Al 単結晶の繰返し加工硬化(バウシニング効果)*

宮 本 博** 船 見 国 男**

Cyclic Work Hardening of Al Single Crystal
(Bauschinger Effect)

by

Hiroshi MIYAMOTO and Kunio FUNAMI

(Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

The main objectives of the present study are to make clear the mechanism of the cyclic work hardening of a single crystal and to simulate the stress-strain relation in the rapid hardening region as well as in the saturated hardening region. To achieve these purposes, the stress-strain relation of an Al single crystal was determined in a cyclic total strain controlling system. This paper deals and discusses how the Bauschinger effect depends on the crystal orientation factor and how the slip deformation differs between the two hardening regions.

The results are summarized as follows.

(1) Bauschinger strain γ_B increased in proportion to pre-applied stress τ_F . That is, the Bauschinger effect decreased gradually with increasing the strain amplitude, and its rate depended on the crystal orientation. The Bauschinger effect decreased with increasing the number of cycles until its strain reached a constant value. In these ways, the Bauschinger effect is related to the condition of slip system motions.

(2) For reversing of stress direction, the decrease of yield stress $\tau_B (= \tau_F - |\tau_R|)$ was formulated as

$$\tau_B = k \cdot \gamma_F^m$$

where the Bauschinger exponent m depended on the crystal orientation and it was constant for each crystal until $\gamma_R(0.01)$, or the plastic strain at $\tau_R=0$, reached 0.01%. Then beyond this value, m increased with γ_R . With the increase of the number of cycles, the dependence of constant value m in these region on the crystal orientation became less.

(3) In the rapid hardening region, the amount of the primary slip system became more pronounced as the cumulative strain increased. But in the saturated hardening region, the change in the amount of slip could not be observed even though the loading direction was reversed. In this region, the flip-flop motion of dislocations is considered to play a main role in primary slip system. On the secondary slip system, however, the slip motion was observed clearly. But during the tension to the compression process, the loci of slip motion were irreversible and were unsymmetrical due to the secondary slip in other slip systems.

(Received June 6, 1975)

1 緒 言

繰返し変形下における巨視的なひずみ硬化の測定は Cu, Al, Al-Cu 合金材料を中心として広く行なわれて¹⁾⁻³⁾きている。また直接観察による内部組織と巨視的塑性ひずみ挙動等を関係づける試みもなされてきた⁴⁾。しかしこれらの結果を比較、検討するにはあまりにも実験条件が異なっており、系統的に扱うことができない。これらの研究はその目的により一定の負荷条件のもと

での実験においても二つに大別される。ひとつは試験片の全寿命中でのき裂発生と硬化との関係、すなわち疲労損傷の機構を明らかにするためのもの、他のそれは応力-ひずみのシミュレーションを目的としたものである。巨視的な測定において、前者の目的のためには、最大応力あるいは最大ひずみ増分の測定が主となり、後者の目的のためには応力-ひずみ挙動の忠実な測定が必要となってくる。今日までに前者については、硬化過程の変化に伴う内部組織変化は明らかになったが、き裂の発生のクライテリアとこの内部組織を結び

* 原稿受理 昭和50年6月6日

** 正 会 員 東京大学工学部 東京都文京区本郷

つける機構は必ずしも明確でない。後者の立場においては定常状態, すなわち飽和硬化領域での繰返し応力-ひずみ関係の実験式を導くことが主であり, 急激硬化領域についての報告は少ない。

われわれはAl単結晶の疲労硬化機構を解明し, 合わせて急激硬化領域を含めた応力-ひずみ関係のシミュレーションを行なうことを目的としている。そのためまずひずみ硬化挙動に影響を及ぼす因子を系統的に調べる。

本報告はヒステリシスループの形状変化, 特に負荷方向を反転した場合の降伏応力の低下(バウシナ効果)に及ぼす方位因子の影響を述べる。つぎに繰返し加工硬化機構に関する内部組織を基とした転位論的アプローチとマクロな測定結果を結びつけるために, 急激硬化領域と飽和硬化領域で応力を反転した際のすべり量について比較, 検討を加えた。

2 実験方法

使用した材料は99.99% Alで単結晶作製後の化学成分を Table I に示す。鋳造のものを600℃, 1時間熱処理を行ない, 厚さ約3.2mmに冷間圧延を行なった。さらに600℃, 1時間焼なましをしたのち, ソフトモード(アルミナ)により250×100×3.2mmの寸法の単結晶を作製した。結晶方位は種付け法により任意に調整することができる。作製した単結晶を放電加工

Table I. Chemical composition of specimens (wt %).

