

バウシinger効果に関する研究の歴史と現状



八 高 隆 雄*・長谷川 正*

Present State of Research on the Bauschinger Effect

Takao YAKOU and Tadashi HASEGAWA

1. 緒 言

一度塑性変形を与えた金属材料に予変形とは逆方向の応力を加えた場合には、その時の降伏応力 σ_R や変形応力は再び同一方向に応力を加えた場合に比べて大きく低下する (図1)。この現象は J. BAUSCHINGER によつて軟鋼多結晶で最初に発見され¹⁾、バウシinger効果 (以後“BE”と略記する) と呼ばれている。BE は単に引張-圧縮変形の場合のみならず、交番曲げや交番ねじり等応力負荷方向が反転する場合に現れる一般的な現象である。

ところで、BE は、低サイクル疲労の素過程、塑性加工材の強度異方性あるいは塑性加工時のスプリング・バック等と密接に関連した工学的に重要な現象である。また理学的観点からも、加工硬化状態の安定度や低サイクル疲労時の硬化・軟化過程とも関連した興味ある現象である。

本稿では必ずしも鉄鋼材料にこだわることなく、比較的最近の実験結果と対比しながら、BE の発生原因に対する考え方の推移と現状、ならびに実用上大切である負荷方向反転後の降伏条件および応力-ひずみ曲線の表示

法について述べてみたい。

2. 発生原因に対する考え方 (歴史的推移と現状)

BE とは予変形時の加工硬化挙動に異方性が存在し、負荷方向反転後の材料の強度が同一方向に負荷した場合に比べて低下する現象である。このことは、予変形中にその方向の変形を妨げ、かつ逆方向の変形を助けるような方向に作用する応力 (ここでは、“逆応力”と呼ぶ) が材料中に発生することを意味する。したがつて、BE は加工硬化と密接に関連した現象であり、その発生原因に対する研究は主として、なぜこの逆応力が発生するのかの究明に向けられてきた。

2.1 結晶転位論出現以前の考え方

BAUSCHINGER による BE の発見後、MASING²⁾、HENCKY³⁾ および JENKIN⁴⁾ によつて結晶粒界の存在が BE の原因と考えられた。すなわち、多結晶体では結晶粒によつて降伏応力が異なるため、早期に降伏した結晶粒には負荷方向反転時に逆方向の残留応力 (“Heyn stress” と呼ばれる) が発生し、この残留応力に助けられて BE が生ずるという考えである。その後、多結晶体の結晶粒間の連続性を考慮し、変形によつて発生した粒間拘束力が MASING らの結晶粒単位の残留応力と同じ働きをするため BE が生ずるという考えも提案されている⁵⁾。

ところで、SACKS と SHOJI⁶⁾ は α 黄銅単結晶においても BE が生ずることを発見した。これは上述の結晶粒界の存在に基づく考え方では説明できない現象である。この結果に対して、当時は、黄銅には偏析が生じやすく結晶内部の均一性が悪いため、単結晶においても BE が生ずるものと考えられた。しかし、その後、Al^{7)~12)}、Cu¹¹⁾¹³⁾¹⁴⁾、Zn¹⁵⁾ 等多くの金属、合金の単結晶でも BE の存在が認められ、さらに単結晶と多結晶とがほぼ同程度の BE を示すことが Al において確かめられた¹⁰⁾。また、WOOLLEY¹⁶⁾ は Cu, Ni, Al, Fe について薄肉円筒のねじり試験を行つた結果、Heyn stress に基づく考え方では発生する BE の高々 10% 程度しか説明できな

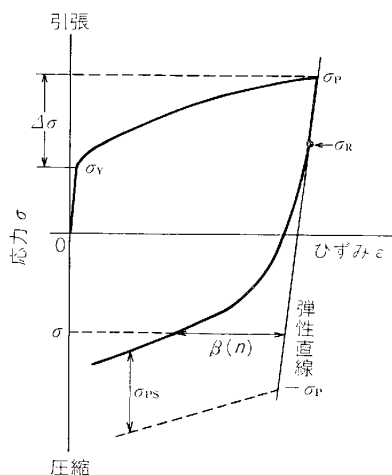


図1 バウシinger効果を説明するための応力-ひずみ曲線の模式図とバウシinger・パラメータ

昭和 59 年 3 月 22 日受付 (Received Mar. 22, 1984) (依頼解説)

* 東京農工大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo University of Agriculture and Technology, 2-24-16 Naka-cho Koganei 184)

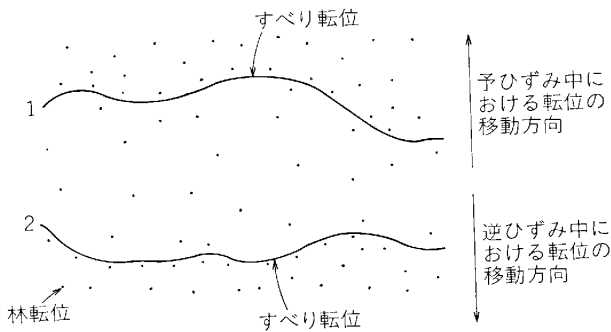


図 2 林転位の不均一分布に基づくパウシンガー効果発生の説明図¹⁹⁾ (応力反転に際して、転位は低い応力で 1 から 2 へすべり運動し、パウシンガー効果が発生する)

いことを示した。したがって、それ以後、BE の発生原因を結晶粒内に求めざるを得なくなった。

2.2 結晶転位論に基づく考え方

(1) 従来提案されてきた考え方 (単相金属・合金の場合)

