結晶振動法による粗大結晶粒の応力測定法*

細 川 智 生** 信 長 覚 子***

On the X-Ray Stress Analysis of Metals by the Oscillating Crystal Method

by

Norio HOSOKAWA and Satoko NOBUNAGA

(School of Engineering, Okayama University, Okayama)

The principle of stress measurement by X-rays is based on the Hooks law which consists in the relation between the peak shift of the X-ray diffraction line and the magnitude of the stress, applied or internal. It has been noted as a unique method of nondestructive stress measurement of local stress. The X-ray stress measurement is applied in very wide fields of material engineering studies.

The stress measured by X-rays, however, depends on the local value of the lattice strain observed in the certain diffracted crystal plane satisfying the Bragg's condition. In this connection, there are some problems regarding the character of X-ray stress measurement, for example, the generation of the lattice strain obtained from the peak shift of certain diffraction line is closely related to the crystal grain size, the deformation mechanism, the crystal anisotropy and other complicated factors. As mentioned above, the X-ray stress measurement of coarse grained materials is inadequate sometimes for the ordinary way as offered by Glocker and Macherauch *etc.* In other words, the stress measurement of coarse grained specimens is essential from the standpoint of the practical application of the X-ray method.

For these reasons, the authors attempted to measure the lattice strain and analyse the stress with coarse grained crystal of aluminum, using the oscillating crystal method, and discussed the errors in the measured value. In this paper, the practical significance of the oscillating crystal method is made clear, and besides, it is concluded that the method is more useful than the divergent X-ray method for the stress measurement with coarse grained materials in the engineering sense. Moreover, when the micro-beam technique is introduced to this method, it is possible to measure the extremely localized stress such as tip of crack or one grain in industrial material.

The results are as follows.

- (1) This camera can be applied to any size of grain under suitable geometrical conditions.
- (2) To correct systematic errors, it is necessary to use the standard specimens which have two or more diffraction lines on a film.
- (3) The errors of lattice strain were less than 6×10^{-5} for undeformed Aluminum.
- (4) The principal residual stress of a coarse grain in the specimen of 7% deformed Aluminum is $\sigma_1 = 2.5 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_2 = 0.1 \text{ kg/mm}^2$ and $\sigma_3 = -1.7 \text{ kg/mm}^2$, and their directions agree respectively with that of the tensile axis, of the thickness and of the width.

(Received May 10, 1968)

1 緒 言

最近、塑性加工技術の研究開発が盛んに行なわれ、その結果、今日まで成形加工が不可能とされていたような複雑な形状の部品ならびに材料に対しても成形加工が比較的容易に行なわれるに至っている。しかしながらこれらの塑性加工技術の進歩に比較して、複雑な応力状態における素材の変形機構等のような塑性変形

の本質的な諸問題に関しては、まだ解明されない問題が多く残されており、塑性加工技術に関する研究と平行して進められるべき研究課題であると考えられる。

このような研究目的のためには、変形途上の種々な負荷条件下において素材に生ずる応力とひずみの関係を明らかにすることが必要であるが、一般に、素材における応力状態はその形状あるいは異方性のため、必ずしも均一ではなく、非常に複雑なものとなる。したがって、素材の各場所における応力状態の相違を測定し、材料の異方性との関連性を明らかにするとともに、

* 原稿受理 昭和43年5月10日

** 正 会 員 岡山大学工学部 岡山市津島

*** 岡山大学工学部 岡山市津島

それらの応力状態に対応する塑性ひずみを測定しなければならない。

したがって、筆者らはこの種の塑性加工に関する一連の研究を進めるにあたり、各種の塑性加工過程における巨視的ならびに微視的応力およびひずみ測定の方法について、まず検討を加えることにした。すなわち、微小部分における応力測定法の一つにX線応力測定法があり、この方法は微小部での応力測定が可能であるとともに非破壊的に測定が可能である特徴を有しているため、上述の目的には最も望ましい方法の一つであると考えられる。しかし、現在用いられているこの方法は完全な回折環を得るために、X線束に比較して微細な結晶粒度の試料を用いることが必要とされ、比較的粗大な結晶粒度の場合の応力測定には、X線応力測定法の特徴である微小部の応力測定を犠牲にして、試料の揺動とか集中法の採用等により、照射面積を大きくして用いる傾向にある。しかし、大塑性ひずみを伴う加工に供せられる素材は比較的結晶粒度が粗く、普通に採用されているX線応力測定法を用いて微小部の応力を求めることが困難である。さらに、上述したように、各種の負荷応力下における材料の変形機構を対象とする研究には粗大結晶粒試験片を用いるほうが便利の場合や、また、複雑な形状の塑性変形における局部的な応力状態、あるいは切欠き底や破壊におけるクラック先端のような微小部分の応力を測定するには、X線束を可能なかぎり小さくすることが望ましいが、この場合にはX線束に比較して粗大な結晶粒の応力を測定しなければならない。このような理由から、粗大結晶粒における応力測定法を確立することは、筆者らの行なわんとする研究には最も重要な一つの課題であると考えられる。

