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、荻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)

Gaussian distribution, was observed in high purity Cu and Al, and corresponds to the so-called continuous-type of AE. The case of $m=0.5$, on the other hand, corresponds to the burst-type of AE and was observed in SUS 304 and Al-Si alloy. The case of $m=1$ shows the mixture mode of continuous and burst-type of AE, and was observed in Al-Mg, α -Brass and α -Fe.

These threshold exponent m values are strongly connected with the metallurgical factors, which control the flow deformation, such as Peierls potential, solute atoms, dispersion particles, and stacking fault energy. The variation of m values between 0.5 and 2.0 can be explained by simple AE models, characterized by the terms of stress concentration and the frictional stress.

The stress concentration (elastic stored energy) controls the magnitude of discontinuous deformation. The frictional stress controls the relaxation rate of the energy release.

(Received January 31, 1977)

I. 緒 言

新しい材料評価法として、Acoustic Emission(以下 AE)は、その敏感な動的特性のゆえに、結晶塑性、材料強度の分野において、有効な研究手段になり得る可能性を有する。弾性波としての AE は、弾性体内の運動方程式を満足するものであり⁽¹⁾⁽²⁾、局所の変形が急速に生じた時の弾性エネルギーの解放に伴って生ずると考えられる⁽³⁾。微視的に見ると、AE パルスが生成、伝播する条件としての位相のそろった振動⁽⁴⁾、即ち弾性変形においては、多くの転位が、同相の運動を行なった時に AE パルスが生ずるものであり⁽⁵⁾、このことは、若干巨視的観点に立つと、材料内の様々の形の不均一性(例えば、粒界、介在物、転位網等)に起因する応力集中によってもたらされる不均一変形と AE が対応していると定義することもできる⁽⁶⁾。

このような材料、変形様式に敏感な AE は、当然各材料によりその挙動は異なり、AE パルスを支配する。AE エネルギー、振幅分布、周波数スペクトラムに材料特有の挙動が観測される。

Eisenblätter⁽⁷⁾は、引張り試験に伴う AE パターンを実効値電圧を用い 5 つのパターンに分類したが、これは、AE の発生挙動を知るには、有力なものであったが、金属学的因子と結びつけられるような形での定量性は、これだけでは得られていない。

一方、振幅分布の測定に関しては、突発型 AE の多いき裂進展に伴う AE は、その尖頭値(peak 電圧)を測定し、その分布が、地震における Ishimoto-Iida の関係式により良く整理されることが報告されている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。しかしながら、連続型 AE が支配的な塑性変形においては、このような整理をすることはできず、わずかに Eisenblätter⁽⁷⁾は、正規分布、ポアソン分布により、Ono⁽¹⁰⁾は、レーリー分布による整理法を提案しているが、これら関係式と変形を支配する金属学的因子の間に今の所、何ら定量的関係を見出し得ないというのが現状である。

本報告では、各種金属材料の塑性変形に伴う AE の振幅分布をリングダウン計数法で求め、これらの結果は、正規分布および、それを拡張した指数関数で整理しようと共

に、その関係式の意味を検討し、また得られた結果を、金属学的因子と関係して説明し、振幅分布の物理的意味を明らかにしたものである。

なお、周波数スペクトラムの測定は、測定にかかる AE 総エネルギーを求めるには重要であるが、その定量的測定は現在の所、難しく、また周波数により AE パターンがそれ程大きく変化しないという実験結果より⁽¹¹⁾、各材料の AE 挙動の相対測定で比較しようものと考えた。

II. 実験方法

実験に用いた AE 測定のプロック図が Fig.1 に示されている。試験片つかみ部(未変形領域)近傍に探触子は取り付けられたが、高感度を得るために、直径 8.0 mm, 140 kHz 共振周波数のものが用いられている。電圧増幅は、約 70 dB の増幅率、雑音除去を兼ねたフィルターは、通過帯域 20 k ~ 200 kHz のバンドパスフィルターである。得られた信号は、一度データーレコーダー(TEAC.R-410)に記録され、再生時に、振幅弁別器(NF.AE-921)のしきい値電圧を変化させることにより、カウンタ(NF.AE-931)で計数し、DA 変換後、ペンレコーダーでの記録を繰り返すことにより、振幅分布を求めた。また同時に電圧計により、AE 実効値出力電圧を記録している。

用いた試験片は、平行部 4×6×40 mm の板状試験片であり、チャック部の雑音除去のために、つかみ部は、あらかじめ万力によるプレス加工を行ない、Kaiser 効果を利

Fig.1 Block diagram of the electronics for the measurement of AE.