転位論の立場から BE の発生を説明する考え方には、大きく分けて 2 つのグループがある。その 1 つは SAA-DA¹⁷⁾あるいは HIRSCH¹⁸⁾の加工硬化理論に立脚した OR-OWAN の考え方¹⁹⁾である。すなわち、林転位が場所的に不均一に分布しているとすれば (図 2 参照)、林転位密度が高いところではすべり転位は低い応力で早く動き、逆に林転位密度が高いところではその速度は遅いはずである。このことは、応力反転の直前においてはすべり転位の前方には林転位密度が高く、逆に後方では低い可能性が大きいことを意味している。したがって、応力反転後においてはすべり転位は林転位密度の低い領域を動けばよいことになるから、低い応力の下で容易に変形が起こつて BE が生ずる。他方、SEEGER らの加工硬化理論²⁰⁾²¹⁾、あるいはセル形成による加工硬化理論²²⁾²³⁾に立脚した考え方がある。すなわち、図 3 に模式的に示すように、ローマー・コットレル不動転位あるいはセル境界に転位が集積することにより長範囲の逆応力が発生し、これによつて加工硬化が起こる。応力反転時には、この逆応力に助けられて変形が容易に起こるため BE が生ずる。

現在のところ、上記 2 つの考え方のいずれが妥当であるかについては必ずしも決着がついているわけではない。以下では、最近著者らが行つた実験の結果とも対比しながら、BE の発生原因に対する著者らの考えを述べる。

(2) 最近の実験結果との対比

BE を引き起こす逆応力の発生は、予変形中に導入された転位間の弾性的相互作用に起因するはずである。したがって、その発生原因は予変形中に形成される転位組織、すなわち転位が比較的均一に分布しているかあるいはセル構造をとつているか、によつて異なることが予想される。本来、BE の大小は、除荷重時および逆方向変

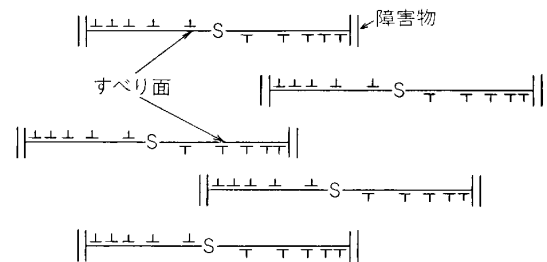


図 3 集積転位群の 2 次的分布¹⁹⁾. S は転位源, || は転位の運動に対する障害物 (SEEGER の加工硬化理論ではローマー・コットレル不動転位に、セル形成理論ではセル境界に相当する)

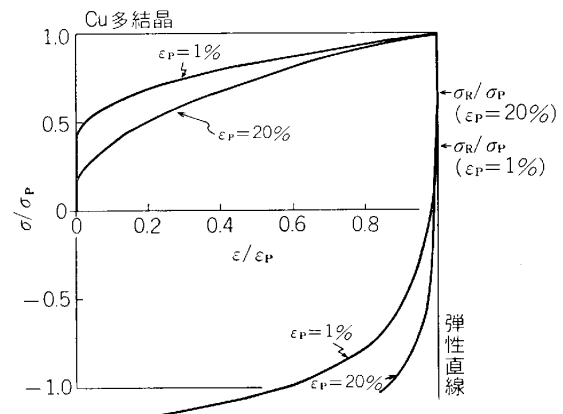


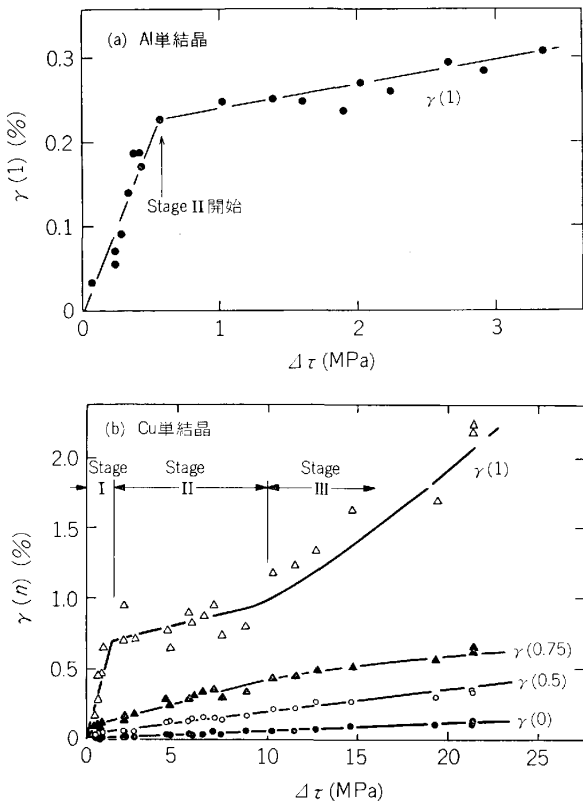
図 4 Cu 多結晶の応力反転時における応力 (予応力 σ_P で規格化)-塑性ひずみ (予ひずみ量 ϵ_P で規格化) 曲線²⁵⁾

形時の応力-ひずみ曲線 (“パウシンガー曲線”と呼ぶ) が弾性直線に比べてどの程度逆方向へ (図 1 では左へ) ずれるかによつて判断されるべきものであるが、便宜上逆降伏応力 σ_R 、永久軟化量 σ_{PS} 、あるいはパウシンガーひずみ $\beta(n)$ (ここで、 $n = |\sigma/\sigma_P|$; σ : β を測定した応力レベル、 σ_P : 予応力) を用いることが多い (図 1 参照)。ここでは、それらのパウシンガー・パラメータを用いて議論を進めることにする。

