バウシinger AE ピークより求めた変形抵抗に占める back stress 成分

岸 輝 雄* 榊 原 安 英**
小 幡 義 彦*** 堀 内 良*

Teruo Kishi, Yasuhide Sakakibara, Yoshihiko Obata and Ryo Horiuchi: Back Stress Component in Flow Stress Detected by Bauschinger AE Peak. An experimental estimate was made of the amplitude distribution for acoustic emission peak due to the Bauschinger effect. It was found that the backward yielding occurred inhomogeneously during the strain region of this Bauschinger AE peak region and the number of backward yielding sites could be given by analysing the peak profile. From these results, a new method was proposed to obtain the mean back stress component in flow stress, which controls the Bauschinger effect and/or fatigue hardening. The obtained mean back stress was 15~16% of the flow stress in Al and Cu, 22% in α -Brass and 37% in SUS 304, independent of the amount of pre-strain and strain rate. The same experimental result on the mean back stress was obtained in single crystals. The low temperature annealing resulted in a decrease of the mean back stress without affecting other hardening causes. It can be suggested that the origin of back stress is connected with the primary slip dislocations around some inhomogeneities such as cell boundaries, sessile dislocations and precipitates.

(Received January 28, 1977)

I. 緒 言

—back stress の分布とその平均値—

Acoustic Emission(以下 AE と略記)は、その発生機構から見て、不均一変形を理解する有力な手段になり得る⁽¹⁾⁽²⁾。著者らは既に、応力反転に伴う AE ピーク(Bauschinger AE peak)を見出し⁽³⁾、その物理的意味を明らかにしてきた⁽⁴⁾。本報告では、不均一変形概念より、加工硬化、疲労硬化を支配する変形抵抗に占める back stress 成分の分布とその平均値を、このバウシinger AE ピークを解析することにより求める方法を新たに提案しようとするものである。

さて、単軸引張り変形において、変形抵抗 σ_F は、負荷方向に依存する成分と依存しない成分に関し、次のように分けて表わすことができる^{(5)~(7)}。

$$\sigma_F = \sigma_o + \sigma_{for} + \sigma_b \quad (1)$$

ここで σ_{for} は forest stress, σ_b は long range back stress であり、両者共に加工硬化成分と考えることができる。一方、 σ_o は Hirsch⁽⁵⁾等によって示されているごとく、純金属等においては frictional stress また、分散硬化型合金においては Moan⁽⁶⁾, Mori⁽⁹⁾, Atkinson⁽¹⁰⁾ 等により示されたように、降伏応力と考えられる Orowan stress である。特に、Mori⁽⁹⁾等は、分散硬化合金における平均 back stress を、連続体転位理論により計算し、

逆方向変形を支配する成分としての意味を明確にしている。

いずれにせよ、 σ_o および σ_{for} は、応力負荷方向に依存しない変形抵抗成分であり、 σ_b は逆方向変形に対して、driving force となる成分ゆえに、逆方向の降伏応力は、次の如く表わすことができる。

$$\sigma_R = \sigma_o + \sigma_{for} - \sigma_b \quad (2)$$

それ故に、もし、 σ_R が定められると、式(1)および(2)より、平均 back stress の値が次のように求まることになる。

$$\sigma_b = \frac{1}{2} (\sigma_F - \sigma_R) \quad (3)$$

しかしながら、負荷応力 σ_F が試片に一樣に加わっていても内部に均一に back stress および forest stress が生じているとは考えられない。それ故、たとえば結晶粒またはセル単位に back stress に分布が生じていると考える方がより合理的である。この場合、ある i 番目のサイトにおける変形抵抗成分を σ_{bi} , σ_{fori} とすると i 番目のサイトにおいては

$$\sigma_F = \sigma_{oi} + \sigma_{fori} + \sigma_{bi} \quad (4)$$

$$\sigma_{Ri} = \sigma_{oi} + \sigma_{fori} - \sigma_{bi} \quad (5)$$

と記述できる。それ故、 i サイトの逆方向降伏応力 σ_{Ri} が求まると次の形でその領域の back stress が求まることになる。

* 東京大学宇宙航空研究所(Institute of Space and Aeronautical Science, The University of Tokyo, Tokyo)

