金属材料の繰返し変形とそれに伴って生ずる転位組織*

幡 中 憲 治**

Fatigue-Induced Dislocation Structures and Some Considerations of Cyclic Deformation Behavior in Metals

by

Kenji HATANAKA

(Faculty of Engineering, Kyoto University, Kyoto)

1 緒 言

電子顕微鏡透過法が開発され、実物金属の内部組織を直接観察することが可能になって以来、疲労変形機構の解明のために、繰返し変形を受けた種々の材料の転位組織の観察が多くの研究者によって行なわれてきた。それによると疲労変形を受けた金属材料の内部組織は dislocation dipole や dislocation loop から成る dislocation cluster²⁾⁻⁶⁾、それに明確な cell structure²⁾⁻⁶⁾の形成を特徴とするとされている。そして cell structure²⁾⁻⁶⁾の形成は応力（ひずみ）振幅の大きさ²⁾と面心立方晶金属では積層欠陥エネルギーに依存する⁷⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾ことが知られている。体心立方晶系金属の場合は面心立方晶系金属よりもすべり系が多い関係上、疲労過程⁸⁾⁻¹²⁾中の cell structure⁸⁾⁻¹²⁾の形成はより一般的である。

一方、これらの内部組織と巨視的に測定される繰返し塑性ひずみ挙動および疲労損傷との間の関係については、いまだに多くの不明な点が残されている。特に前者は繰返し変形下の転位の運動を実験的に明らかにすることが困難であるがゆえに単純引張変形挙動の転位論的解釈に比してより難しい問題を含んでいる。しかし、この繰返し塑性ひずみ挙動に対する転位論的アプローチの試みもなされている¹⁶⁾。後者の問題に対しては cell structure¹⁶⁾が疲労き裂の発生および伝ばと密接な関係にあることが指摘されているが⁷⁾、疲労損傷と cell structure⁷⁾とを結び付けるための論理的な必然性が必ずしも明確でない。この問題に対する現状は既に解説¹⁷⁾がなされているのでここでは述べないことにする。

1950年代の終わり頃から現在にいたるまで内部組織観察に基づく疲労機構の研究が非常に多数なされてきたが、1970年頃からこの方面の研究も一つの曲がり角

にさしかかった感がある。このあたりで過去に逆上ってこの方面の研究を一望するのも研究のつぎの段階への発展を期待する意味で意義のあることと考えてここに筆を執った次第である。なお繰返し加工硬化および軟化¹⁸⁾に関してはすでに Grosskreutz¹⁸⁾によってすぐれた解説がなされており、本文においても一部これを参照したことを付言しておく。

2 内部組織を支配する諸因子

2・1 結晶のすべり特性

結晶のすべり特性は結晶表面に現われるすべり線の形態を決定する。いわゆる wavy なすべり線とか、planar なすべり線とかいった言葉でその形態が表現されているのはよく知られているところである。この形態は結晶中のらせん転位の交差すべりの難易によって決定される。したがって、体心立方晶金属では面心立方晶金属や稠密六方格子金属よりも wavy なすべり線形態を示すし、面心立方晶金属では積層欠陥エネルギーがその形態を決定する。稠密六方格子金属はその意味で最も明確な planar なすべり線を形成することになる。

繰返し変形によって形成される内部組織は上記すべり特性に強く依存する。Fig. 1(a)~(e)にそれぞれ、アルミニウム¹⁹⁾、銅²⁰⁾、18-8ステンレス鋼²¹⁾、Cu-7.5% Al合金²⁰⁾および鉄の高応力疲労において形成された典型的な転位組織を示す。これより鉄では明確なセル組織が形成されるが面心立方晶金属においては積層欠陥エネルギー⁹⁾が小さくなるほどセル組織の形態は不明確になることがわかる。すなわち高積層欠陥エネルギーを有するアルミニウムの場合にはセル壁は規則正しくポリゴン化した組織に近くなるのに対し銅の場合には dislocation loop⁹⁾を含む幅の広いものとなる。さらに18-8ステンレス鋼などのようにすべり特性がさらにplanar

* 原稿受理 昭和49年3月22日

** 正 会 員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

(a) Aluminum¹⁹⁾
 (b) Copper²⁰⁾
 (c) 18-8 stainless steel²¹⁾
 (d) Cu-7.5% Al alloy²⁰⁾
 (e) Iron⁹⁾

Fig. 1. Typical dislocation structures in various metals fatigued at high strain amplitudes.

型に近づくセル壁構成転位の中で *tangle* した転位の占める割合が大きくなり、しかもセル内部にも多くの転位を含みセルの形態は不完全なものとなる。なおセルが形成されないような低応力振幅による疲労変形においては *wavy* 型のものでは *dislocation loop* から成る *debris* が非常に発達するのに対し *planar* 型では *dislocation multipole* を多数含んだ *tangled dislocation* が規則的に主すべり面の *trace* の方向に沿って配列した形態をとる。これらのすべり特性による転位の形態の相違は *wavy* 型金属における二重交差すべり機構²²⁾による *dislocation loop* の形成および *planar* 型金属における *mutual trapping mechanism*²³⁾による *multipole* の形成により理解されうる。なお、 $\gamma \approx 7 \text{ ergs/cm}^2$ の α -黄銅や $\gamma = 1.5 \text{ ergs/cm}^2$ の Cu-7.5% Al 合金²⁰⁾においてはいかなる条件下においてもセル組織は形成されない。

上では主として面心立方晶金属について述べたが体心立方晶金属や稠密六方晶金属の場合も同様に理解することができる。すなわち前者はアルミニウムなどの最も積層欠陥エネルギーの高い材料に対応し、後者は Cu-7.5% Al 合金などの最も γ の低い材料に対応した内部組織を示す。

セル組織の形成に関しては種々の機構が提案されているがいまだに定説がないのが現状である。Seeger²⁶⁾は Lomer-Cottrell の不動転位に集積したらせん転位は交差すべりを起こし反対符号の転位と合体してそのほとんどが消滅するが、このとき交差すべり面に形成された刃状転位が小傾角境界を形成し、これがセル壁を構成する機構を考えた。しかし Hirsch はセル壁は小傾角境界よりもむしろ転位の網目状組織から構成されていることを報告し、セル組織を、交差すべりを生じたらせん転位がエネルギー的に安定な状態に配列した結果形成されたものと考えた。²⁷⁾ また Kuhlmann-Wilsdorf²⁸⁾らはらせん転位と点欠陥との相互作用を重視して、いわゆる *mushrooming mechanism* を提唱した。すなわち主すべり面上を運動するらせん転位が Vacancy などの点欠陥と相互に作用し *superjog* や *prismatic loop* を形成する。このようにして形成された多くの *jog* を有する転位は運動するのが困難になり、そのうちのある部分はくぎ付けされて、いわゆる Frank-Read 源流の転位増殖源としての機能を果たすことになる。さらに *jog* の部分の長さが充分大きいときにはこのような転位増殖源としての機能は主すべり面以外の他のすべり面にも及ぶことになるであろう。このよ

うな転位源から増殖した転位はさらに他の点欠陥との相互作用のもとにますます転位密度を増大させ、結局このような作用は負荷応力が転位ループを運動させるのに必要なそれより小さくなるとか、相互作用の源である点欠陥密度が非常に低くなるまで続く。セル壁はこのようにしてできた転位により形成されることになる。