	Si	Fe	Cu	Al
Single crystal	0.002	0.001	TRACE	99.997

Fig. 1. (a) Shape and size of specimen. (b) The orientation of the crystals.

により Fig. 1 (a) に示した試験片形状に切り出したのち, 電解研磨(無水酢酸+過塩素酸溶液)により表面層を除去した。そして真空中で300℃~580℃, 26時間サイクル焼なましを行なった。Fig. 1 (b)に試験片の結晶方位を示す。試験機は島津オートグラフを使用し, また試験片の着脱は試作したジグを用いて, 装着の際の予ひずみをできるだけ少なくした。制御は試験片にひずみゲージを接着し, 全ひずみ制御を行なった。変位速度は0.5 mm/minである。

繰返し変形下でのすべり線の測定には光干渉法を用いた。このとき, 用いた試験片は前述のものと同一である。使用した試験機は試作した横型試験機である。光干渉法の光学系を Fig. 2 (a) に示す。ハーフミラーとしてプレートガラスにAlを真空蒸着したものを使用し, 光源にはNa(d線: 5895.3Å)を用いた。測定は各負荷点において干涉写真撮影したのち, 投影機を用いてそのギャップ量を測定した。表面上のギャップよりすべり量の算出には次式を用いた。

$$D = \frac{z}{\sin x \cdot \sin \theta} \cdot \sin \alpha$$

ここで Fig. 2 (b)に図示したように x はすべり面と試料応力軸の間の角度, α は試験片面上でのすべり線と引張軸とのなす角度, Q はすべり面上におけるすべり方向とすべり線のなす角度, z はギャップ量, D はすべり量である。

Fig. 2. (a) Schematic diagram of the optical arrangement of photo-interference method. (b) Relationship between slip distance D and step height Z .

3 実験結果および考察

3.1 バウシナ効果の表示法

Fig. 3 (a)は繰返し荷重の場合の典型的な応力-ひずみ曲線である。図において σ_F は負荷予ひずみ γ_F における応力, σ_Y は降伏応力である。予ひずみ γ_F が増すと単結晶の場合回復量も大きくなるため, 再負荷後の降伏応力は σ_F と大きくずれてくるのでこれを Fig. 3 (b)のように定義する。除荷後逆方向へ負荷した

Fig. 3. (a) Schematic stress-strain curve showing the Bauschinger effect. (b) Loading condition and observed points of photo-interference method.

ときの応力 (τ_R)-ひずみ曲線のひずみの弾性からのずれをバウシニングひずみ $\gamma_B(r)$ とする。ここで $r = |\tau_R / \tau_F|$ で、 $\gamma_B(r)$ はこの応力に相当するバウシニングひずみの値である。また除荷 ($\tau = 0$) のときの塑性ひずみ量をもとにして設定した仮想ひずみ量 (たとえば 0.01 %) を $\gamma_R(0.01)$ と書いて、これに相当する応力を $\tau_R(0.01)$ と書く。

バウシニング効果の表示法として大別すると、前述のような表示をもとに $\tau_B = \tau_F - |\tau_R|$ というバウシニング応力を定義したのと、バウシニングひずみ $\gamma_B(r)$ で表示したものがある。前者の場合

$$\tau_B \propto (1-r)\tau_F$$

となり $\tau_B - \gamma_F$ の関係が導かれる。したがって応力-ひずみ曲線のヒステリシスループのシミュレーションの場合等に適切な表示法である。

一方後者の場合は、バウシニング効果そのものが加工硬化によって生ずるものであるから、予加工量 $\Delta\tau (= \tau_F - \tau_Y)$ と $\gamma_B(r)$ は関係づけられるが、 τ_Y の定義がどのミクロな領域にまで立入るかによってその値は変わってくるため、 $\Delta\tau$ と $\gamma_B(r)$ を関係づけるよりは直接 τ_F と $\gamma_B(r)$ を関連づける方がよいであろう。本報告の以下の議論においては前述の二つの表示法の特徴をいかしてバウシニング効果の大小を論ずる。

