

## 微小域のひずみ測定法と粒内ひずみ分布の測定

瀧本昭夫\*・峠 睦\*・赤沢 実\*\*・山口守衛\*\*\*

A Developed Method of Measuring Plastic Strain in a Micro-surface  
and its Application to Practical Use

Akio TAKIMOTO, Mutsumi TOUGE, Minoru AKAZAWA  
and Morie YAMAGUCHI

### Abstract

Films containing scribed circles of the same size were prepared and used for measurements of large plastic strain in various sizes of the surface dimension in an aluminum specimen. The circle diameter in each film was varied from the largest one of two millimeters to the smallest one of ninety microns.

Sensitivity in measuring strain depends on the ratio of the scribed circle diameter to the average grain diameter of a tension specimen to be tested. The large ratio of nearly one hundred shows the macroscopic behaviour of homogeneous, isotropic and continuous deformation in a specimen. The small value of nearly a one-hundredth shows the microscopic behaviour of non-homogeneous, non-isotropic and discontinuous deformation in a grain. The intermediate value of it in the above two shows the mixture of them.

Application to strain distribution measurements in the non-homogeneous, non-isotropic and discontinuous deformation of a coarse grain in an aluminum specimen has been performed and results of the non-homogeneous strain distribution are given.

### 1. 緒 言

降状ひずみを越えて抗張力相当ひずみに至る大変形の問題で、微小域の塑性ひずみを測定し得ることは非常に興味深いと考えられるが、その様なひずみの測定法は現在殆ど知られていない。従来、ひずみ状態を測定する方法として、測定対象のひずみの大きさや必要な精度などにより、主として次のようなものが用いられている。すなわち、ひずみゲージ法、光弾性法、ひずみ模様法、応力塗料法、および X 線法等が挙げられる。これらの方法には、測定精度、および測定可能なひずみ範囲はどの程度か、ひずみ勾配が大きい場所、および部材にも適用でき、しかも精度良く測定できるか、あるいはどの程度までの微小域のひずみが分離測定可能かなど配慮すべき項目が多く、改善されるべき

事も多い。

そこで本研究は、以上述べた既存の方法を改良して、抗張力相当ひずみに至るような大変形での塑性ひずみを測定しようと試みた。方法としては、従来塑性加工の研究によく用いられているスクライブドサークルテスト (S.C.T.)<sup>1)2)</sup> を応用し、スクライブドサークル径を写真技術を駆使して可能な限り小さくした。これまでスクライブドサークル径の最小のものは、約 2 mm 程度であったが、これを約 90  $\mu\text{m}$  まで縮小することに成功し、しかも、この改良スクライブドサークル法を用いることにより、微小域のひずみ測定が、約二十数パーセントの塑性ひずみ領域まで、何の支障もなく行なえ、測定精度、およびひずみに対する追従性も充分満足できるものであった。

以上のことを確認した後、実用アルミニウム板材を用いてこれの粗大結晶を作製し、粗大結晶粒内の微小域での塑性ひずみ測定に応用した。その結果、W. Boas<sup>3)</sup> らの報告した精度よりはるかに良く測定できることがわかった。以上の過程について報告する。

\* 生産機械工学科

\*\* 生産機械工学科 (現・三陽機器(株))

\*\*\* 大学院 生産機械工学専攻 (現・東芝)

## 2. 実験方法

### 2.1 引張試験片の準備

供試材は市販の実用アルミニウム板材であり、板厚は 3 mm である。その化学成分を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical compositions (wt%)

Al	Cu	Si	Fe	Mn	Zn
99.50	0.05	0.25	0.40	0.05	0.05

引張試験片は、形削り盤および縦フライス盤などによる機械加工により成形し、Fig. 1 に示すように JIS Z 2201 に規定された 13 号試験片の寸法を満足するよう仕上げた。平行部の仕上げ精度は  $\pm 25 \mu\text{m}$  以内に収めた。なお、機械加工の都合上、試験片肩部半径を JIS 規格に定めるところの 20~30 mm より、15 mm に変更しているが、この変更による肩部における応力集中係数、および機械的強度への影響はほとんど認められなかった。

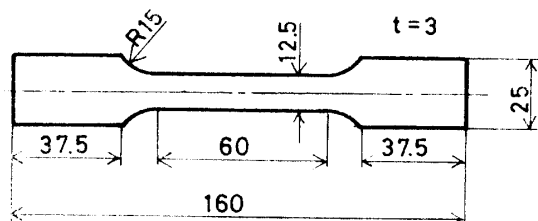


Fig. 1 Specimen used for tensile test.

試験片成形後、加工ひずみを除去するため、試験片を、 $350^\circ\text{C}$  においてアルゴン雰囲気中で焼鈍を行ない、平均結晶粒径が 20~90  $\mu\text{m}$  を有する試験片を得るため、保持時間を 1/4~1 hr とした。また、粒径が 5~15  $\mu\text{m}$  を有する粗大結晶粒試験片は、 $350^\circ\text{C}$  1hr の焼鈍により加工ひずみを除去した後、4.0% の引張予ひずみを与え、 $550^\circ\text{C}$  1hr にて粒成長焼鈍を行なうことにより得られた。熱処理後、すべての試験片は電解研磨により表面を鏡面とした後、5% HF 水溶液で粒界腐蝕し、粒径を測定した。

粗大結晶粒試験片については、引張試験を行なう前に、X 線により背面反射ラウエ写真を撮り、解析する結晶粒と、その周囲の粗大結晶粒におけるすべり面、およびすべり方向を求め、参考までにシュミット因子 (Schmid's factor) を計算により求めた。

### 2.2 スクライドサークルの作成

スクライドサークルの形状は Fig. 2 に示す通り

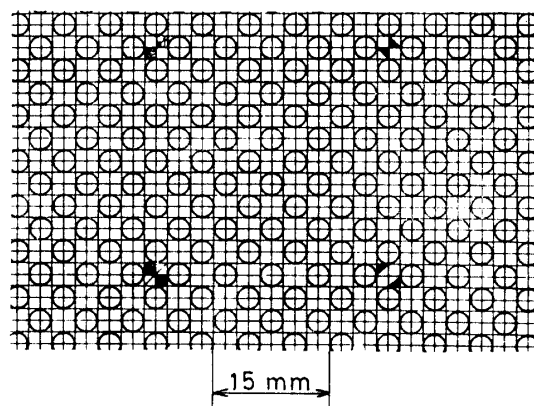


Fig. 2 Arrangement of scribed circles used for preparing films.

