Fig. 8 および Fig. 9 にそれぞれ 38Ni 鋼および 25 Ni-16Cr 鋼の塑性歪振幅の変化曲線を示す。38Ni 鋼の



a) Fe-30Ni (Induced martensite) : $\sigma_a=20$ kg/mm², b) Fe-30Ni (Austenite) : $\sigma_a=20$ kg/mm²
c) Fe-38Ni : $\sigma_a=25$ kg/mm², d) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=25$ kg/mm²

Photo. 1. Transmission electron micrographs of specimens fatigued to failure at 100°C.

場合、初期に硬化傾向を示すが、負荷応力水準に依存したある繰り返し数において、その硬化の飽和あるいは若干の軟化が認められ、その後再び硬化する傾向が認められる。一方 25Ni-16Cr 鋼においても 38Ni 鋼とほぼ類似の塑性挙動を示す。

Photo. 2 (a)~(d) にこの温度下における各鋼種の

疲労途中および疲労後の透過電顕組織を示すが、いずれの鋼種においてもきわめて良く発達したセルが形成されているのが観察された。

3.3 表面形態変化

Photo. 3 (a)~(f) は、100°C における疲労後の表

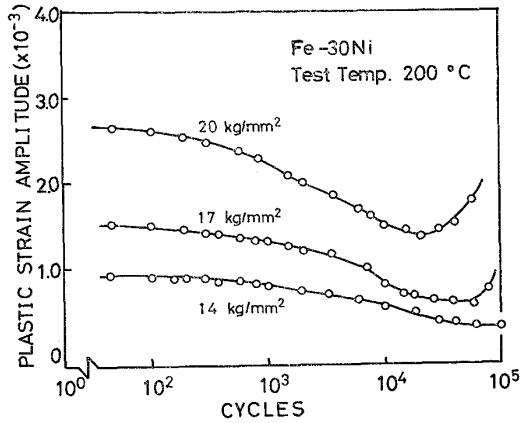


Fig. 7. Variation of plastic strain amplitude during testing : Fe-30Ni, T=200°C.

