

論 文

UDC 539.37 : 669.12 : 669.15'26-196 : 669.15'26'29-196

純鉄, Fe-Ni 合金および Fe-Ni-Cu 合金の
繰返し塑性挙動*

堀部 進**・佐川竜平***・藤田利夫***・荒木 透****

Cyclic Plastic Behaviour of a Pure Iron, Fe-Ni Alloys and
an Fe-Ni-Cu Alloy

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

Synopsis:

The relationships between microstructures and fatigue properties in a pure iron, Fe-Ni alloys and an Fe-Ni-Cu alloy have been investigated by mechanical testing and optical or electron microscopy. Results obtained are as follows:

- (1) The degree of fatigue damage is affected by the existent states of interstitial elements and ferrite grain size in a pure iron.
- (2) Solid solution hardening by Ni or Cu restricts the softening during cycling and increases the fatigue life. The aged structures in an Fe-Ni-Cu alloy harden the alloy during cycling, which is thought to be due to the interaction between dislocations and precipitates.
- (3) Fatigue crack propagation property reflects the fatigue damage process in low ΔK level, and is affected by the grain size in a pure iron. In an Fe-Ni-Cu alloy it is improved by precipitation hardening of the Cu-rich zone.

1. 緒 言

金属材料がある値以上の繰返し応力を受ける場合、軟化硬化現象として巨視的に検出されうる疲労損傷過程が一般に存在するが、この過程はその後のき裂発生に大きな影響をおよぼすため極めて重要な段階である。

純鉄の疲労現象を冶金物理学的手法により検討した報告としては、疲労損傷過程に関して McGRATH と BRATINA¹⁾²⁾、WEI と BAKER³⁾⁴⁾、LAWRENCE, Jr.⁵⁾ あるいは KLESNIL と LUKÁŠ⁶⁾ によるものが、き裂発生に関しては HEMPEL⁷⁾ や WOOD^ら⁸⁾ によるものがあり、またき裂伝播過程については平⁹⁾、栗谷^ら¹⁰⁾の報告が見られる。しかしながらこれら個々の研究はそれぞれごく限られた試験条件(疲労過程の一部、狭い負荷応力範囲、観察手法など)でしか行なわれておらず、現時点においても純鉄の疲労機構についてすら明瞭な解釈が与えられていないようである。

また第2元素が添加された鉄基2元固溶体合金の疲労損傷についての研究はほとんどなく、き裂伝播特性についても WEERTMAN らの報告¹¹⁾が見られる程度である。さらに鉄基合金において疲労損傷と第2相析出粒子との関係を検討した報告として、Fe-C 系については著者らの報文¹²⁾¹³⁾の他、COFFIN, Jr.¹⁴⁾、WILSON^{15)~19)}、McGRATH と BRATINA²⁰⁾、BROWN^ら²¹⁾の研究などがあるが、炭素の影響が介在しない状態での析出粒子の影響を調べた報告は極めて少ない。

そこで本報では、フェライト単相および第2相析出粒子が種々の形態で存在する場合の疲労挙動を、とくに損傷過程に重点を置き、微視組織学的に説明することを試みた。

2. 実験方法

2.1 供試材

用いた試料は真空溶解により溶製した純鉄, Fe-1.6Ni

* 昭和51年10月本会講演大会にて発表 昭和53年2月23日受付 (Received Feb. 23, 1978)

** 東京大学大学院 工博 (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 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)

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

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	N	O
A	0.005	0.006	0.004	0.005	0.005	—	—	0.0022	0.0070
B	0.003	0.005	0.010	0.007	0.007	1.59	—	0.0015	0.0110
C	0.004	0.008	0.005	0.005	0.006	3.03	—	0.0026	0.0160
D	0.004	0.004	0.003	0.006	0.005	1.43	0.66	0.0018	0.0051

Table 2. Heat treatment of materials.

A	T1	800°C (2 h) WQ
	T2	800°C (2 h) FC(to 500°C) + AC(to RT)
	T3	1 100°C (2 h) WQ + 800°C (2 h) FC(to 500°C) + AC(to RT)
B	T4	800°C (2 h) WQ
C	T5	1 145°C (2 h) FC(to 500°C) + AC(to RT)
D	T6	800°C (2 h) WQ
	T7	800°C (2 h) WQ + 500°C (48 h) AC(to RT)
	T8	800°C (2 h) WQ + 600°C (48 h) AC(to RT)

合金, Fe-3.0Ni 合金および Fe-1.4Ni-0.7Cu 合金であり, その化学組成を Table 1 に示した. これらの鋼種を 1 150°C もしくは 1 050°C で均一化焼鈍後, その温度からの鍛圧により 10 mm 径の棒材と 6 mm 厚の板材を得た. 引張試験片および疲労試験片は素材に後述の熱処理を施した後, 切削加工により作製し, 機械研磨, 電解研磨後に供試片とした. なおこれら試験片の形状寸法は前報¹⁸⁾と同一である.

2.2 熱処理

Table 2 に各鋼種の熱処理条件を示した. T1 および T2 は, フェライト粒径が等しい状態 (38.3 μ) で微量含有される侵入型固溶元素 (C, N) の存在状態を変えるために行なった熱処理である. すなわち T1 では C, N がフェライト中に均一に分散固溶しているのに対して, T2 は熱処理過程で存在している転位の周りに Cottrell 雰囲気が形成されており, また一部の転位は炭化物によつて pinning されていると考えられる. T3 は冷却条件を T2 と同じとし, 結晶粒を粗大化する (約 305 μ) ことを試みた熱処理である.

T4 は Fe-1.6Ni 合金についての熱処理であるが, これは純鉄における T1 と同一処理である. なおこの試料の結晶粒径は約 47.2 μ であつた. さらに Fe-3.0Ni 合金は Ni 含有量の影響を検討すべく調整したものであり, 結晶粒径を Fe-1.6Ni 合金にそろえるため 1 145°C (2 h) 加熱を行なった. その結果, 平均粒径 43.5 μ の試料が得られたが, 混粒組織であつた.

Fig. 1 は Fe-Ni-Cu 合金に対して 800°C 2 h WQ の

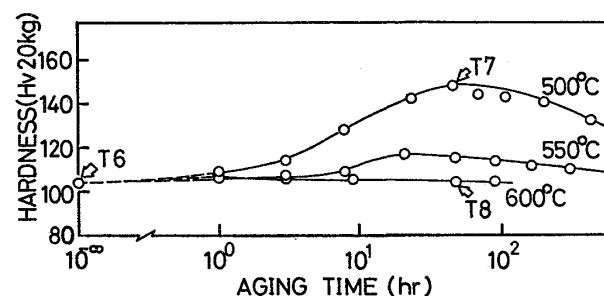
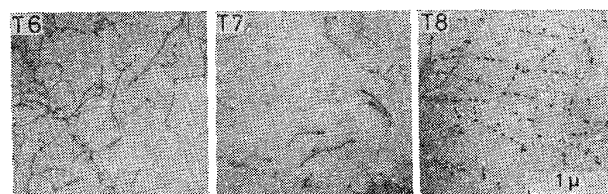


Fig. 1. Precipitation hardening of an Fe-1.4Ni-0.7Cu alloy.