であり、使用した原面におけるサークル径は 3 mm である。この形状を用いることにより、平行変形およびせん断成分の加わる塑性変形のひずみ解析が可能となり、それらの算出については詳しい解が与えられている<sup>4)</sup>。通常用いられているスクライドサークル径は最小 2 mm $\phi$  程度のものであるが、本研究では微小域のひずみ測定の可否を追求することを目的としているので、可能な限りの微小径のスクライドサークルの入手が必要となる。縮小されたサークルが一樣に配列したものを得る方法は色々考えられるが、ここでは次の方法を選んでみた。すなわち、カメラの接写距離を 0.2 m より 1.8 m まで 4 段階に変化させることとし、この結果、1700  $\mu\text{m}$  より 90  $\mu\text{m}$  までのものを、以後の実験に必要な充分と思われる均一な鋭さで得ることに成功した。接写に使用するフィルムは、そのフィルムの持つ粒子径、および解像力により制限されるが、本研究では超微粒子フィルムである Fuji ミニコピーフィルム HR-II を使用した。次に、実際に試験片に接着するフィルムに上述のスクライドサークルを転写するわけであるが、ここでも使用するフィルムには粒子径、解像力の点について制限を受け、ミニコピーフィルムと同等な、あるいはそれ以上の解像力、および粒子径が要求される。更に、膜厚の均一性、吸水および乾燥に伴う膨張や収縮の均一性、金属試験片表面への良好な接着性、および接着時の発熱に耐える性質などの諸条件も満足されねばならない。また、試験片に接着した後、引張試験に供した場合、試験片の変形量を充分正確に伝え、なおかつ大変形領域まで使用可能であることも必要である。以上の条件を満たす国産品として、本研究では Fuji 原子核乾板を試験的に用いた。膜厚は数種類市販されているが、このうち 15  $\mu\text{m}$  のものを使用し、上述の様にして得た陰画 (ネガフィルム)

ム) から  $1700\ \mu\text{m} \sim 90\ \mu\text{m}$  径のスクライブドサークルを明瞭に反転することが出来た。そのフィルムを必要な大きさに切りとり、アルミニウム引張試片表面の所望位置にひずみゲージ用接着剤にて張り付けた。本研究で使用した膜の大きさは、主として  $10\ \text{mm} \times 20\ \text{mm}$  である。

### 2.3 引張試験およびひずみの解析

前2項の様にして準備した試片と膜を接着させた後、直ちに引張試験に供した。引張試験は島津オートグラフ (5 ton 容量) を用い、チャック保持とし、クロスヘッド速度を  $1.5\ \text{mm}/\text{min}$  とし、約5%平均塑性ひずみごとに除荷した。未変形のスクライブドサークル径は必要な数だけ引張試験前に、接着フィルム上の任意の場所についてあらかじめ測定しておき、除荷後同一サークル径の変化を写真撮影し、再び引張試験に供するという操作を試片に接着した膜がはがれるまで3~5段階くり返した。変形前後のスクライブドサークル径の撮影は、実体および光学顕微鏡にて4.4倍から100倍にて行ない、サークル径の変化より得られるひずみの解析は、使用したサークル径の大きさにより、撮影したフィルムを65倍から940倍まで投影機にて拡大することにより行なった。

本研究では、試片の平均結晶粒径を  $d_m$ 、およびサークル径を  $c_\phi$  とし、 $d_m$  と  $c_\phi$  の比、 $c_\phi/d_m$  をパラメーターとして変化させることにより、一つの結晶粒内に含まれるスクライブドサークルの数を相対的に変化させた。このことにより、接着させた膜がどの程度正確に試片の変形量を伝えるか、また微小域での変形量が測定できるか否かについて調べることができる。なお、変形が進行すれば当然試片表面の起伏が認められるようになり、完全平面を考えたひずみ解析ではその補正を行なう必要がある。その表面の傾斜がどの程度の大きさであるかとの判断を出すために、干渉測微計 (Nikon Surface Finish Microscope) を用いて、2, 3の例について表面の傾き角を求め、得られたひずみ量の補正を行なうことも試みた。

次に、変形による加工硬化現象を考え、粒内のひずみ分布のみられるものについては、粒内硬度分布も同様に現われるのではないかとの考えより、微小硬度計を用いて粗大結晶粒内の硬度を測定し、変形前後のサークル径の変化より得られた粒内ひずみ分布と、同一粒内方向より得られた硬度分布とを比較した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 微小域のひずみ測定

Fig. 3 は、実用アルミニウム板材を引張った時の、標点間距離より求めた平均塑性ひずみ ( $\epsilon_p = \ln l/l_0$ ) と、変形前後のスクライブドサークル径の変化より求めた微小域のひずみ ( $\epsilon'_p = \ln l'/l'_0$ ) との相関性を示す図である。縦軸は微小域のひずみであり、横軸は平均塑性ひずみであり、スクライブドサークル径  $c_\phi$  と、試片の平均結晶粒径  $d_m$  の比  $c_\phi/d_m$  の値が 85.0 ( $c_\phi = 1700\ \mu\text{m}$ ,  $d_m = 20\ \mu\text{m}$ ) と大きい場合である。従って、結晶粒径に比べてサークル径が極めて大きく、一つのサークル中に約  $7.2 \times 10^3$  個の結晶粒が含まれていることになり、個々の粒内における変形ひずみは異なっても、接着したフィルム上の1つのスクライブドサークル中に現われる変形はそれらの総和であり、全体としての変形は均質で等方性を持ち、連続的であるとみなすことができる。また、予測した通り相関係数も 0.9995 と非常に高く、平均塑性ひずみと微小域で測定したひずみの値が極めて良く対応している。従って、本研究で使用した試片への接着フィルムは、正確に試片の変形量を伝えていと推察できる。この場合、平均塑性ひずみ27.2%までフィルムがはがれることなく微小域のひずみ測定が可能であった。この値は、ひずみゲージ法の限界と思われる約20%(超大ひずみゲージの場合)に比べても、かなり大きな値であると考えられる。なお、