3・2 バウシニング効果と方位因子

従来、A1 単結晶のバウシニング効果に及ぼす方位因子の影響を取り扱った報告としては、Wolley, Buckley, Entwistle 等の研究と Snowden の研究がある。前者は $r = 3/4$ でのバウシニングひずみを測定し、その予加工量 $\Delta\tau$ と $\gamma_B(3/4)$ は方位に関係なく Fig. 4 (a) に示したように 2 本の直線によって表わされる。他方、後者の報告は、特徴的な二つの結晶方位の試験片によって τ_F と $\gamma_B(r)$ の関係を示しているが、明らかにその間には方位差の影響が存在すると報告している。

この相反する二つの実験について考えると、予応力

Fig. 4. (a) The variation of Bauschinger strain with peak resolved shear stress at number of cycles ($n=1$). (b) $n=2$ (c) $n=3$

を除荷し、再負荷したときの降伏応力の増加は方位によっても変化しており、各すべり系での τ_F も転位の増加、分布状態、欠陥との相互作用、ならびに 2 次すべり系の活動状況の違いによって変化しており、結果として $\Delta\tau$ も Snowden のように方位効果が現われることが予想される。Buckley 等の実験においては、使用した試料の方位係数が近接しており、これらの方位の試料の材料特性は $\tau_Y = 85 \sim 95 \text{ g/mm}^2$ 、第 3 段階移行点での応力 τ_2 も $231 \sim 245 \text{ g/mm}^2$ の範囲内にある。したがって上述の結論になったと考えられる。

Fig. 4 (a)~(c) に荷重方向を反転させた繰返し数 n を変化させた場合の τ_F と $\gamma_B(1)$ の実験結果を示す。Fig. 4 (a) では τ_F と $\gamma_B(r)$ の関係は結晶方位により、大きな違いを示している。Fig. 4 (a) のように予応力を増しても、また (b), (c) のように繰返し数 n を増してもその線形性は保たれている。しかし繰返し数が増加すると、直線のこう配は増して、したがってバウシニング

Fig. 5. (a) Bauschinger effect rate $\Delta\tau_F$ per 0.2% Bauschinger strain. (b) Bauschinger effect rate $S(=\Delta\tau_F(0.2\%)/0.002)$ at $n=1$. The dotted lines indicate the same schmid factor region.

効果は減少する。バウシंगाひずみ γ_B の 0.2% の増加に要する予応力 τ_F の増分を $\Delta\tau_F(0.2\%)$ とし、 $\Delta\tau_F(0.2\%)$ と繰返し数 n の関係を Fig. 5 (a) に示す。Buckley 等の実験においては第 1 段階領域（容易すべり領域）から第 3 段階領域（放物線硬化領域）に移る場合に明確な $\Delta\tau_F(0.2\%)$ の違いが認められている。すなわち各領域では常に一定の $\Delta\tau_F(0.2\%)$ を有しているが、容易すべり領域から多重すべり領域の遷移点で $\Delta\tau_F(0.2\%)$ の大きな違いが現われる。しかしわれわれの実験においては、使用したひずみ振幅範囲内でこのような $\Delta\tau_F(0.2\%)$ の急激な遷移は認められなかったが、Fig. 5 (a) のように n の増加とともに $\Delta\tau_F(0.2\%)$ は増加している。活動すべり系の観点から考えるならば、使用したひずみ振幅内で、最初の繰返しにおいて二つ以上のすべり系が活動したのは H, E 方位の試験片である。他の結晶方位の試片は主すべり系のみ活動していた。したがって第 1 サイクル中の $\Delta\tau_F(0.2\%)$ は容易すべり（第 1 段階）にあるものと考えてよい。そのため第 1 サイクル中の $\Delta\tau_F(0.2\%)$ は一定値を保っている。 n を増した場合、 $\Delta\tau_F(0.2\%)$ の変化は Fig. 5 (a) に示すように各サイクルで現われているが、その変化の程度は Buckley の 1 回の除荷、再負荷の実験における第 1—第 3 段階の変化に比較して、よりゆるやかである。また試料 H, E において $\Delta\tau_F(0.2\%)$ が途中で減少しているのは方位効果によ