溶体化処理を施した後, 500°, 550° および 600°C の各温度で時効させた際のビッカース硬さ (荷重 20 kg) の変化を示したものである. 500°C 50 h 近傍で硬さの大きなピークを示すが, 時効温度の上昇とともにピークの高さは減少し, その位置も短時間側へ移行する. 本研究では図中矢印で示した 3 つの組織について実験を行なうことにした. T6 は過飽和固溶体状態, T7 は Cu-rich zone 状態, T8 は Cu 安定相析出状態である. なお T7 での硬さは 148, T6 および T8 でのそれはともに 104 であり, またこれら組織の結晶粒径はいずれも 42.9 μ であつた.

2.3 引張試験および疲労試験

各鋼種のそれぞれの熱処理組織についてクロスヘッド速度 1 mm/min と 100 mm/min の 2 条件で引張試験を行ない, 降伏応力と引張強さを求めた.

疲労試験はすべてシェンク式疲労試験機を用いて行なった. 平滑試験片では疲労き裂発生に至るまでの損傷過程についての実験を行なったが, この際の疲労条件は, 繰返し速度 450cpm, 完全両振, 定応力振幅の平面曲げ疲労とした. この実験では繰返しに伴う塑性歪振幅の変化を動的に測定¹⁸⁾し, また表面のすべり帯や微視き裂の発生形態, 内部転位組織の変化などは, 光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡 (加速電圧: 150kV) により観察

し、巨視的塑性挙動との関係を検討した。

疲労き裂の伝播特性は切欠試験片を用いて調べた。この際の疲労条件は、最大応力 $\sigma_{max.} = 12 \sim 16 \text{ kg/mm}^2$ 、応力比 $R=0.06$ 、繰返し速度 1000 cpm の片振面内曲げ疲労とした。なお応力拡大係数 K は Grossら²²⁾ の式を用いて算出した。また ΔK_{th} (き裂伝播の下限界条件) の測定は、荷重を徐々に減少させることによりき裂伝播速度が 10^{-8} mm/cycle まで低下する ΔK 値を ΔK_{th} 値として求めた。なおこの測定における繰返し速度は 3000 cpm とした。さらに疲労破面の走査型電顕観察も行った。

3. 実験結果

3.1 引張特性

Table 3 に引張試験結果を示した。純鉄の引張強さは T1 と T2 とでいずれの引張速度の場合もほとんど差が認められないが、降伏応力は T2 が高く、このことは試料中に微量含有されている侵入型固溶元素の存在形態がかかる鋼種の機械的性質に若干の影響をおよぼしていることを示唆するものである。

Ni 固溶によるフェライトマトリクス強化はかなり顕著であり、3% の Ni 添加で降伏応力は約 8 kg/mm^2 、引張強さは約 10 kg/mm^2 の上昇を見ている。

Fe-Ni-Cu 合金の場合、硬さが等しい過飽和固溶体状態 (T6) と Cu 安定相析出状態 (T8) とにおける強度を比較すると降伏応力は後者がやや高いが、引張強さは両組織でほぼ等しい値を示していた。

3.2 疲労特性

Fig. 2~Fig. 4 は繰返しに伴う塑性歪振幅の変化を示したものである。

800°C WQ の純鉄 (T1) に $20 \sim 25 \text{ kg/mm}^2$ の応力振幅を作用させた場合、塑性歪は繰返しとともに次第に増加するが、その後負荷応力レベルに依存するある値で

Table 3. Tensile properties of materials.

Material	Treatment	L. Y. P. (kg/mm ²)		U. T. S. (kg/mm ²)	
		1mm/min	100mm/min	1mm/min	100mm/min
A	T1	13.4	19.1	26.3	27.1
	T2	16.3	19.8	25.1	26.7
	T3	14.3	19.0	25.5	27.6
B	T4	22.3	25.5	33.0	35.2
C	T5	24.6	27.9	35.7	36.8
D	T6	25.1	30.2	35.4	38.6
	T7	37.4	42.2	44.7	47.7
	T8	31.0	33.8	36.5	38.5

Left : 1mm/min, Right : 100mm/min

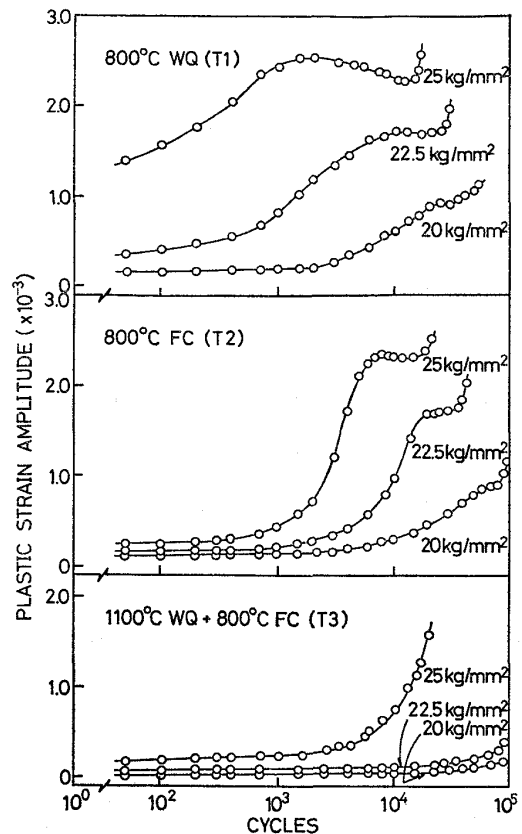


Fig. 2. Variation of plastic strain amplitude during fatigue testing (pure iron).

