高ひずみ速度における多結晶アルミニウム の変形について*

吉 田 進** 永 田 徳 雄**

Susumu Yoshida and Norio Nagata: Deformation of Polycrystalline Aluminium at High Strain Rates (Studies of High Velocity Deformation of Metallic Materials II). The dynamic deformation behaviour of annealed polycrystalline aluminium (99.99% purity) has been investigated by a compression test at room temperature using a bar-bar type impulsive loading apparatus. The dynamic stress-strain relation is derived from an analysis of stress-time records at both ends of a cylindrical specimen. The range of strain rates studied is from $1 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$ to $8 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$. The results obtained are as follows:

(1) The dynamic stress-strain curve for aluminium is parabolic similarly to the static curve. The dynamic flow stress is always higher than the static one, and the difference between them for the same strain becomes greater with increase of the strain and the strain rate. This shows that the plastic deformation behaviour of annealed aluminium is dependent on the strain rate.

(2) The experimental stress-strain-strain rate relations for annealed polycrystalline aluminium for strain rates ranging from $1 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$ to $2 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$ and for strains ranging from 1% to 16% are summarized by a relation,

$$\sigma (\text{kg/mm}^2) = 12.8 \dot{\epsilon}^{0.38} \epsilon^{1/16} (\text{sec}^{-1}).$$

(3) When a specimen is dynamically deformed repeatedly at a constant high strain rate, each deformation can be superposed in a similar fashion to the case of static deformation.

(4) The flow stress of a specimen which has been given a certain amount of deformation is different depending on the strain rate history during the deformation. It is higher for a dynamic deformation than for a static deformation. Namely, the flow stress depends not only on the instantaneous strain and strain rate but also on the strain rate history of the specimen.

(Received April 19, 1965)

I. ま え が き

金属材料の高速変形下における挙動を明らかにするには高ひずみ速度におけるそのひずみ-ひずみ速度-応力の関係を知ることが必要である。このような関係を実験的に求めるための方法の一つに試験片を細長い弾性棒の間に挟み、棒の衝突を利用して圧縮変形させるものがある。著者らはこれを応用した高速変形装置を試作したが、これについては前報に報告した⁽¹⁾。

同様の装置を用いた高ひずみ速度における材料の変形に関する研究は、Kolsky⁽²⁾ がはじめて行なった。彼は銅、鉛について薄いウェーハ形試験片を用いて実験を行なった。その後、同種類の実験が種々の改良を加えた装置によって、Krafft⁽³⁾、Campbell⁽⁴⁾、Hauser⁽⁵⁾、

Lindholm⁽⁶⁾ によって行なわれた。また衝撃引張試験は種々の方法を用いて多くの人々によって行なわれている。たとえば、Campbell, Harding⁽⁷⁾ は棒の衝突を応用した試験機を用い、作井⁽⁸⁾ は落錐式の衝撃試験機を用いて実験している。以上の実験に用いられた材料は、純鉄および軟鋼⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁷⁾、銅⁽²⁾⁽⁵⁾、焼鈍または前ひずみを加えたアルミニウム⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁸⁾、鉛⁽²⁾⁽⁶⁾ などであるが、その実験結果はいずれもひずみ速度の増加によつて材料の降伏応力や変形応力が増加し、これらがひずみ速度に依存することを示している。

一方 Bell⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾ は試料表面に回折格子を刻みつけて、ひずみの変化を直接光学的に測定する方法によつて、焼鈍した面心立方多結晶試料内の塑性ひずみ波の伝播速度を求めた。その結果、ひずみ量と伝播速度の関係が Kármán の理論⁽¹¹⁾ とよい一致を示すことから、これらの材料の応力-ひずみ関係はひずみ速度に依存しないことを主張している。さきに述べた Hauser らの使用した材料が前ひずみを加えてあるのに対して Bell の材料が焼鈍材であることから

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, Tokyo)

* 1964 年 4 月本会東京大会に発表; 金属材料の高速変形に関する研究 (第 2 報)

(1) 吉田, 永田: 本誌, **28** (1964), 99.

(2) H. Kolsky: Proc. Phys. Soc. London, **B 62** (1949), 676.

(3) J. M. Krafft, A. M. Sullivan and C. F. Tipper: Proc. Roy. Soc. London, **A 221** (1953), 114.

(4) J. D. Campbell and J. D. Duby: Proc. Roy. Soc. London, **A 236** (1956), 24.