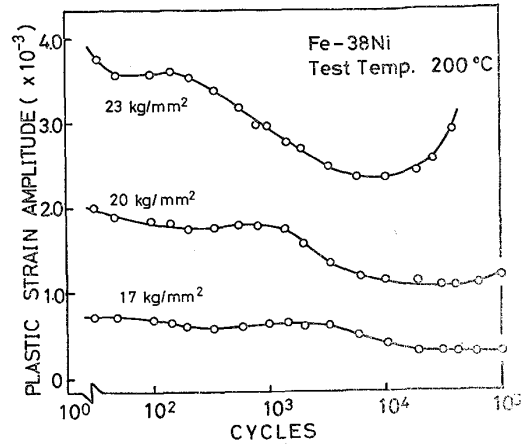
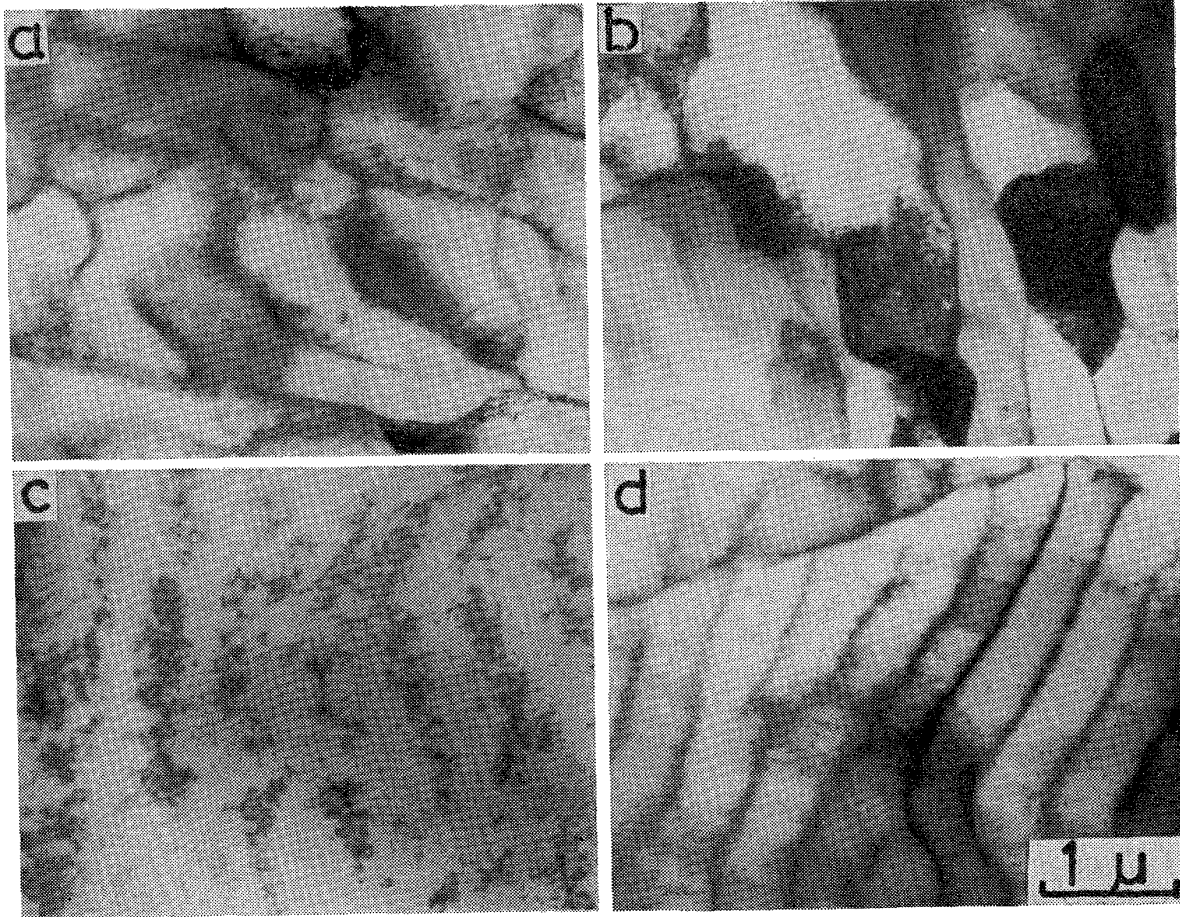


Fig. 8. Variation of plastic strain amplitude during testing : Fe-38Ni, T=200°C.



a) Fe-30Ni : $\sigma_a=17 \text{ kg/mm}^2$, to failure, b) Fe-38Ni : $\sigma_a=20 \text{ kg/mm}^2$, to failure, c) Fe-38Ni : $\sigma_a=20 \text{ kg/mm}^2$, after 10^3 cycles, d) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=20 \text{ kg/mm}^2$, to failure

Photo. 2. Transmission electron micrographs of specimens fatigued at 200°C.