X線の照射面積と同程度の大きさの結晶粒を有する粗大な結晶粒における応力測定法あるいは格子定数の精密測定法としては現在、擬コッセル線を利用する方法¹⁾、背面反射ワイセンベルグカメラ²⁾、および背面反射結晶振動法等が提案されている。中でも擬コッセル線を利用する方法は精度からみても最もすぐれた方法と考えられるが、この方法は発散X線を利用しているため、照射面積は大きく、また、異なる2点よりの反射を利用して面間距離を決定することから、その2点の間で完全に均一な結晶でなければならない。したがって、本研究の意図とする微小部の応力測定にはこの方法を適用することが困難である。そこで本研究では試料の形状、カメラの機構上の複雑さ等を考慮して、背面反射結晶振動法を採用し、この方法を利用するための装置を試作し、その測定精度について調べた。

2 実験方法

装置としては、回折用ゴニオメータにフィルムカセ

Fig. 1. Optical axis system.

ットを付加した簡単なものでひずみ測定は充分可能であるが、筆者らは特に精度上および他の目的をも考慮して主要部を Fig. 1 に示すような装置を製作した。X線は第1スリット (2mm 幅) を通して Ge 単結晶モノクロメータに導かれる。さらに、第2 (0.4 または 0.2 mm) および第4スリット (可変 0~10 mm) により $K\alpha_1$ 線が分離され、試料表面に照射する。この場合X線束は線状となるため、特に軸調整後第3スリットに 0.1~0.2 mmφ の単孔スリットを付加できるようにしている。第5スリットと計数管は一体になっており、軸調整および試料の回転中心の検定を行なう目的で具備した。本装置の最も重要な部分は試料片振動装置であり、試験片表面上X線照射位置と試料片の回転中心が完全に一致することが必須条件であり、この点に特に注意を払って装置の作成および軸調整を行なった。

さらに、本装置の目的は粗大結晶粒の三次元的な応力状態を決定することであり、種々な方向の応力を測定する必要があるため、試料支持台に試料のX線の照射位置を中心にして試料が180°回転できるようにした。

結晶振動法を用いる場合は、被測定物をX線照射位置を中心として任意の角度振動させるため、被測定物を固定状態にして測定する場合に比較して、X線の照射面積および位置はほとんど変化させずに Bragg の回折条件を満足する結晶粒の数は数10倍となる。たとえば、いま使用するスリットの発散角を 5' と仮定し、試料を $\pm 2^\circ$ 振動させると静止の場合に比較して、約 50倍程度の結晶粒が回折条件を満足することになり、比較的あらゐ結晶粒を有する被測定物に対しても応力測定が可能な連続環が得られることになる。このような測定方法については、従来の応力測定法と同様に取り扱うことができるためここでは省略し、特に大きな粗大結晶粒の応力測定法について述べる。

応力測定の原理は擬コッセル線の場合と同様で、いま一つの結晶内のひずみ状態が与えられる場合、結晶内の応力は一般に次式で求められる。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= C_{11}\epsilon_x + C_{12}\epsilon_y + C_{13}\epsilon_z + C_{14}\gamma_{yz} + C_{15}\gamma_{zx} + C_{16}\gamma_{xy} \\ \sigma_y &= C_{21}\epsilon_x + C_{22}\epsilon_y + C_{23}\epsilon_z + C_{24}\gamma_{yz} + C_{25}\gamma_{zx} + C_{26}\gamma_{xy} \\ \sigma_z &= C_{31}\epsilon_x + C_{32}\epsilon_y + C_{33}\epsilon_z + C_{34}\gamma_{yz} + C_{35}\gamma_{zx} + C_{36}\gamma_{xy} \\ \tau_{yz} &= C_{41}\epsilon_x + C_{42}\epsilon_y + C_{43}\epsilon_z + C_{44}\gamma_{yz} + C_{45}\gamma_{zx} + C_{46}\gamma_{xy} \end{aligned} \right\}$$