(5) F. E. Hauser, J. A. Simmons and J. E. Dorn: *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Interscience Publishers, New York (1960), 93.

(6) U. S. Lindholm: J. Mech. Phys. Solids, **12** (1964), 317.

(7) J. D. Campbell and J. Harding: *Response of Metals to High Velocity Deformation*, 51.

(8) 作井, 森, 角間: 本誌, **28** (1964), 439.

(9) J. F. Bell: J. Appl. Phys., **31** (1960), 277.

(10) J. F. Bell: *ibid.*, **34** (1963), 134.

(11) T. von Kármán and P. Duwez: J. Appl. Phys., **21** (1950), 987.

ら、両者の結果の違いは材料の内部構造の相違によるものであろうとの解釈もある⁽¹²⁾。

われわれは以上述べたような点を明らかにするために、前報の装置を用いて、主として焼鈍した純アルミニウムについて常温におけるひずみ-ひずみ速度-応力の関係を求める実験を行なったのでその結果について報告する。

II. 実験方法および実験試料

実験装置および動的な応力-ひずみ曲線を求める解析法については前報ですでに詳しく報告した⁽¹⁾。動的な実験における応力は試験片を挟む2個の弾性棒に貼り付けた抵抗線ひずみゲージによって測定された。この測定値は静的な実験によって応力-出力の関係を求めた標準ゲージを用いて較正されたが、この較正値は、衝撃棒の速度から弾性論によって求められる値ともよく一致する。比較のために行なった静的圧縮試験はインストロン型の試験機を使用した。試験温度はすべて室温である。実験結果における応力の表示は静的試験に対しても動的試験に対してもすべて真応力をもって示した*。

実験に使用した材料は高純度アルミニウム (99.99%) の押出し材で、これを直径 14.8 mm、長さ 1~20 mm の試験片に切削加工した後、450°C で 30 min 焼鈍して圧縮試験片とした。結晶粒の大きさはおよそ $3\sim6\times 10^{-2}$ mm である。静的試験にも同じ試験片を使用した。試験片の端面の摩擦を少なくするために、潤滑剤としてタービン油を使用した。実験装置の衝撃棒は長さ 50 cm のものを使用した。したがってこの場合、変形時間は約 200 μ sec である。試料に加えた弾性圧縮応力波の高さは 10~40 kg/mm² の範囲で、衝撃棒の速度を変えて調節した。圧縮応力波の高さと試験片の長さを変化させて得られたひずみ速度の範囲は $1\times 10^2\sim 8\times 10^3$ sec⁻¹ であった。

III. 実験結果

1. 応力-ひずみ曲線

シンクロスコープによる応力-時間の記録とそれによる応力-ひずみ曲線の解析の一例はすでに前報に示した⁽¹⁾。その結果に見るごとく、衝突直後約 30 μ sec の範囲を除けば、試料の両端の応力はほぼ一致し、試料内の瞬間的な応力分布はほぼ一様と考えられる。したがってこの解析法のように試料の平均のひずみ速度、平均のひずみを考え、これらの間の関係をもつて、試料の微小部分におけるひずみ-ひずみ速度-応力の関係とみなすことは十分意味があると思われる。

また変形後の試料の永久ひずみ量は解析して得られた全ひずみ量とよく一致する。変形後の試料の barreling は少

なく、全長にわたって永久ひずみがほぼ一様に分布していることが認められた。たとえば、長さ 20 mm の試験片を約 20% 動的に変形させた後の直径の変化は全長にわたって約 1.5% 以下であった。

試料の端面と棒の端面の間における摩擦による拘束と、試料部分の加速度による慣性力の効果は応力測定の誤差となる可能性がある。これについては Davies ら⁽¹³⁾ や Lindholm⁽⁶⁾ によつて論ぜられ、それらによると摩擦による誤差は、試料の長さを h 、直径を a とするとき、摩擦係数を 0.06 ととつて $a/h \ll 25$ ならば避けることができる。また慣性力による誤差はひずみ加速度 $\ddot{\epsilon}$ が小さければ問題にならない。この実験における試料のひずみ速度の時間に対する変化の一例は前報⁽¹⁾ の Fig. 6(b) に示すごとくであるが、衝撃後約 30 μ sec の間のひずみ速度が急激に上昇する範囲を除けば $\ddot{\epsilon}$ は十分小さく、慣性力による補正は不要である。

Fig. 1 は長さ 7 mm の試験片 3 個を 10.2~10.3 m/sec のほぼ一定の速度で棒を衝突させて変形したときの動的応

Fig. 1 Reproducibility of the dynamic test. The length of the specimens is 7 mm and the applied stress is 20.7~20.9 kg/mm².