** 東京大学大学院(Graduate School, The University of Tokyo, Tokyo)

*** 日本大学大学院(Graduate School, Nihon University, Chiba)

$$\sigma_{bi} = \frac{1}{2}(\sigma_F - \sigma_{Ri}) \quad (6)$$

いま、試験片の中で σ_{bi} なる back stress を有するサイトの数を N_i 、全サイト数を N とすると、平均 back stress $\bar{\sigma}_b$ は、

$$\bar{\sigma}_b = \frac{1}{N} \sum_i \sigma_{bi} N_i \quad (7)$$

と簡単に記述できる。それ故に、back stress σ_{bi} とそれを有するサイトの数 N_i または N_i/N の値が実験的に求まると、式(1)における σ_b が平均値として定まることになる。

しかしながら、実際は応力-歪曲線より σ_b の値を、応力反転における逆方向降伏応力を定義することにより求める、という方法が用いられている。Fig.1 に見る如く、一般に、逆方向の応力-歪曲線は滑かであり、直接それから物理的意味のある逆方向の降伏応力を定義するのは難しい。現在までのところ、(1)逆方向 0.1% または 0.2% 耐力から求める方法 (Fig.1 の $\sigma_{R0.2}$ 等)、(2)逆方向の応力-歪曲線を外挿して求める方法 (Fig.1 の σ_{ext})⁽¹⁰⁾、(3)適当にヒステリシスループを描き、その面積の割合より求める方法⁽⁹⁾ (Fig.1 の S_1 と S_2 の比) 等が試みられている。しかしながら、これらすべてはその物理的意味があいまいであり、特に、逆方向応力負荷過程において、式(1)または式(4)で与えられる σ_b , σ_{bi} を支配する内部構造が、逆方向降伏を定義するまでに、変化していないという保証はない。また、どの方法も、正方向変形中に生じた試験片内の構造の不均一性、すなわち、 σ_{bi} の分布という概念には全く立入ってなく、均一内部構造として形式的に平均値を定義したものといえる。

さて、著者らは、前報⁽⁴⁾で報告したように、新たにバウシinger 効果に伴う AE ピークを見出し、このピークが応力反転に伴う非可逆的塑性変形により生じたものであり、その挙動がバウシinger 効果の特性とよく一致するものであることを示してきた。

本報告では、このピーク profile を解析し、その物理的

Fig.1 Schematic stress-strain curve in reverse stressing, showing the definition of backward yielding.

意味を明確にすることにより、式(7)における σ_{bi} および N_i を与え得ることを示し、back stress の平均値を実験的に求める方法を提案するものである。同時に、求めた back stress の値に及ぼす積層欠陥エネルギー等金属学的因子、および歪振幅、歪速度、低温焼鈍等の影響を明らかにし、back stress の意味を明確にしようとするものである。

II. 実験方法

バウシinger 効果に伴う AE の測定法は、前報と同じである⁽⁴⁾。Fig.2 にそのブロック図が示されている。センサーには、140 kHz の共振周波数をもつ変換子を用い、70 dB の増幅後、20~200 kHz の band pass filter を使用し、電圧およびカウント数が記録される。振幅分布を得るためには、データは一度データレコーダ (TEAC R-410) に記録され、再生時に、しきい値 (threshold voltage) を変化させることにより、振幅分布が得られた。また、波形観察はオシロスコープにより、直接写真撮影した。本実験に用いた試験片は純アルミニウム、純銅、 α -Brass, SUS 304 ステンレス鋼の面心立方金属多結晶であり、これらの化学成分および、熱処理条件、平均結晶粒径の大きさは Table 1 にまとめて示してある。試験片寸法は前報と同じ丸棒試験片で、その上端部より AE を測定した。一方結晶粒界の影響等を知るために、純アルミニウム単結晶における同様な実験を行った。単結晶試験片は、多結晶と同形の試験片をソフトモールドを用い、ブリッジマン法により作製した。