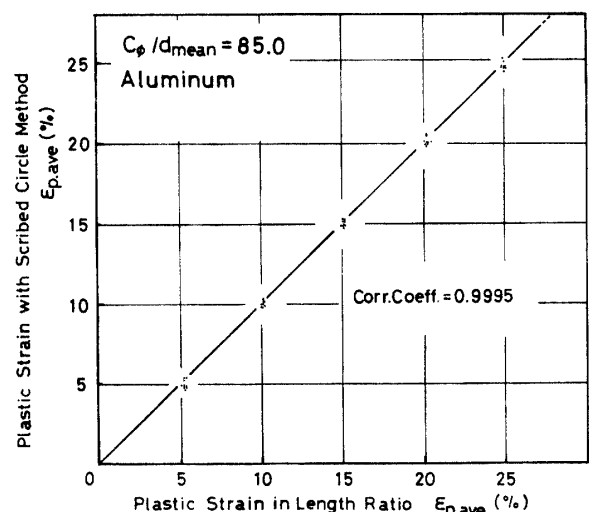


Fig. 3 Correlation between plastic strain obtained with the scribed circle method and average plastic strain obtained in the usual gauge length method for the case of  $c_\phi/d_m$  being eighty-five (85.0).

各プロットした点は1回の測定値を示しており、Fig. 3 に示す様な実験は、 $c_\phi/d_m$ の値が40.0, 20.0, 8.0, および5.3についても行なっている。

Fig. 4 は、Fig. 3 とは逆に  $c_\phi/d_m$  の値が0.01 と極端に小さい場合であり、同様に平均塑性ひずみと微小域のひずみの相関性を示している。この場合は前述の関係とは逆に、1つのアルミニウム粗大結晶粒内にスクライブドサークルが約  $1.0 \times 10^4$  個存在することになり、粒内各所での不均質なひずみの測定が忠実に進められ、得られると考えられる。事実、微小域のひずみの測定値は、平均塑性ひずみが大きくなるに従って、ばらつきが小さくなっているのがわかる。これは、微小域のひずみの測定値が、1つの粗大結晶粒内における不均質なひずみをそのまま表わしたためであると考えられ、Fig. 3 より明らかなように、このばらつきの原因は測定誤差、および接着フィルムの不安定性によるものではなく、粒内の変形が不均質、不等方性を有し、不連続であるため、このようなばらつきを示したと考えることができる。たとえば、Fig. 4 において、平均塑性ひずみ14.1%における約8%の微小域のひずみのばらつきは、粗大結晶粒内における粒内、粒界のひずみ量の差をそのまま表わしていると考えられる。

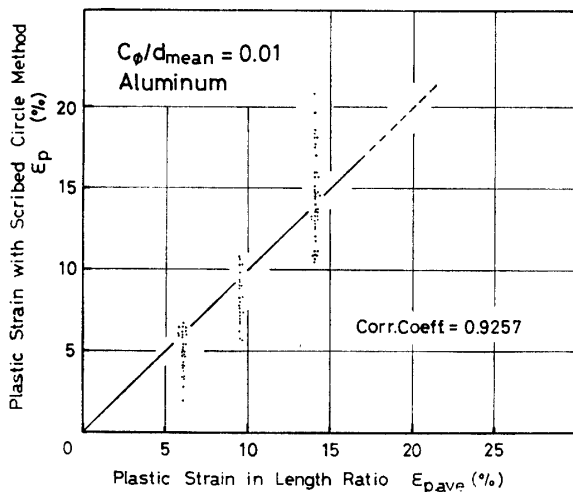


Fig. 4 Correlation between plastic strain obtained with the scribed circle method and average plastic strain obtained in the usual gauge length method for the case of  $c_\phi/d_m$  being a one-hundredth (0.01).

Fig. 5 は、 $c_\phi/d_m$  の値が1.0の場合であり、試片の各結晶粒がスクライブドサークルの1つ1つにほぼ対応していると考えられ、得られる変形に関する情報は、各結晶粒にそれぞれ対応したものとされる。従って、Fig. 3 の  $c_\phi/d_m$  の値が85.0の場合の様に、材料が均

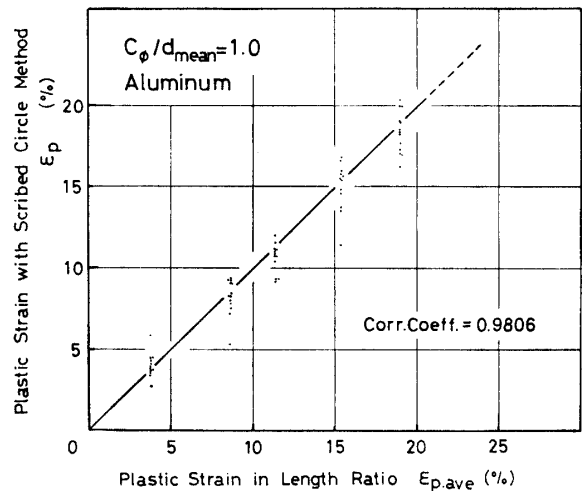


Fig. 5 Correlation between plastic strain obtained with the scribed circle method and average plastic strain obtained in the usual gauge length method for the case of  $c_\phi/d_m$  being unity (1.0).