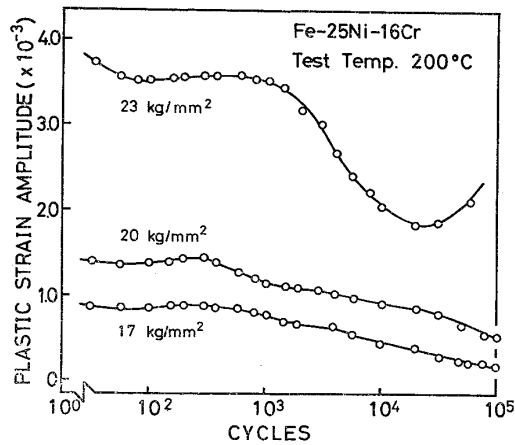
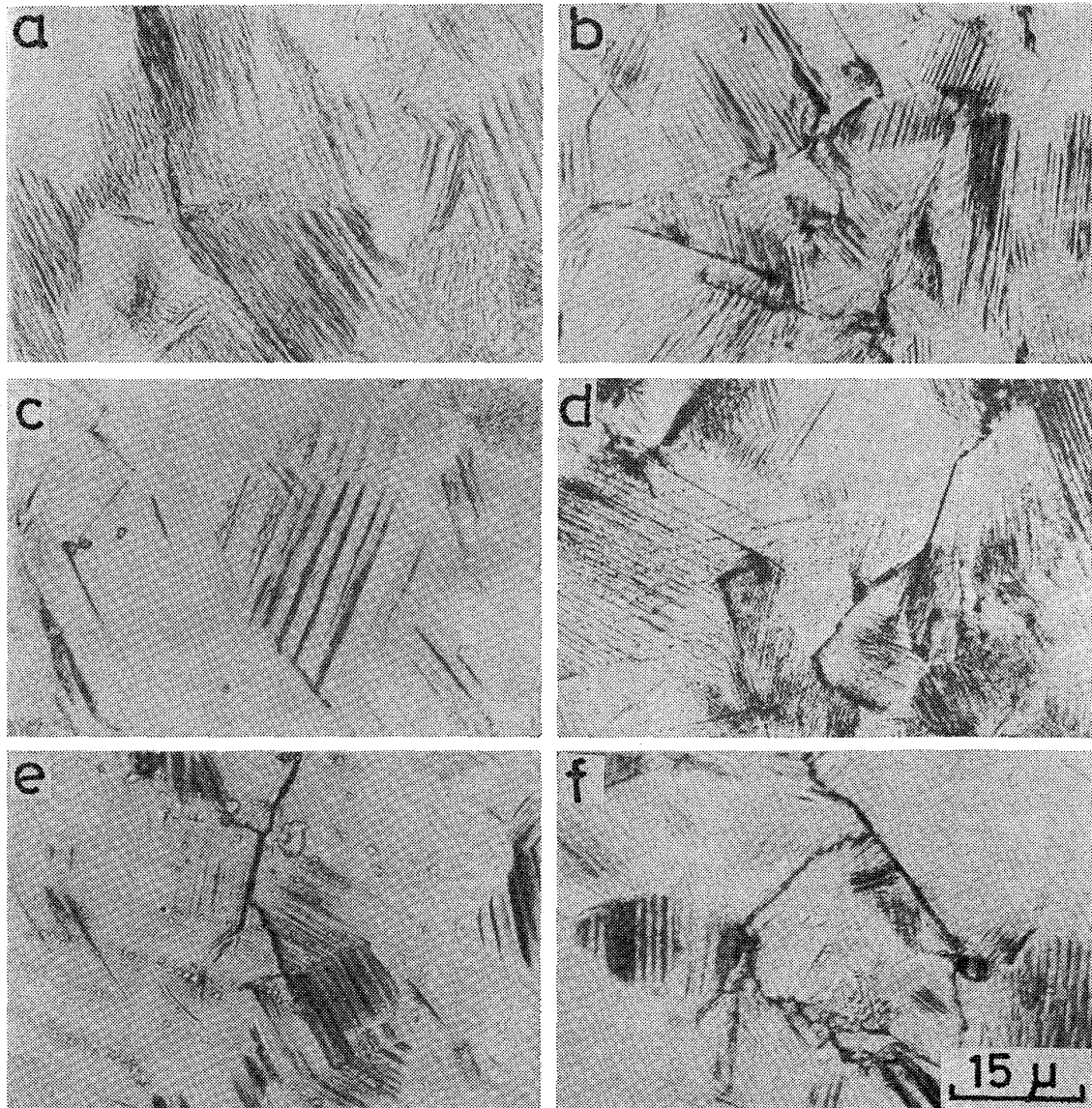