り、H では $n=2$ 、E では $n=1$ サイクルで急激硬化が進行したため、つぎのサイクルすなわち、H では $n=3$ 、E では $n=2$ での最大応力値の差 $|\tau_F(\text{圧縮側}) - \tau_F(\text{引張側})|$ がまえのサイクルのそれよりも大きくなっているために生じたと考えられる。このようにすべり系の活動状態とバウシंगाひずみ $\gamma_B(r)$ の大小が関係づけられる。

さらに $\Delta\tau_F(0.2\%)$ と方位の関係は $\Delta\tau_F(0.2\%)$ の増加率を $S=\Delta\tau_F(0.2\%)/0.002$ として Fig. 5 (b) のように規正 3 角形内 ($n=1$) に示すことによりより明らかとなる。バウシंगा効果の程度は明らかに方位差の影響をうけている。〈100〉、〈111〉軸近くの H, E は初期から二次すべり系が働き、容易すべり領域が短いためバウシंगा効果は極端に小さくなっている。また〈110〉軸近くの C が予想以上に小さなバウシंगा効果を示している。他方 Schmid 因子が大きな試料ほど（たとえば $L=0.4917$, $K=0.4640$, $I=0.4576$, $J=0.4393$ ）バウシंगा効果の大きな値を示している。

このようにバウシंगा効果の進行は同一材料においてもその影響の程度はひずみ振幅、結晶方位等によっても異なり、負荷方向の反転の結果、 $\Delta\tau_F$ の違いとなって現われてくる。その繰返し数の増加に対する結晶方位依存性は 1 サイクルの加工硬化の結晶方位依存性と同様な傾向を示すが、〈110〉近くの試料のバウシंगा効果は小さい。

3.3 τ_B と γ_F の関係

つぎに降伏応力の低下、ループ形状について考える。Fig. 6 は $n=1$ での各 $\gamma_R(a)$ 値におけるバウシंगा応力 $\tau_B(a)$ と予ひずみ γ_F の関係を示している。すでに多結晶において ($\sigma_B=k \cdot \epsilon_F^m$; σ_B : バウシंगा応力, ϵ_F : 予ひずみ, k, m : 常数) 報告されている⁹⁾ように単結晶においても $\tau_B=k \cdot \gamma_F^m$ の関係が成立する。ここで m の値、すなわち Fig. 6 のこう配について調べてみると、 $\gamma_R(a)$ を増すと m は一定でなくなる。たとえば Fig. 6 で H, I 試料は共に $\gamma_R(0.04)$ をすぎると m が増加している。Fig. 7 は繰返し数 n を変化した場合の m と γ_R の関係を示す。各試料について $\gamma_R(0.01)$ 程度まで m は $\gamma_R(a)$ の選択にかかわらず方位によってそれぞれ一定の値を保つが、その後しだいに増加している。増加の程度は Schmid 因子の小さなものほど、すなわちバウシंगा効果の小さなものほど大きくなっている。Table II に k, m 値を示す。

k は $\tau_B-\gamma_F$ 曲線での $\gamma_F=1$ における τ_B の値となることから、繰返しの増加とともに増加の割合はしだいに減少していくが、Table II にも示したように急激硬化領域の繰返し数においては引-圧側 ($n=1$) と圧-引側 ($n=2$) では異なる。¹⁴⁾ k の値の方位による影響はやはり加工硬化の方位依存性と同一傾向を示している。

Fig. 6. Relation between Bauschinger stress τ_B and pre-strain γ_F for specimens H, I.