用した雑音除去を試みた。ダミーによる実験結果より、ほとんど、治具接触による雑音は問題にならないことが判明した。

本実験に用いた供試材およびその最終熱処理条件は、Table 1 に一括して示されている。多結晶材料としては、オーステナイトステンレス鋼、 α -黄銅、純銅、 α 鉄、および Al-Si 分散硬化合金が用いられた。単結晶は、ブリッジマン法で作られたものであり、純 Al、Al-Mg 合金が用

いられている。Al-Mg 合金は、固溶体合金、Al-1.2% Si 合金は、分散硬化合金と考えられる。Al-Si 合金の時効条件は、最大強度の得られるものであり、その時の分散粒子の径は約 0.1μ であった。

用いた試験機は、AUTO GRAPH 10 T であり、引張り速度は、 $0.5 \sim 1 \text{ mm/min}$ 、平均歪速度約 10^{-3} sec^{-1} であり、実験は常温で行なった。

III. 実験結果

用いた材料の実効値出力電圧 (μV) によるパターンが、Fig. 2 に示されている。このように材料により AE 発生パターンは大きく異なっているが、どの材料においても、降伏近傍に大きな出力が観察されている。それ故に、このピークの極大値近傍 (peak state) および、変形が進んで AE レベルがほぼ一定に達した定常領域 (steady state) で振幅分布を求めてみた。

リングダウン計数の積分モード振幅分布の整理は、すでに Eisenblätter⁽⁷⁾により報告されているが、彼の報告した関係式のみでは、すべての実験式を整理することはでき

ない。そこでそれを拡張して、多くの塑性変形に伴うリングダウン計数を表わし得る関係式として、著者らは、次の実験式による整理を試みた。

$$I(V_t) = k \cdot \exp(-a V_t^m) \quad (1)$$

ここで、 V_t はしきい値電圧 (threshold voltage) であり、 $I(V_t)$ は V_t より大きな振幅を持つリングダウン計数率である。 k および m は定数であり、 k は threshold pre-exponent, m は threshold exponent と名づけられた⁽¹²⁾。 m の値は以下に述べるように材料の金属学的特性と関係づけられ、いわば材料因子と呼ばれるものであるが、実験的には3つに大別される。

Fig. 3 は種々の金属についての積分モード振幅分布を示しており、銅多結晶については横軸は V_t^2 をとり、 α -黄銅については V_t , SUS 304 については $V_t^{1/2}$ をとっている。これらはそれぞれ、

Material	Chemical composition	Heat treatment
Al	99.99% Al	—
Al-Mg	Al-3% Mg	—
Al-Si	Al-1.2% Si	580°C × 1 h (W.Q.) + 250°C × 1 h
Cu	OFHC Copper	500°C × 1 h
α -Brass	Cu-30% Zn	450°C × 0.5 h
SUS 304	18% Cr-8% Ni	1150°C × 0.5 h (W.Q.)
α -Fe	Fe-0.017% C	920°C × 1 h

W.Q. : Water Quenched

Fig. 2 AE patterns expressed by R.M.S. voltage in uniaxial tensile deformation.

Fig.3 The relation between $I(V_t)$ and V_t values in (a) Cu (b) α -Brass (c) SUS 304.