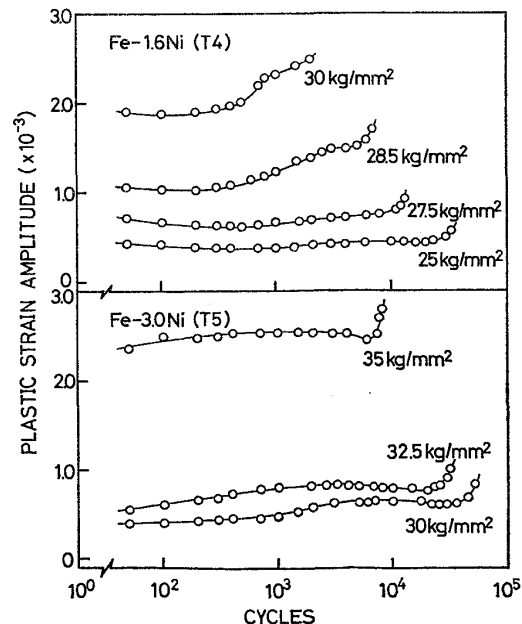


Fig. 3. Variation of plastic strain amplitude during fatigue testing (Fe-Ni alloys).

飽和し、とくに高応力振幅を作用させた場合には一たん歪は低下してからき裂発生へと至る。一方 800°C FC 試料 (T2) の場合、初期の軟化が大きく抑制された。この

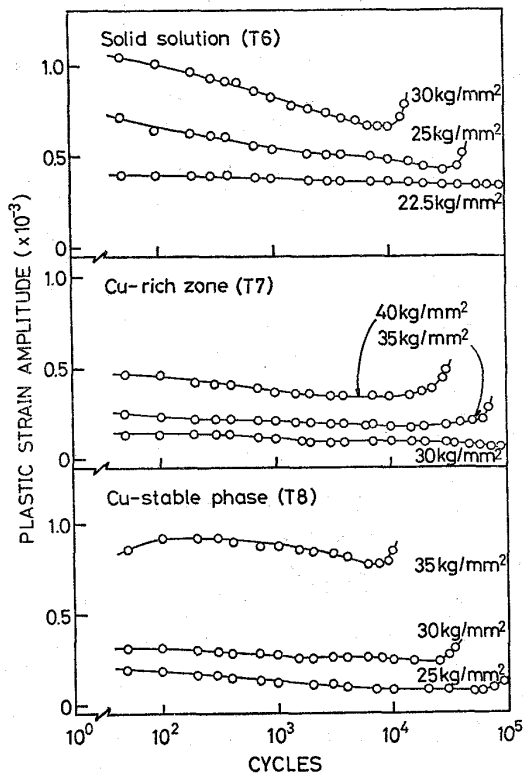


Fig. 4. Variation of plastic strain amplitude during fatigue testing (Fe-1.4Ni-0.7Cu alloy).

傾向はとくに高応力振幅を作用させた場合に顕著であった。しかしながら高応力振幅を作用した際に認められる「軟化(第1段階)→飽和(第2段階)→硬化(第3段階)→き裂発生(第4段階)」のプロセスは両組織とともに認められている。粗粒試料(T3)の繰返し塑性挙動は前記細粒2組織の場合とかなり異なっているようである。降伏応力はT2より若干低いにもかかわらず、初期の塑性歪振幅は高応力を作用させた場合ですら極めて低く、またき裂発生に至るまで非常に低い速度で軟化(みかけ上)し続ける傾向が見られた。

Fe-1.6Ni合金(T4)では、初期段階で純鉄(T1)で認められたような塑性歪振幅の増加は見られず、逆に若干硬化傾向を呈した後、徐々に軟化を示しながらき裂発生へと至る(Fig. 3)。またFe-3.0Ni合金の場合、初期の硬化は認められないものの軟化速度は極めて低い。

Fe-Ni-Cu合金の塑性歪振幅変化曲線(Fig. 4)によれば、過飽和固溶体(T6)の場合かなり顕著な硬化傾向を示し、巨視的き裂発生まで軟化は認められない。またCu-rich zone状態(T7)やCu安定相析出状態(T8)でも硬化傾向が認められているが、T7の硬化傾向は極めて小さい。なお同一強度レベルのT6とT8の疲労寿命は本実験の応力振幅下ではいずれもT8の方が長い。

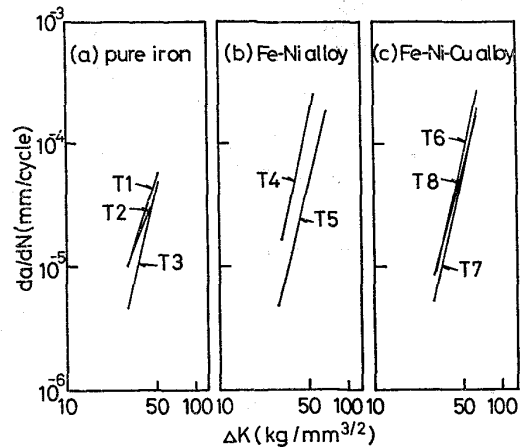


Fig. 5. Comparison of fatigue crack propagation rate as a function of stress intensity factor range.

Table 4. The values of m , C and ΔK_{th} .

Material	Treatment	m	C	ΔK_{th} (kg/mm ^{3/2})
A	T1	3.25	1.48×10^{-10}	14.5
	T2	2.54	1.79×10^{-9}	13.9
	T3	4.16	3.17×10^{-12}	15.9
B	T4	4.74	1.44×10^{-12}	16.8
C	T5	4.10	5.17×10^{-12}	16.5
D	T6	4.58	1.35×10^{-12}	19.0
	T7	4.50	1.31×10^{-12}	19.0
	T8	3.90	1.52×10^{-11}	20.5

Fig. 5は各組織の疲労き裂伝播試験結果について、き裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数の範囲 ΔK との関係において整理したものである。なおき裂伝播速度式 $da/dN = C(\Delta K)^m$ における指数 m と係数 C ならびに ΔK_{th} 値を Table 4 に示した。

4. 考察

4.1 繰返し塑性挙動と疲労き裂の発生

4.1.1 純鉄

本実験のT1およびT2で認められた繰返し塑性挙動と類似した挙動は炭素鋼におけるフェライト+パーライト組織¹³⁾²³⁾²⁴⁾でも認められている。

初期の軟化過程である第1段階についての解釈は諸説あり、その原因として①可動転位密度の増加⁵⁾、②塑性変形領域の拡大²⁴⁾、③ごく初期サイクルで導入された転位の再配列過程⁶⁾、④軟化領域である表面のすべり帯の増加²⁵⁾²⁶⁾などが考えられている。しかしながらこの段階では明らかに転位密度が増加していること、降伏点以上

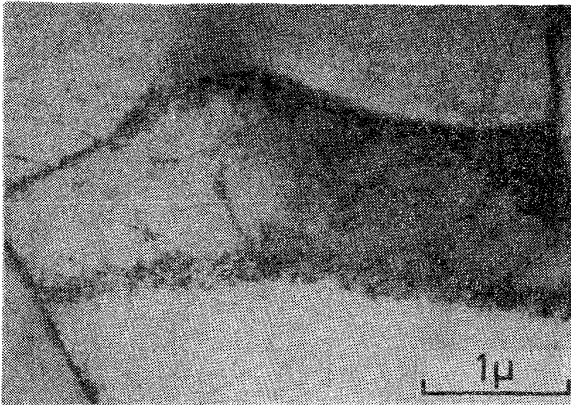


Photo. 1. Transmission electron micrograph of pure iron (T1) after fatigued ($\sigma_a=20 \text{ kg/mm}^2$).