Fig. 7. The variation of the Bauschinger effect exponent m with the reverse plastic strain γ_R .

一方 m は繰返し数を増加させても前述のように γ_R (0.01) 程度まではそれぞれ各方位で一定値を保つが、 n の増加とともに方位差による m の変化幅がしだいに小さくなっている (Fig. 7). これは Al 多結晶のバウシニング応力 σ_B が ε_R (単結晶の $\gamma_R(a)$ に相当する) のどのような選択にもかかわらず一定の m を有してい

Table II. Bauschinger effect constant k and Bauschinger effect exponent m .

$\tau_B(0.005)$	$\tau_B(0.01)$	$\tau_B(0.02)$	$\tau_B(0.04)$	$\tau_B(0.1)$
$n=1$				
D 11.0 0.73	7.2 0.75	31.0 1.19		
E 1.8 0.47	1.1 0.53	6.2 1.06		
H 9.2 0.75	8.0 0.75	7.8 0.78	5.8 0.90	13.5 1.11
I 1.1 0.41	0.9 0.49	1.0 0.51	2.4 0.78	
J 2.6 0.51	2.0 0.53	3.7 0.70	13.0 1.03	
K 3.8 0.58	2.7 0.62	2.2 0.69		
L	0.42 0.21	0.65 0.34	0.58 0.40	0.65 0.58
M	0.88 0.34	0.88 0.45	0.92 0.55	0.98 0.63
N 2.5 0.58	2.0 0.58	2.70 0.70	16.0 1.11	
$n=2$				
H 9.0 0.63	7.2 0.63	9.0 0.67	10.0 0.81	
I 5.4 0.59	4.8 0.60	11.0 0.81	44.0 1.15	
J 2.4 0.47	2.9 0.48	3.2 0.60	11.0 0.92	
K 9.2 0.65	17.0 0.81	37.0 1.00	58.0 1.15	
L	2.5 0.51	9.0 0.78	42.0 1.15	
M	2.9 0.51	1.8 0.51	6.6 0.84	52.0 1.25
N 12.0 0.78	11.0 0.84	19.0 1.04	22.0 1.04	
$n=3$				
H 48.0 0.80	44.0 0.84	76.0 0.97	120.0 1.11	
I 13.0 0.70	11.0 0.70	16.0 0.84	32.0 1.00	
J 8.7 0.63	9.2 0.70	10.0 0.75	30.0 0.97	110.0 1.40

ることと考え合わせるならば理解される。 $\gamma_R(0.01)$ まで $\gamma_R(a)$ の a の値の選択によらず m が一定値を保つということは予応力が $\tau_F = k_1 \gamma_F^{m_1}$ で表わされるとすると

$$\tau_R = r \cdot k_1 \cdot \gamma_F^{m_1}$$

$$\tau_B = (1-r) \cdot k_1 \cdot \gamma_F^{m_1}$$

となり、Fig. 3 に破線で示したように τ_R を反転した τ_R' 曲線の硬化率が τ_F の硬化率と等しくなりはじめる点 P まで $\tau_B = \tau_F - |\tau_R|$ が指数曲線 $k \cdot \gamma_F^m$ で表示できるということである。

3・4 急激硬化領域と飽和硬化領域のすべり量について

バウシニング効果とすべり系の活動が密接な関係にあることが示されたので、つぎに逆負荷過程中的のミクロな転位運動の解析のためにバウシニング効果の大きな急激硬化領域とその効果が一定値を保つ飽和硬化領域でのサイクル中のすべり系の挙動を観察する。すべり量の変化の測定には光干渉法を用いた。

Fig. 8 (a) の図中に繰返し中の測定点を示す。試料は A, K の方位の二種類である。ひずみ振幅は $\varepsilon = \pm 500 \times 10^{-6}$ であるが、K 試料は圧縮側より $r=1$ の応力で除荷した。Fig. 8 (a) は K 試料の急激硬化領域において代表的なすべり線上の同一場所のすべり量の変化を示す。図においてすべり量の増加は ③→⑥ ($\Delta\varepsilon = 1.6 \times 10^{-4}$) の間で著しい。これに比べて圧縮側へ再負荷した ⑥→⑧ ($\Delta\varepsilon = 3.0 \times 10^{-4}$) 間では ⑧ の点での応力値

Fig. 8. (a) Relation between the amount of primary shear slip D and the distance along slip line L for specimen K. (b) The amount of primary shear slip D versus the distance along slip line L for specimen A after cyclic numbers $n=100$. (c) The amount of secondary shear slip versus the distance along slip line L .