また、式(1)の3成分を得るために、各予歪において、relaxation test を行い、relaxation 中に構造変化がないと仮定し、平均 frictional stress σ_0 を求めた。これについては後に検討する。

一方、バウシinger 効果の回復の実験は、予歪形 (2.5%) した純アルミニウムを 50, 100, 150, 200°C のオイルバスに各 30 min 保持した後、同一方向、および逆方向に再び

Fig.2 Block diagram of instrumentation set-up for acoustic emission measurement.

Table 1 Chemical composition and final heat treatment condition of materials used.

		Chemical composition	Heat treatment	Grain size
Polycrystal	Aluminum	Purity 99.5%	400°C×1 h	70 μm
	Copper	OFHC Copper	500°C×1 h	30 μm
	α-Brass	Cu-30% Zn	500°C×1 h	70 μm
	SUS 304	18% Cr-8% Ni	1100°C×1 h→W.Q.	70 μm
Single crystal	Aluminum	Purity 99.99%		

W.Q. : Water Quench

変形し、その時のバウシinger AE ピークの変化を測定した。この場合には、正方向負荷応力 σ_F は、当然、回復により低下したが、その値は焼鈍後の同一方向負荷の降伏応力値を用いて補正してある。

III. 振幅分布の測定とバウシingerピークの意味

Fig.3 は、2.5% 予歪を与えた純アルミニウム、純銅 α-Brass, SUS 304 の応力反転に伴う AE 挙動を示したものである。正方向の AE レベルの大小により、このバウシingerピーク絶対値は変化しているが、どの材料にもピークは存在している。これらのピークの立ち上がりは、純アルミニウム、純銅では負荷方向が圧縮から引張側になってから生じているが、α-Brass, SUS 304 では、除荷中に既にピークの立ち上がりが生じており、極大値は引張荷重が加わるとすぐに現れている。

出力電圧で示したこれらバウシingerピーク内の振幅分布を、しきい値電圧を変化させて、その積分モードを示したのが Fig.4 である。図中に示された歪の量は、これらピークの極大を生ずる歪の値、およびその前後のピーク内の歪を表わしている。塑性変形に伴う AE の振幅分布は、しきい値電圧 V_t より大きな AE 波の計数率を $I(V_t)$ と表わすと、

$$I(V_t) = k \exp(-a V_t^m) \tag{8}$$

となり、 a, k, m は定数であり、 m は $1/2 \leq m \leq 2$ の値をとる⁽¹¹⁾。白色雑音に近い連続型 AE の場合には、 $1 \leq m \leq 2$ となり、正規分布、ポアソン分布を示している⁽¹²⁾。

Fig.4 に示したように、純アルミニウムでは $m=2$ 、純銅では $m=1$ が、ほぼ近似的に成立する。同一材料では、ピーク内の歪量によらず m の値は一定値をとっている。

Fig.3 Acoustic emission peaks due to Bauschinger effect in Al, Cu, α-Brass and SUS 304, under the condition of 2.5% strain amplitude.

Fig.4 The integrated distribution of AE amplitudes $I(V_t)$. The abscissa indicates (a) the square of the threshold voltage ($m=2$) in Al, (b) the linear scale of the threshold ($m=1$) in Cu.