またその後で Kuhlmann-Wilsdorf³⁰⁾ は固執すべり帯部分に形成されるセルの形成機構を提案している。ここでは上下の平行な主すべり面上を異なったパーガース・ベクトルを有する二つの dislocation loop が広がる過程において、それぞれのらせん転位部分が交差すべりを生じ、互いに他のすべり面上に達する結果、上下のすべり面上にはらせん転位による hexagonal network ができ（このときそれぞれの主すべり面上にある刃状転位の成分はその主すべり面に残留していたらせん転位の運動により消滅している）、さらにセルの側壁に相当する交差すべり面上には刃状転位による傾角境界が形成されることを指摘している。

2.2 応力振幅

応力あるいはひずみの大きさは転位の交差すべりや多重すべりの頻度を支配する主要な要素の一つであり、したがって繰返し変形下における転位組織は応力振幅あるいはひずみ振幅に大きく依存する。たとえば銅の疲労変形内部組織は高応力振幅（破断繰返し数 $N_f = 10^4 \sim 10^5$ サイクルに相当する応力レベル）では dislocation loop や dislocation dipole から成る明確なセル組織であるのに対し低応力振幅（ $N_f = 10^6 \sim 10^7$ に相当する応力レベル）ではそれは形成されず主として dislocation loop や dislocation dipole から成る帯状組織である。このことは銅より積層欠陥エネルギーの低い 18-8 ステンレス鋼（ $\gamma \approx 10$ ergs/cm²）²¹⁾ においても全く同様に認められる（Fig. 2）。なお先述したように Cu-7.5% Al 合金のように極端に γ の低い材料ではい

Fig. 2. Typical band structures in 18-8 stainless steel fatigued at low stress amplitude.²¹⁾

Fig. 3. Saturation stress versus (cell size)⁻¹ in cyclic stressed copper polycrystals.³²⁾

かなる高応力振幅下においてもセル組織は形成されず転位は {111} 面の trace に一致する方向にかなり規則正しく配列する（Fig. 1(d)）。

セルの寸法のひずみ振幅依存性は Pratt³²⁾ により詳細に研究されている。Fig. 3 は銅について全ひずみ振幅を制御して繰返し変形試験を行なったときの加工硬化飽和後の応力とセルの大きさとの関係を示す。これよりセルの大きさ l は応力振幅の増大に逆比例して減少するのが認められる。また flow stress τ は、自由転位の平均長さあるいはフランク・リード源の平均長さ $\bar{l}$ 、横弾性係数 G 、パーガース・ベクトル b および K を定数とすれば $\tau = Gb/K\bar{l}$ の形で表わされることが指摘されているので $\bar{l}$ をセル内を動く転位長さと考えれば Fig. 3 の結果は無理なく理解される。また Livingston³⁴⁾ は銅の単結晶に対して分解せん断応力 τ は転位密度 N の $1/2$ 乗に比例することを実験的に見だしており（この関係は銅のみならず多くの材料について一般的に成立すると考えてよい）、このことと先述の関係を合わせ考えると $N^{1/2} \propto l^{-1}$ が導かれ（たとえば、Fig. 4）、この関係もセル形状を立方体と仮定した簡単なモデルを考えることにより説明されうる。³²⁾ しかし後で述べるようにこのような考え方は絶対的

Fig. 4. The relation between dislocation cell size l and the reciprocal square root of dislocation density $N^{-1/2}$ in copper. The cell size is a mean diameter.⁴⁶⁾

には問題を生ずる場合がある。

一方, Daniel^{35,36)}は, 銅における, 繰返し変形の結果形成されたセル壁間あるいは dislocation cluster 間の寸法と変形応力との関係を, 自分の実験結果に他の研究者によって求められた結果を加えて Fig. 5 のように整理した. その結果は, τ と l との関係が実線により示されているように必ずしも $\tau \propto l^{-1}$ とはならずむしろ Abson⁴¹⁾らが指摘したように $\tau \propto l^{-3/4}$ となること⁴²⁾がわかる. さらに Daniel は Seeger⁴³⁾らによって提唱されている Long Range Theory⁴⁴⁾に基づいて, $l=R_0$ (R_0 は Long Range Theory における superdislocation 同志間の距離) において変形応力を計算して点線の結果を得ている. 計算結果は実験結果とよく一致しており, これより彼は疲労硬化が Long Range Theory によりよく説明できることを示した.

Fig. 5. Correlation of published cluster spacings (Shinozaki and Embury and Daniel & Horne) and cell size with flow stresses. For polycrystals in uniaxial loading $\tau = \sigma/3.1$ and in torsion $\tau = \tau_{\max}/1.55$. Stresses at 78°K were reduced 7.5 pct to normalize to 300°K. Circled points represent 5 pct cold worked samples (Feltner & Laird)²⁰⁾ and data obtained by etch pitting.^{36,39)}

しかし Holt,⁴³⁾ Kuhlmann-Wilsdorf⁴⁴⁾ および Langford⁴⁵⁾らは変形応力はセルの寸法に逆比例することを示唆しており, また, これを裏付ける実験結果も多い (Fig. 6) ことから $\tau \propto l^{-1}$ と考えるのが一般的であろう。

いずれにしても τ の増大につれて l が減少することは確かな事実であり, たとえばき裂近傍のセルの寸法はき裂面からの距離の増大につれて大きくなる. すなわち, 確かな事実としてき裂先端近傍のセルの大きさは, 銅,⁵⁰⁾ アルミニウム合金,⁵¹⁾ チタニウム合金で 0.1~0.3 μ であり, これは通常マトリックスにおいて観察

Fig. 6. Data from the literature connecting the normalized flow stress in shear τ/Gb and the dislocation cell size l on logarithmic coordinates. The shear moduli for copper, aluminum and iron were taken as 4.76, 2.7 and $7.56 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$, respectively. The cell size l of Refs 45) and 47) were converted from a mean intercept length to a mean diameter by multiplying by 1.68. The variation of the modulus with temperature was not considered in plotting the data of Ref 47). The flow stress in shear τ was taken as 1/2 the normal stress where appropriate⁴⁶⁾.

される 3~4 μ と比較すると 1 桁小さい。

2.3 温度および繰返し速度

試験温度の上昇はセルの形成を容易にし, かつ, セルの寸法を大きくする. このことは, 高温はらせん転位の交差すべりに対する臨界応力を減少させかつ, 転位の上昇運動を容易にすることから理解できる. また, 高温でのすべり特性は低積層欠陥エネルギー材料においても planar 型から wavy 型に移行する事実⁵²⁾も高温疲労変形により形成された内部組織が結晶のすべり特性の観点から説明されうることを暗示している.

疲労変形によって形成される内部組織の温度依存性を検討した研究は少ないが, 引張変形による内部組織のそれはかなり詳細に調べられている. ここではその一部を述べて疲労変形による内部組織の温度依存性の

Fig. 7. Tendency for cell formation in iron as a function of strain and deformation temperature.⁴⁹⁾

理解の助けとしたい。Fig. 7 は鉄多結晶のセル形成を
変形温度とひずみ量との関連において調べた結果であ
る。白丸印はいかなるセルも形成されなかった条件を
示し、黒丸はすべての結晶粒にわたって完全なセル形
成が認められた条件を示す。また右半黒丸は約50%の
結晶粒にわたってセルが認められた条件であり、これ
らを通る点線はセル形成50%の大略の境界線を示して
いることになる。これより明確なセル形成は変形温度
が低温になるほど、より多くのひずみ量を必要とする
ことがわかり、この傾向は疲労変形の場合と一致する。
セルの寸法の温度依存性をFig. 8 に示す。これは Keh
& Weissmann⁴⁹⁾ による鉄多結晶の整理結果に Staker
& Holt⁴⁶⁾ の銅の多結晶の結果および Swann⁵³⁾ によるアル
ミニウムの結果を著者がつけ加えたものである。セル

Fig. 8. Dependence of cell size on the deformation temperature.