の応力を作用させても第3段階への遷移時期が $10^3 \sim 10^4$ サイクルであること、T1とT2との比較から Cottrell 雰囲気や炭化物による転位の pinning が塑性歪の増加を著しく抑制していること、さらに表面すべり帯の密度は塑性歪が最大値をとり一定となる段階でも増加し続けていることを合わせ考えれば、本実験の負荷応力レベルにおける軟化の主要原因は可動転位密度の増加にあると考えるのが合理的であろう。

繰返しにともない転位密度は急激に増加し、第1段階中期にはかなりの領域でセル形成が起り始める。その後全体に占めるセル組織の割合が増加していくが、第2段階はこのセル組織形成がほぼ飽和した段階（一例を Photo. 1 に掲げた）であると考えられる。

セル組織形成の機構については若干の報告^{27)~30)}が見られるが、KUHLMANN-WILSDORF^{31)~33)}はセル形成が起こる臨界の転位密度が存在することを主張し、また LAWRENCE, Jr. ⁵⁾も大きな塑性歪と転位密度の付随的増加がセル形成の条件であるとし、定応力試験の場合、臨界の塑性歪と転位密度を生ずるに十分な繰返し数後にはじめてセルが形成されることを報告している。

こうして形成されたセル壁の転位密度はその後の繰返しによつてさらに高くなり、またこれらのセルは再分割される傾向にある。かかるセル組織形態の変化により、転位の易動度は低下し、巨視的硬化（第3段階）が認められたものと考えられる。

なお各応力振幅レベルで T1 と T2 とにおける第3段階末期での塑性歪値がそれぞれほぼ一致しており、疲労後の転位組織にも差異が認められないことから、両者における侵入型元素の存在形態の差異は、初期段階（第1段階）の疲労挙動に影響をおよぼすにすぎないことが明らかである。

Photo. 2 (a) は T1 に 25 kg/mm^2 の応力振幅を作

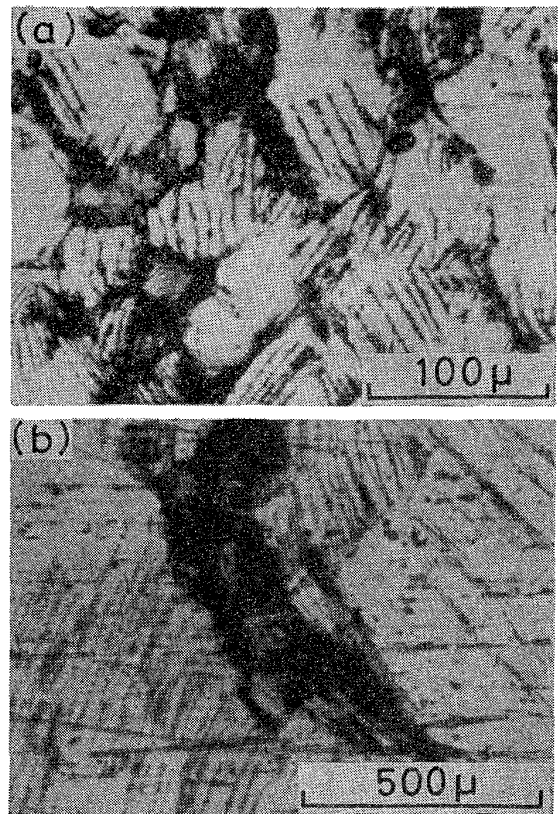


Photo. 2. Slip bands and fatigue cracks on the surface of pure iron. (a) T1: $\sigma_a=25 \text{ kg/mm}^2$ (b) T3: $\sigma_a=25 \text{ kg/mm}^2$

用させた場合の表面形態であるが、T2 のそれも類似しており、非常に wavy な固執すべり帯や固執すべり領域が多く結晶粒で形成されている。疲労き裂はこれらすべり帯に沿って形成されているものも若干は認められるが、粒界に沿って発生しているものが主体のようである。

粗粒試料 (T3) の繰返し塑性挙動は細粒試料のそれと次の2点において大きく異なっていた。すなわち T3 は T2 より降伏応力が低いにもかかわらず初期の軟化速度が低い点、T1 や T2 で認められた第2、第3段階が全く認められない点である。前者は、粗粒試料では粒界が少なく塑性変形が試料表面で比較的一様であるため、細粒試料に比べて繰返しに伴う転位の増殖が起りにくいことによるものと推定される。またこの粗粒試料では初期段階においてはすべり線もさほど顕著には形成されないが、繰返しとともに次第に増加するすべり線が交差する粒界部に大きな損傷を受けるに至る (Photo. 2(b))。その段階にまで達すると粗粒試料においてはそのiste が少ないため、応力集中は細粒試料よりも高く、速やかにき裂が発生伝播し、見かけ上第2、第3段階が認められなかつたものと考えられる。

4.1.2 Fe-Ni 合金

Fe-1.6Ni 合金 (T4) の塑性歪変化曲線 (Fig. 3) は純鉄のそれと異なり, 初期段階で硬化傾向が認められていたが, これは繰返し過程で導入された転位と置換型原子との相互作用に起因するものと考えられる. なおこの組織の疲労後の透過電顕観察によれば T1 と同様なセル組織の形成が認められており, 転位再配列過程に関しては両者で大きな差異を生じていないものと考えられる.

Fe-3.0Ni 合金 (T5) は Fe-1.6Ni 合金 (T4) よりもさらに軟化が抑制されているが, T4 で認められた初期段階の硬化は認められていない. これは両鋼種の平均結晶粒径が等しいにもかかわらず, T5 は混粒組織であるため細粒部で転位の増殖が起こりやすく, 初期段階での軟化が抑制され得なかつたものと考えられる.

また Ni 量の増加は明らかにすべり帯の発生を抑制するが, T5 においても疲労き裂は損傷度の高い粒界部に発生伝播する場合が最も多いようであった.