これらの結果から、各振幅 V_i の AE 波の振幅分布比 (あるひずみで微小時間内に発生する AE 波の数に対する V_i の振幅をもつ AE 波の数の割合) を示したのが Fig.5 である。式(8)より、 V_i の振幅をもつ AE 波の数は、

$$\frac{dI}{dV_i} = -am V_i^{m-1} I(V_i) \quad (9)$$

同一材料では m は定数であり、 a もほとんど歪に依存していないので、振幅分布比 $[dI(V_i)/dV_i] + I(V_0)$ は、歪に依存する係数 k が消去された形になるので、Fig.5 の実験結果に示したように、ピーク内のどの歪においても、しきい値電圧 V_i に対してはほぼ一定の値をとっている。ここで V_0 は AE 測定 の雑音レベルを示している。事実、Photo.1 の波形観察に示されているように、ピーク内のどの領域においても、全体的に連続型 AE の密度が増加しているのみである。

これらの結果、すなわちバウシンガーピーク内のどの領域をとっても、ほぼ同一の振幅分布比が得られることより、AE 波のエネルギーは $E \propto \sum V_i^2 \cdot N$ と表わされ、2

Fig.5 The distribution ratio of AE amplitudes $dI(V_i)/[dV_i \cdot I(V_0)]$ versus the threshold voltage. V_0 means the noise voltage.

Aluminum

Photot.1 Oscilloscopic photographs of emission signals due to the Bauschinger effect. (1) before top of peak, (2) top of peak, (3) after top of peak

つの因子、すなわち、振幅 V_i と波の数 N により支配されているので、このピーク内の電圧変化は、AE 振幅の変化によるものではなく、単に材料内で AE を生ぜしめている事象の数が変化しているものと結論できる。すなわち、AE ピーク内の極大値では、大きな振幅の AE 波が存在するのではなく、ただ単に逆方向変形を生ぜしめる事象の数が増したものと推察するのが妥当であるという意味である。

前報で詳述したように、このバウシンガーピークは、応力反転に伴う非可逆的塑性歪により生じたものであり、このピーク領域で不均一に逆方向の降伏が進展し、新たな逆方向降伏は、このピーク内で完了したものと考えられる。

これらの結果と上述の振幅分布の結果から、Fig.6 に示

Fig.6 The distribution of yielding sites N_i during backward yielding stress $\sigma_{Ri} + d\sigma_{Ri}$ in Bauschinger AE peak profile.

すように、このピークの出力電圧から求めた AE エネルギーの大きさは、応力反転により生ずる降伏の事象の頻度、すなわち新たな逆方向降伏を生ぜしめているサイトの数に比例したものを表わしていると結論できる。ここでいうサイトとは、結晶粒、セル等を単位にした逆方向降伏が生ずるある単位(unit)を意味している。

このように考えると、応力反転における、 σ_{Ri} から $\sigma_{Ri} + d\sigma_{Ri}$ の応力範囲で新たに降伏するサイトの数 N_i と、試験片内の全サイト数 N との関係は、ピーク内の斜線部の面積 S_i とピーク内の全面積 S の比として次のように与えられる。

$$N_i/N = S_i/S \quad (10)$$

σ_{Ri} に相当する back stress σ_{bi} は式(6)より求まり、 N_i/N の値が求まると、式(7)から直ちに、平均 back stress $\bar{\sigma}_b$ が求められることになる。

以上、バウシingerピークが、逆方向に不均一に新たに降伏するサイトの頻度を与え、これを用いて、変形を支配する back stress 成分を求める方法を提案したが、特に、材料内の不均一性(たとえば、分散物の間隔-分布、結晶粒径の分布等)のために、予変形で σ_F なる均一応力が材料に負荷されていたにもかかわらず、逆方向の降伏は、back stress の大きい場所、すなわち降伏しやすい所から徐々に生ずるという結果は重要である。すなわち、この AE ピークは、材料内の不均一性の度合を示すものであり、著者の知る限り、このような提案は未だ見られない。また、一度降伏したサイトは、逆方向応力が増加しても、当然、引きつづき変形している可能性はあるが、単軸引張りの AE 挙動に見られる如く、降伏領域に比較し、変形の進んだ領域の AE レベルは低く、ここではそれによる寄与は無視しようとしている。

IV. back stress に関する実験結果

1. 各種材料の back stress 成分の分布と平均値

Fig.7 は、Fig.6 に示した各材料のバウシingerピークを、その極大値に対して規格化し、その値の逆方向変形

Fig.7 The Bauschinger AE peaks normalized by the maximum values of each peak versus the reverse stress normalized by the applied stress σ_F . Dotted line shows the distribution of back stress.