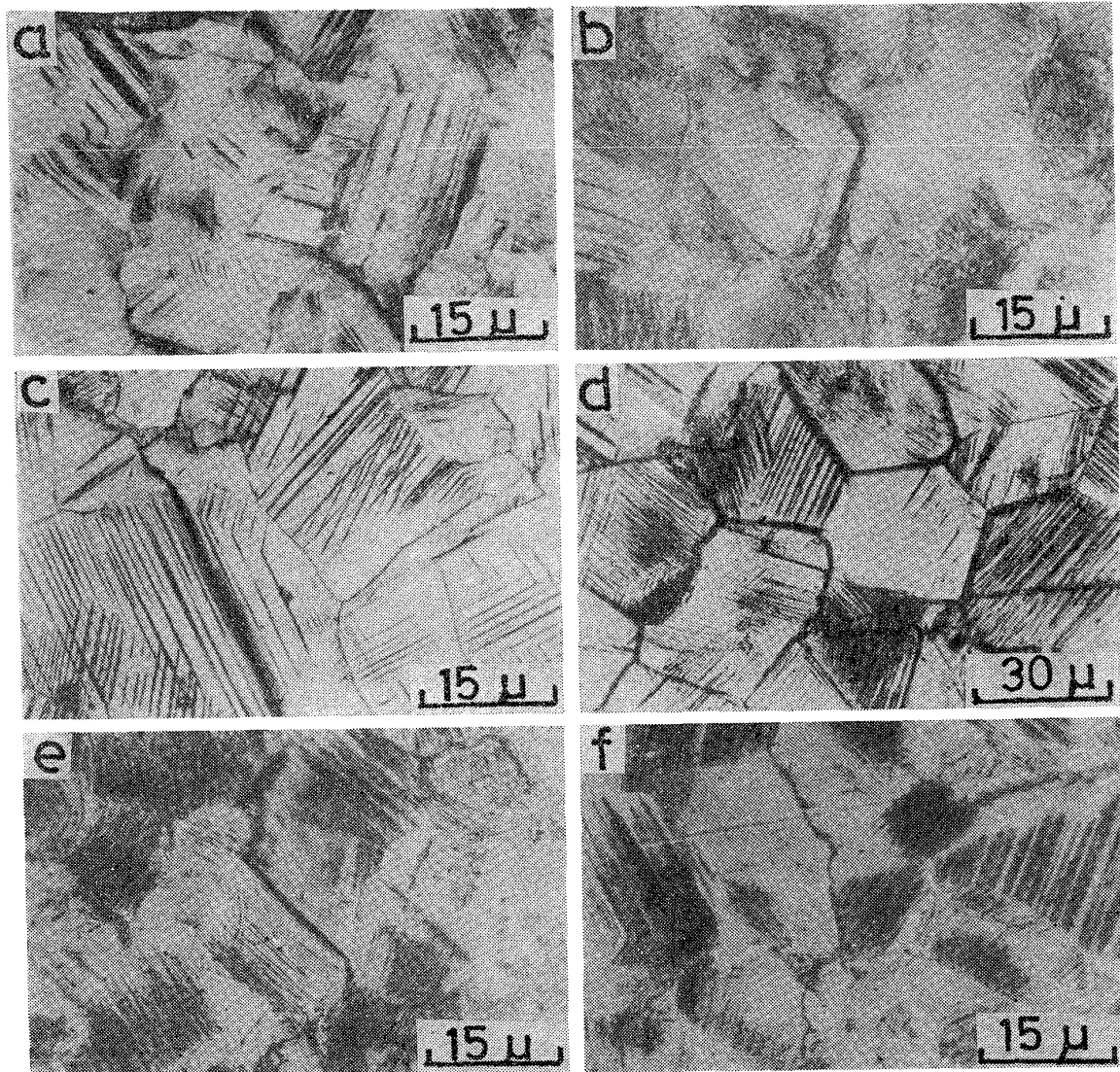
Fig. 9. Variation of plastic strain amplitude during testing : Fe-25Ni-16Cr, T=200°C.