4.1.3 Fe-Ni-Cu 合金

Fe-Cu 合金の時効析出現象については HORNBÖGEN^{34)~38)} の電顕観察による詳細な研究があり, これら時効組織の強化機構についても近年多数の研究^{39)~43)} が行なわれている. 本実験の供試組織とした Cu-rich zone 状態 (T7) は, これら従来の報告結果を加味して考えると Cu-cluster の他に極めて微細な Cu-coherent 粒子が析出して存在している可能性もある.

本鋼種の繰返し塑性挙動 (Fig. 4) は, Cu 過飽和固溶体 (T6) の場合, かなり顕著な硬化傾向を示し, Fe-Ni 固溶体合金の場合より軟化の抑制はさらに強いようである. 結晶粒径がほぼ等しい両試料における差異は Cu が過飽和に固溶しているか否かにある. したがってこの Cu の過飽和固溶状態が著しく軟化を抑制し, 見かけ上硬化を呈したことになる.

この現象の原因として2つが考えられよう. 1つは置換型溶質原子の増加に伴って軟化が抑制されることは Fe-Ni 合金の結果からも明らかであり, また置換型原子の種類によつてその挙動に差を生じうることも十分に考えられる. 事実 Fe-1.4Ni-0.7Cu 合金 (T6) の静的強度も Fe-3.0Ni 合金 (T5) のそれを上回るほどである. したがってかかる組織においては, 繰返し過程で導入された転位と置換型溶質原子 (とくに Cu 原子) との強い相互作用により Fe-Ni 合金よりも硬化傾向が強く認められたものと考えられる. もう1つは繰返し過程で過飽和固溶体の時効が進行 (zone の形成) し, 次第に試料の強度が高くなっていくため, 巨視的な硬化が認められたと考えるものである. 塑性変形に伴う時効の促進は一方

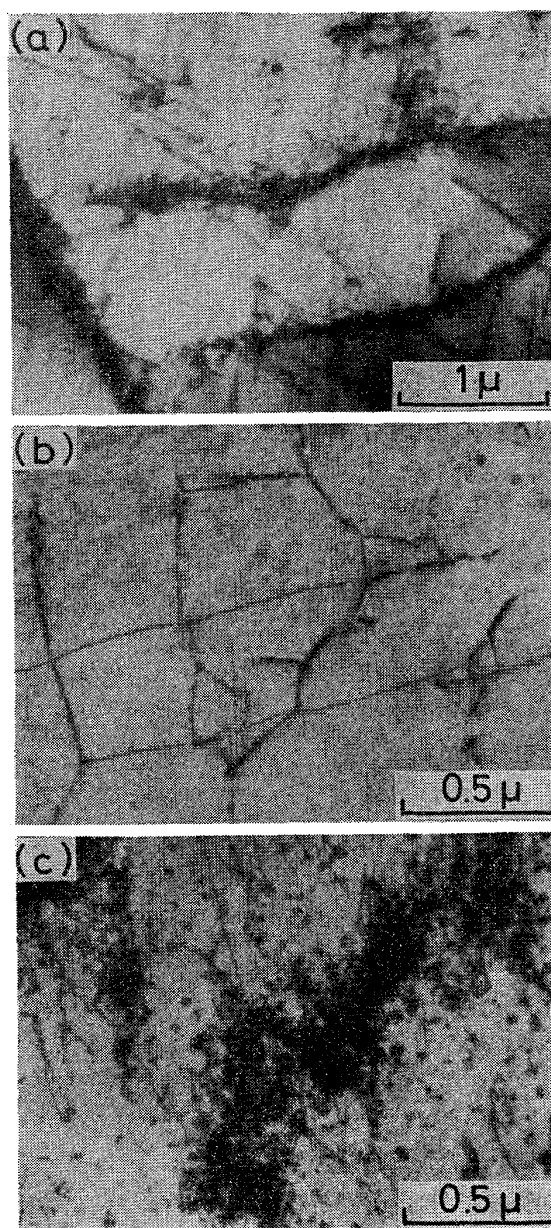


Photo. 3. Transmission electron micrographs of Fe-1.4Ni-0.7Cu alloy after fatigued (a) T6: $\sigma_a = 30 \text{ kg/mm}^2$ (b) T7: $\sigma_a = 35 \text{ kg/mm}^2$ (c) T8: $\sigma_a = 35 \text{ kg/mm}^2$.

向変形の際にも認められており⁴⁴⁾, かかる繰返し変形過程においてはより考えやすい現象であろう.

また疲労後の転位組織観察によれば (Photo. 3 (a)), 純鉄や Fe-Ni 合金の場合と類似したセル組織が形成されていることから, Cu 過飽和固溶体組織においても転位の導入-再配列過程を経ていることが明らかであり, これに起因する軟化を見かけ上打ち消す上述の原因によると考えられる硬化作用は極めて大きいものであることが示唆される. Cu-rich zone 状態 (T7) の場合には, 塑性変形は起こりにくく極めて高い降伏応力を示す. 繰返し過程での塑性歪振幅も小さく, 転位の運動は極めて

短範囲でしか起こっていないことを物語っている。電顕観察においても、多くの領域で疲労前後における転位密度の変化は認められないようであった (Photo. 3 (b))。繰返しの進行とともに極く一部の領域では転位の増殖が起こるが、それら転位間の、あるいは転位と zone との相互作用のために転位の再配列は容易ではなく、これらは軟化よりもむしろ硬化要因として働き、塑性歪振幅はわずかではあるが低下したものと考えられる。

coherent 粒子が存在する材料の疲労過程における軟化現象はこれまでもいくつか報告されており、これらの原因として①析出物の破壊⁴⁵⁾、②析出物の剪断-再固溶⁴⁶⁾⁴⁷⁾、③析出物中の ordering 成分の消失⁴⁸⁾が考えられている。本実験組織 (T7) においても②に起因する軟化が考えられるが、見かけ上軟化傾向は認められておらず、かかる現象が実際に生じているか否かは明確でない。

Cu 安定相が存在する場合も見かけ上硬化傾向が認められた。なお高応力負荷の場合、極く初期に軟化傾向を示し、可動転位密度の増加が示唆されるが、かかる析出物の分散はこれら転位の移動-再配列を容易としないようである。事実、転位組織観察 (Photo. 3 (c)) によれば一部の領域で転位の tangling が認められており、過飽和固溶体で観察されたようなセル組織は全く形成されていなかった。McGRATH^ら⁴⁹⁾も Fe-1.5Cu 合金において incoherent Cu 粒子を分散させた組織の定歪疲労試験を行ない、本結果と同様の転位組織を観察している。したがってかかる微細な incoherent 粒子が密に分散した組織においては転位の tangling による蓄積によつて硬化現象を生じたものと考えられる。