力に対する変化を示している。図中に示した点線は、応力反転に伴う各応力における back stress の値、すなわち σ_{bi} の値を示している。この図から明らかなように、SUS 304 では非常に大きな back stress 成分を有し、その極大値は、圧縮荷重が加わった直後に生じている。

この図から、式(6)および式(7)を用いて、平均 back stress の値を計算し、その結果が Table 2 に示されている。純銅、純アルミニウムでは、式(1)における変形抵抗に占める back stress 成分は、約 15~20% であるが、 α -Brass では、その値が大きくなり、SUS 304 では約 40% 近い値を示している。これは積層欠陥エネルギーの小さいもの程、back stress 成分が大きい事を示しており、普通に行なわれているバウシinger効果の測定結果ともよく一致している。

Table 2 The mean back stress obtained from the analysis of Bauschinger AE peaks.

		$\bar{\sigma}_b/\sigma_F$	$\epsilon_B(3/4)$
Polycrystal	Aluminum	16(%)	0.15(%)
	Copper	15	0.25
	α -Brass	22	0.62
	SUS 304	37	0.83
Single crystal	Aluminum	15~19	0.03~0.07

次に、結晶粒界の影響等、サイトの物理的意味を考えるうえにも重要な単結晶の結果を Fig.8 に示す。ここで重要な点は単結晶においても、バウシinger AE ピークが存在し、図中に示した2つの方位の平均 back stress が Table 2 に記されているごとく、約 15~19% となり、方位にはそれほど依存していないということである。多結晶の結果と併せ考えると、back stress の発生には、直接、結晶粒界が関与していない、と結論できる。このことより、サイトの意味としては、変形により生じた内部構造に支配されたもので、セル組織、およびその集合体のようなものを考えるべきであろう。

Fig.8 The Bauschinger AE peaks of Al single crystals.

2. 予歪、および歪速度依存性

式(1)における frictional stress 成分 σ_0 を求めるために、変形の各歪で、relaxation 試験を行ない、その間に

構造変化がないと仮定して、 σ_0 を求めた。この求め方には問題点もあるが、用いた面心立方金属では、 σ_0 の値が負荷応力の高々 10% 以内と小さなものであったので、こうして得られた値を用いている。

Fig.9(a)は、AE 測定から得られた σ_b 、および σ_0 、 σ_{for} の歪による変化を示したものである。back stress σ_b は、歪の小さな領域では、歪と共に増加しているが、歪が 5% 位からその増加は小さくなっている。一方、back stress は増加しているが、その負荷応力に対する比は、Fig.9(b) に示したように、歪にほとんど依存していないのは興味深い。

次に、試験機のカrossヘッドスピードを、0.5 mm/min から、5 mm/min に変化させた時の平均 back stress が Table 3 に示されている。Crossヘッドスピードの上昇と

共に、バウシंगाー AE ピークの絶対値は大きくなるが⁽⁴⁾、back stress 成分への寄与はほとんど見られない。

3. 回復の影響

低温焼鈍による回復過程におけるバウシंगाー効果の消失はよく知られたことであるが⁽⁷⁾、低温焼鈍によるバウシंगाーピークの測定結果より、平均 back stress が求められる。低温焼鈍は、2.5% の歪を与えた(負荷応力 σ_F) 後、除荷して、直ちにオイルバスで各 30 min 保持することにより行なわれた。低温焼鈍を行うと、予変形方向の降伏応力 σ_F も低下するので、back stress はその値を補正して求めたものである。バウシंगाーピークは、焼鈍温度の上昇と共に、反転応力の大きな方向に移行し、この結果から、back stress の値を計算したのが Fig.10(a)、(b) であり、Fig.10(a)に示したように回復と共に急速に back stress 成分は消失し、200°C×30 min の焼鈍により、ほぼ完全に消滅している。この材料で予変形材の正負の応力-歪関係が同一になるのは、これより高温の再結晶温度約 300°C 以上であるので、back stress の結果から見ると、バウシंगाー効果は、それより低温でほぼ消失していることになる。一方 Fig.10(b)に示したように、方向に依存しない応力成分 $\sigma_0 + \sigma_{for}$ は、この温度領域では、ほとんど変化していない。すなわち、低温焼鈍により、back stress 成分のみが変化したことを示しており、forest stress 成分の消失は再結晶に関係したものと考えられる。