面組織を示したものである。各鋼種とも特に高応力振幅 (30 kg/mm²) を作用させた場合に著しく発達した表面ストライエーションが形成されている。初期き裂は、高応力振幅を作用させた場合、粒界に沿って発生するものが比較的多く認められるが、この傾向は室温の場合⁷⁾程顕著でなく、例えば 30Ni, 38Ni 鋼では、負荷応力振幅が 30 kg/mm² (疲労寿命 : 30Ni 鋼 N_f=3700 サイクル, 38Ni 鋼 N_f=4100 サイクル) の場合でもすべり線にそって発生しているものも多数認められる。一方比較的応力振幅の低い場合 (20 kg/mm²) には、ほとんどがすべり線にそってき裂は発生しており、30Ni 鋼においても室温で多数認められたマルテンサイト-オーステナイト境界に沿って発生したき裂は観察されなかつた。



a) Fe-30Ni : $\sigma_a=20$ kg/mm², b) Fe-30Ni : $\sigma_a=30$ kg/mm², c) Fe-38Ni : $\sigma_a=20$ kg/mm², d) Fe-38Ni : $\sigma_a=30$ kg/mm²
e) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=20$ kg/mm², f) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=30$ kg/mm²

Photo. 3. Slip bands and fatigue cracks on the surface of specimens fatigued at 100°C.



a) Fe-30Ni : $\sigma_a=17 \text{ kg/mm}^2$, b) Fe-30Ni : $\sigma_a=27 \text{ kg/mm}^2$, c) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=17 \text{ kg/mm}^2$, d) Fe-38Ni : $\sigma_a=27 \text{ kg/mm}^2$
 e) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=17 \text{ kg/mm}^2$, f) Fe-25Ni-16Cr : $\sigma_a=27 \text{ kg/mm}^2$

Photo. 4. Slip bands and fatigue cracks on the surface of specimens fatigued at 200°C.

また Photo. 4 (a)~(f) は, 200°C における各鋼種の疲労後表面組織を示したものである。各鋼種ともこの温度下においては, かなり低い応力振幅下においても明瞭なストライエーションが観察される。初期き裂は, 主にそのストライエーションに沿って発生するとともに, 負荷応力振幅が高くなるにつれ粒界面部で発生しているものも多く認められる。

4. 考 察

4.1 準安定オーステナイト鋼 (30Ni, 100°C) の疲労損傷に及ぼす昇温効果

30Ni 鋼は, 室温において繰返し初期に急激に硬化傾向を示し, これには繰返しに伴うマルテンサイトの生成が大きく寄与していることは前報⁷⁾で述べた。一方この鋼種は, 100°C においても同様に準安定オーステナイト

鋼であり繰返しに伴いマルテンサイトが生成されている訳であるが, その生成量は, 室温の場合よりはるかに少なくその生成挙動も繰返し塑性挙動と必ずしも対応しない。したがって 30Ni 鋼において認められた繰返しに伴う硬化には, 他の要因も大きく影響していることが予想される。この点を明らかにする目的で, 負荷応力 20 kg/mm² の場合オーステナイトおよび 77 サイクルまでのごく短い繰返しで生成したマルテンサイトの各繰返し数における微小硬度測定を行った。なお, その際 77 サイクルの繰返していつたん試験を中断し 77 サイクルまでに生成したマルテンサイトを 30% 亜硫酸水素ナトリウム溶液にて着色し, その後に生成するマルテンサイトと区別した。その結果は Fig. 10 に示される通りである。すなわちマルテンサイトは, 200 サイクルまでの極く初期段階で急激に硬化したのち約 6000

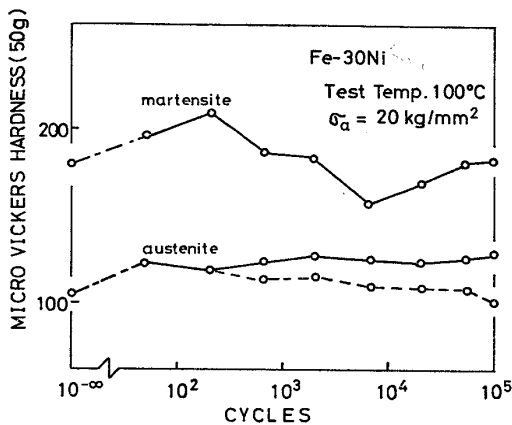


Fig. 10. Variation of micro hardness during testing : Fe-30Ni, T=100°C.