質性、等方性および連続性を有しているという仮定にも無理があり、Fig. 4 の  $c_\phi/d_m$  の値が0.01の場合の様に、材料が完全に不均質性、不等方性および不連続性を有しているという仮定もできず、両者それぞれの要素が種々の割合で混入した状態と考えられる。

以上の結果より、 $c_\phi/d_m$  が85.0あるいはそれ以上の場合には、今更証明するまでもないが、スクライブドサークル法による塑性ひずみと平均塑性ひずみの相関性は非常に良い。実用的に使用されているサークル径の最小のものは約2mmであり、実用機械材料の結晶粒径は約20~30 $\mu\text{m}$ 位であるから、その比率は70~100となり、本研究における結果とも良く一致している。スクライブドサークル径を非常に小さくしない限り、実用機械材料の結晶粒径にはある程度の限度があるので、 $c_\phi/d_m$  が非常に小さな場合は考えられることはなく、事実、これまでその様な場合の研究報告は殆ど見られない。しかし、前述の如く、90 $\mu\text{m}$ 程度のスクライブドサークルと粗大結晶粒を使用すれば、 $c_\phi/d_m$  は0.01と非常に小さなものまで可能となり、結晶粒内変形の不均質性、不等方性および不連続性によるひずみの違いを顕著に表現し得ることがわかったので、次の項で実際に粗大結晶粒内塑性ひずみ分布の測定に応用した一例を示す。

なお、Figs. 3~5 において、点線は試片に接着したフィルムに亀裂が入り、ひずみの測定が不可能になったことを意味しており、 $c_\phi/d_m$  の値が大きい程、すなわち、平均結晶粒径が小さい程、試片に接着したフィルムがはがれ難いことがわかる。その1つの理由は、表面の起伏の表われ方によると考えられ、微小結

晶粒の試片程、変形ひずみによる表面起伏が小さく、粗大結晶粒程、それが大きい事実と一致する。

また、総括的にいえることは、この方法では、約20%までの塑性ひずみの測定には、何の支障もなく利用できることがわかる。

### 3.2 アルミニウム粗大結晶粒内のひずみ分布の測定

粗大結晶粒内のひずみ分布測定への応用実験としては、アルミニウム板材試片を選んだ。アルミニウムはF.C.C.構造を持ち、単一相で、比較的低温で粗大結晶粒を得る上に、割合大きな抗張力相当ひずみ ( $\epsilon_u$ ) を示すので使用した。試片ゲージ部内での粗大結晶粒の分布の一例を Fig. 6 に示す。同図には引張軸方向を $0^\circ$ として、時計回り方向に角度をとり、ひずみ測定を行なった方向を角度と共に示している。なお、この

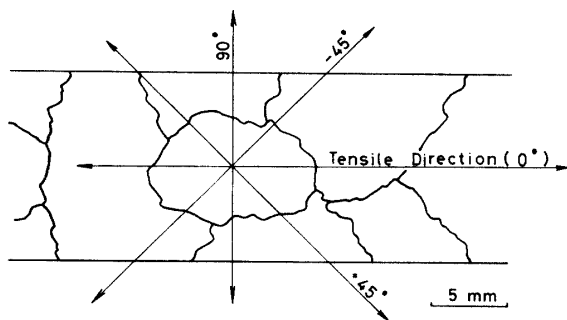


Fig. 6 Schematic presentation of the coarse grain distribution and directions of strain measurements performed in an aluminum specimen.

実験の目的は、この方法を用いて結晶粒内のひずみ分布を測定し得るか否かについて検討を加えることに主眼を置いているため、測定した粗大結晶粒は試片の厚さ方向に均一である必要はない。

Figs. 7~9 は四方および下面に存在する他の粗大結晶粒より拘束を受ける場合の、塑性ひずみ分布を示したものである。縦軸は、変形前後のスクライブドサークル径の変化より求めた微小域での塑性ひずみの測定値であり、横軸は、粗大結晶粒内の任意の点を基準点とし、その点からの距離を mm 単位で表示したものである。サークル径の変化の測定は、引張軸方向 ( $0^\circ$ )、引張軸より  $\pm 45^\circ$  方向、および引張軸に直角な方向 ( $90^\circ$ ) にあるサークルについて、引張軸方向と平行な方向へのひずみ測定を行なった。

Fig. 7 は、引張軸に対して  $+45^\circ$  方向における平均塑性ひずみ 6.1%, 9.5%, および 14.1% の各々の段階における引張方向の塑性ひずみ分布図である。粒内中央の基準点より両側約 4 mm の所に結晶粒界が存在している。図の S.F. はシュミット因子を示し、ひずみ解析に用いた中央の結晶粒では、その値は 0.4973 であり、 $\theta$  はすべり面法線と引張軸のなす角、 $\lambda$  はすべり方向と引張軸のなす角であり、いずれも X 線の結果より求めたものである。図の Slip Dir. は実際に顕微鏡で観察した結果であり、P 方向、すなわち引張方向とのなす角で示した。

粗大結晶粒内の微小域塑性ひずみ分布の形は、結晶粒中央付近の塑性ひずみが低く、結晶粒界に近くなる

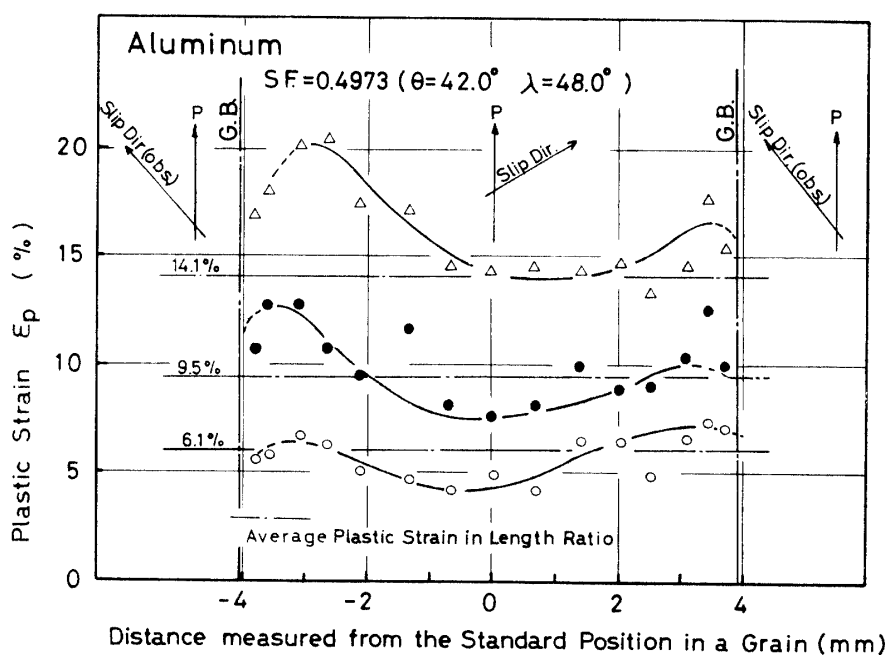


Fig. 7 Plastic strain distributions along the line of 45 degrees to the tensile axis ( $45^\circ$ ) in a coarse grain.