この塑性挙動は、著者らがセメントタイト粒子が粗に分散した組織について調べた塑性挙動¹³⁾と対照的であり、incoherent 粒子の分散組織の疲労特性におよぼす影響もそれら粒子の大きさや間隔によつて大きく異なることは注目すべき点である。

以上のように Fe-Ni-Cu 合金は、その典型的な3つの状態においていずれも繰返しに伴つて硬化傾向を呈するが、その硬化の程度や機構はそれぞれの状態によつてかなり異なるようである。

Photo. 4 は表面形態の観察結果を示したものである。過飽和固溶体状態の場合には Fe-Ni 合金と類似した表面形態の変化を示し、すべり帯の形成や粒界部における強い損傷が認められ、疲労き裂も、この粒界部に発生伝播しているものが主体であった。Cu-rich zone 状態の表面形態はそれらとはかなり異なり、すべり帯はほとんど認められず、結晶粒界に発生した微視き裂は応力負荷

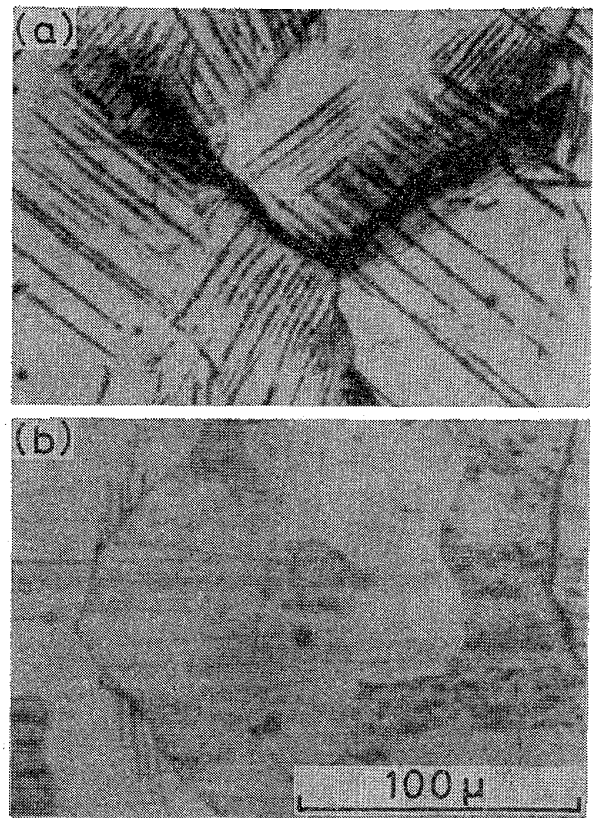


Photo. 4. Slip bands and fatigue cracks on the surface of Fe-1.4Ni-0.7Cu alloy: $\sigma_a = 30 \text{ kg/mm}^2$. (a) T6 (b) T7

方向にほぼ垂直に伝播している。Cu 安定相析出状態のすべり帯は過飽和固溶体状態のそれほど顕著ではないが、かなりの領域で認められ、また表面き裂の発生伝播形態も過飽和固溶体状態のそれに比較的類似していた。

4.2 疲労き裂伝播特性

4.2.1 純鉄

細粒試料 T1, T2 のき裂伝播特性は ΔK が $33 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 程度の低 ΔK レベルではほぼ等しく、 ΔK の増加とともに T1 の伝播速度は T2 のそれより若干速くなる。これも侵入型溶質原子の存在形態に起因する差異と考えられる。これら細粒試料に比して粗粒試料 T3 のき裂伝播速度はかなり低く、この傾向は低 ΔK レベルにおいて顕著であるが、 ΔK の増加とともに両者の差は小さくなる。

従来の報告では、結晶粒の大きさは疲労き裂の発生に影響を与えるがき裂伝播にはほとんど影響せず^{50)~52)}、また鋭い切欠を有する材料のき裂伝播にはいわゆる第1段階はなく第2段階がき裂進展開始と同時に生ずると考えられている。しかしながら切欠底からのき裂進展初期においては第1段階が存在する⁵³⁾ことも考えられ、とくに低強度の延性材料において負荷応力が比較的低くき裂

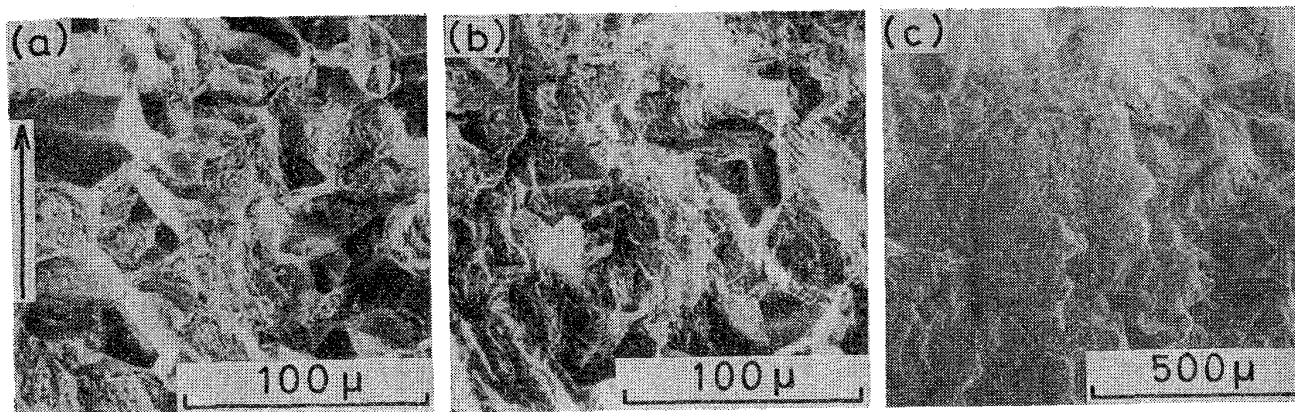


Photo. 5. Fatigue fracture surface of pure iron. (a) T1: $\Delta K=30 \text{ kg/mm}^{3/2}$
(b) T1: $\Delta K=50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ (c) T3: $\Delta K=40 \text{ kg/mm}^{3/2}$