場合と同様にはん点として得られ、Fig. 2 と比較するとその反射面が容易に決定できる。さらに、同様の方法によって対陰極に Co を用いた場合には Fig. 4 に示すようになり、 $K\alpha$ および $K\beta$ 線の両者から $\{422\}$, $\{420\}$ および $\{331\}$ 面の反射が得られ、反射はん点の数は増加し、その数は Cr の場合に比較して約 2 倍程度になる。また、Mo 対陰極を用いると、 $\pm 5^\circ$ 振動さすことによっても Fig. 5 で見られるように、回折はん点の数は増加するが、白色 X 線に比較して特性 X 線の強度がそれほど強くないため、白色 X 線による回折もフィルムに感光し、特性 X 線によるはん点から結晶の振動方向に長く線状に現われる。この写真では標準試料を用いていないが、さらに標準試料として粉末試料を併用すると、フィルム全体にかぶりが強くなり、回折環および回折はん点の位置の判定が困難になる。このため、前二者は特にモノクロメータは必要ではなく、むしろ Co 対陰極のように $K\beta$ 線も同時に利用できる利点があるが、Mo 対陰極を用いる場合にはモノクロメータを使用する必要があることがわかる。しかし、ここでは特に測定精度を問題としているため、長時間の露出を必要とする Mo の対陰極の使用を避け、Cr および Co 対陰極の場合について検討を加えた。しかし、実際のひずみあるいは応力解析にははん点の数の多い Mo 対陰極を用いて最小二乗法によって解析することが精度向上には有利であると考えられる。

このような写真の概略図は Fig. 6 に示すようになり、 r_0 を回折環の半径、 r をフィルム中心より回折はん点までの距離とすると、この場合フィルムの中心を正確に決定することが困難であるため、Fig. 6 の A, B および C の位置を読み取った値より、 $\overline{AB} = r - r_0$, $\overline{BC} = 2r_0$ を求めた。ここで、試料-フィルム間の距離を L , X 線の波長を λ , 試料および標準試料の Bragg 角を θ および θ_0 格子面間距離を d および d_0 とすると

$$\left. \begin{aligned} 2d \sin \theta &= \lambda \\ 2d_0 \sin \theta_0 &= \lambda \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Fig. 6. Schematic representation of the rotation photograph method.

$$\left. \begin{aligned} -\tan 2\theta &= \frac{r}{L} \\ -\tan 2\theta_0 &= \frac{r_0}{L} \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

の関係が成立し、(5)式より

$$L = \frac{r_0}{-\tan 2\theta_0} \quad (6)$$

$$\tan 2\theta = \left(1 + \frac{r - r_0}{r_0}\right) \tan 2\theta_0 \quad (7)$$

が得られ、(4)式を(7)式に代入して d の値を計算することができる。このようにして計算した d の値を Table I および II に示す。Co 対陰極の場合には、標準試料の回折環は Fig. 4 で見られるように 3 種類の面から得られるが、Table II では $\{420\}$ 面の反射を用いて計算した。この場合の測定誤差は約 1.5×10^{-4} 程度となる。

一方、一つの位置の読取り誤差を Δr とし、測定誤差を(4)および(7)式より求めると

$$\left| \frac{dd}{d} \right| = |\cot \theta| \sec^2 2\theta \frac{2r_0 + |r - r_0|}{Lr_0} \Delta r \quad (8)$$

となり、波長および標準試料等によって測定精度が異なることを示している。したがって、実際の使用に際して最適あるいはそれに近い条件で用いることが望ましい。そこで、(8)式より種々な Bragg 角および標準試料による測定誤差を計算し、その結果を Fig. 7 に示す。これからも明らかなように、試料のある特定の Bragg 角に対して誤差の最小値は一般に試料と標準試料の Bragg 角が等しいところにある。このことから、標準試料として被測定試料とほぼ等しい回折角をもつものを選ぶことが望ましいことを示しているが、このようにして得られる測定誤差がこの装置で得られるあらゆる角度において約 0.6×10^{-4} 以下である。しかし、実際に使用する際にこのような条件を満足する標準試

Fig. 7. Dependence of the d -spacing errors on the Bragg angle of specimen and standard specimen.