Fig.9 The pre-strain dependence of each stress component. (a) The absolute value of each stress component. (b) The fraction of each stress component of flow stress.

Table 3 The crosshead speed dependence of mean back stress.

Aluminum

C.H.S. (mm/min)	0.5	1	2	5
$\bar{\sigma}_b/\sigma_F$ (%)	17	18	16	14

Fig.10 Effect of the recovery on mean back stress σ_b and σ_{for} . (a) The change of mean back stress σ_b . (b) The relation of the flow stress component.

V. 検 討

著者らの見出したバウシinger AE ピークを解析することにより、新たな逆方向降伏が不均一に生じていること、および、その結果より、加工硬化、疲労硬化を支配する back stress 成分と平均値を得る手法を示した。こうして得られた back stress 成分は、当然、応力-歪関係に対応したものであり、加工硬化の現象論、理論と結びついたものでなくてはならない。

まず第 1 に、AE ピークが生ずる前に内部構造変化が生ずることなく、予変形により形成された back stress を、この AE 挙動が示しているのか、という問題について考えてみる。確かに AE ピークが生ずる以前にも、微小塑性歪 ($10^{-5} \sim 10^{-6}$ のオーダー) が生ずるが、前報⁽⁴⁾の Fig.10 に示したように、この領域の歪は、可逆的なものであり、構造変化をもたらすことはないと考えられる。たとえば、自由な転位の flip-flop 運動により生ずるものであり、加工硬化の組織そのものはここでは不変であり、式(1)における σ_b , σ_{for} の値は変化していないと考えられる。すなわち、AE の測定結果より、式(7)を用いて求めた $\bar{\sigma}_b$ は式(1)の σ_b を示していることになる。

次に、逆方向の降伏が、AE ピークの生じている範囲で不均一に生ずると仮定したことに関して言及してみる。加工硬化が進み、試験片内ではほぼ一様に変形が進展している場合でも、結晶粒径、分散物、および形成されたセル組織等の分布のゆえに、その内部組織(たとえば、分散物のまわりに pile up する転位の数)は不均一であると考えられる。これらの内部構造の分布は、当然、逆方向に変形させた時には、変形の難易を示すことになり、正方向変形は試験片内に均一に生じていても、逆方向の降伏は、不均一に試験片内に生ずることになる。現在までのところ、このようなバウシinger 効果の取り扱いは見あたらないが、硬度の変化⁽⁷⁾、stored energy の変化⁽¹³⁾および転位密度の変化等⁽¹⁴⁾も、この解釈に従って矛盾のないものである。

第 3 の問題として、我々の提案している降伏サイトについて検討してみる。Fig.8 および Table 2 に示されているように、単結晶と多結晶ではほとんど σ_b の値が変化していない。この結果より、結晶粒界そのものは、直接 back stress に寄与することなく、変形により生じた加工硬化組織そのものが back stress の源になっていると思われる。それゆえ、前報⁽⁴⁾で推論したように、たとえば、変形が進んだ領域ではこのサイトは、セル単位の構造であると考えるのは妥当なことと思われる。

さて、ここで、back stress の源について若干考察を進めてみる。分散硬化合金では、long range な back stress が生ずることは、すでに、Tanaka, Mori⁽¹⁵⁾ および Brown⁽⁸⁾らにより示されている。純金属におけるこのような取扱いは未だ確立されていないが、田中によると、セル