ところで、単結晶の加工硬化の Stage I、あるいは多結晶体においても積層欠陥エネルギーが低くかつ低温で数%以下の小さなひずみを与えた場合には、透過電顕観察によれば転位は比較的均一に分布している²⁴⁾。このことは、不動転位やセル壁等の転位のすべり運動に対する障害物の形成頻度が比較的低いことを意味している。したがって、このような状況においては、障害物への転位の集積による逆応力は発生しにくく、かつ応力反転に際して転位は長距離にわたつて逆運動できるので、後述のセル壁が形成される場合に比べて σ_R は小さく、かつ $\beta(n)$ は大きくなることが予想される。図 4 には予ひずみ量が 1% と 20% の Cu 多結晶の応力反転に伴う応力 (予応力 σ_P で規格化)-塑性ひずみ (予ひずみ量 ϵ_P で規格化) 曲線を示す²⁵⁾。透過電顕観察によれば、応力反転前、前者では転位が比較的均一に分布し、後者ではセ

ル組織の形成が認められた。そして、図に見るように、両者のバウシinger曲線の間には明らかに上記の傾向が認められる。したがって、予変形時に導入された転位が比較的均一に分布する場合には、BEの発生は主としてOROWANの考え方によつて説明されるものと思われる。なお、この場合には、予変形時の転位の移動距離が大きく、BEは結晶粒界への転位の集積の影響を受けやすいため、BEの結晶粒径依存性も大きくなる²⁶⁾。

ところで、変形初期にセル壁が形成されにくい材料あるいは変形条件下においても、予ひずみ量が増せばセル組織が形成されるようになる²⁷⁾。以下では、このようにセル壁が形成された場合について考えてみよう。図5にはAlおよびCu単結晶におけるバウシingerせん断ひずみ $\gamma(n)$ と予変形における加工硬化量 $\Delta\tau$ (流動せん断応力と降伏せん断応力との差)との関係を示す。加工硬化のStage IからIIへ入ると $\gamma(1)$ は飽和する傾向を示すが、これはセル壁の形成に伴つて逆運動する転位の数が減少し、同時にその移動距離も減少するためと思われる。さらに図5(b)に見るように、逆変形初期に測定した $\gamma(0)$ や $\gamma(0.5)$ は $\Delta\tau$ に対して直線的に増加する(このことは“逆変形初期のBEの大きさは第1次近似として予変形時の加工硬化状態によつて一義的に決まる”ことを意味している)のに対し、逆変形後期に測定した $\gamma(1)$ は異なつた挙動を示す。このことは、



(a) Al単結晶(種々の結晶方位をもつ試料)¹⁰⁾、および
(b) Cu単結晶(単一すべりの働きやすい方位)²⁸⁾
図5 バウシingerひずみ $\gamma(n)$ と加工硬化量 $\Delta\tau$ との関係

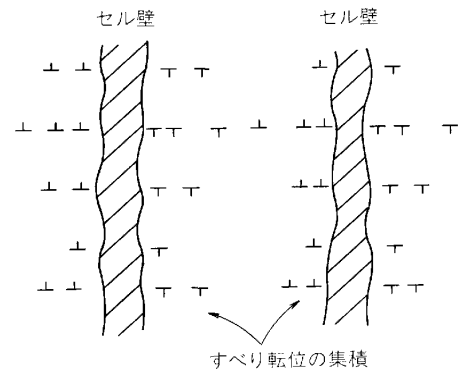


図6 正負の“極性”をもつセル壁²⁹⁾

逆変形後期($n > 0.75$)のBEの発生原因には初期($n \leq 0.5$)のそれに加えて別の因子が重畳されていることを示唆している。ところで、Alで形成されたセル組織の詳細な透過電顕観察および電子線回折によれば、セル壁の右側と左側にはそれぞれ符号の異なる転位が多く存在し、セル壁はキック・バンドと似て一種の“極性”をもつことが確かめられた²⁹⁾(図6参照)。また、Alでの応力反転に伴う転位組織変化を調べたところ、予変形中に形成されたセル壁がいつたん崩壊し転位は比較的均一な分布をとつた後、再び逆変形に対して安定なセル組織が形成されることがわかつた³⁰⁾(写真1参照)。以上のような実験結果より、逆変形初期のBEの発生はセル壁への転位の集積に基づく逆応力に起因し、その際転位はセル寸法(数 μm)程度の距離しか逆運動できないと考えるのが妥当であろう。基本的には前述のSEEGERらの考え方(図3)が当てはまるものと思われる。また予ひずみ量の増加につれて明瞭なセル壁が形成されること、多重すべりの活動しやすい方位の単結晶では単一すべりの場合に比べてよりセル壁が形成されやすいこと、および変形温度の上昇につれてセル壁はより低い内部応力場しかもたないサブ・バウンダリーに変化すること等を考慮すれば、このような考え方に従つてBEの予ひずみ量依存性²⁶⁾、結晶方位依存性³¹⁾および変形温度依存性³²⁾をうまく説明することができる。一方、逆変形後期のBE発生には、写真1で示したセル壁の崩壊およびそれに伴う(セル壁を構成していた)多数の転位の逆運動が大きな影響を及ぼしているものと考えられる。応力反転に伴つて現れる加工硬化の鈍化³⁰⁾³³⁾³⁴⁾、ならびにX線ラウエ斑点のアステリズムの低下³⁰⁾、硬度の低下²⁶⁾³⁵⁾、stored energyの低下³⁵⁾およびAEピークの発生³⁶⁾もこのような考え方に矛盾しない。