Table II. Corrected lattice parameter of Al measured by using rotating crystal camera (Co target).

hkl	r_2-r_1	$r_2'-r_1'$	$2r_0=r_1+r_1'$	$r-r_0$		a (Å)	$\Delta a/a$ ($\times 10^{-5}$)	a_{correct} (Å)	$\Delta a_{\text{correct}}/a$ ($\times 10^{-5}$)
				$r-r_1$	$r-r_1'$				
224	19.13	19.36	64.01		-1.33	4.04108	-4	4.04113	+1
	19.12	19.48	64.16		-1.34	4.04105	-5	4.04110	0
224	19.06	19.51	64.06	-1.31		4.04118	-2	4.04109	0
	19.01	19.45	64.21	-1.30		4.04125	0	4.04118	+2
204	19.01	19.42	64.01		-8.46	4.04084	-10	4.04111	+0.5
	19.06	19.44	64.16		-8.53	4.04064	-15	4.04095	-3.5
	19.06	19.49	64.05	-8.35		4.04129	+1	4.04090	-4
	19.00	19.40	64.13	-8.31		4.04149	+6	4.04114	+1
$\bar{1}\bar{1}3$	19.08	19.46	64.08	12.58		4.04099	-8	4.04129	+5
	19.10	19.48	64.08		12.89	4.04274	+34	4.04097	-3

Table I. The spacings of (311) plane of Al measured by using rotating crystal camera.

hkl	$r-r_0$	$2r_0$	d (Å)	$\Delta d/d$ ($\times 10^{-5}$)
$\bar{1}\bar{1}3$	25.48	75.25	1.21903	-7
	25.50	75.46	1.21917	6
113	25.42	75.46	1.21930	19
	25.51	75.22	1.21897	-13
311	25.49	75.20	1.21907	-4

料が得られない場合には, Fig. 7 より標準試料の Bragg 角がほぼ 70° のものを選ぶことにより, Bragg 角によって前者よりは測定誤差が大きくなるが, この場合も約 0.6×10^{-4} 以内の精度で測定できることがわかる. しかし, Table I およびに示した Co および Cr 対陰極の場合について, (8)式より誤差の計算をすると, $\Delta r = 2/100$ mm として, Cr 対陰極では 1×10^{-4} , Co では $\{311\}$ 反射面で 1×10^{-4} , 他の面では 0.6×10^{-4} 程度となり, 実測値の測定誤差が非常に大きいことがわかる. この理由として

- (1) 試料回転中心のずれ
- (2) フィルムと X 線の入射方向が正確に垂直ではない.
- (3) 撮影時におけるフィルムの局部的湾曲
- (4) 撮影後のフィルムの収縮あるいは膨張

等が考えられる. この(3)の理由はフィルムをある程度以上に大きくすることが困難であることを示しており, 現段階では写真の枚数を増すことにより, その平均値を採用して測定精度の向上を図る必要がある. また, (1)の理由については, 静止状態および振動状態で撮影した写真の標準試料の回折環の半価幅を比較することにより検定することが可能であり, 本研究で用いた装置ではこの差は認められなかった. さらに, この原因

が誤差となるおそれのある場合は, 振動の角度範囲を小さくすることによって測定精度を向上させることができる. (2)および(4)の理由は, 系統的な誤差であるため, 計算上で修正することが可能である. すなわち, フィルムの測定方向における単位長さあたりの収縮を k とすると, $2r_0$ および $(r-r_0)$ の正確な値は測定値の $(1+k)$ 倍となり, (7)式で明らかなように両者の比をとるため, これによる誤差は導入されない. しかし, フィルムの傾きによる誤差は, いま, Fig. 5 のようにフィルム面上の測定方向と X 線の入射方向が垂直から φ だけずれている場合に Fig. 5 に用いた記号を使って次の関係式が得られる.

Fig. 8. Schematic illustration of X-ray diffraction.

$$\left. \begin{aligned} \frac{r_1}{\sin \alpha_1} &= \frac{L}{\cos(\alpha_1 + \varphi)}, & \frac{r_1'}{\sin \alpha_1'} &= \frac{L}{\cos(\alpha_1 - \varphi)} \\ \frac{r_2}{\sin \alpha_2} &= \frac{L}{\cos(\alpha_2 + \varphi)}, & \frac{r_2'}{\sin \alpha_2'} &= \frac{L}{\cos(\alpha_2 - \varphi)} \\ \frac{r}{\sin \alpha} &= \frac{L}{\cos(\alpha + \varphi)} \end{aligned} \right\} \quad (9)$$