$m=2, 1, 1/2$ に対応づけられていることが容易に理解される。この m の値は同一材料では歪の量、および基本的には変形温度に依存せず、ほぼ一定の値をとっている。

一方 k の値は $m=1$ および $m=2$ の場合にはほぼ用いた AE 変換子の共振周波数に近い値をとるが、 $m=1/2$ の場合には必ずしも一定値をとるわけではない (Table 2)。

Table 2 Experimental values of the threshold exponent m and the threshold pre-exponent k and wave types of emission signals.

$$I(V_t) = k \cdot \exp(-a V_t^m)$$

m	Type of AE	Example of material	
		Single crystal	Poly crystal
2	continuous	Al	Cu
1		Al-Mg	α -Brass, α -Fe
1/2	burst		SUS 304, Al-Si

これらの振幅分布に対応した AE 信号のオシロスコープによる波形観察結果を示したのが Photo.1 である。 $m=2$ の銅においては典型的な連続型 AE が観察されている。これに対し、 $m=1$ の α -鉄の場合には、突発型成分がかなり連続型に混在しており、 $m=1/2$ の SUS 304 では、突発型 AE が支配的といえる。

以上振幅分布は式 (1) で整理でき、 m と波形の間には、よい対応関係が成立しており、 $m=2$ は連続型であり、 m 値が小さくなるに従い、突発型成分が増加してくる。Table 2 にその結果が記されている。

IV. 検 討

以上塑性変形に伴う AE リングダウン計数率が、式 (1) の関係式により整理され、且つ AE の m 値が波形の観察結果、即ち連続型、突発型波形とよく対応することが

明らかにされた。

ここでは、リングダウン計数率における m の値の物理的意味および、単純な AE 発生モデルを基礎に m と、金属の変形を支配する因子との相関について検討し、 m が変形様式を示す有効なパラメーターになり得ることを示した。

1. リングダウン計数と m 値

ランダムな AE 事象の分布としての連続型 AE が、正規分布を示し、式 (1) において $m=2$ で示されるのは妥当なことである。そして実験的に得られた m の最小値が $m=1/2$ であり、突発型 AE を示していることは、 $m=1/2$ における振幅分布 $I(V_t)$ が、突発型 AE 信号のリングダウン計数と関係していることが理解される。

さて、1つの突発型 AE パルスは一般に Fig. 4 のような減衰形を示し、そのリングダウン計数は

$$n_e = f_0 / \beta \ln(V_p/V_t) \quad (2)$$

で与えられる⁽¹³⁾。ここで V_p は尖頭値電圧、 V_t はしきい値電圧、 f_0 は変換子の共振周波数、 β は減衰係数を表わしている。 n_e は V_t より大きい振幅をもつ波の計数を示す。ここで式 (1) における $m=1/2$ に相当する $I(V_t)$

$$I(V_t) = k \exp(-a V_t^{1/2}) \quad (3)$$

を式 (2) の関係式で与えられる典型的な突発型 AE に対しての振幅分布を用いて近似することの妥当性を検討する。まず a の値をパラメーターとした場合

$$I(V_t)/n_e = (k \beta / f_0) \exp(-a V_t^{1/2}) / \ln(V_p/V_t) \quad (4)$$

の計算結果が Fig. 5(a), (b) に示されている。ただし β および f_0 は歪には依存しない定数であり、 k も基本的には歪とは独立な定数である。Fig. 5(a) は $V_p=1(V)$ 、(b) は $V_p=0.5(V)$ に対しての計算結果である。 $m=1/2$ である SUS 304 では通常は $V_p \approx 1(V)$ (ただし 70 dB 増幅後) 程度の信号がよく観察され実験的に求められた a の値は $2 < a < 4$ であった。

Photo.1 Oscilloscopic photographs of AE signals in SUS 304, α -Fe and Cu.

Schematic Diagram of Ringdown count

$$n_e = f_0 / \beta \ln(V_p / V_t)$$

f_0 resonant frequency
 β damping factor

$$I(V_t) = K \exp(-\alpha V_t^{1/2})$$

Fig.4 Schematic representation of a damped sinusoid signal. Threshold voltage is expressed as V_t .