ルの寸法は変形温度の上昇とともに増大することが明
らかである。一般的に低温での転位組織は高温の場合
のそれに比してより一様な分布形態を示し個々の転位
は比較的直線状でしかも結晶学的なすべり面上に規則
正しく配列する傾向がある。また同じひずみ量に対す
る転位密度は高温より低温において高い。Table I は
銅多結晶の10%引張変形後の転位密度の変形温度依存
性を示す。

疲労変形内部組織の繰返し速度依存性に関する研究
は非常に少ない。最近 Abdel-Raouf & Plumtree⁵⁴⁾ は
鉄多結晶について全ひずみ幅を制御した ($\Delta\epsilon_T=0.01$)
疲労試験を行ないその加工硬化挙動とその結果形成さ
れるセルの寸法に及ぼす繰返し速度の影響を検討した
結果を報告している。Table II はその結果を示した
もので、繰返し速度の増大とともに加工硬化飽和後の
応力振幅 σ_s は増大し、それに伴ってセルの寸法が減

Table I. Dependence of dislocation density of copper on the deformation temperature (10% in tension).⁴⁶⁾

Temperature of deformation (°C)	25	250	400	500	550	600	650	700
Dislocation density (cm/cm ² × 10 ⁻⁸)	120	90	68	29	20	14	13	8.5

Table II. Relation between deformation rate ($\dot{\phi}$), saturation stress (σ_s) and average cell size (l) for strain cycled iron at total strain range of 0.01.⁵⁴⁾

$\dot{\phi}$ (sec ⁻¹)	σ_s (kg/mm ²)	l (μ)
0.2×10^{-3}	17.1	2.42 ± 0.09
2×10^{-3}	17.1	2.34 ± 0.12
40×10^{-3}	18.6	2.08 ± 0.09
120×10^{-3}	20.4	1.85 ± 0.13

少するのが認められる。このセル寸法の繰返し速度依
存性は σ_s の繰返し速度依存性を介してFig. 3 に示し
た形に整理できる。引張変形において形成される内部
組織の変形速度依存性については多くの研究があるが
いまだに定量的な明確な結論は得られていないよう
である。定性的にはセルの寸法は変形速度の増大ととも
に減少し、かつあるひずみ量に対応する転位密度は高
速度変形の場合において低速度変形の場合より高い。

3 繰返し加工硬化および加工軟化

繰返し加工硬化とはひずみ振幅あるいは応力振幅一
定の条件下で材料に繰返し変形を与えたとき、前者の
場合は応力振幅が繰返し数とともに次第に増加し、後
者の場合にはひずみ振幅が次第に減少する現象をいう。
繰返し加工軟化とはその逆の現象である。これらはい
ずれも繰返し変形過程中的内部組織と密接に関連して
おり、それがゆえに上に述べた材料のすべり特性、応
力振幅、温度および繰返し速度などに直接支配される。
また疲労が応力あるいはひずみの逆転を伴う現象であ
るがゆえに繰返し加工硬化および軟化の機構の解明は
そのまま疲労破壊機構の解明につながるといっても過
言ではない。

3・1 銅単結晶の繰返し加工硬化に対する結晶方位依存性

Fig. 9 は銅の繰返し加工硬化の結晶方位依存性を模
式的に図示したものである。これより繰返し加工硬化
には著しい方位依存性が認められ、その傾向はおおよ
そ次のようにまとめられることがわかる。ステレオ三
角形のほぼ真中から [110] コーナーにかけての領域に
方位している結晶 (領域A) は加工硬化は最も小さく
きわめて平坦な加工硬化曲線を示す (curve 1)。一方、
領域BとCの内の [100] および [111] 近辺の方位の
結晶は最も加工硬化の程度は著しい (curve 2)。また
[100] および [111] 近辺を除く領域BおよびCに方
位を有する結晶は上記領域Aと [100] および [111]
近辺の結晶がそれぞれ示す最小、最大の加工硬化のち
ょうど中間的な加工硬化挙動を示す。すなわち領域B
の結晶は curve 3、領域Cに属する結晶は curve 4
によって示される変形挙動を示す。この内で特に領域

Fig. 9. Schematic representation of the orientation dependence of strain hardening in reversed deformation. Curve 1 is typical for orientation region A, curves 3 and 4 represent transitional types in regions B and C, respectively, which become more like curve 2 as the orientation approaches $[100]$ or $[111]$.⁵⁸⁾

Bに方位を有する結晶は二つの変曲点をもつ特徴的な繰返し加工硬化特性を有する。そして加工硬化曲線のこう配が小から大へ移行する時期は結晶方位が $[100]$ - $[111]$ 境界および $[100]$ - $[110]$ 境界に近づくにつれて早くなる。一方、銅多結晶は領域Bの方位を有する単結晶と類似の繰返し加工硬化挙動を示す。繰返し加工硬化の結晶方位依存性は加えられるひずみ振幅に大きく影響を受ける。たとえば銅単結晶の場合、上述の $[100]$ および $[111]$ 付近の結晶が示すきわめて著しい加工硬化は塑性ひずみ振幅0.001付近を境にして、それより小さい塑性ひずみ振幅では急激に低下する。また領域Bの結晶の加工硬化曲線において認められる二つの変曲点の内、こう配が小から大へ移行するときのそれは塑性ひずみ振幅が大きい場合には顕著に認められるが、低塑性ひずみ振幅の場合、たとえば0.004のときにはそれは消失する。またきわめて低塑性ひずみ振幅（たとえば0.0001）の場合には繰返し加工硬化に対する結晶方位依存性はほとんど認められなくなる。

上述の繰返し加工硬化に対する結晶方位依存性は引張試験時の加工硬化に対するそれと同じ傾向を示す。そしてこれらの挙動はすべり系との関連において定性的にはごく普通⁶⁰⁾に矛盾なく説明でき、表面のすべり線の観察結果もこの考え方と一致する。すなわち繰返し加工硬化率の大きい方位の結晶では著しいsecondary slipが認められ、逆に加工硬化率の小さいものではprimary slip lineのみが観察される。

また内部組織的にもFig. 9の領域Aに属するような単一すべり系のみが作用する方位を有する結晶ではそのprimary slip planeのtrace方向に沿った帯状のかなり規則正しい転位配列が観察されるのに対し、領域Bの二重すべり系が働く結晶ではそれぞれに対応し

た二次元的なひろがりをする転位組織が形成される⁶¹⁾。

3・2 繰返し加工硬化および加工軟化に及ぼす結晶のすべり特性および温度の影響

Fig. 10⁶¹⁾は銅および銅-アルミニウム合金（銅にアルミニウムを固溶させることによって積層欠陥エネルギーを変化させている）の繰返し定たわみ試験におけるモーメントの増加率と材料の積層欠陥エネルギー(γ)との関係を示したものである。縦軸の $m = M_0^{1000} / M_0^{10}$ は繰返し数 $N=10$ サイクルのときに試験片に加えられるモーメントと $N=1000$ サイクルのときのそれとの比であり、これは $N=10 \sim 1000$ サイクル（加工硬化過程の初期に相当する）の間に材料に生じた加工硬化の程度を表わしている。この図より明らかなように単結晶、多結晶を問わず、繰返し変形初期の加工硬化量は γ の増加とともに増大する。また、一般的に繰返し変形初期の繰返し加工硬化率は γ の大きい材料において大きく、しかも繰返し加工硬化が飽和する時期は γ の大きい材料ほど早いことがわかっている⁶¹⁾。