構造等を考えることにより、同様な back stress の存在が示唆されている⁽¹⁶⁾。また、Hirsch ら⁽⁵⁾も、式(1)による取扱いを純金属においてもなし得ることを提案し、 σ_b は、主すべり系の転位に、 σ_{for} は forest 転位により形成される成分であろうと指摘している。一方、著者らの実験結果によると、Fig.9(b)に示したように、 σ_b/σ_F は、歪によらず一定であり、 σ_{for}/σ_F も変形の進んだ領域で一定、すなわち、 σ_b と σ_{for} の比は、歪に依存せず一定値となる。Hirsch らの実験結果によると、stage II 以後では、primary 転位と forest 転位の転位密度は比例して増加している。 σ_b と σ_{for} は、各々の転位密度の平方根に比例すると考えられるので、 σ_b と σ_{for} の比は一定、すなわち、我々の実験結果をよく説明しうるものである。

以上、我々の提案している back stress は、分散物、不動転位などにより主すべり面に貯えられた転位群に支配された long range な応力場であり、この back stress の分布とは、この long range な応力場の試験片内の不均一分布(大きなゆらぎ)を意味している。この見解は、また、回復により、back stress のみが消失するという Fig.10 の結果から考えても妥当と思われる。すなわち、primary 転位は、熱活性により、容易に消失と考えられる。forest 成分は、再結晶温度領域になってはじめて、消失しはじめるものであろう。これらの見解は、実験結果とよく一致すると共に、Mori ら⁽⁹⁾の実験結果とも一致するといえる。

最後に、求めた各材料の back stress の値について比較検討してみる。銅、アルミニウム、 α -Brass、SUS 304 の順に back stress は大きくなっているが、これはほぼ積層欠陥エネルギーの大きさに従っている。つまり、積層欠陥エネルギーの低い材料では、平面的転位構造が形成され、バウシinger 効果が大きいという実験結果⁽⁷⁾をよく説明しているものであろう。ちなみに、現在、バウシinger 効果の大小をよく示すと考えられているバウシinger 歪 ϵ_B (3/4) と back stress の関係を Table 2 に示したが、 σ_b の大きな材料は、 ϵ_B (3/4) が大きく、よい相関を示している。 $\epsilon_B(n)$ は明確な物理的意味をもたず、単に便宜的なバウシinger 効果の指標であると考えられるが、back stress を用いると定量的にその大小が記述でき、back stress は、バウシinger 効果を示す最もよい表示法といえる。

VI. 結 言

著者らの見出したバウシinger 効果に伴う AE ピークを解析し、その物理的意味を明確にすると共に、加工硬化成分を back stress 成分、forest 成分に分けて考えるとき、変形抵抗に占める back stress 成分を得る手法が、新たに提案されている。得られた結果は次の通りである。

(1) バウシinger ピーク内の AE 振幅分布を測定すると、その振幅分布比は、ピーク内のどの歪領域でも同一で

あり、ピーク内の AE エネルギーの変化は、試験片内の事象の数、すなわち、新たに逆方向に降伏する降伏サイトの数の分布を示していると結論された。

(2) 逆方向の降伏は、AE ピーク内で不均一に生じており、その時の降伏応力と AE ピークより得られた降伏サイトの分布より、変形抵抗に占める back stress の分布と平均値を求める新しい手法を提案した。

(3) 求められた平均 back stress の変形抵抗に対する割合は銅、アルミニウムでは 15~20%、 α -Brass 22%、SUS 304 では 37% であった。また、アルミニウム単結晶の値も多結晶の値とほとんど同一であった。これらの値は、パウシンガー応力-歪関係ともよく対応し、back stress の値は、パウシンガー効果を表す最も良い表示値と思われる。

(4) 平均 back stress の値は、小さい歪領域では歪と共に直線的に増加し、以後、飽和する傾向にある。しかしながら、back stress と変形抵抗の比は、歪に依存せず一定である。また、back stress と変形抵抗の比は、歪速度にはほとんど依存していない。