Fig.5 The ratio of integrated ringdown count rates $I(V_t)$ to sinusoidal decreasing counts n_e is plotted in arbitrary unit against the threshold voltage V_t . (a) $V_p = 1.0 V$, (b) $V_p = 0.5 V$

図から明らかにように V_t の大きな領域を除いて式(3)は近似的に式(2)に等しく、したがって通常の AE の測定においては

$$I \approx k_0 \cdot n_e \quad (5)$$

の形で表示されうることになる。ここで k_0 は突発形 AE の事象数を表わしている。

上記の考察において問題となるのは V_p の分布状態が無視できない場合である。そのような場合には式(5)はそのままの形で適用されえないことは明らかであるが、AE 事象頻度の小さい時、特にそれぞれ AE パルスのリングダウンの重なりが完全に無視できるような場合には、基本的には上記の関係が満足される。したがって式(3)、すなわち $m=1/2$ (特に SUS 304 において)は突発型 AE のリングダウン計数をよく近似しているものであり、 $m=1$ の状態は $m=2$ の連続型 AE と $m=1/2$ の突発型 AE の混在状態として近似的にあらわれるものと考え、AE の振幅分布において連続型($m=2$)から突発型($m=1/2$)にいたるリン

グダウン計数率が式(1)の m の値の変化によりすべて表示されていることが明らかになる。

2. 振幅分布と RMS 電圧

つぎに、こうして求められた積分モード振幅分布 $I(V_t)$ と出力電圧との関係を考察してみる。実効値電圧 V_{rms} は振幅分布 $I(V_t)$ を用いることにより、つぎのように定義できる。

$$\text{R.M.S.} = \left(\frac{\int_0^\infty V_t^2 N(V_t) dV_t}{\int_0^\infty N(V_t) dV_t} \right)^{1/2} \quad (6)$$

ここに $I(V_t) = \int_{V_t}^\infty N(V_t) dV_t$ であり、 $N(V_t)$ はしきい値電圧が V_t と $V_t + dV_t$ の間の AE 波の数をあらわしている。式(6)に式(1)を代入することにより $m=2$ の時は $\text{R.M.S.} = 1/\sqrt{a}$, $m=1$ の時には $\text{R.M.S.} = 1/a$, $m=1/2$ の時には $\text{R.M.S.} = \sqrt{24/a^2}$ が得られる。Table 3 に式(1)の振幅分布より上の関係から計算した $\text{R.M.S.}_{\text{cal}}$ と交流実効値電圧計を用いることにより直接的に求められた $\text{R.M.S.}_{\text{exp}}$ が示されている。 $m=2$ の銅、および $m=1$ の α -黄銅の場合には、 $\text{R.M.S.}_{\text{exp}}$ と振幅分布から求めた $\text{R.M.S.}_{\text{cal}}$ は 10% から 30% 程度の誤差は示しているものの、比較的良好一致を示しており、相対的に比較することの妥当性を示している。これに対して $m=1/2$ の SSU 304 では $\text{R.M.S.}_{\text{exp}}$ は $\text{R.M.S.}_{\text{cal}}$ にくらべて非常に小さな値を示している。このことは連続型 AE では振幅分布から求めた $\text{R.M.S.}_{\text{cal}}$ が実際の AE 信号の大きさをよく表わしているが、突発型 AE においては $\text{R.M.S.}_{\text{exp}}$ は AE の絶対値を過小評価していることを意味している。これは、交流実効値電圧計はその応答特性(時定数は 100~200 msec)において振幅変動の大きい突発型信号を時間的に平均化して測定しているためと考えられる。したがって AE 事象頻度の小さな突発型 AE の測定に対しては、交流実効値電圧計は必ずしも十分な効力があるとはいえないことになる。しかしながら $m > 1$ の状態に対しては上記の取扱いは効力をもつことが結論できる。

Table 3 The experimentally obtained R.M.S. voltages and the R.M.S. voltages evaluated from the amplitude distribution.