Fig. 10. Hardening parameter, m , vs. stacking-fault energy, γ .⁶¹⁾

温度を下げることはらせん転位の交差すべりを困難にするという点において、材料の積層欠陥エネルギーを下げることに対応する。銅単結晶に塑性ひずみを制御して引張、圧縮繰返し変形を与えたときの繰返し加工硬化率の温度依存性を示したのがFig. 11⁶²⁾である。縦軸の $d\tau/d\Sigma|\gamma_p|$ は分解せん断応力-累積塑性ひずみ曲

Fig. 11. Temperature dependence of the cyclic strain hardening rate of copper single crystals tested at $\gamma_p = \pm 0.008$.⁶²⁾

線のこう配である。この図より繰返し変形初期における加工硬化率は試験温度が高いほど大きくなっており、この傾向は Fig. 10 において γ を大きくした場合のそれと定性的には一致する。しかも繰返し加工硬化が飽和する時期は試験温度の低下とともに遅れることも、上に述べたこの時期の γ 依存性と一致する。

繰返し加工硬化が飽和した後における応力幅と塑性ひずみ幅の関係は cyclic stress-strain relation と呼ばれ、材料の繰返し変形下の力学的性質を表わすものとして一般によく知られている。この関係は普通、両対数グラフ上で直線に近似⁶³⁾することができ次式で表現されることが知られている。

$$\frac{\Delta\sigma_s}{2} = \sigma_0 (\Delta\epsilon_{ps}/2)^n$$

ここで $\Delta\sigma_s$ および $\Delta\epsilon_{ps}$ はそれぞれ繰返し加工硬化が飽和した後における応力幅と塑性ひずみ幅である。上式における σ_0 と n の値を Cu と Cu-7.5% Al 合金の 300° および 78° K の温度下の繰返し変形試験で求めた結果⁶⁴⁾を Table III に示した。これによると γ の比較的大きい銅 ($\gamma \approx 50$ ergs/cm²) では焼なまし材、予加工材にかかわらず、同一試験温度に対しては σ_0

Table III. Values of σ_0 and n in equation $\Delta\sigma_s/2 = \sigma_0 (\Delta\epsilon_{ps}/2)^n$ in copper and Cu-7.5% Al stress-cycled on the various conditions.⁶⁴⁾

Temperature (°K)	Material condition	σ_0 (kg/mm ²)	n
300	Cu-annealed 1 hr at 450°C	40.6	0.14
	Cu-23% reduction in diameter	40.6	0.14
78	Cu-annealed 1 hr at 450°C	81.9	0.19
	Cu-23% reduction in diameter	81.9	0.19
300	Cu-7.5% Al-annealed 1 hr at 500°C	70.8	0.11
	Cu-7.5% Al-5% reduction in diameter	64.4	0.07
	Cu-7.5% Al-23% reduction in diameter	81.0	0.06

および n は同じ値を示すのに対し、 γ の非常に小さい Cu-7.5% Al 合金 ($\gamma \approx 1.5$ ergs/cm²) では cyclic stress-strain relation は材料の受けた前履歴の影響を強く受け、焼なまし材および予加工材はそれぞれ固有の σ_0 および n の値を有することがわかる。後者の傾向は同じく γ のきわめて小さい α -黄銅⁶⁵⁾においても顕著に認められる。なお試験温度は γ の大小を問わずそれぞれの材料についてその試験温度固有の cyclic stress-strain relation を決定する。

Fig. 12(a)(b) はそれぞれ、繰返し変形過程に塑性ひずみ振幅および試験温度を変化させた時それに伴って生ずる銅および Cu-7.5% Al 合金の力学的変形挙動の変化を示している。これによると銅においては塑性ひずみ振幅および試験温度を変化させた後の加工硬化

Fig. 12. Effect of change in amplitude and/or temperature on the saturation stress.

飽和時の応力振幅は加工硬化および加工軟化の過渡期間を経た後に、処女材に同一の試験温度で同一の塑性ひずみ振幅を加えた時のそれにはほぼ一致するのに対し、Cu-7.5% Al 合金ではそれは明らかに前履歴の影響を受け処女材のそれとは全く異なった値を示す。

上述のように、wavy なすべり形態を示す銅の繰返し加工硬化飽和時の応力は塑性ひずみ振幅、試験温度および繰返し速度には依存するがその材料が前に受けた変形履歴にはほとんど影響を受けないのに対し planar なすべり形態を示す Cu-7.5% Al 合金ではそれは変形履歴に顕著な影響を受ける。これらの差は予変形によって導入された転位配列およびその密度の、以後の繰返し変形による変化が材料のすべり特性により支配されることを示唆するものであろう。事実 wavy なすべり形態を示す銅、極軟鋼の予加工材の内部組織は以後の応力繰返し過程中に再配列して、同一条件で繰返し荷重を与えた焼なまし材の内部組織とはほぼ同じ形態に変化することが実験的に確かめられている(たとえば Fig. 13)²⁰⁾。またこれらと類似のすべり特性を有するアルミニウムについての応力変動疲労試験結果によれば高応力疲労により形成された寸法の小さいセル組織はその後の低応力疲労過程中に再配列および一部の転位の消滅を通じて寸法の大きいセル組織に変化する。一方、planar なすべり特性を有する Cu-7.5% Al 合金においては予加工することにより導入された転位組織は以後の応力繰返しに対して顕著な変化を示さない (Fig. 14)²⁰⁾。このような転位の配列およびその密度の変化とすべり特性との関係は概念的には次の

Fig. 13. Change of dislocation structure in cold worked (5% reduction in dia.) copper followed by strain cycling.²⁰⁾

Fig. 14. Change of dislocation structure in cold worked (5% reduction in dia.) Cu-7.5% Al followed by strain cycling.²⁰⁾

ように説明されうる。すなわちらせん転位の交差すべりが容易な前者の材料では転位は容易に3次元的な運動をすることが可能でありそれがゆえに力学的条件に応じて可逆的に転位は再配列することができる。それに対し後者では転位の運動はほとんどが2次元の平面に制限されるため転位の再配列はきわめて困難である。

このような内部組織観察結果は上に述べたそれぞれの材料の示す力学的挙動と符合する。

3・3 繰返し加工硬化および軟化の機構

Fig. 15に模式的に示したように一般に金属材料の繰返し加工硬化過程は、繰返し変形の初期の、加工硬化率の大きい rapid hardening stage, 加工硬化率が次第に減少する transition hardening stage および繰返し加工硬化率がほとんど0となり、繰返し加工硬化が飽和する saturation hardening stage の三つの段階に分けられることが実験的に確かめられている。一方、繰返し加工軟化は定性的には Fig. 15に示したように加工硬化曲線を水平軸に関して対称に移動した形で進行する。そして繰返し変形過程中的内部組織の変化とこれら力学的挙動とを関連させて金属材料の繰返し加工硬化機構を説明する試みがなされている。なお緒言でも述べたとおり逆負荷過程における転位の運動が明確にわかっていない現在ではこれらの試みのほとんどが定性的議論にとどまっていることもまた止むを得ないことかも知れない。ここではこのような硬化および軟化に対する考え方の現状をまとめてみたい。

Fig. 15. Schema of a cyclic strain hardening and softening curve.