に従って高くなっている。これは、引張変形により粒内で発生した転位が、平均塑性ひずみの増大に伴って粒界近傍に集積されるためと考えられ、その結果、転位密度は粒界近傍付近の方が粒内に比べて高くなり、これに従って変形量も粒界近傍の方が大きく、サークル径の変化より得られる微小域のひずみも高くなったと推察される。

今、A. W. Thompson<sup>5)</sup> らの提唱する式によれば、

$$\rho^T = (\lambda^S/d)\rho^G + (1-\lambda^S/d)\rho^S \quad \dots\dots(1)$$

- ここで  $\rho^T$ : Total dislocation density
- $\rho^G$ : Geometrical dislocation density
- $\rho^S$ : Statistical dislocation density
- $\lambda^S$ : Statistical slip length
- $d$ : Grain size

$\rho^G$  は粒界に充分近い領域での転位密度であり、 $\rho^S$  は粒界の影響を殆ど受けない部分、すなわち、粒内の転位密度である。アルミニウムの slip length  $\lambda^S$  は平均結晶粒径 20  $\mu\text{m}$  および 200  $\mu\text{m}$  のものでは、 $\lambda^S$  の考え得る最大値は結晶粒直径の大きさであり、その大きさは塑性ひずみの増加と共に指数関数的に減少し、12%近傍のひずみで一定値 2  $\mu\text{m}$  近傍に収れんし、それ以後の変形では殆ど変化ないと算出している。この結果と (1) 式の関係の本研究例に適用してみると、

$$\begin{aligned} \rho^T &= \rho^G/4000 + (1-1/4000)\rho^S \\ &\cong \rho^S \end{aligned}$$

(ただし  $\lambda^S = 2 \mu\text{m}$ ,  $d = 8000 \mu\text{m}$ )

という事になり、 $\rho^T$  は殆ど  $\rho^S$ 、すなわち粒内転位に一致してしまい、 $\rho^G$  は考慮しなくても良いことになる。しかし、この実験結果でもわかる通り、粒界近傍のひずみは割合高い値を示しており、粗大結晶粒の変形においても粒界転位密度  $\rho^G$  は意義付けられている。

なお、Fig. 7 において、ひずみ分布の両端を点線で示しているが、これは粒界近傍においてひずみ分布に極大値が存在することは明らかであるが、ここで用いた 90  $\mu\text{m}$  のスクライブドサークル法ではこれ以上正確な位置の決定が不明確なため、点線で示した。

Fig. 8 は、Fig. 7 と同じ粗大結晶粒を用いて決定した塑性ひずみ分布図であり、引張方向に対して直角をなす方向における結果である。Fig. 8 においても粒界近傍における微小域のひずみは、粒内のそれに対して高くなっているのが認められる。分布の形は左右非対称であり、Fig. 8 の場合、右側の粒界近傍でのピークの高さが、左側より高くなっている。また Fig. 7 においても同様であるが、反対に左側のピークの方が高い。この原因としては色々考えられるが、隣接する粗大結晶粒におけるシュミット因子の違いにより表わされる個々の結晶粒内でのすべり線の向きの差、すなわちすべり挙動の違い、あるいは測定した中央の粗大結晶粒の試片板厚方向における結晶粒厚さの違いなどが挙げられる。

Fig. 9 は別の試片における粗大結晶粒内の微小域での塑性ひずみ分布図の一例であり、引張方向に対して -45° 方向におけるものである。ここでも Fig. 7 およ

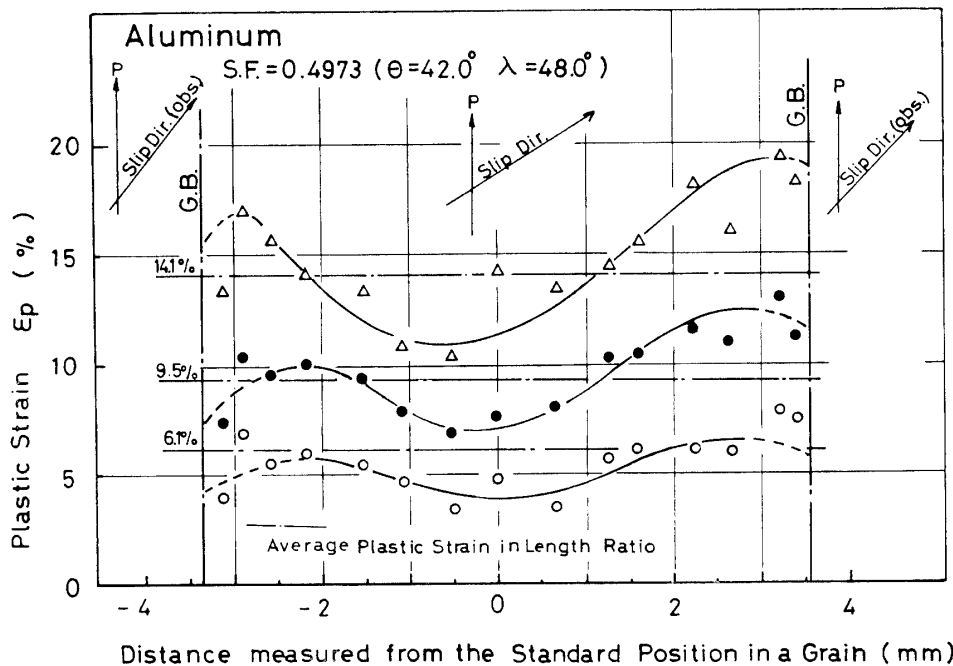


Fig. 8 Plastic strain distributions along the line perpendicular to the tensile axis (90°) in a coarse grain.