が $|\tau_R| = \tau_F$ であるにもかかわらずすべり量は⑥の状態から大きな変化を示していない。この間発生したすべり量の変化（本実験では⑥の状態ですでに現われていた）はレプリカによって測定した M. P. E. Desvaux 等の結果をもとにするならば引張りのすべりの完全な回復を示しているものと思われる。しかし実験の精度上 partial reversal と over reversal との識別はすべり線密度の上昇とともに不可能となった。バウシグひずみは先の Desvaux 等の報告によると転位の逆運動によって満たされ、 $r=1$ 以上の逆負荷応力によって新しいすべり線の発生を伴うとされている。しかし本実験においては $r=1$ の⑧の時点でそのすべり量のかなりの部分が回復していると同時にすべり線密度も⑥に比べて上昇していた。すべり線の平均すべり量を $2.5 \times 10^{-4} \text{ mm}$ としてもせん断ひずみ $|\gamma| = 6.5 \times 10^{-4}$ ($\Delta \epsilon = 3.0 \times 10^{-4}$) を生じるために（測定ゲージ標点間：7mm）すべてのすべり線が完全に回復したとしても、⑧ですべり線密度18本/ μ 必要である。⑥の時点ですべり線密度はその約 1/2 のオーダーであった。

したがってバウシグひずみの主要な部分はすべりの回復によって占められるが、その割合は積層欠陥エネルギーの程度によって左右されるものと考えられる。

一方、A 試料の飽和硬化領域のすべり量の変化を Fig. 8 (b), (c) に示す。A 試料はすでに 100 回繰返し負荷し、ヒステリシスループが完全に安定したのち、表面を電解研磨し、再び同一条件で 1 サイクル負荷した。表面観察よりこの状態で三つのすべり系が活動しているのが認められた。(b) は主すべり系、(c) は二次すべり系上のすべり量の変化である。飽和硬化領域中の A 試料において繰返しのすべり量の変化は少ない。(c) の critical slip 系上のすべり量は主すべり系上のそれより 1 桁少ないが、すべり量の変化率は主すべり系のそれよりも大きい。これは飽和領域の硬化と二次すべり系上のすべりの変化が関係づけられることを意味している。

急激硬化領域と飽和硬化領域の二つの領域において使用した K, A 試料はおおの結晶方位が異なっているために同一ひずみ量に対しても相当する応力の絶対

Fig. 9. Relation between the primary shear slip ratios R and the distance along slip line L for specimen K.

Fig. 10. Relation between the shear slip ratios R and the distance along slip line for specimen A. (a) primary slip, (b) secondary slip.

値は違っている。したがって Figs. 9, 10 はある特定の状態（除荷の点⑥）のすべり量 $D⑥$ を基準として、この基準状態に対する任意のすべり量 $D①$ との比 $D①/D⑥ = R$ を示した。なお Figs. 9, 10 は自由端から同一距離で、12本のすべり線のすべり量を平均したものである。Fig. 9 は急激硬化領域、Fig. 10 は飽和硬化領域での値を示した。

Fig. 9 の主すべり系のみ活動している試料Kにおいて、そのすべり量の変化は一様であり、圧縮→除荷過程でその相対量は $R=1$ となっている。このことからすでに引張過程中に発生したすべりの圧縮過程でのひずみへの寄与は少なく、この間に生じたひずみは再降伏のため新しく発生したすべり線によって生じたものである。Fig. 10 (a)の主すべり系上での R の変動は少なく⑩の状態での R も 1 に近い。これに比べて(b)の二次すべり系上の変動は大きく、二次系でも引張側の方が圧縮側よりも大きく変動している。

前述のように飽和硬化領域において、二次すべり系の硬化に寄与する役割の大きなことが推定されたので、Fig. 11 に二次すべり系上での回復量の変化を示す。回復量の変化のパターンは（引—除）、（圧—除）の両者でほとんど同一である。しかしすべり線上では主すべり系の影響を受けてその変動は大きい。またその凹凸の位置は両者でずれている。これは繰返しの中すべり運動の引張り→除荷と圧縮→除荷の間ですべり方向が同一でなく他のすべり系の影響を受けて変化していることである。

Fig. 11. The ratios of secondary shear slip at each loading points.