(3) 第2相を含む場合

鋼を始めとする多くの構造用材料には第2相が微細に分散されていることが多い。このような第2相は通常転位のすべり運動に対する強固な障害物として働くので、一般に第2相を含む場合には単相の場合に比べて逆降伏応力が大きくなる(第2相が粒子として存在する場合に

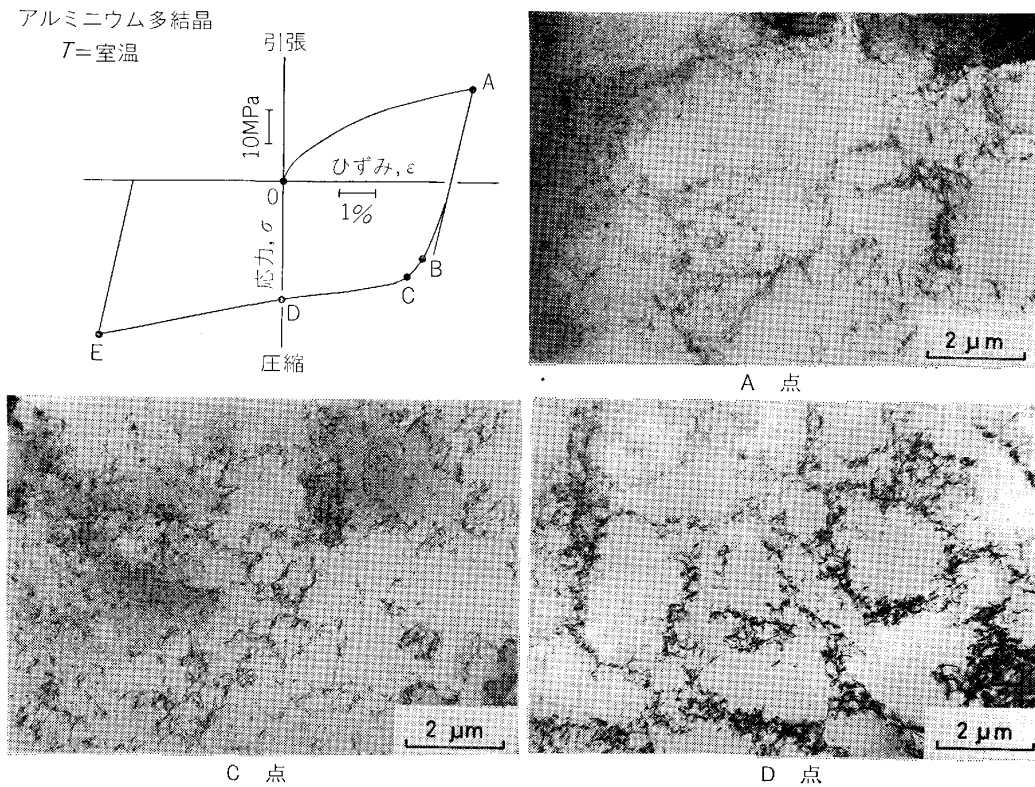


写真1 Al多結晶の応力反転に伴う転位組織変化³⁰⁾ (A点までの引張変形によつて形成されたセル組織は、応力反転によつてC点で一度均一な分布をとつた後再びD点で明瞭なセル組織へと変化する)



図7 純鉄およびS55C炭素鋼の負荷方向反転に伴うせん断応力 τ (予応力 τ_P で規格化)-せん断塑性ひずみ γ 曲線³⁸⁾

は OROWAN ループの形成により³⁷⁾, 相状に存在する場合には転位の集積により逆応力が発生し, 逆降伏応力が大きくなるものと思われる.). 図7には, 約3%の予ひずみを与えた後逆変形した時の, 純鉄およびS55C炭素鋼のせん断応力 τ (予応力 τ_P で規格化)-せん断ひずみ γ 曲線を示す³⁸⁾. 第2相を含むS55Cの τ_R/τ_P およびせん断永久軟化量 τ_{PS}/τ_P は単相の純鉄のそれに比べて著しく大きい. このように, 第2相を含む場合には単相の場合に比べて一般に永久軟化量(σ_{PS} または τ_{PS})が大きいので, BEの大小はこれら σ_{PS} あるいは τ_{PS} の大小によつて評価されることが多い. なお, 逆応力 σ_B と σ_{PS} との間には $\sigma_B \approx \sigma_{PS}/2$ の関係が実験的に認め

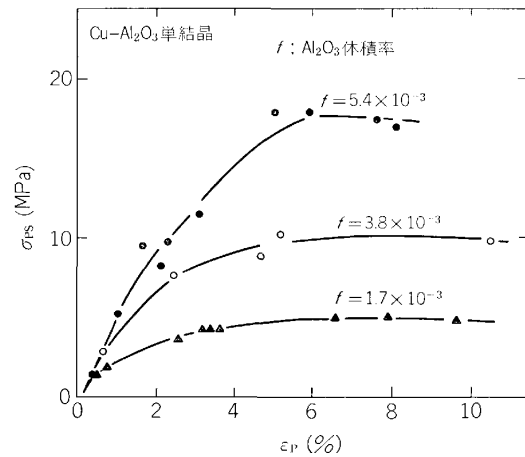


図8 Cu-Al₂O₃単結晶の応力反転時における永久軟化量 σ_{PS} と予ひずみ量 ϵ_P の関係⁴⁰⁾

られている³⁹⁾.