3・3・1 Rapid hardening Fig. 16に銅単結晶の rapid hardening stage における典型的な転位組織を示す。これは primary slip plane 上での観察結果であるが、このようにこの段階での転位組織は主として primary burgers vector の方向である $\langle \bar{1}01 \rangle$ に垂直な方向、すなわち $\langle 1\bar{2}1 \rangle$ 方向に転位が束状(dislocation bundle)に集合した領域と転位がほとんど存在しない部分とに分けられるのが特徴である。そしてこの dislocation bundle は主として互いに平行な主

Fig. 16. Dislocation structure after $4\frac{1}{4}$ cycles on primary slip plane of copper single crystal. $\Delta\gamma_t/2=0.0075$, $T=300^\circ\text{K}$. Typical dislocation bundles are observed.³⁸⁾

すべり面上の転位が互いに trapping し合った結果で
 ける, primary edge dislocation から成る dipole
 や multipole であることが知られている. この bundle
 にはこれに加えてジョグを有するらせん転位が交差す
 べりを生ずることによりできた多数の prismatic
 dislocation loop や sessile な faulted $\langle 110 \rangle$ dipole
 が含まれていることがわかっていてる. なおこの段階で
 はらせん転位は繰返し変形過程中に交差すべりを生ず
 ることによりその大部分が消滅し, したがってこれは
 ほとんど存在しない. Rapid hardening の進行とと
 もにこの dislocation bundle の部分の転位密度は増
 加し, bundle 間の距離は減少する. さらにはこの
 bundle は主すべり面に対して垂直方向に発達し, そ
 の結果その方向に沿った wall を形成する. Table IV
 は銅単結晶について累積塑性ひずみ (塑性ひずみ振幅
 $\Delta\gamma_p/2=0.0033$) の増加に伴う, 主すべり面上 $[101]$
 方向 (主すべり系は $(11\bar{1}) [101]$) の bundle 間の距
 離, bundle 部分 (あるいは転位の密な部分) におけ
 る転位密度, 転位の密な部分の全体部に対する体積百
 分率および平均転位密度の変化をまとめたものである.
 なお表中 “optical” とあるのはエッチ・ピット法に
 よって測定したことを意味している. これより bundle
 間の距離は累積塑性ひずみの増加とともに単調に減少
 することが明らかである. Basinski らは繰返し塑性

Table IV. Change of wall separation along $[101]$, dislocation density in dense region ρ_d , ratio of volume of dense region to total volume and average dislocation density ρ_{av} . in fatigued copper single crystals with increasing of cumulative plastic resolved shear strain $\Sigma|\gamma_p|$ ³⁹⁾.

$\Sigma \gamma_p $	Wall separation along $[101]$ (μ)		ρ_d (cm/cm^3)	($\%$) Occupied	ρ_{av} . (cm/cm^3)
	Optical	Electron microscopy			
0.0935	28				7×10^8
0.547	12	8	6×10^{10}	7	7×10^9
1.335	8.5				
1.526	5.8	4.8	8×10^{10}	12	10^{10}
2.46	3.6	3.4	8×10^{10}	17	1.4×10^{10}
4.91		3.2		25	
5.85		2.8		27	2.9×10^{10}
8.03		2.6		31	3.5×10^{10}

ひずみに伴う dislocation bundle の発達の様子を 3
 次元的に検討している. Fig. 17 はその一例で, これ
 より dislocation bundle が主すべり面上のみならず
 それに垂直な方向へも発達していることがわかる. な
 お rapid hardening stage の終わりの時期において
 は, 二次すべり系が働きだし, このため主として
 $\langle 121 \rangle$ 方向にのびた dislocation bundle は切断, 細
 分化されて次第に, いわゆる cell structure として

Fig. 17. Model showing the dislocation distribution in fatigued copper single crystal in three dimensions. Planes are indexed.³⁹⁾

の形態を整えていく。

以上の観察結果より rapid hardening は大略次のように理解される。繰返し変形によって生じた転位は mutual trapping mechanism²³⁾により互いに trap される。その後新たに生じた転位もその部分につきつぎと trap され、この結果 dislocation bundle が形成される。繰返し変形に伴って dislocation bundle は主すべり面上のみならず、それと直角方向に対しても発達するとともに、いまだで転位がほとんど存在しなかった部分にも、たとえば sessile な faulted $\langle 110 \rangle$ dipole を拠点として新たに dislocation dipole が形成される。このため bundle 間の距離、すなわち転位の自由な運動距離は減少し、そのために与えられた塑性ひずみを生じさせるに必要な応力は増加する。さらに応力の増加とともに 2 次すべり系が活動を始め、2 次すべり面上の転位は主すべり面上に発達した dislocation bundle と交さしなければならず、このような効果はますます加工硬化を促進することになる。³⁸⁾なお上述の trapping mechanism により生じた multipole の他にいわゆる交差すべり機構により形成されたと思われる dislocation dipole や prismatic dislocation loop も多数存在することから、これに起因する加工硬化⁶⁷⁾⁶⁸⁾をも考慮する必要がある。与えられた繰返し変形条件下においては r が大きいほど、また温度が高いほど、交差すべりは容易になり、したがって prismatic dislocation loop も容易に多数形成される。このことは r の大きい材料ほど、また試験温度が高いほど rapid hardening stage の硬化率が大きい (Fig.

10 および 11) という結果を定性的に都合よく説明する。

3・3・2 Saturation hardening この段階において形成される銅の転位組織を 3 次元的に検討した結果⁶⁹⁾によると、saturation hardening stage における転位組織は rapid hardening stage 後期におけるそれが連続的に発達した結果形成されるものと考えられ、主すべり面 (たとえば主すべり系を $(111) [\bar{1}01]$ とする) に垂直 ($[111]$) に明確な dislocation wall が形成される。そしてこの wall の面は $(\bar{1}01)$ であることが確かめられている。また Hancock³⁸⁾らは、すでに先に指摘されていたように、cell wall は primary slip plane のみならず critical および conjugate slip plane の trace の方向に沿って配列しており、したがってこの段階ではいわゆる 2 次すべり系に属する転位が多数形成されることを確認している。このように saturation hardening stage の初期は rapid hardening stage において形成された、主として 2 次元的な転位配列が 3 次元的な cell 組織へと発達する過程に対応すると考えることができる。さらに繰返し変形が加えられると cell wall はますます明確になるとともに cell wall を構成する転位の内で dislocation dipole や prismatic dislocation loop の占める割合がきわめて大きくなる。そしてこのようにして形成された転位組織は以後の繰返し変形に対してきわめて安定であり、また以後転位密度もほとんど増加しない。同じような転位組織の変化過程は銅のみならず積層欠陥エネルギー²¹⁾の低い 18-8 ステンレス鋼の場合にも認められる。

なお、以上の議論はいわゆる高応力疲労過程に対応するものである。低応力疲労過程においては銅においても cell は形成されず、その代わりに rapid hardening stage で形成された multipole から成る dislocation bundle が、細分化されてできると思われる dislocation dipole や prismatic dislocation loop が patch 状にかたまって散在した転位配列となる。この patch と patch の間の距離は応力振幅の増加につれて減少する。

上述の観察結果に基づいて saturation hardening stage (加工硬化率がほぼ 0) における加工硬化機構を考えると、少なくともこの過程においては転位密度の増加率がほとんど 0 であるという条件が満足されなければならない。この条件は、saturation hardening stage における応力あるいはひずみの繰返し⁶⁾の 1 サイクル中に、①引張過程において新たに形成された転位が続く逆負荷過程において完全に消滅する、②引張過程および圧縮過程において同じ転位が可逆的にいわゆる to and fro motion をする、の二つのうちどちらかの転位の運動を考えることにより満足せられる。現在この条件を満足する機構として主として次の

Fig. 18. View of prismatic dislocation loop flipping from one stable equilibrium position P to other equilibrium position Q.