Summary of R.M.S. value

		R.M.S. cal. (μV)	R.M.S. exp. (μV)
Cu	Peak	17.7	20.1
	Steady state	14.2	14.7
α -Brass	Peak	12.4	18.6
	Steady state	8.9	11.1
SUS 304	Peak	41.8	9.9
	Steady state	—	2.8

3. m 値の金属学的因子との関係

threshold exponent である m を支配する金属学的因子としては、

- (1) 固溶原子
- (2) パイエルス力
- (3) 析出分散粒子
- (4) 積層欠陥エネルギー 等が挙げられる。

$m=2$ の正規分布は、ランダムな AE 事象を示しており、それ故連続型 AE が観察されている。 m が小さくなるという事は、AE 事象の原因となる素過程が、このランダムな状態から偏倚してくる状態に対応している。

この振幅分布を説明するために、簡単な AE 発生モデルとして、Fig. 6(a) を考えてみる。ある要素 V^* に力が加わり、運動方程式を満足した形で AE 弾性波が放出される。Malen⁽³⁾ の解析結果によると、この領域 V^* における塑性ディストーション ϵ^* が大きく、且つその生ずる時間 Δt が小さい程、大きな AE が観察される。微視的にみると、こうして AE パルスが生ずる条件は V^* の中で、転位群が位相のそろった集団運動をすることであり⁽⁵⁾、このことは、巨視的には、この領域が、急速な不均一変形を生ずることを意味している⁽⁶⁾。このような不均一変形が生ずる原因として、Fig. 6(a) に示したような、何か材料内の不均一性(粒界、セル組織 etc.) の存在により、微視的応力集中 τ_b が生じ、弾性エネルギーが貯えられ、その大きさが、 ϵ^* を支配し、AE 発生の原因となりうる。事実、既に著者らは、種々の AE 発生パターンがこの集中応力 τ_b により説明しうることを示している⁽⁶⁾。

一方、 Δt はこの領域における転位運動の速度により支配されるので、粘性的な摩擦応力 τ_f の大きさが、直接 Δt を支配することになる。この τ_f 成分が高い、体心立方金

Fig. 6 The model of AE considered from the standpoint of the inhomogeneous deformation, characterized by the stress concentration τ_b and frictional stress τ_f (a) The relation between plastic distortion ϵ^* and relaxation time Δt in the upper model. ... (b)

属, Al-Mg 固溶体合金での AE レベルの低下は, この関係をよく示している。

さて, 発生 AE パルスは, このような τ_f, τ_b に律速されるものであるが, 振幅分布も当然これらに依存したものになる。 τ_f が小さい時には, 小さい τ_b で容易に AE が生ずることになり当然その頻度もランダムなものになり, 正規分布に近づくと考えられる。 τ_f が大きくなると, AE が検出可能になるには, τ_b は大きくならねばならず, 頻度が少なくなると共に, 小さいランダムな信号ではなく大きな突発型のものに移行する。 また, 一方 τ_f が変化しなくとも変形そのものが, τ_b を増加させるような機構で支配されている場合には, やはり突発型の割合が増える可能性がある。 いずれにせよ, 変形を律速する金属学的因子により τ_f が大きくなっても τ_b が大きくなっても生ずる AE はランダムな正規分布は保証されなくなり, m 値は低下するものと思われる。 実験結果を照らし合わせると, Al-Mg 合金では, Mg 溶質原子の固溶により, 摩擦応力 τ_f が上昇したと考えられるが, その時の振幅分布は, $m=2$ の正規分布からずれ, $m=1$ になっている。 また, 体心立方金属としての α -鉄は, パイエルス力による摩擦応力が大きく, その m 値は, ほぼ $m=1$ の値を取っている。 分散硬化材の Al-Si 合金では, Si の固溶により τ_f が上昇すると共に変形そのものが, Si 分散物に律速され転位の分散物による bowing out による自己エネルギーの上昇により, 弾性エネルギーの上昇を伴い, 粒子間に堆積した転位が雪崩を起こすような過程により, 変形が律速され, 両者の効果より突発型の AE の頻度が増し, m は $1/2$ に近づいたものと考えられる。

また, 積層欠陥エネルギーが低い材料(SUS 304)では交叉切りが起き難く, 動的回復は小さくなり, 転位は 2 次元的配列をとり, τ_b は上昇した事になり, その崩壊はランダムなものに程遠く, 突発型 AE が生じ, $m=1/2$ の値をとったと考えられる。 事実, 純金属でも, 積層欠陥エネルギーの低い Ag 等は, Cu, Al に比較して, m は小さく, ほぼ $m=1$ が報告されており, 5 at% 以上の Al を含む Cu-Al 合金では $m=1/2$ が示されている⁽¹⁴⁾。