この場合のBEは, 第2相の体積率が大きいほど⁴⁰⁾⁴¹⁾ (図8, 9), また体積率が同じならば第2相の粒子が小さく平均間隔が狭いほど⁴¹⁾ (図9), 大きくなる. さらに, 第2相が粒状の場合より層状の場合の方がBEが大きい³⁸⁾ (図10). これらの結果はいずれも, 予変形時に第2相に集積した転位が緩和しにくい場合ほど (その結果として, 逆応力が大きく, 加工硬化率が高い場合ほど) BEは大きくなることを示唆している. また, 単相の場合³¹⁾とは逆に, 多重すべりの働きやすい方位の結晶ほど小さ

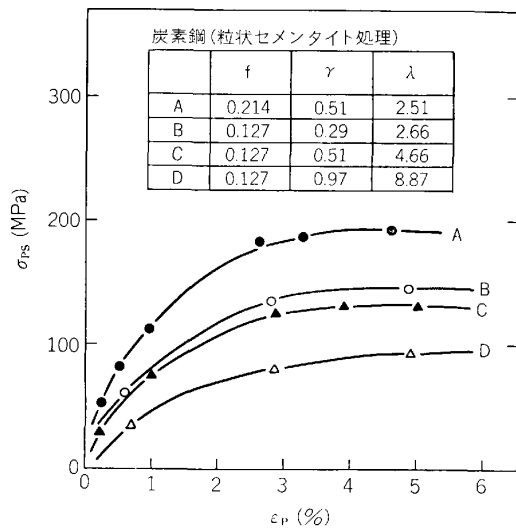


図9 粒状セメントイト相をもつ炭素鋼 A (1.4wt %C) および B~D (0.83 wt %C) における永久軟化量 σ_{PS} と塑性ひずみ量 ϵ_P との関係⁴¹⁾
 図中 f, γ, λ はそれぞれ粒状セメントイト相の体積率, 粒子半径, 粒子間隙を示す

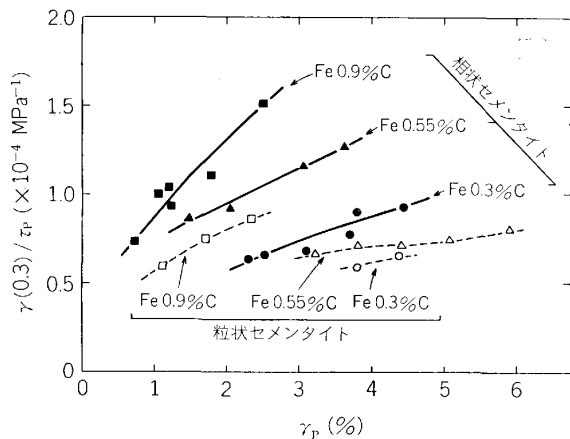


図10 炭素鋼のバウシingerひずみ $\gamma(0.3)$ (予応力 τ_P で規格化) と予ひずみ量 γ_P の関係³⁸⁾

な BE を示すが⁴²⁾, これは粒子近傍での交差すべりあるいは2次すべり系の活動によつて逆応力が緩和されるためであろう。

なお, 特殊な例として, 軟鋼のリューダース変形域での BE の結果⁴³⁾を図 11 に示す。予応力は変化しないにもかかわらず, 予ひずみ量の増加に伴つて $\sigma_R, \beta(n)$ は増加している。これは, 予変形の増加につれてリューダース帯が伝播し, 塑性変形域が広がり, その結果試料内の可動転位密度が増加するためであると解釈されている⁴³⁾。