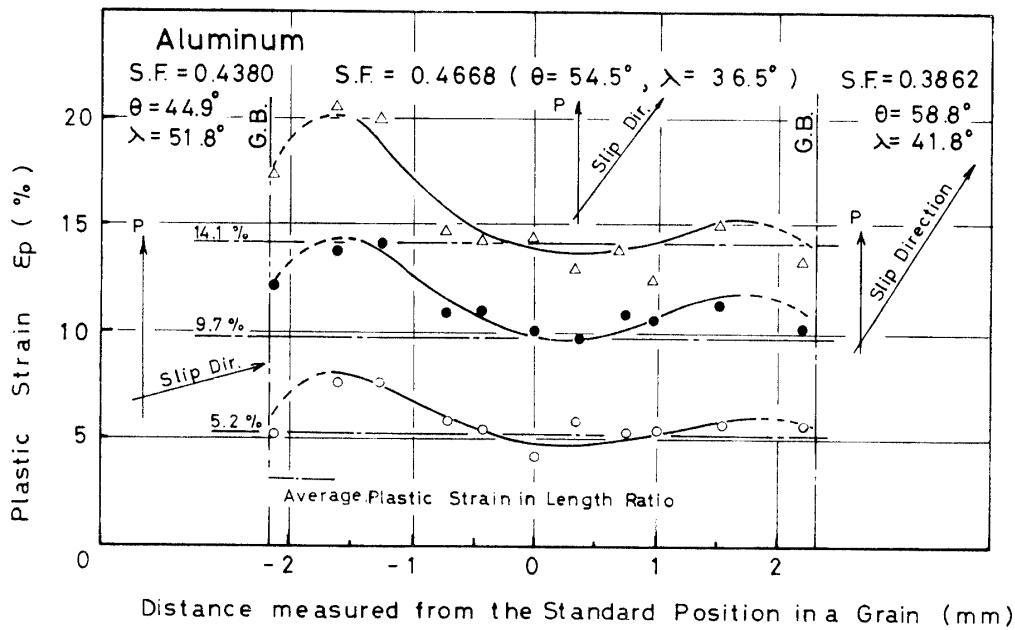


Fig. 9 Plastic strain distributions along the line of 45 degrees from the tensile axis ( $-45^\circ$ ) in a coarse grain.

び Fig. 8 において見られた傾向が顕著に認められる。

Fig. 10 は実際にシュミット因子を計算した時の決定手順を示したものであり、(a) はスクライブドサークルを試片に接着した状態で、フィルムを通して撮影した粗大結晶粒内におけるすべり線の光学顕微鏡写真であり、平均塑性ひずみは 5.2% である。引張方向 (T.D.) から  $76.5^\circ$  方向に示した線と平行に、やや波うって見えるのがすべり線である。(b) は同じ粗大結晶粒内の引張前の背面ラウエ写真であり、これを解析したものが (c) のステレス投影図である。(c) より明らかのように、シュミット因子が 0.4212 と最も大きいすべりは (111) 面上に  $[0\bar{1}1]$  方向に起こり、引張方向となす角は  $81.5^\circ$  である。一方、実際のすべり線は、(a) より引張方向に対して  $76.5^\circ$  をなして観察されており、両者は  $5^\circ$  の差を示しているが、四方および下面

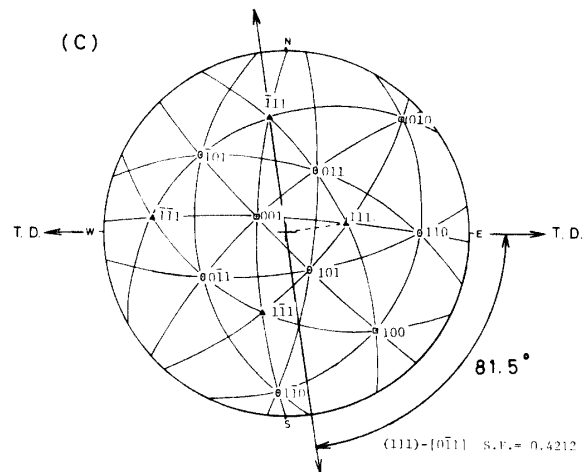
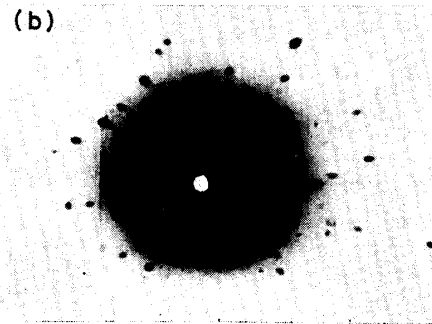
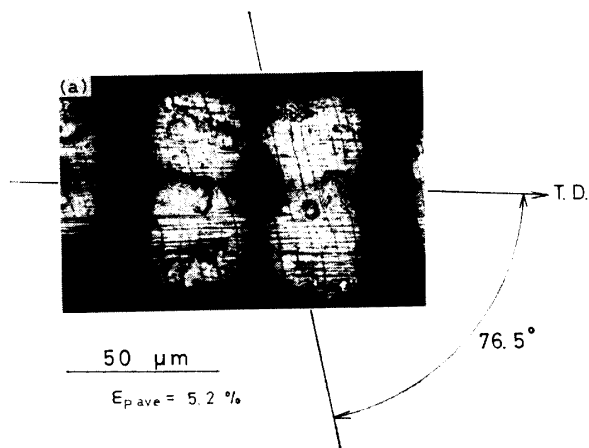


Fig. 10 (a) Slip lines on a specimen surface photographed through the microautoradiograph sheet film of fifteen micron thickness.  
 (b) Back-reflection Laue pattern of an aluminum coarse grain shown in photo. (a).  
 (c) Stereographic projection of photo. (b).

から拘束を受ける結晶内のすべり線としては良い一致を示している。他の結晶粒についても以上のような手順でシュミット因子を決定し、実際のすべり線と比較した。

Fig. 11 (a)~(c) は引張方向,  $\pm 45^\circ$  方向,  $90^\circ$  方向における微小域での塑性ひずみを基にして, 平面ひずみ分布を三次元的に表示したものであり,  $xy$  平面に試料平面,  $z$  軸に塑性ひずみ量をとっており, Figs.