サイクル程度まで軟化傾向をとるが、その後再び硬化する傾向にある。この硬化および軟化は、それぞれマルテンサイト変態に導入された転位および繰り返し変形過程で導入された転位間の相互作用による加工硬化およびそれら転位の再配列⁹⁾によるものと思われる。巨視的に観察された塑性歪振幅変化に、一時硬化が、緩和される段階がみられたが、この繰り返し数とマルテンサイトの軟化段階とが、比較的良く一致するところから、この硬化の緩和は、マルテンサイトの焼もどし軟化によるものであると考える。一方オーステナイトは、図中実線で示されるように徐々に硬化する傾向にある。なお、この温度下においては、繰り返し後期に局部的に著しいストライエーションが形成されるが、この領域では、その傾向が強まるにつれ図中点線で示したように軟化傾向を示した。すなわちこのような鋼種においては、マルテンサイト生成による硬化以外に、このマルテンサイトおよびオーステナイトの加工硬化が、巨視的な塑性歪振幅の減少をもたらしたと思われる。また形成されたセルも硬化要因として働くが、詳しいことは次節で触れることにする。一方オーステナイト中の軟化は、全く起こっていないのか、あるいは他の硬化要因に打ち消されて巨視的には認められないのかは、硬化測定によつても明らかではないが、表面に形成されるストライエーションは明らかに軟化要因として働いているようである。

4.2 安定オーステナイト鋼の疲労損傷に及ぼす昇温効果

安定オーステナイト鋼であり S. F. E. も比較的高い 38Ni 鋼は、常温でも特に粒界にセルの形成が認められているが⁷⁾ 試験温度の上昇に伴い次第に粒内部にもきわめて発達したセルが形成されている。また常温ではセル形成の認められなかつた 30Ni 鋼や 25Ni-16Cr 鋼においても同様に温度上昇に伴いセルまたはサブ・パウ

ンドリーが形成されやすくなる。同様の結果は、L. A. TAMES⁹⁾ や幡中ら¹⁰⁾ によつても報告されており、これはらせん転位の交さすべりおよび転位の上昇運動が活発になることから理解されている。このようなセルは、その形成後、次第にその転位密度を増していき、転位の移動の障害として働くため、かかる温度下では、硬化要因として大きく寄与するものと思われる。38Ni 鋼の 200°C における塑性挙動は次の 3 つの段階において考えられる。すなわち i) 繰り返し極く初期の硬化段階、ii) その硬化の飽和段階、および iii) 再び硬化に移行する段階である。初期の硬化は導入された転位間の相互作用による加工硬化として理解される。この硬化はいつたん飽和するが、この飽和領域においては、初期に導入された転位の再配列¹¹⁾ による軟化機構が働いていることも十分考えられる。またこの段階において Photo. 2 (c) に示されるようにすでに局部的にセルが形成されており、その後、このセルが次第に発達するにつれ再び硬化に移行するものと思われる。このようなセルは、負荷応力振幅が低い程、高繰り返し数側で形成されるため、飽和段階も低応力振幅を作用した場合程、高繰り返し数側に移行するものと思われる。

一方 30Ni 鋼も 200°C では、安定なオーステナイト鋼であるが、この場合や 38Ni 鋼の 100°C の場合には、顕著な硬化飽和段階が、認められないが、この場合には初期の転位の導入からセルの形成が連続的に起こり必ずしも巨視的には硬化の飽和はみられないようである。