3. バウシinger曲線の形状

塑性加工を実施する際, 負荷方向の変化に際して加工材の応力とひずみの関係がどのように変化するか, あるいは除荷重時に逆方向ひずみがどの程度生ずるかを知る

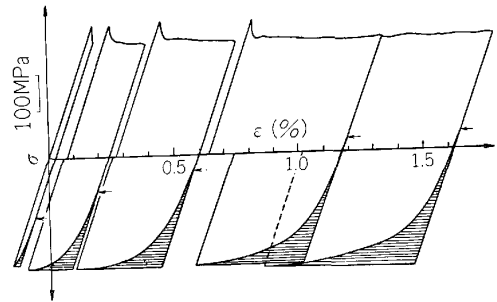


図11 軟鋼 (S10C) のリューダース変形域におけるバウシinger曲線⁴³⁾

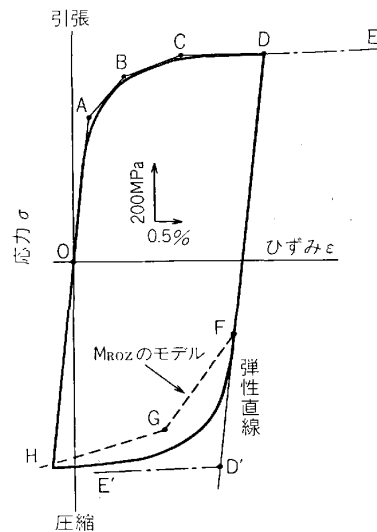


図12 Mroz のモデルと実測したバウシinger曲線との対比 (低合金高張力鋼)⁴⁷⁾

ことは大切である。以下では, 負荷方向反転後の応力-ひずみ曲線 (バウシinger曲線) を予測あるいは記述する試みのいくつかについて述べる。

3.1 予変形時の応力-ひずみ曲線からの予測

代表的なものに Mroz⁴⁴⁾ のモデルがある。彼は材料を異なる降伏応力をもついくつかの領域から成る完全弾塑性体として取り扱った (前述の MASING²⁾ のモデルでは, これら各領域は各結晶粒に対応する)。すなわち, このような材料を引張変形すると, もつとも降伏しやすい領域がまず A 点で降伏し (図 12 参照), その後 B, C, D 点でつぎつぎと降伏が起こる (ただし, OABCD は実際の応力-ひずみ曲線を折線で近似したものである)。つぎに, D 点まで引張後圧縮した場合には, 降伏応力は変形方向に依存しないので $DF = 2OA$ で与えられる F 点でまず逆方向への降伏が始まり, その後の曲線は FGH で表される (負荷方向反転の際変形は引張から圧縮へ移行するので, FG, GH の勾配はそれぞれ AB, BC のそれに等しく, 長さは 2 倍となる)。このモデルは Cu-SiO₂ や Cu-Al₂O₃ 等の粒子分散型合金には比較的よくあてはまる⁴⁵⁾⁴⁶⁾。しかし, 図 12 の例にみるように, 一般の構造用材料のバウシinger曲線は上記の加

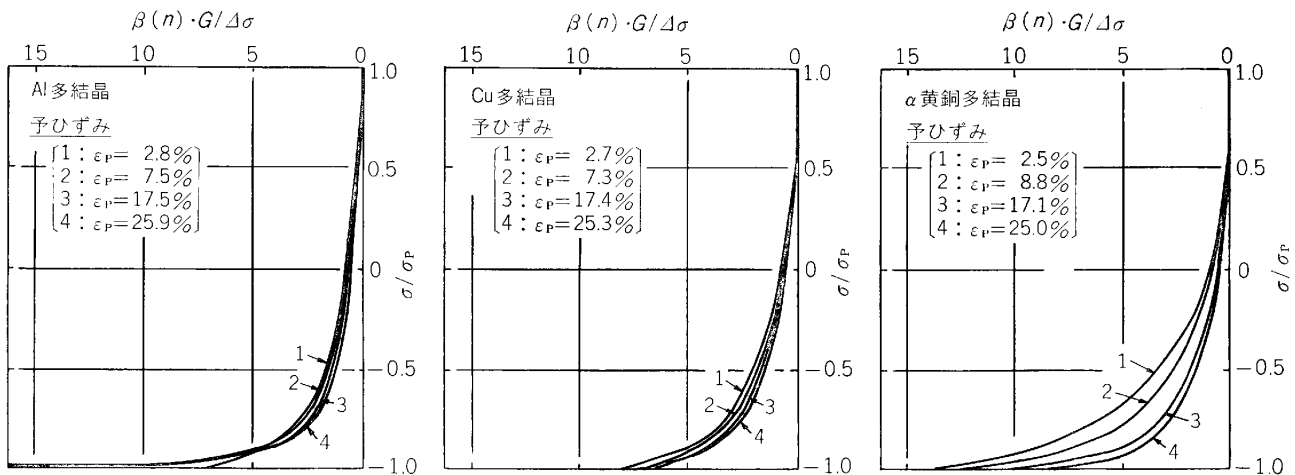


図13 WOOLLEY タイプの表示をした Al, Cu, α 黄銅多結晶のバウシinger 曲線²⁶⁾
 なお、応力軸 (縦軸) は予応力 σ_p , ひずみ軸 (横軸) は, BE が弾性変形によつては発生しないので, $\Delta\sigma/G$ (ここで, $\Delta\sigma$: 加工硬化量, G : 剛性率) で規格化した。

工硬化を考慮しない曲線 FGH と BE が生じないとした場合 (これを“等方硬化則”と呼び, 加工硬化の方向性を考慮していない) の曲線 D'E' の中間に位置しており, 上記の考え方のみでは実測の曲線をうまく説明できない。そこで, 実験結果と一致させるため, MROZ のモデルと等方硬化則とを適当な割合で取り入れた複合モデル⁴⁷⁾も提案されている。

その他, 予変形時の応力-ひずみ曲線からバウシinger 曲線を形式的に記述しようとする試みもなされた。予変形時の応力-ひずみ曲線を $\sigma = f(\epsilon)$ としたとき, SACHS ら⁶⁾は $\sigma = f(2\epsilon_p - \epsilon) - 2f(\epsilon_p - \epsilon)$ (ただし, ϵ_p は予ひずみ量, 中川⁴⁸⁾は $\sigma = f(\epsilon_p) - 2f\{(\epsilon_p - \epsilon)/2\}$ を用い, いずれも α 黄銅のバウシinger 曲線とよい一致を得たとしている⁴⁸⁾。しかし, このような取り扱いとは主として疲労硬化挙動の解明を目的としているため, 予ひずみ量の小さな範囲に限られている。予変形中にセル組織が形成され, その結果バウシinger 曲線に加工硬化の鈍化現象 (写真1参照) が現れる場合にも適用できるような, 予ひずみ量の大きな範囲まで成り立つ一般的な式はいまだ提案されていない。

3.2 バウシinger 曲線の相似性

WOOLLEY¹⁶⁾は, Cu 多結晶のバウシinger 曲線について応力とひずみの両方を予応力 σ_p で規格化したところ, 種々の予変形段階で得られたバウシinger 曲線が一本の曲線で記述できることを示した。このことは σ_p が決まれば BE が一義的に決まることを意味しており, この関係が一般性のあるものであるならば非常に重要な関係である。しかし, その後の研究²⁵⁾によれば, Al や Cu など積層欠陥エネルギー γ_F が大きくセル組織を組みやすいものではほぼ一本の曲線で表せるが, γ_F が小さく転位が比較的均一に分布する α 黄銅ではこの関係は成立せず, 明確な予ひずみ量依存性が認められる (図 13)。すなわち, 必ずしもすべての金属に対して WOOLLEY の相似則