三つが提案されている。

Feltner⁶²⁾は低応力疲労の場合に対して h の間隔の主すべり面上に配列した長さ l の、互いに異符号の刃状転位よりなる prismatic dislocation loop が flip-flop 運動 (Fig. 18) をする可能性のあることを指摘した Gilman⁷⁰⁾の考え方を、銅の疲労変形の説明に適用して次のような結論を得ている。ここで loop の flip-flop 運動とは Fig. 18 における P の位置にある刃状転位が右方向に作用する応力により Q の位置に移動し、逆に左方向の応力により、Q の位置に移動した刃状転位は再び P の位置に戻るような転位の可逆運動を意味する。したがって疲労における応力の繰返しに伴って刃状転位は P と Q の間を可逆的に往復運動するであろうというのが Feltner の考え方である。Fig. 18 において刃状転位が P から Q、あるいは Q から P へ移動するのに必要な応力 τ_{flip} は

$$\tau_{flip} = \frac{Gb}{8\pi(1-\nu)h}$$

ここで b はパーガース・ベクトル、 ν はポアソン比、 G は横弾性係数である。また P から Q への刃状転位の移動により生ずる塑性ひずみ r_p は $r_p = b(2hl)$ で与えられるから、dipole の平均高さを $\bar{h}$ 、その平均長さを $\bar{l}$ 、その平均密度を p とすれば Fig. 18 の P から Q への一行程中に生ずる塑性ひずみ r_p は

$$r_p = 2\bar{l}\bar{h}pb$$

となる。Feltner は銅について $G = 4 \times 10^9 \text{ kg/cm}^2$, $\nu = 0.3$, $b = 2.55 \times 10^{-8} \text{ cm}$, $\bar{h} = 400 \text{ \AA}$ として $\tau_{flip} = 140 \text{ kg/cm}^2$ を得、また $\bar{l} = 2000 \text{ \AA}$, $p = 10^{15} \sim 10^{16} \text{ loops/cm}^3$ として $r_p = 0.002 \sim 0.02$ を算出している。これに対し銅単結晶のひずみ振幅 $4\gamma/2 = 0.001 \sim 0.01$ における加工硬化飽和応力 τ_s は約 $200 \sim 300 \text{ kg/cm}^2$ であることから、上の計算で得られた τ_{flip} は τ_s よりかなり小さいこと、また $p = 10^{15} \sim 10^{16} \text{ loops/cm}^3$ という数字は loop が一様に分布していると仮定しても刃状転位が $160 \sim 500 \text{ \AA}$ の間隔で存在することに対応し、これは刃状転位同志の間隔が小さ過ぎるという意味において非現実的であるという点などが指摘されている。¹⁸⁾

Watt⁷¹⁾らは応力あるいはひずみの繰返しに伴って生

ずる応力-ひずみのヒステリシスループを転位論的に解釈するために、いわゆる dislocation shuttling モデルを提出した。これはセル内あるいは bundle 間のきわめて転位密度の低い領域を自由な転位が応力の繰返しに伴って往復運動するという考え方に基づいている。したがって転位の運動距離はセルの寸法あるいは bundle 間の距離によって規定されることになる。Hancock³⁸⁾らは加工硬化が飽和した後の銅単結晶の内部組織を観察した結果、Fig. 19 に示したように確かに cell wall 間にまたがった自由転位の存在を認め、これより dislocation shuttling モデルにより銅の saturation hardening の機構を説明している。すなわち N を可動転位密度、 m を一つのセル当たりの可動転位の数、 l をセルの寸法とすると塑性ひずみ $r_p = Nbl = m/l^2 \cdot b \cdot l = mb/l$ となる。 $r_p \approx \pm 0.0075$, $l \approx 1.2 \mu$ として $m \approx 35$ を得ている。一方、ヒステリシ

Fig. 19. Dislocation cell structure in copper characteristic of equilibrium fatigue structure at high strain amplitude. Dislocations straddling across cell walls are observed.³⁸⁾

ス・ループの面積とこのようなセル内を運動することによって消費されるエネルギーを等置して得た m の値は $m \approx 85$ であり、この値は前者の約 2 倍である。このことよりヒステリシス・ループの面積の約 50% に相当するエネルギーは塑性ひずみを生じさせる以外の仕事、たとえば点欠陥の生成などに使用されると考えている。ひずみの点からは上のようになりに合理的な説明が得られるが、このモデルは応力に対してはかなり不都合な結果を与える。上のモデルに対して Frank-Read 型の転位の bowing を考えると、加工硬化飽和後の応力 τ_s は

$$\tau_s = \alpha \frac{Gb}{l}$$

となる。αは $\frac{1}{3}$ 程度の定数である。l=1.2μとすると $\tau_s=2.8 \text{ kg/cm}^2$ となり、これは実験的に得られる $\tau_s=330 \text{ kg/cm}^2$ より1桁小さい¹⁸⁾。Feltner²⁰⁾はこの点を考慮して応力はcell wallにおいてくぎ付けされているdislocation segmentがセルの内部にbowingする応力として決定される考え方を提案した。この場合においては上式においてl=1000Å程度と考えると $\tau=306 \text{ kg/cm}^2$ となり実験結果とほぼ等しくなる。しかしこの考え方に従えば、bowingするdislocationのらせん成分がすべて消滅すると仮定しても繰返し変形に伴う転位密度の増加率は実験値より2桁も大きいことが指摘されており、したがってこの機構が成立するためにはサイクルごとにbowingするdislocation loopのほぼ99%が消滅することを考えなければならない。

Piqueras⁷²⁾らは加工硬化への点欠陥の役割を重視して加工硬化飽和後の変形応力を、point defect clusterがfriction stressとして作用することにより生ずるthermal componentと、いわゆる転位同志の相互作用に基づくlong rangeなathermal componentとに分けて半定量的に検討している。その結果変形応力は非常に高密度の点欠陥を含むcell wallにおける転位の運動によって決定されるのではなく、それは転位密度の低いセル内を運動する転位が受ける、点欠陥に起因するfriction stressとlong-rangeな内部応力を打ち破るために必要な応力とによって決定されることを指摘した。このモデルは、先述のHancockらのdislocations shuttlingのモデルにおいて応力を規定する因子であった転位のbowingに、点欠陥によるfriction stressの因子を付け加えたものと解釈することができる。したがって先のshuttlingモデルの飽和応力の計算値と実験値の約1桁の差はこのfriction stressを考慮することによりかなり減少することが予想され興味深い。この点欠陥を重視した考え方は疲労変形を受けた銅の引張試験における降伏応力の温度依存性が引張変形の場合のそれよりかなり大きいこと^{73,74)}、中性子を照射して点欠陥を多量に生ぜしめた銅の降伏点の温度依存性が疲労変形材のそれとはほぼ同程度であること⁷³⁾、および疲労変形により特に繰返し加工硬化飽和時にはprismatic dislocation loopの密度がきわめて高いことなどから充分に現実性のあるものと考えられる。ちなみに78°Kでの降伏応力を σ_{78} 、300°Kでのそれを σ_{300} としたとき、300°Kで疲労変形された後に引張変形を受けた銅では $\sigma_{300}/\sigma_{78}=0.71$ であるのに対し、疲労変形時の応力振幅に等しい応力⁷³⁾まで予引張変形を与えた銅ではその比は0.90である。