以上, 実験的に求めた式(1)における threshold exponent m は, 変形を支配する金属学的因子と関係し, 微視的応力集中 τ_b とその緩和に寄与する摩擦力 τ_f のモデルによりよく説明され得るものである。 これらの結果より, 塑性変形に伴う AE の振幅分布の測定は, 従来の電圧, あるいは単純な計数率の測定に対して, いわば奥行きを与えるものであり, 変形機構との対応についても一歩立ち入った議論の可能性を示唆している。

V. 結 論

塑性変形に伴う AE をより微視的に金属学的因子と結びつけて理解する一手法として, 振幅分布の測定を行ない次

の結果を得ている。 用いた材料は, 銅, α -黄銅, α -鉄, オーステナイトステンレス鋼, および Al-Si 合金多結晶, および Al, Al-Mg 単結晶である。

(1) 塑性変形に伴うリングダウン計数の積分モード振幅分布 $I(V_t)$ は次の指数関係で良く整理されることが実験的に証明された。

$$I(V_t) = k \exp(-a V_t^m) \quad (1)$$

V_t はしきい値電圧, $I(V_t)$ は $V \geq V_t$ におけるリングダウン計算率を示し, a, k, m は定数であり, k は threshold pre-exponent, m は threshold exponent と名づけている。

(2) 実測結果は大別して $m=2, 1$ および $1/2$ の 3 つに分けて考えられる。 波形観察によると, $m=2$ は典型的な連続型 AE を示し, m が小さくなるにつれて突発型 AE の成分が増加し, $m=1/2$ は塑性変形にかかわらず, ほぼ突発型 AE のみが観測された。

(3) 1 つの AE 事象の尖頭値を V_p , 減衰係数を β , 周波数を f_0 とすると, しきい値 V_t より大きいリングダウン計数 n_e は, 次の形で与えられた。

$$n_e = f_0 / \beta \ln(V_p / V_t) \quad (2)$$

計算によると, 式(1)における $m=1/2$ に相当する $I(V_t)$ は, 式(2)と比例関係にあり, $m=1/2$ は, 突発型 AE のリングダウン係数を示すことが証明された。 即ち式(1)は広く正規分布($m=2$)から突発型 AE ($m=1/2$)を表わしうる実験式である。

(4) 式(1)から計算で求めた R.M.S. 電圧は, $m=2$ の場合には, 実測値とよく一致したが, $m=1/2$ では実測値は小さな値を示している。 これは R.M.S. 電圧計の応答速度の追従性によると思われるが, 電圧測定は, 連続型 AE には有効であるが, 突発型 AE では, 事実を正確に再現しているか疑わしい。

(5) m の値は, 変形様式を律速する金属学的因子と関係している。 パイエルス力の大きさ, 溶質原子の存在により, また, 分散粒子の存在により, m の値は減少し, 突発型 AE の頻度が増している。 また, 積層欠陥エネルギーが低くなると m の値が小さくなるといえる。

(6) これらの関係は, 不均一変形を生ぜしめる微視的応力集中 τ_b が大きく, 且つ粘性的な摩擦応力 τ_f が大きいと, ランダムな転位運動が, 保証され難くなるというモデルで統一的に解釈された。 即ち, 固溶原子の存在, およびパイエルス力の増加により τ_f が増加し, 分散物の存在, 低積層欠陥エネルギーは, τ_b を上昇させる因子として寄与している。