が成立するわけではない。

3.3 バウシinger 効果を考慮した降伏条件

これまでではすべて単軸応力下での変形を問題にしてきたが, 実際の塑性加工時には曲げやねじり等が同時に作用することが多く, したがって多軸応力下での BE に関する知識が必要となる。多軸応力下での BE を考慮した降伏条件を決める代表的な考え方に, 単軸応力下での MROZ⁴⁴⁾あるいは MASING²⁾ のモデルを多軸下に拡張した移動硬化則^{49)~51)}がある。これは, 変形に伴つて, 降伏曲面 (あるいは降伏曲線) の形状と大きさは変わらないでその中心だけが移動するとする考え方である (これに対し, BE が生じないとする等方硬化則では, 変形に伴つて降伏曲面の形状と中心は変化せずその大きさだけが変化する)。

ところが, 引張予ひずみを与えた軟鋼パイプをねじり試験したときの降伏曲線は, 図 14 にみるように, 処女材のそれに比べて形状, 大きさおよび中心のいずれもが変化している⁵²⁾。すなわち, 単軸応力下の場合 (3.1)と

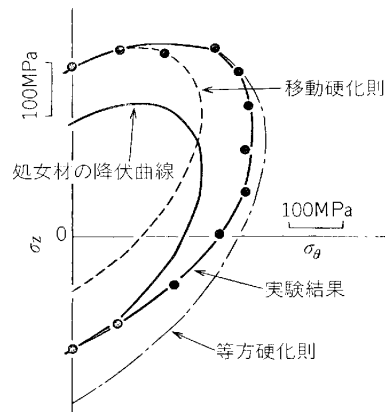


図14 5% の引張予ひずみを与えた S10C 炭素鋼パイプの降伏曲線⁵²⁾ (軸方向応力 (引張または圧縮軸) σ_z とねじり応力 σ_θ の二軸下での実験結果)

同様、実験結果は移動硬化則と等方硬化則による予測の中間に位置しており、したがってこの場合にも実験結果に合うような複合モデルの提案や降伏条件式の補正が行われている⁴⁹⁾。しかし、その結果、式そのものが実用利用するには余りにも複雑になってしまうのが現状であり、バウシinger曲線の一般性を有する表示法はいまだ確立されていないようである。

4. 今後の課題

すでに述べたように、BEの発生が予変形時の加工硬化およびその結果として生ずる逆応力の発生に起因していることは明らかである。しかし、加工硬化挙動そのものが金属の種類やその内部構造によって異なるので、BE発生 of 微視的機構については加工硬化機構に対すると同様いまだ不明の点が多い。他方、実用的に大切なバウシinger曲線の定量的な予測についても、多軸応力下の場合をも含めた一般性のある構成式が提案できる段階にはいまだ至っていない。

BEの研究を通してその進展が期待される基礎的な分野としては、結晶塑性論の基本的問題であるにもかかわらずいまだ不明な点が多い加工硬化機構(あるいは疲労硬化・軟化機構)の解明が挙げられよう。すなわち、提案された加工硬化や疲労硬化・軟化に対するモデルがいかに都合よくBEの発生を説明できるかによつてそれらのモデルを検証し、あるいは逆に、BEの発生を都合よく説明できるようにそれらのモデルを修正することが可能である。これまでBEに関する基礎的研究の多くがこのような立場から行われてきたが、最近においても分散強化合金の硬化理論の検証を目的としてBEが積極的に利用されている^{40) 45) 53) 54)}。ところで、これらの詳細な機構を明らかにするためには、微視的組織の観察を中心とした研究が不可欠であると考えられるが、そのような研究は意外に少ない。したがって今後は、系統立つた、再現性のある組織観察を積み重ねると同時に、組織観察に基づいてバウシinger曲線を解釈する努力が必要であろう。なお、最近、電顕内その場観察により、応力反転に伴う転位挙動を同一視野で連続的に捕える試みもなされている⁵⁵⁾。しかし、この場合には、薄膜内で観察された挙動がバルク材中でも確かに起こっていることを確認しなければならない点に難点が残されている。

一方、工学的見地からは、BEの研究に関連して塑性加工品の寸法精度の向上および加工エネルギーの節減が期待されよう。まず塑性加工時の寸法精度の向上を計るためには、バウシinger曲線に対する一般性のある正確な構成式を導出すると同時に、除荷重時のスプリング・バックを正確に予測しかつ小さくする努力が必要である。前者に対しては広い範囲の材料に適用できしかも実用上の取り扱いが簡単な構成式を決定するための、後者に対しては逆応力が発生しにくい加工条件を設定するた

めの研究が必要であろう。さらに、BEを利用することにより、エネルギー的に有利な塑性加工法を実現できる可能性もある。予変形量や加工温度を調整して、バウシinger曲線上に加工硬化が鈍化する領域あるいは一定の流動応力のもとで変形が進行する領域を出させるのがその一方法であろう。