(9)式より

$$r_2 - r_1 = \frac{L \sin \alpha_2}{\cos(\alpha_2 + \varphi)} - \frac{L \sin \alpha_1}{\cos(\alpha_1 + \varphi)} \quad (10)$$

$$r_2' - r_1' = \frac{L \sin \alpha_2}{\cos(\alpha_2 - \varphi)} - \frac{L \sin \alpha_1}{\cos(\alpha_2 - \varphi)}$$

また

$$\tan \varphi = \frac{(r_2 - r_1) - (r_2' - r_1')}{(r_2 + r_2') \tan \alpha_2 - (r_1 + r_1') \tan \alpha_1} \quad (11)$$

が得られ、Co 対陰極のように標準試料から 2 本以上の回折環が得られる場合にフィルムの傾角が計算できる。したがって、この方法によりフィルムカセットを正確に調整することが可能であるが、本装置では軸調整のたびにフィルムカセットの調整も必要であるため、この傾角を用いて測定値を修正するほうが便利である。この場合、(10)式より $r_2 - r_1$ および $r_2' - r_1'$ に差が生ずるため、実測値について検討してみると、Table II に示すように、明らかにこの影響が現われており、傾角の最大のもので約 30° であった。そこで (11) 式より $\tan \varphi$ を計算し、(9)式に代入して、 $\tan \varphi \neq 0$ のため二次以上の項を省略すると

$$\begin{aligned} \tan \alpha = & \left\{ 1 + 2 \frac{(r - r_1)}{(r_1 + r_1')} \right\} \tan \alpha_1 \\ & + \tan^2 \alpha_1 \tan \varphi \left[1 + \left\{ 1 + \frac{2(r - r_1)}{(r_1 + r_1')} \right\}^2 \right] \end{aligned} \quad (12)$$

が得られる。このようにして計算した場合の測定値および誤差は Table II に示すように非常に小さくなり、計算により求めた誤差の範囲内にあり、誤差のほとんどがフィルムの傾きによるものであることがわかる。したがって、この方法は従来用いられている応力測定法と同程度あるいはそれ以上の精度で利用できる。

3・2 変形材料における残留応力の測定

前述した試料を 7% の引張変形を与え、焼なまし状態で測定した結晶粒と同一の結晶粒における残留ひずみを Co 対陰極を用いて測定すると、各反射面の格子ひずみは Table III に示すようになる。この場合、7 方向の格子ひずみが得られているため、最小二乗法を用いて次式が得られる。

$$\begin{pmatrix} -859 \times 10^{-5} \\ 4793 \times 10^{-5} \\ 5505 \times 10^{-5} \\ -5263 \times 10^{-5} \\ 569 \times 10^{-5} \\ -1767 \times 10^{-5} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 211 & 59 & 363 & -9 & 261 & -3 \\ 59 & 131 & 291 & -113 & 109 & -27 \\ 363 & 291 & 1267 & -209 & 573 & -27 \\ -9 & -113 & -209 & 291 & -27 & 109 \\ 261 & 109 & 573 & -27 & 363 & -9 \\ -3 & -27 & -27 & 109 & -9 & 59 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{pmatrix}$$

この式を解くことにより、各ひずみ成分は

$$\epsilon_x = -32.4 \times 10^{-5} \quad \gamma_{yz} = -3.9 \times 10^{-5} \quad \}$$

Table III. Lattice strain of 7% deformed Al.

hkl	a (Å)	$\Delta a/a$ ($\times 10^{-5}$)
204	4.04070	- 9.7
$2\bar{2}4$	4.04154	+11.4
$3\bar{1}3$	4.04085	- 5.7
224	4.04125	+ 4.7
$1\bar{3}3$	4.04182	+18.5
313	4.04085	- 5.8
024	4.04125	+ 4.8

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_y &= +46.5 \times 10^{-5} & \gamma_{yz} &= +24.7 \times 10^{-5} \\ \epsilon_z &= -9.9 \times 10^{-5} & \gamma_{xy} &= -3.5 \times 10^{-5} \end{aligned} \right\} \quad (14)$$

となる。さらにこの値を (1) 式に代入し、Al は立方格子であるため、各弾性定数は C_{11} 、 C_{12} および C_{44} によって代表され、これらの値として Sutton⁵⁾ によって得られている単性定数

$$C_{11} = 11.04 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$$

$$C_{12} = 6.26 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$$

$$C_{44} = 2.91 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$$

を用いると、各応力成分は

$$\sigma_x = -1.30 \text{ kg/mm}^2 \quad \tau_{yz} = -0.11 \text{ kg/mm}^2$$

$$\sigma_y = +2.48 \text{ kg/mm}^2 \quad \tau_{zx} = +0.72 \text{ kg/mm}^2$$

$$\sigma_z = -0.22 \text{ kg/mm}^2 \quad \tau_{xy} = -0.10 \text{ kg/mm}^2$$

となる。これらの値より主応力およびその方向を求めると Table IV に示すようになる。すなわち、 σ_1 および σ_2 は引張り、 σ_3 は圧縮応力を示し、各方向は引

Table IV. Principal stress of 7% deformed Al specimen.