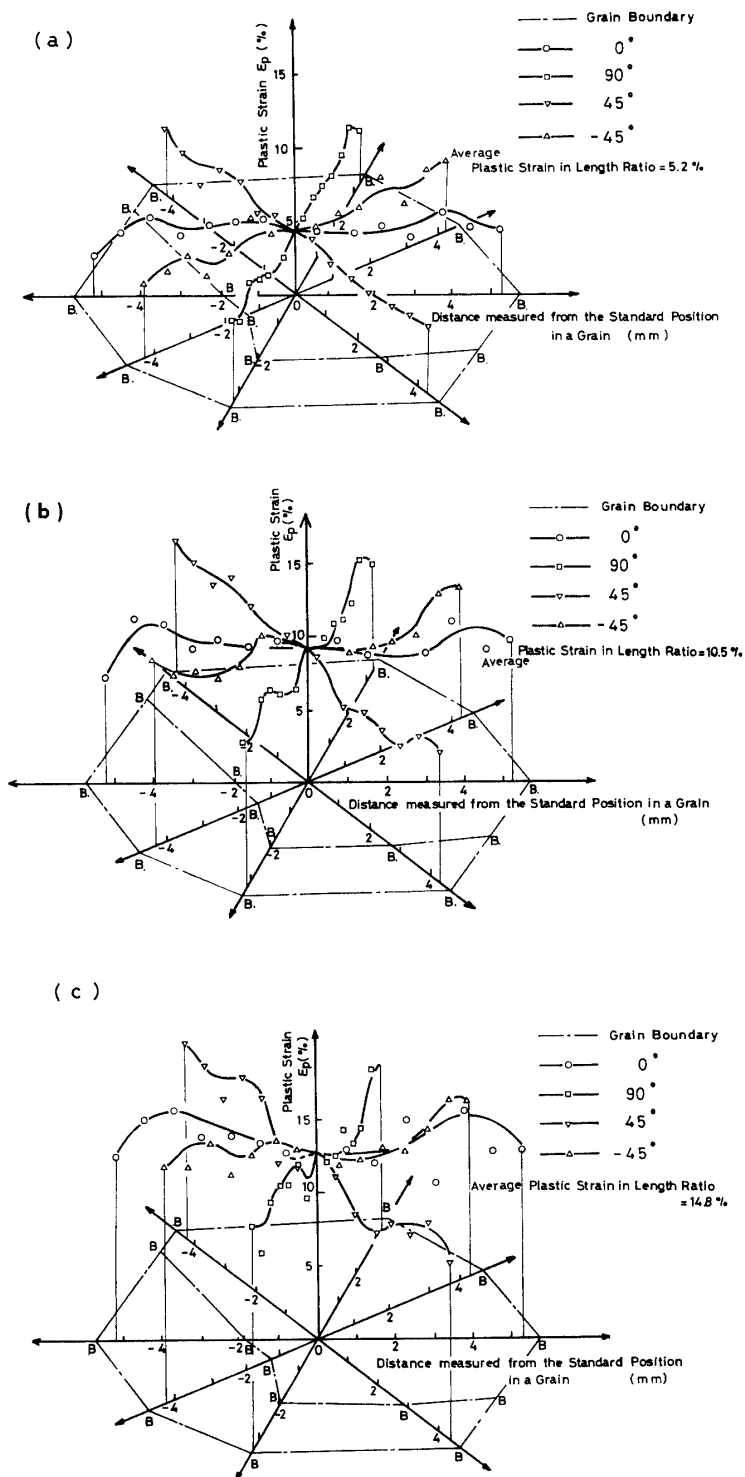


Fig. 11 Plastic strain distributions along four different lines, having each different angle to the tensile axis, in a coarse grain expressed in a three dimensional diagram [(a):  $\varepsilon_{p,ave} = 5.2\%$ , (b):  $\varepsilon_{p,ave} = 10.5\%$ , (c):  $\varepsilon_{p,ave} = 14.8\%$ ].



7~9 で用いた試片とは別のものである。平均塑性ひずみはそれぞれ、(a) が5.2%, (b) は10.5%, (c) は14.8%である。微小域での塑性ひずみは粒内で低く、粒界近傍で高くなっている様子がよく理解でき、それぞれの方向において隣接する結晶粒の影響を受けて、その挙動に差が認められるのがわかる。

Fig. 12 は Fig. 9 の試片を用い、表面を少々研磨して平面を出した後、ひずみ分布と同じ方向について硬度を測定した結果であり、荷重は 25 g, 保持時間は 30 sec とし、各点の間隔は圧痕の大きさが 30~35  $\mu\text{m}$  であることを考慮して 250  $\mu\text{m}$  とした。試片表面は塑性変形しているため、かなりの起状があり、このままの状態では硬度測定に誤差が生じるため、エメリー紙により表面を平坦にした。その後、表面を電解研磨し、エッチングにより粒界を腐蝕させた。この操作により粗大結晶粒径は若干小さくなっている上に、表面除去の影響も出ている事が考えられる。

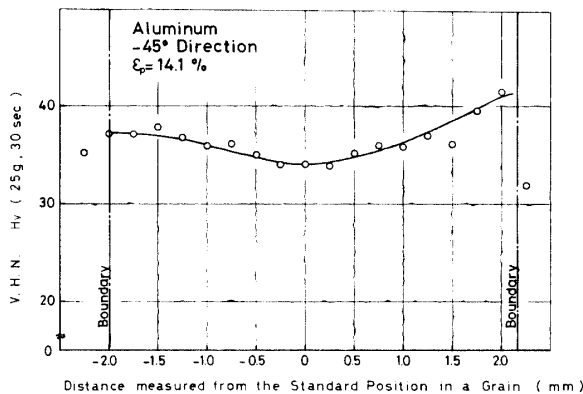


Fig. 12 Distribution of the micro-Vickers hardness number measured along the line of 45 degrees from the tensile axis ( $-45^\circ$ ).