伝播速度が極めて小さい場合には第1段階を考慮することが必要なことであると思われる。

この第1段階は平滑材の疲労損傷特性(4.1.1)をそのまま反映し、切欠材においてもき裂進展開始の時期には同様なことが起こっているものと考えられよう。

第2段階に入った後においても両試料におけるき裂伝播速度がかなり異なっている事実は、疲労破面の観察結果(Photo. 5)から合理的に説明されうる。すなわち、粗粒試料においては本実験の ΔK 領域での粒界破面率はほぼ等しく約 21% であるのに対して、細粒試料の場合のそれは比較的低 ΔK レベルでは約 46% であるが、 ΔK の増加とともにその割合は減少し、 ΔK が $50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ では 22% 程度になる。したがって両試料のき裂伝播速度の差異は粒界破面率によつて支配されていると考えられる。なお粒界破壊の発生は繰返し塑性域の大きさと結晶粒の大きさの相対関係によつて決定されることが知られている⁵²⁾が、本実験結果もそれらの結果に矛盾しない。

また ΔK_{th} 値も引張強さがほぼ等しい細粒、粗粒両試料を比較した場合細粒試料より粗粒試料の方が高く、低 ΔK レベルにおける疲労き裂伝播挙動は結晶粒の大きさに強く依存する傾向を有することが明らかなようである。

4.2.2 Fe-Ni 合金

Fe-3.0Ni 合金のき裂伝播速度は Fe-1.6Ni 合金のそれよりかなり低く、 ΔK の値が $30\sim 60 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の領域で後者の直線を低伝播速度側へ平行移動した形をとる。破面観察(Photo. 6)から明らかなように Fe-3.0Ni 合金は Fe-1.6Ni 合金よりも粒界破面率が低い。これは、両合金における平均結晶粒径は等しいが、その形状が異なり、Fe-3.0Ni 合金は混粒組織であるため細粒部では粒界破壊が、粗粒部では粒内破壊がそれぞれ主体に起こ

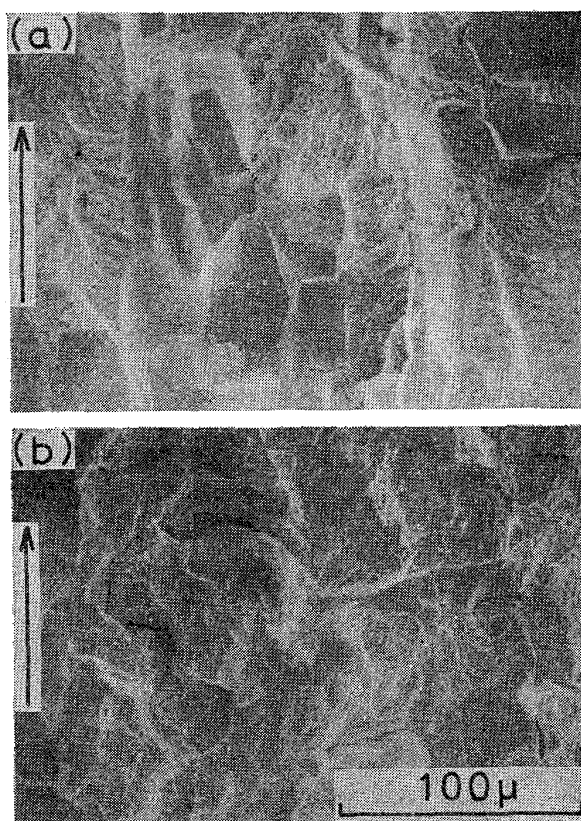


Photo. 6. Fatigue fracture surface of Fe-Ni alloy: $\Delta K=40 \text{ kg/mm}^{3/2}$ (a) Fe-1.6Ni (T4)
(b) Fe-3.0Ni (T5).

つたために生じた現象であると考えられる。なおこの破面率の差が上記伝播速度の差を説明すると思われるが、Ni 固溶量の増加が粒内き裂伝播抵抗を高める作用をしていることも考えておく必要がある。

4.2.3 Fe-Ni-Cu 合金

Fe-Ni-Cu 合金のき裂伝播特性は3組織で大きな差異は認められないが、Cu-rich zone 状態のき裂伝播特性がやや良好であり、過飽和固溶体状態が悪いようであ

る。また Cu 安定相析出組織のき裂伝播速度は低 ΔK レベルでは過飽和固溶状態のそれに近く、 ΔK の増大とともに Cu-rich zone 状態のそれに近づく傾向があるのが認められた。またこれら 3 組織における粒界破面率はほぼ等しく $\Delta K=40 \text{ kg/mm}^{3/2}$ で約 60% であつた。Cu-rich zone 状態の直線は過飽和固溶体状態の直線を低伝播速度側へ平行移動した形で存在するが、これは Cu-rich zone 形成によるマトリクスの強化がき裂伝播速度を広い ΔK 領域にわたつて低い値に抑えたものと考えられる。このようにフェライトマトリクスの性質(強度や靱性)は異なるが破面形態が等しい(ある程度の粒内破壊をしていることが必要)場合には、 da/dN vs ΔK の関係において両直線がほぼ平行に存在する傾向を有するようである。なお、炭素鋼においてもフェライト相の析出強化が疲労き裂伝播抵抗を広い ΔK の領域にわたつて改善することが著者らによつて確められている¹³⁾。

Cu 安定相が存在する場合のき裂伝播速度も低 ΔK レベルではマトリクスの強度に依存する(この理由の詳細は前報¹³⁾を参照されたい。)ため、過飽和固溶体状態の伝播速度にほぼ等しい。しかしながら ΔK が増加し、き裂伝播速度が組織因子(この場合は Cu 粒子)に影響を受けるようになると、き裂伝播特性は次第に良好となつてくるものと考えられる。

5. 結 言

純鉄、Fe-Ni 合金および Fe-Ni-Cu 合金の疲労特性を調べ、以下の結論を得た。

(1) 純鉄の疲労損傷過程は微量の侵入型溶質原子の存在形態によつて影響を受けるが、それは繰返し初期段階に限られる。

(2) 純鉄の疲労損傷は結晶粒の大きさに強く依存し、細粒試料の方が粗粒試料よりも大きな損傷を受け、巨視的な塑性歪の変化挙動も粒径によつて大きく異なつていた。

(3) Ni による固溶強化は繰返し過程での軟化を抑制し、耐疲労性を向上させる。

(4) Fe-Ni-Cu 合金の種々の時効組織、すなわち Cu 過飽和固溶体状態、Cu-rich zone 状態および Cu 安定相析出状態はいずれも繰返し過程で巨視的な硬化傾向を示すが、その要因は各組織によつて異なり、繰返し過程における時効の進行、溶質原子あるいは析出粒子と転位との相互作用、転位の tangling による蓄積などがこの現象と関連を有すると考えられた。