以上, AE における振幅分布の測定は, 電圧による測定に比較し, 金属の内部に入りこんだ変形機構と結びついた情報を与え得るものである。

文 献

- (1) C.Kittel : 固体物理学入門上, 宇野他訳, 丸善, 133.
- (2) T.Mura : *Mathematical Theory of Dislocations*, ASME, (1969), 25.
- (3) K.Malen and L.Bolin : *Phys.Status Solidi*, (b), **6**, (1974), 637.
- (4) F.C.Crowford : 波動下, 高橋訳, 丸善 (1976), 314.
- (5) 栗林一彦 : 金属材料, Vol.17, No.2, (1977).
- (6) 岸 輝雄 : 金属学会研究会「アコースティックエミッション技術の基礎と応用」前刷.
- (7) Eisenblätter : *Proc. 2nd AE Symp.*, 1974, (Tokyo), 1.
- (8) Y.Nakamura, C.L.Veach and B.O.McCauley : *Acoustic Emission*, ASTM STP 505, (1972), 164.
- (9) 仲佐博裕, 永田 敬 : 圧力技術, 13 巻 2 号, (1975), 17.
- (10) K.Ono : *Materials Evaluation*; August, (1976), 177.
- (11) H.Hatano : *J. Acoustical Society of America*, Vol.57 No.3, (1975), 639.
- (12) K. Kuribayashi, H. Tanaka, T. Kishi, R. Horiuchi and K. Katoh : *Proc 3rd AE Symp.*, Tokyo, (1976), 271.
- (13) D.O.Harris, A.S.Tetelman and F.A.Darwish : *Acoustic Emission*, ASTM, STP 505, (1972), 238.
- (14) 田中 博, 岸 輝雄, 堀内 良 : 金属学会講演概要, (1976.10 月), 145.

ステンレス鋼の Ni-P メッキによる液相接合について

川 勝 一 郎* 北 山 誠 二*

Ichiro Kawakatsu and Seiji Kitayama : Study on Liquid Phase Bonding of Stainless Steel with Ni-P Plating. For the diffusion bonding of stainless steel used with Ni-P plating in place of insert metal, the weldability and the relation between bonding processes and bonding strength for various bonding times have been investigated. The results obtained are as follows :

(1) Bonding processes are classified into two stages according to the microstructure. The first stage depends on the decreasing phenomena of Ni-Ni₃P eutectic structure and the formation of an intermetallic compound at the bonded zone. On the second stage, intermetallic compound can be seen and chemical composition in the bonded zone is homogenized gradually.

(2) Weldability of bonded joints between similar metals at 880°C is not so good, but the bonding strength increased with bonding time gradually.

(3) In the case of SUS 304-DCuP 1 joints and SUS 430-DCuP 1 joints, their weldabilities are better than those of SUS 304 and SUS 430 joints. The bonding strength of SUS 304-DCuP 1 joints bonded at 900°C for 30 min is 23~25 kg/mm² and that of SUS 430-DCuP 1 joints bonded at 900°C for 30 min is 18~20 kg/mm².

(4) In the case of SUS 430 joints, the diffusion phenomenon of phosphorus into the base metal was observed and many intermetallic compounds were formed in the bonded zone. The bonding strength in this case is weaker than that of SUS 304 joints.

(Received February 7, 1977)

I. 緒 言

拡散接合ではその接合性を改善するために, しばしばインサート金属を用いて接合が行なわれている^{(1)~(4)}. このインサート金属は接合面における両母材の密着性を高めることがねらいであり, その用法としては比較的軟質で母材中に拡散しやすい金属を固相のまま使用する場合と母材と共晶を持つような金属, あるいは共晶ろう材的な金属を用い, 接合面で一端液相を形成する接合法等がある. 中でも液相接合は従来の拡散接合に比べ密着性に優れ, 低圧力で

接合することができ, 近年特に注目されている. この接合法の接合過程はろう接と同じと考えられるが⁽⁵⁾, インサート金属が母材に完全に拡散し, あるいは母材の合金元素がインサート金属中に拡散し, 接合前のインサート金属層を残さず均一な接合部が得られる点で異なる. Duvall⁽⁶⁾等は Ni 基の耐熱合金を用いた液相接合において, その接合過程について説明しているが, 接合部の性質はインサート材の種類や接合する材料の組み合わせ等によって異なり, その接合過程と機械的強度の関係や接合組織等に関しては未だ明確でない点も多い. そこで本研究では工業的に広く用

* 青山学院大学理工学部 (College of Science and Engineering, Aoyama Gakuin University, Tokyo)