以上、saturation hardeningの機構を概観してきたが、実際の疲労過程においてはいずれの機構も充分に現実性のあるものと考えられる。いわばこれら三つの機構が混合して作用していると考えるのが妥当であろう。そして、それらの割合については、たとえばdislocation loopの形成されやすい高積層欠陥エネルギー材料では低積層欠陥エネルギー材料よりもflip-flop機構が働く比率は大きいであろう。逆に低積層欠陥エネルギー材料ではセル壁間あるいはbundle間への転位の張り出しが加工硬化を規定する割合が高いであろう。このように繰返し加工硬化に対しては各材料のすべり特性をも考慮した柔軟な考え方が必要と思われる。またflip-flop運動をも含めてこの過程における転位の運動が完全にreversibleであることも当然あり得ない。もしそうであれば疲労破壊は永久に生じないことになる。

3・3・3 繰返し加工軟化 繰返し加工軟化の機構については明確な説明がほとんどなされていないのが現状である。ただ3・2でも述べたように加工軟化が顕著に現われる銅などの比較的交差すべりの容易な材料では加工軟化過程に転位の部分的消滅および転位の再配列が生ずることは実験的事実である。

Broom⁷⁴⁾らは銅多結晶の予引張変形材に293°および90°Kで繰返し応力を負荷した結果、前者の場合には加工軟化が生じているのに対し後者ではそれがほとんど生じないことを示した。この結果は疲労過程に形成される点欠陥の動きと関連付けて次のように説明することができる。すなわち疲労過程に形成された点欠陥（原子空孔）は転位の上昇運動を可能にする。それゆえこのような点欠陥が自由に動きうる試験温度下では転位は容易に上昇運動をし、その結果予引張変形により形成された、エネルギー的に不安定な転位配列はこの上昇運動を通じて次第にポリゴン化し、ひずみを解放すると同時にエネルギー的に安定した状態へと変化する。これは予変形材から得られるbroadeningなX線回折斑点が繰返し応力の増加とともに次第に明確な微小斑点に分離されるようになるという細束X線回折法による研究結果ともよく一致する。このような点欠陥が動きうる温度は約220°K以上であると考えられ、それゆえ、90°Kの試験温度下では軟化が観察されない、上記実験結果を説明することができる。このような考え方は中性子照射により点欠陥を生じせしめた銅単結晶が加工軟化するという実験事実とも一致する⁷⁵⁾。なお結晶のすべり特性とこの軟化との関連については3・2においてもふれたように、交差すべりの容易な材料はそれの困難な材料に比してこのような点欠陥の生成が容易であるとともに交差すべりそのものによる転位の再配列が可能であるがゆえに加工軟化は容易である。

Ham⁷⁷⁾ らはあらかじめ引張変形を与えた銅単結晶が以後の応力繰返しによって加工軟化を生ずる最小の応力振幅の温度依存性が、銅単結晶の変形過程における stage III の開始応力 τ_{III} の温度依存性と全く同様な傾向を有することを実験的に確かめた。この結果と表面のすべり線の観察結果とを合わせ考えることにより、加工軟化を生じうる最小の応力振幅は表面に striation が生じ始めるそれと一致することを指摘した。この striation は主としてらせん転位の交差すべりを通じて形成されることから加工軟化に対してはこの交差すべりが最も重要な支配因子であることがわかる。なお、このような繰返し加工軟化は材料に繰返し塑性ひずみが加えられることが是非とも必要な条件である。この最小の塑性ひずみは、たとえば銅の場合、約 8×10^{-5} ²⁰⁾ 程度であることが確かめられている。

4 あとがき

以上、疲労変形により形成される内部組織と繰返し加工硬化および軟化の転位論的解釈に関する現状を概観してきた。以下若干の問題点を述べて結言にかえたい。

種々の材料および試験条件下での疲労変形内部組織の主要観察結果はすでに出つくした感じがしないでもない。それにもかかわらず、この組織的情報を使用して巨視的に計測される繰返し応力-ひずみ挙動を定量的に説明することは現状ではほとんど不可能であることが上述の結果から明らかであろう。単結晶の単純引張変形下での加工硬化理論がいまだ確立していない現在、このことはむしろ当然の帰結ともいえる。しかし不明な点はなにがしかの仮定を置いて材料の繰返し変形下の力学的挙動を転位論的に説明しようとする試みは必要と思われる。われわれはこの努力を重ねており、その一部はすでに報告した。

内部組織と疲労損傷との関係については本文では全くふれなかったがこれについては次のように考える。疲労損傷は直接的には材料の表面層に蓄積されるものであることは、たとえば表面層の電解研摩による除去が疲労寿命を著しく増大させる多くの実験結果から明らかである。したがって疲労変形によって生ずるすべり線の形態あるいはそのすべり線を構成する転位組織に関する研究が重要であり、その試みは広く行なわれている。一方、本文で述べた繰返し加工硬化および軟化を決定するのは主として試験片内部のバルクとしての転位であると考えられる。したがって繰返し変形過程に材料が示す力学的挙動と疲労損傷を結びつけるためには試験片内部の転位組織と表面層の転位組織との関係を系統的に究明する必要がある。試験片内部の転位組織は表面層の転位組織の形態を決定し、ひいては表面すべり線の形態を決定するという意味にお

いてこの両者は結びつけられうるものと考えられる。

疲労変形の最大の特徴は繰返し塑性ひずみが加えられるということである。繰返し加工硬化および加工軟化機構、それに疲労損傷の本質を探るためには是非とも応力あるいはひずみの逆転に伴う転位の運動が明らかにされなければならない。これが実験的に可能になったとき、疲労損傷に直接寄与する転位の動きと、寄与しないそれとの区別が可能になり、それがゆえに真の意味での疲労破壊機構の解明が可能になるものと思われる。

最後に本文をまとめるに際して種々有益な助言を賜った京都大学工学部山田敏郎教授に深く感謝の意を表する次第である。

参考文献

- 1) Bollmann, W., Phys. Rev., **103**, 1588 (1956).
- 2) Segall, R. L., and P. G. Partridge, Phil. Mag., **4**, 912 (1959).
- 3) Segall, R. L., Electron Microscopy and Strength of Crystals, p.515 (1963) John Wiley, New York
- 4) Waldron, G.W.J., Acta Met., **13**, 897 (1965).
- 5) Feltner, C.E., Phil. Mag., **8**, 2121 (1963).
- 6) Segall, R. L., P. G. Partridge, and P. B. Hirsch, Phil. Mag., **6**, 1493 (1961).
- 7) たとえば Grosskreutz, J.C., and P. Waldow, Acta Met., **11**, 717 (1963).
- 8) McGrath, J.T., and W.J. Bratina, Phil. Mag., **12**, 1293 (1965).
- 9) Klesnil, M., and P. Lukáš, J. Iron and Steel Inst., **203**, 1043 (1965).
- 10) Lukáš, P., and M. Klesnil, Czech. J. Phys., **B14**, 600 (1964).
- 11) Lukáš, P., M. Klesnil, und P. Ryš, Z. Metallkunde, **135**, 109 (1965).
- 12) Klesnil, M., M. Holzmann, P. Lukáš, and P. Ryš, J. Iron and Steel Inst., **203**, 47 (1965).
- 13) Weissmann, S., A. Shrier, and V. Greenhut, Trans. ASM, **59**, 709 (1966).
- 14) 辛島誠一, 及川 洪, 小倉次夫, 日本金属学会誌, **31**, 669 (1967).
- 15) Avery, D. H., and W. A. Backofen, Fracture of Solids, p.339 (1962) Interscience, New York
- 16) 山田敏郎, 幡中憲治, 与川慎太郎, 日本機械学会論文集 投稿中.
- 17) 小倉次夫, 辛島誠一, 日本金属学会会報, **7**, 423 (1970).
- 18) Grosskreutz, J.C., Phys. Stat. Solids, **47**, 11 (1971).
- 19) Grosskreutz, J.C., J. Appl. Phys., **34**, 372 (1963).
- 20) Feltner, C.E., and C. Laird, Acta Met., **15**, 1633 (1967).
- 21) Hatanaka, K., N. Nakagawa, H. Kawabe, and T. Yamada, Proc. 14th Jap. Congr. Mat. Res., 22