4.3 積層欠陥エネルギーの影響

S. F. E. の低い 25Ni-16Cr 鋼は、室温においては、負荷応力水準に依らず全て硬化傾向を示し、疲労後の転位配列も極めて直線的であつた⁷⁾ が、100°C においては、その応力水準に応じてきわめて複雑な塑性挙動を示している。最も高い応力振幅 (25 kg/mm²) を作用した場合に認められた初期の軟化は、きわめて徐々であり、内部転位組織の変化にもとづく軟化要因は、明らかではないが、表面に形成される著しいストライエーションが微小クラックの発生とともに軟化に大きく関与しているものと考えられる。従つてストライエーションの形成がそれ程顕著でない低応力 (22 kg/mm², 20 kg/mm²) の場合には、硬化が認められており、さらに負荷応力水準が低下するにつれ軟化に移行する傾向にあるが、これは S. F. E. を有する 38Ni 鋼の常温における結果⁷⁾ と非常に良く類似している。すなわち、S. F. E. の低い 25Ni-16Cr 鋼においても温度の上昇に伴い、らせん転位の交さすべりや転位の上昇運動が比較的起こりやすくなり、可動転位密度の増加¹⁾ やまた導入された転位の再配列¹¹⁾

などによる軟化が、低応力振幅下で認められたものと考えられる。

この傾向は 200°C ではさらに顕著となり 4.2 で述べた 38Ni 鋼と比較的良く類似の傾向を示し、常温で認められた低 S. F. E. 材の特徴は、もはや認められない。

4.4 初期き裂の発生形態

初期き裂は、いずれの温度下においても比較的高応力振幅下では、結晶粒界に沿って発生し、低応力振幅下では、すべり線に沿って発生するようであるが、この傾向は、室温の場合より程、顕著ではないようである。これは試験温度の上昇に伴い表面にストライエーションの形成される傾向が強まるにつれ、その部分での応力集中が次第に強くなり比較的高応力下においてもすべり線に沿ってき裂が発生する傾向が強まるのであろう。

また 30Ni 鋼においてもマルテンサイトとオーステナイトの境界に沿って発生したき裂は、かなり低応力振幅下でも激減したが、この理由としても同様のことがいえると思われる。

5. 結 論

準安定オーステナイト鋼 (30Ni 鋼) および S. F. E. の異なる 2 種類の安定オーステナイト鋼 (38Ni 鋼, 25Ni-16Cr 鋼) を用いてその疲労損傷過程に及ぼす温度依存性について検討し、次のような結論が得られた。

1) 30Ni 鋼は 100°C (準安定領域) において全体として硬化傾向を示すが、途中硬化の緩和される段階が存在する。

2) この硬化には、マルテンサイトの生成以外に、オーステナイトおよびマルテンサイトの加工硬化が寄与していることが明らかとなった。また硬化の緩和はマルテンサイトの軟化によるものであると考えられる。

3) 高 S. F. E. を有する 38Ni 鋼は温度上昇により顕著な硬化を示し、これにはセルの形成が大きく寄与していると考えられる。

4) 低 S. F. E. を有する 25Ni-16Cr 鋼は、100°C においては、38Ni 鋼の常温での塑性挙動と良く類似した塑性挙動が認められる。

5) 初期き裂は、いずれの温度下においても高応力水準では、主に粒界部に、また低応力水準ではすべり線に発生する傾向があるが、表面ストライエーションの形成に伴いすべり線に発生するき裂の割合が、若干増大する傾向にある。

文 献

- 1) F. U. LAWRENCE, Jr. and R. C. JONES: Met. Trans., 1 (1970), p. 367
- 2) M. KLESNIE, M. HOLZMANN, P. LUKAS, and P. RYS: JISI, 203 (1965), p. 47
- 3) M. KLESNIL and P. LUKAS: JISI, 205 (1967), p. 746
- 4) 菊川 真, 城野政弘, 宋 智浩: 材料, 21 (1972), p. 753
- 5) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 268
- 6) J. McGRATH and W. T. BRATINA: Phil. Mag. 11 (1965), p. 429
- 7) 堀部 進, 関 勇一, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 278
- 8) P. BEARDMORE and C. F. FELTNER: Proc. 2nd Int. Conf. Fracture, Chapman and Hall, London (1969), p. 607
- 9) L. A. JAMES and E. B. SCHWENK, Jr.: Met. Trans., 2 (1971), p. 491
- 10) 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治: 材料, 20 (1971), p. 481
- 11) C. E. FELTNER and C. LAIRD: Acta Met., 15 (1967), p. 1633