(5) 低温焼鈍を行なうことにより、他の成分は一定で、back stress 成分のみが急速に消滅し、再結晶が生ずる以前にパウシンガー効果は消失していることをこの結果は示している。このことは、また、forest stress 成分は、再結晶と共に消失する成分と考えられる。

(6) 以上の結果より、back stress を支配するサイトは、粒界に関係なく、加工硬化組織に依存するものであり、back stress は、主に主すべり系の転位による硬化成分、forest stress は、2 次転位に支配された硬化成分として理解しうるものである。

以上 AE の測定により、back stress 成分を求め得ることを示してきたが、本研究を遂行するにあたり、日大生産工学部 青木顕一郎教授、東大宇宙研 丹羽 登教授、栗林一彦工学博士、田中 博、加藤 明、萩島敏治諸氏の協力をえた。ここに感謝する次第である。

文 献

- (1) R.M.Fisher and J.S.Lally : Can.J. Phys., **45** (1967), 1147.
- (2) P.G.Gills and M.A.Hamstad : Mat. Sci. Eng., **14**(1974), 103.
- (3) T.Kishi, H.Tanaka, R.Horiuchi, Y.Obata and K.Aoki : Scripta Meta., **9**(1975), 1023.
- (4) 岸 輝雄, 小幡義彦, 田中 博, 榊原安英, 堀内良, 青木顕一郎 : 金属学会誌, **40**(1976), 492.
- (5) P.B.Hirsch : *The Physics of Metals*, 2 Defects, Cambridge, Univ. Press, (1975), 189.
- (6) G.Moan, C.M.Sargent and J.D.Embury : *Proc. 3rd Int. Conf. Strength of Metals and Alloys*, (1973), 41.
- (7) 五弓勇雄, 岸 輝雄 : 塑性と加工, **10**(1969), 863.
- (8) L.M.Brown : Acta Met., **21**(1973), 879.
- (9) T.Mori and K.Narita : Acta Met., **23**(1975), 85.
- (10) J.D.Atkinson, L.M.Brown and W.M.Stobbs : Phil. Mag., **30**(1974), 1247.
- (11) K.Kuribayashi, H.Tanaka, T.Kishi, R.Horiuchi and A.Katoh : *Proc. 3rd AE Symp.*, Tokyo, (1976), 271.
- (12) J.Eisenblätter, P.Jax and H.J.Schwalbe : *Proc. 2nd AE Symp.*, Tokyo, (1974), 1.
- (13) A.S.Iyer and P.Gordon : Trans. Met. Soc. AIME, **215**(1959), 729.
- (14) T.Hasegawa, T.Yakou and S.Karashima : Mat. Sci. Eng., **20**(1975), 267.
- (15) K.Tanaka and T.Mori : Acta Met., **18**(1970), 931.
- (16) 田中紘一 : 学位論文(東工大).

塑性変形における AE の振幅分布

岸 輝雄* 加 藤 明**
栗 林 一彦* 堀 内 良*

Teruo Kishi, Akira Katoh, Kazuhiko Kuribayashi and Ryo Horiuchi : Amplitude Distribution of Acoustic Emission Signals in Plastic Deformation. The amplitude distribution of acoustic emission due to plastic deformation was studied in relation to deformation properties of Al, Cu, Al-Mg, Al-Si, α -Brass, α -Fe and SUS 304. The integrated distribution function of AE amplitudes can be given by

$$I(V_t) = k \exp(-a V_m^t),$$

where $I(V_t)$ shows the cumulative number of ringdown countings, whose amplitude are equal to or greater than a given threshold voltage V_t , m and k are constants defined as the threshold exponent and the threshold pre-exponent respectively. The threshold exponents may be classified to three categories : 0.5, 1 and 2, respectively. The case of $m=2$, which represents

* 東京大学宇宙航空研究所 (Institute of Space and Aeronautical Science, The University of Tokyo, Tokyo)

** 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo, Tokyo)