(5) 純鉄の疲労き裂伝播特性は、低 ΔK レベルでは疲労損傷過程における傾向を反映し、粗粒試料の方が伝

播速度が低いが、 ΔK の増加に伴ない両者の伝播速度は近づく。

(6) Fe-3.0Ni 合金は Fe-1.6Ni 合金よりも広い ΔK の領域で良好なき裂伝播特性を有する。

(7) Fe-Ni-Cu 合金の時効組織はいずれも類似した疲労破面を有しており、き裂伝播特性にも著しい差異は認められないが、Cu-rich zone 状態のき裂伝播特性が比較的良好であつた。

終わりに、本研究の遂行にあたり御援助賜つた金属材料技術研究所中川竜一博士、内山郁博士ならびに実験に協力された東京大学石渡信之工学士に謝意を表します。

文 献

- 1) J. T. McGRATH and W. T. BRATINA: Phil. Mag., 11 (1965), p. 429
- 2) J. T. McGRATH and W. T. BRATINA: Phil. Mag., 12 (1965), p. 1293
- 3) R. P. WEI and R. J. BAKER: Phil. Mag., 11 (1965), p. 1005
- 4) R. P. WEI and R. J. BAKER: Phil. Mag., 12 (1965), p. 1089
- 5) F. V. LAWRENCE, Jr. and R. C. JONES: Met. Trans., 1 (1970), p. 367
- 6) P. LUKAS, M. KLESNIL, and P. RYS: Z. Metallkde., 56 (1965), p. 109
- 7) M. R. HEMPEL: Slip bands, Twins and Precipitation Process in Fatigue Stressing, Fracture, John Wiley Sons, Inc., New York (1959), p. 376
- 8) W. A. WOOD, W. H. REIMANN, and K. R. SARGENT: Trans. AIME, 230 (1964), p. 511
- 9) 平 修二, 田中啓介: 材料, 18 (1969), p. 1126
- 10) 粟谷丈夫, 片桐一宗, 白石哲郎: 材料, 25 (1976), p. 145
- 11) L. H. BURCK and J. WEERTMAN: Met. Trans., 7A (1976), p. 257
- 12) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: 日本材料強度学会誌, 12 (1977), p. 70
- 13) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 268
- 14) L. F. COFFIN, Jr.: Trans. ASME, (1965), p. 351
- 15) G. OATES and D. V. WILSON: Acta Met., 12 (1964), p. 21
- 16) B. MINTZ and D. V. WILSON: Acta Met., 13 (1965), p. 947
- 17) D. V. WILSON and J. K. TROMANS: Acta Met., 18 (1970), p. 1197
- 18) D. V. WILSON and B. MINTZ: Acta Met., 20 (1972), p. 985
- 19) D. V. WILSON: Acta Met., 21 (1973), p. 673

- 20) J. T. McGRATH and W. J. BRATINA: *Acta Met.*, 15 (1967), p. 329
- 21) M. J. BROWN and J. D. EMBURY: *Acta Met.*, 20 (1972), p. 627
- 22) B. GROSS and J. E. SRAWLEY: Technical Note, D-2603, NASA Jan. (1965)
- 23) M. KLESNIL, M. HOLZMANN, P. LUKAS, and P. RYS: *JISI*, 203 (1965), p. 47
- 24) M. KLESNIL and P. LUKAS: *JISI*, 205 (1967), p. 746
- 25) S. TANAKA and S. SASAKI: Proc. 1st Int. Conf. on Fracture, Sendai, 3 (1966), p. 1517
- 26) R. K. HAM and T. BROOM: *Phil. Mag.*, 7 (1962), p. 95
- 27) A. SEEGER: *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*, John Wiley, New York (1956), p. 243
- 28) P. B. HIRSCH, R. W. HORNE, and M. J. WHELAN: *Phil. Mag.*, 1 (1956), p. 677
- 29) P. B. HIRSCH: *Internal Stresses and Fatigue in Metals*, Elsevier, New York, (1959), p. 139
- 30) A. S. KEH: *Phil. Mag.*, 12 (1965), p. 9
- 31) D. KUHLMANN-WILSDORF, R. MADDIN, and H. G. F. WILSDORF: ASM Symposium on Strengthening Mechanism in Solid, (1962), p. 137
- 32) D. KUHLMANN-WILSDORF, E. E. LAUFER, and H. D. NINE: *J. Appl. Phys.*, 38 (1967), p. 896
- 33) D. KUHLMANN-WILSDORF, and H. D. NINE: *J. Appl. Phys.*, 38 (1967), p. 1678
- 34) E. HORNBOGEN and R. C. GLENN: *Trans. AIME*, 218 (1960), p. 1064
- 35) E. HORNBOGEN: *Acta Met.*, 10 (1962), p. 525
- 36) E. HORNBOGEN: *Trans. ASM*, 57 (1964), p. 120
- 37) E. HORNBOGEN and H. JUNG: *Z. Metallk.*, 55 (1964), p. 691
- 38) E. HORNBOGEN and G. STANIEK: *J. Mater. Sci.*, 9 (1974), p. 879
- 39) S. R. GOODMAN, S. S. BRENNER, and J. R. LOW: *Met. Trans.*, 4 (1974), p. 2363, 2371
- 40) A. R. COX: *JISI*, 205 (1967), p. 51, 54
- 41) A. FUJII, M. NEMOTO, H. SUTO, and K. MONMA: *Trans. JIM, Supple*, 9 (1968), p. 374
- 42) M. NEMOTO, M. MASAMUNE, and H. SUTO: *Proc. ICSTIS, Supple, Trans. ISIJ*, 11 (1971), p. 1010
- 43) 渡辺敏幸: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2456
- 44) J. G. BYRNE, M. E. FINE, and A. KELLY: *Phil. Mag.*, 6 (1961), p. 1119
- 45) C. H. WELLS and C. P. SULLIVAN: *Trans. ASM*, 57 (1964), p. 841
- 46) J. B. CLARK and A. J. McEVILY: *Acta Met.*, 12 (1964), p. 1359
- 47) A. ABEL and R. K. HAM: *Acta Met.*, 14 (1966), p. 1495
- 48) C. CALABRESE and C. LAIRD: *Mat. Sci. Eng.*, 13 (1974), p. 141
- 49) J. T. McGRATH and W. J. BRATINA: *Phil. Mag.*, 21 (1970), p. 1087
- 50) 横堀武夫: 材料強度学, 岩波全書 (1974)
- 51) P. G. FORREST and A. E. TATE: *J. Inst. Metals*, 93 (1965), p. 438
- 52) G. BIRKBECK, A. E. INCKLE, and G. W. J. WALDRON: *J. Mater. Sci.*, 6 (1971), p. 319
- 53) 中沢 一, 小林英男, 森田明弘, 飯倉省一, 宮内和人, 石井良男: 日本機械学会論文集, 40(1974), p. 9