文 献

- 1) J. BAUSCHINGER: *Zivilingenieur*, 27 (1981), p. 289
- 2) G. MASING: *Z. Tech. Phys.*, 3 (1922), p. 167
- 3) H. HENCKY: *Z. Angew. Math. Mech.*, 4 (1924), p. 324
- 4) C. F. JENKIN: *Engineering*, 17 (1922), p. 603
- 5) B. JAOUŁ: *Étude de la Plasticité et Application aux Métaux*, Dunod (1964); 邦訳, 金属の塑性 (1970), p. 385 [丸善]
- 6) G. SACHS and H. SHOJI: *Z. Phys.*, 45 (1927), p. 776
- 7) P. CHARLESLEY and N. THOMPSON: *Phil. Mag.*, 3 (1958), p. 1098
- 8) N. THOMPSON, C. K. COOGAN and J. D. RIDER: *J. Inst. Met.*, 84 (1955-56), p. 73
- 9) H. SCHELL: *Z. Metallkd.*, 48 (1957), p. 258
- 10) S. N. BUCKLEY and K. M. ENTWISTLE: *Acta Metall.*, 4 (1956), p. 352
- 11) W. L. PHILLIPS: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 224 (1962), p. 845
- 12) K. N. SNOWDEN: *Acta Metall.*, 11 (1963), p. 675
- 13) M. S. PATTERSON: 同上, 3 (1955), p. 491
- 14) D. S. KEMSLEY and M. S. PATTERSON: 同上, 8 (1960), p. 53
- 15) E. N. EDWARDS, J. WASHBURN and E. R. PARKER: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 197 (1958), p. 1525
- 16) R. L. WOOLLEY: *Phil. Mag.*, 44 (1953), p. 597
- 17) G. SAADA: *Acta Metall.*, 8 (1960), p. 841
- 18) P. B. HIRSCH: *Internal Stress and Fatigue in Metals*, Elsevier (1958), p. 139
- 19) E. OROWAN: 同上 (1958), p. 59
- 20) A. SEEGER: *Kristallplastizität, Handbuch der Physik, band VIII/2* (1958) [Springer-verlag]
- 21) A. SEEGER, S. MADER and H. KRANMÜLLER: *Electron Microscopy and Strength of Crystals* (1963), p. 665 [Interscience]
- 22) P. B. HIRSCH: *The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals* (1963), p. 40 [Her Majesty's Stationary Office]
- 23) P. B. HIRSCH: *The Dislocations in Solids, Discussion of the Farady Society, No. 38* (1964), p. 111
- 24) P. B. HIRSCH: *The Physics of Metals, 2. Defect* (1975), p. 189 [Cambridge Univ. Press]
- 25) 長谷川正, 八高隆雄: 未発表
- 26) 五弓勇雄, 岸輝雄, 和田光: *日本金属学会誌*, 34 (1970), p. 154
- 27) R. J. McELROY and Z. C. SZKOPIAK: *Int. Metall. Rev.*, 17 (1972), p. 175
- 28) 八高隆雄, 長谷川正, 清水政文, 辛島誠一: 日本

- 金属学会誌, 47 (1983), p. 555
- 29) U. F. KOCKS, T. HASEGAWA and R. O. SCATTERGOOD: Scripta Metall., 14 (1980), p. 449
- 30) T. HASEGAWA, T. YAKOU and S. KARASHIMA: Mater. Sci. Eng., 20 (1975), p. 267
- 31) T. YAKOU, T. HASEGAWA, E. SHIMOKAWA and S. KARASHIMA: Trans. JIM., 18 (1977), p. 25
- 32) T. HASEGAWA, T. YAKOU, M. SHIMIZU and S. KARASHIMA: 同上, 17 (1976), p. 414
- 33) T. HASEGAWA and T. YAKOU: Scripta Metall., 8 (1974), p. 951
- 34) T. HASEGAWA, T. YAKOU, H. AKASHI and S. KARASHIMA: Trans. JIM., 19 (1978), p. 129
- 35) A. S. IYER and P. GORDON: Trans. Metall. Soc. AIME, 215 (1959), p. 729
- 36) 岸 輝雄, 小幡義彦, 田中 博, 榊原安英, 堀内良, 青木顕一郎: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 492
- 37) E. OROWAN: Symposium on Internal Stresses (1948), p. 451 [Inst. Met.]
- 38) 熊倉重典: 山形大学紀要 (工学), 7 (1963), p. 327
- 39) D. V. WILSON: Acta Metall., 13 (1965), p. 807
- 40) D. GOULD, P. B. HIRSCH and F. J. HUMPHREYS: Phil. Mag., 30 (1974), p. 1353
- 41) Y. M. CHANG and R. J. ASARO: Met. Sci., 12 (1978), p. 277
- 42) G. D. MOAN and J. D. EMBURY: Acta Metall., 27 (1979), p. 903
- 43) A. ABEL and H. MUIR: Phil. Mag., 26 (1972), p. 489
- 44) Z. MROZ: J. Mech. Phys. Solids, 15 (1967), p. 163
- 45) J. D. ATOKINSON, L. M. BROWN and W. M. STOBBS: Phil. Mag., 30 (1974), p. 1247
- 46) L. M. BROWN: Scripta Metall., 11 (1977), p. 127
- 47) R. SOWERBY, D. K. UKO and Y. TOMITA: Mater. Sci. Eng., 41 (1979), p. 43
- 48) 中川有三: 塑性力学 (1957), p. 11 [共立出版]
- 49) 例えば, 近藤明夫: 材料, 27 (1983), p. 461
- 50) T. KISHI and T. TANABE: J. Mech. Phys. Solids, 21 (1973), p. 303
- 51) 岸 輝雄: 金属塑性加工の進歩 (1978), p. 21 [コロナ社]
- 52) 林 郁彦: 金属学会シンポジウム予稿「パウシンガー効果によつて生ずる実用上の問題点」(1971), p. 18
- 53) K. TANAKA and T. MORI: Acta Metall., 18 (1970), p. 931
- 54) K. MATUURA, K. AKABANE and K. WATANABE: Trans. JIM., 20 (1979), p. 126
- 55) H. MORI and H. FUJITA: J. Phys. Soc. Japan, 38 (1975), p. 1342, p. 1349