Principal stress (kg/mm ²)	Principal axes	
	Crystallographic axes	Mechanical axes
$\sigma_1 = +2.49$	(-0.036 -0.998 0.050)	(-0.994 0.113 0.026)
$\sigma_2 = +0.14$	(0.451 0.005 0.892)	(0.105 0.996 0.052)
$\sigma_3 = -1.66$	(-0.894 0.011 0.446)	(-0.044 0.035 -0.998)

張軸、板厚および板幅方向とほぼ一致している。ここで、板厚方向は試料表面に垂直であるため、この応力は零でなければならないが、実測値では約 0.14 kg/mm^2 の引張応力が存在していることになる。しかし、この値はひずみの測定精度が前述したように約 6×10^{-5} 程度であり、これを応力に換算すると約 0.4 kg/mm^2 となつて、測定誤差の範囲内に存在することになる。このように Al 変形材料の残留応力測定にこの方法を適用することが可能であることがわかるが、Al における弾性定数として現在 Sutton⁵⁾ および Lazaras⁶⁾ によって測定されており、これらの値に約 5% 程度の差があり、また、純度によっても弾性定数が異なる可

能性があるため、実際の応力測定に際してこの弾性定数を知る必要があるものと考えられる。しかし、いずれにしても、従来のX線測定法と同程度の精度で粗大結晶粒の応力測定が可能であることがわかる。

4 総 括

粗大結晶粒の試料の応力を測定するために結晶振動法を適用し、その測定精度およびその可能性を調べる目的で、Al 試料の焼なまし状態および7%引張変形した試料の格子定数および格子ひずみを測定して次のようなことが判明した。

(1) この方法によって、微細結晶粒からX線照射域内で一つの結晶粒までのあらゆる結晶粒度の試料で応力測定が可能である。

(2) Al を試料とした場合は Co 対陰極を用いて充分応力測定が可能であるが、測定精度上から考えると Mo 対陰極を用いるほうが有利である。

(3) この方法によって格子ひずみが 6×10^{-5} の精度で測定可能である。

(4) 標準試料としては、同一フィルム上に二つ以上の回折環の得られるものを用いることにより、フィルムの傾き等による系統的誤差の修正が可能となる。

(5) 7%変形した試料におけるある一つの結晶粒の残留応力は $\sigma_1 = +2.49 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_2 = 0.14 \text{ kg/mm}^2$ お

よび $\sigma_3 = -1.66 \text{ kg/mm}^2$ であり、それぞれの主応力の方向は引張方向板厚方向および板幅方向にほぼ一致している。

(6) これらの結果より考え、Al 試料の場合は約 0.4 kg/mm^2 の精度で粗大結晶粒における応力測定が可能であることが判明した。

(昭和42年11月25日 第4回X線材料強度に関する討論会, 昭和43年4月3日 日本機械学会第45期通常総会学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Ellis, T, F. Nanni, A. Shrier, S. Weissmann, G. E. Padawer, and N. Hosokawa, J. Appl. Phys., **35**, 3364 (1964); Slade, J. J., S. Weissmann, K. Nakajima, and M. Hirabayashi, J. Appl. Phys., **35**, 3373 (1964).
- 2) Burger, M J Z, Krist., **97**, 433 (1937).
- 3) Farquhar, M. C. M., H. Lipson, Proc. Phys. Soc., **58**, 200 (1946).
- 4) Imura, T., S. Weissmann, and J J Slade Jr, Acta Cryst., **15**, 786 (1962).
- 5) Sutton, P.M., Phys. Rev., **91**, 816 (1953).
- 6) Lazarus, D., Phys. Rev., **76**, 545 (1949).
- 7) 英 崇夫, 福良二郎, 藤原晴夫, 材料, **16**, 948 (1967).
- 8) Auld, J. H., and G. B. Greenough, Acta Met., **2**, 210 (1954).