硬度分布は Fig. 9 の塑性ひずみ分布と同様、粒内の硬度が低く、粒界が高くなっている。これは、塑性ひずみ量が増大すればする程、加工硬化の度合いは高くなる事と、粒界近傍のひずみの方が粒内のひずみより大きいことを考え合わせると、粒界近傍における加工硬化の度合いが高くなり、粒界近傍の硬度が高くなったと考えられる。

塑性ひずみは Fig. 9 より粒界近傍で極大値を示した後、ほぼ粒界上では低下するのに対して、硬度は極大を示すものの、その極大はほぼ粒界上に一致しており、粒界での硬度の低下は殆ど認められない。今、粒界の影響を受けている領域について応力状態を考えてみよう。この領域ではすべりベクトルの拘束が大きいため、すべりは起こり難いと考えられる。特に粒界直

前では粒界が壁 (Wall) として存在するため、これらの傾向は一層強くなっている。従って、変形抵抗は粒界直前がもっとも大きいと考えられ、そのため硬度は低下しないと考えられる。一方、塑性ひずみは粒界が壁となるため、粒界、または直前では低下することになる。

Fig. 9 と Fig. 12 の分布を比較してみると、左右非対称である点は同様であるが、ひずみ分布では左側、硬度分布では反対に右側のピークの方が高くなっている。これは Fig. 8 においても説明したように、粗大結晶粒の板厚方向における厚さが異なるためと考えられる。本研究は前述した通り、主眼を微小域でのひずみ測定が可能か否かについて置いているため、粗大結晶粒の厳密な意味での成長、調製は行っていない。このため、各粗大結晶粒は板厚方向に充分成長していない場合もあり、その結果、ある結晶粒では四方はもちろん、下面より拘束を受けることとなり、ひずみ分布、および硬度分布はこれらの影響を受けている場合もある。従って、硬度分布における極大値位置の左右不一致は、特にこの下面の結晶粒の影響を受けたものと考えられ、板厚方向に結晶粒厚さが薄い程、硬度の値に影響が出やすい。

Fig. 13 は同じ試片の別の方向の硬度分布であり、やはり粒内が低く、粒界に近づくに従って硬度が増加しているのがわかる。

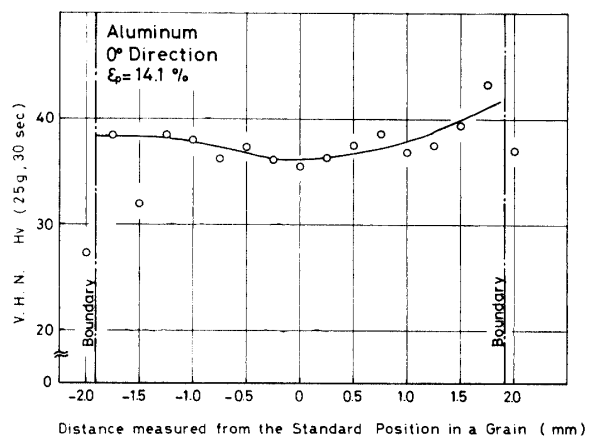


Fig. 13 Distribution of the micro-Vickers hardness number measured along the line parallel to the tensile axis ( $0^\circ$ ).

塑性ひずみ量が大きくなると、試片の表面には起状が表われてくる。この起状のため、微小域でのひずみの測定値に若干影響が表われることが予想される。これを補正するため、干渉測微計を用いて表面起状の傾き角を求めようとしたのが Photo. 1 である。スクライ

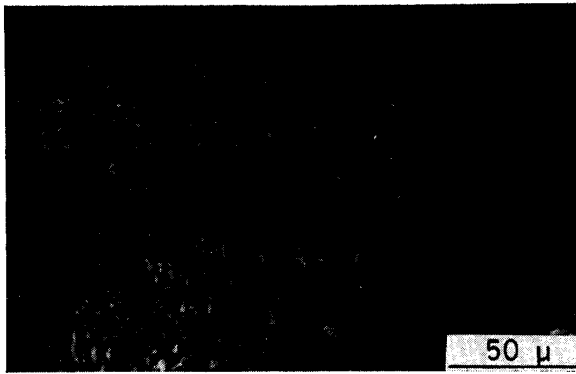


Photo. 1 Interferometric fringe distribution obtained on an aluminum specimen elongated to twenty-four percent plastic strain.

ブドサークル径は  $320 \mu\text{m}$ , 平均結晶粒径は  $40 \mu\text{m}$  である。各結晶粒により干渉縞の向き, および間隔が異なっているのがわかる。ここでは都合により定性的な一例を示すに過ぎないが, 勿論定量的な補正值の算出が可能である。

#### 4. 結 言

(1) 本研究に用いた改良スクライブドサークル法は, 塑性ひずみ20%までの, 微小域での塑性ひずみ測定が可能である。

(2) スクライブドサークル径と平均結晶粒径の比  $c_0/d_m$  の値が85あるいはそれ以上の場合, スクライブ

ドサークル法は材料の変形を均質, 等方および連続的なものとしてとらえ, 巨視的変形挙動と見なし得る。

(3)  $c_0/d_m$  の値が0.01あるいはそれ以下の場合, この方法は材料の変形を不均質, 不等方, および不連続なものとしてとらえ, 微視的変形挙動と見なし得る。

(4)  $c_0/d_m$  の値が1に近い場合, この方法は材料の変形を巨視的および微視的, 両者の混合したものとしてとらえる。

(5) この方法を用いて, 実用アルミニウム板材粗大結晶粒内塑性ひずみ分布を測定した。その結果, 粒界近傍の塑性ひずみは粒内の塑性ひずみより大きく, このひずみ分布の傾向は, 粒内硬度分布の傾向とほぼ一致した。

#### 参 考 文 献

- 1) 堀 成晃: 塑性と加工, **13**, 149 (1972)
- 2) 阿部邦雄: 塑性と加工, **13**, 221 (1972)
- 3) W. Boas, M. E. Hargreaves: Proc. Roy. Soc. (London), **A 193**, 89 (1948)
- 4) Alexander Geleji 著 五弓勇雄訳: 金属塑性加工の計算, 上, コロナ社 (1966) p. 36
- 5) A. W. Thompson, M. I. Baskes, W. F. Flanagan: Acta Met., **21**, 1017 (1973)

(昭和55年4月15日 受理)