飽和硬化領域での主すべり系上での転位の運動は供試材料が積層欠陥エネルギーの高い Al 単結晶であり、内部組織的には dipole や loop が形成されていることから、Feltner の flip-flop の理論が適切であると思われるが、飽和領域での二次すべり系の運動による三次元的なセル組織の形成の後の二次すべり系の役割と転位の flip-flop 運動の関係、さらには累積損傷とこの運動のつながりは今後の問題として残されるであろう。

4 結 言

(1) バウシニングひずみは負荷応力 σ_F の増加とともに直線的に増加する。すなわちバウシニング効果はしだいに減少するが、その効果は試料方位に顕著に依存しており、Schmid 因子の減少とともに S は増加してくる。また繰返し数の増加とともにバウシニング効果はしだいに減少し、やがて一定値に達する。このように活動すべり系の状態とバウシニング効果は密接な関係を有す。

(2) バウシニング応力 σ_B に対しては $\sigma_B = k \cdot \gamma_F^m$ の関係が成立するが、 m は方位依存性を示しており、 $\sigma_R = 0$ での $\gamma_R = 0.01\%$ ($\gamma_R(0.01)$) までは各方位でそれぞれ一定値を保つが、以後 γ_R の値とともに増加している。この $\sigma_R(0.01)$ 値は σ_R 曲線を反転した場合、 σ_F 曲線との硬化率が等しくなり始める点に相当する。また繰返し数の増加とともに m の方位依存性は小さくなる。

(3) 急激硬化領域での主すべり系のすべり量は繰返し数とともに大きな変化を示すが飽和硬化領域では引張—圧縮両側でのすべり量の増減はほとんどない。また二次すべり系上での運動が存在しており、繰返し過程でのすべりは可逆的でなく、他のすべり系の影響を受けて非対称となっている。

（昭和49年5月22日 日本材料学会第23期総会学術講演会にて講演）

参 考 文 献

- 1) Raymond, M. H., and L. F. Coffin, Acta Met., **11**, 801 (1963).
- 2) Basinski, S. J., Z. S. Basinski, and A. Howie, Phil. Mag., **19**, 899 (1969).
- 3) Kettunen, P. O., and U. F. Kocks, Acta Met., **20**, 95 (1972).
- 4) Pratt, J. E., Acta Met., **15**, 319 (1967).
- 5) Feltner, C. E., Phil. Mag., **12**, 1229 (1965).
- 6) Watt, D. F., and R. K. Ham, Nature, **13**, 734 (1966).
- 7) 住川雅晴, 東京大学博士論文, p. 29 (1972).
- 8) 宮本 博, 船見国男, 精機学会春季講演前刷, p. 389 (1970).
- 9) Kishi, T., and T. Tanaka, J. Mech. Phys. Solid., **21**, 303 (1973).
- 10) Buckley, S. N., and K. M. Entwistle, Acta Met., **4**, 352 (1956).
- 11) Wolley, R. W., Phil. Mag., **353**, 597 (1953).
- 12) Snowden, K. U., Acta Met., **11**, 675 (1963).
- 13) Jaoul, B. (舟久保, 諸住訳), 金属の塑性, p. 314 (1965).
- 14) Paterson, M. S., Acta Met., **3**, 491 (1955).
- 15) 宮本 博, 船見国男, 日本材料学会講演前刷, p. 103 (1970).
- 16) Desvaux, M. P. E., and P. Charsley, Mater. Sci. Eng., **4**, 221 (1969).