- (1971).
- 22) Johnston, W.G., and J.J. Gilman, *J. Appl. Phys.*, **31**, 632 (1960).
 - 23) Steeds, J. W., and P. M. Hazzeldine, *Discussions Faraday Soc.*, **38**, 103 (1964).
 - 24) Segall, R.L., and J.M. Finney, *Acta Met.*, **11**, 685 (1963).
 - 25) Partridge, P.G., *Acta Met.*, **13**, 517 (1965).
 - 26) Seeger, A., *Dislocations and Mechanical Properties of Crystals*, p.243 (1956) John Wiley, New York
 - 27) Hirsch, P.B., R.W. Horne, and M.J. Whelan, *Phil. Mag.*, **1**, 677 (1956).
 - 28) Hirsch, P. B., *Internal Stresses and Fatigue in Metals*, p.139 (1959) Elsevier, New York
 - 29) Kuhlmann-Wilsdorf, D., R. Maddin, and H. G. F. Wilsdorf, *Am. Soc. Metals. Symposium on Strengthening Mechanism in Solids*, p.137 (1962).
 - 30) Kuhlmann-Wilsdorf, D., E. E. Laufer, and H.D. Nine, *J. Appl. Phys.*, **38**, 896 (1967).
 - 31) Feltner, C.E., and C. Laird, *Trans. AIME*, **242**, 1253 (1968).
 - 32) Pratt, J.E., *Acta Met.*, **15**, 319 (1967).
 - 33) Kuhlmann-Wilsdorf, D., *Trans. AIME*, **224**, 1047 (1962).
 - 34) Livingston, J.D., *Acta Met.*, **10**, 229 (1962).
 - 35) Daniel, R.C., *Scripta Met.*, **4**, 1015 (1970).
 - 36) Daniel, R.C., and G.T. Horne, *Metall. Trans.*, **2**, 1161 (1971).
 - 37) Shinozaki, D., and J.D. Embury, *Metal Sci. J.*, **3**, 147 (1969).
 - 38) Hancock, J.R., and J. C. Grosskreutz, *Acta Met.*, **17**, 77 (1969).
 - 39) Basinski, S.J., Z.S. Basinski, and A. Howie, *Phil. Mag.*, **19**, 899 (1969).
 - 40) Pratt, J.E., *J. Mater.*, **1**, 77 (1966).
 - 41) Abson, D.J., and J.J. Jonas, *Metal Sci. J.*, **4**, 24 (1970).
 - 42) Seeger, A., S. Mader, and H. Kronmüller, *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, p.665 (1963) Interscience, New York
 - 43) Holt, D.L., *J. Appl. Phys.*, **41**, 3197 (1970).
 - 44) Kuhlmann-Wilsdorf, D., *Metall. Trans.*, **1**, 3173 (1970).
 - 45) Langford, G., and M. Cohen, *Trans. ASM*, **62**, 623 (1969).
 - 46) Staker, M.R., and D.L. Holt, *Acta Met.*, **20**, 569 (1972).
 - 47) Feltner, C.E., *Acta Met.*, **11**, 817 (1963).
 - 48) McQueen, H.J., *J. Metals*, **20**, 31 (1968).
 - 49) Keh, A.S., and S. Weissmann, *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, p.231 (1963) Interscience, New York
 - 50) Lukáš, P., M. Klesnil, and R. Fiedler, *Phil. Mag.*, **20**, 799 (1969).
 - 51) Grosskreutz, J.C., and G.G. Shaw, *Acta Met.*, **20**, 523 (1972).
 - 52) 幡中憲治, 川辺秀昭, 山田朝治, *材料*, **21**, 212 (1972).
 - 53) Swann, P.R., *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, p.131 (1963) Interscience, New York
 - 54) Abdel-Raouf, H., and A. Plumtree, *Metall. Trans.*, **2**, 1863 (1971).
 - 55) Johari, O., and G. Thomas, *Acta Met.*, **12**, 679 (1964).
 - 56) Nolder, R.L., and G. Thomas, *Acta Met.*, **12**, 227 (1964).
 - 57) Edington, J.W., *Phil. Mag.*, **15**, 1189 (1969).
 - 58) Paterson, M.S., *Acta Met.*, **3**, 491 (1955).
 - 59) Kemsley, D.S., and M.S. Paterson, *Acta Met.*, **8**, 453 (1960).
 - 60) たとえば Clarebrough, L.M., and M.E. Hargreaves, *Progress in Metal Physics*, **8**, 1 (1959).
 - 61) Avery, D.H., and W.A. Backofen, *Acta Met.*, **11**, 653 (1963).
 - 62) Feltner, C.E., *Phil. Mag.*, **12**, 1229 (1965).
 - 63) Morrow, J., *ASTM Spec. Techn. Publ.*, No. 378, p.45 (1965).
 - 64) Feltner, C.E., and C. Laird, *Acta Met.*, **15**, 1621 (1967).
 - 65) 幡中憲治, 山田敏郎, シンポジウム“疲労における最近の諸問題” p.124 (1973) 材料投稿中
 - 66) 吉田 彰, 上村正雄, 川辺秀昭, 山田朝治, *材料*, **18**, 1106 (1969).
 - 67) Gilman, J.J., *J. Appl. Phys.*, **33**, 2703 (1962).
 - 68) Fourie, J. T., and R. J. Murphy, *Phil. Mag.*, **7**, 1617 (1962).
 - 69) Wood, P.J., *Phil. Mag.*, **28**, 155 (1973).
 - 70) Gilman, J.J., *J. Phys. Soc., Japan, Suppl.*, **1**, 172 (1963).
 - 71) Watt, D. F., and R. K. Ham, *Nature*, **13**, 734 (1966).
 - 72) Piqueras, J., J. C. Grosskreutz, and W. Frank, *Phys. Stat. Solids*, **11**, 567 (1972).
 - 73) Broom, T., and R.K. Ham, *Proc. Roy. Soc.*, **A251**, 186 (1959).
 - 74) Broom, T., and R.K. Ham, *Proc. Roy. Soc.*, **A242**, 166 (1957).
 - 75) 平 修二, 林 建吉, 田中啓介, *材料*, **16**, 32 (1967).
 - 76) Adamson, R.B., *Phil. Mag.*, **18**, 681 (1968).
 - 77) Ham, R. K., and T. Broom, *Phil. Mag.*, **7**, 95 (1962).
 - 78) 山田敏郎, 幡中憲治, 広瀬勇次, 日本機械学会関西支部講演論文集, No.744-2, p.58 (1974).