力-ひずみ曲線を比較したものである。変形応力および最大ひずみ量は実験誤差範囲内で一致し、結果の再現性はよいことがわかる。図には静的圧縮試験の結果を同時に示したが、動的曲線は静的曲線よりも上にあつて抛物線的な上昇を示す。

2. ひずみ-ひずみ速度-応力の関係

試験片長さおよび衝撃棒の衝突速度を変化させて測定を行ない、一定のひずみに対するひずみ速度、応力の関係を両対数でプロットしたものが Fig. 2 である。図に見るごとく、測定されたひずみ速度の範囲では応力の対数とひずみ速度の対数はほぼ直線的な関係があるが、ひずみ速度が大きくなると応力の増加の割合が大きくなり、直線関係から外れてくる。横軸上に比較のため静的試験の応力値を示した。同一ひずみ量に対する動的応力はいずれも静的応力よりも高く、また実験したひずみ速度の範囲内でもひずみ速度の増加によつて応力が増加する傾向がある。すなわち、焼鈍した試料の変形応力も Hauser らの前ひずみを加えた試料の場合と同様に明瞭なひずみ速度依存性を示すこ

(12) 大川：応用物理，32(1963)，719。

* 動的試験において弾性棒に貼り付けたゲージによって測定された応力はほぼ見掛け応力に相当するから真応力に換算して示した。

(13) R.D.H. Davies and S.C. Hunter: J. Mech. Phys. Solids, 11(1963), 155.

とが認められる。

焼鈍試料に約 2.9 kg/mm² の応力で静的に前ひずみを与

$\ln \sigma_\epsilon$ は直線関係にあるから

$$\sigma_\epsilon = \sigma_0 \epsilon^n \quad (2)$$

Fig. 2 Relation between the logarithm of the strain rate and that of the stress at constant strains for polycrystalline aluminium. The solid lines are for annealed specimens and the dotted lines for prestrained (1.1~1.8%) specimens. No data have been plotted for the latter.

えた試料 (ひずみ量 1.1~1.8%) のひずみ-ひずみ速度-応力の関係は点線で示す直線のものであった。直線の勾配や形は焼鈍試料とはほとんど同様で、焼鈍の場合の直線が前ひずみによって高応力側にずれるだけである。しかし前ひずみの影響はひずみが大きくなるにしたがつて小さくなり、16%の直線にはほとんど影響が認められない。

ひずみ速度と変形応力の対数が比例関係を示す実験範囲では、Fig. 2 の結果を整理すると

$$\sigma = \sigma_0 [\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0]^{1/m} \quad (1)$$

の関係であらわすことができる。ここで、 σ は応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_0$ はディメンションを合せるための常数で、ひずみ速度のディメンションをもつ。 σ_0 はひずみ ϵ によって定まる常数である。Fig. 2 の直線から $m \approx 16$ と算出される。

Fig. 3 $\log \sigma_\epsilon$ vs $\log \epsilon$ curves at the strain rate 1 sec⁻¹.

つぎに $\dot{\epsilon}_0$ を 1 sec⁻¹ にとり、 σ_ϵ と ϵ の関係を両対数でプロットしたものが Fig. 3 である。図に見るごとく、 $\ln \epsilon$ と

Fig. 4 Relation between the logarithm of the strain rate and that of the stress at constant strains for polycrystalline aluminium, including the data for quasistatic deformation.

とあらわされる。ここで σ_0 は比例常数で応力のディメンションをもつ。図から焼鈍した試料に対して、 $n=0.38$ と算出される。(1)、(2)式を組合せて、実験式

$$\sigma/\sigma_0 = \epsilon^{0.38} (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)^{1/16} \quad (3)$$

が得られ、 $\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ sec}^{-1}$ とすると $\sigma_0 = 12.8 \text{ kg/mm}^2$ となる。

以上はひずみ速度が 10^2 sec^{-1} 以上の高速変形の場合についてまとめた結果であるが、ひずみ速度が 10^{-1} sec^{-1} 以下の準静的および静的変形の範囲も含めてプロットした結果が Fig. 4 である。準静的ひずみ速度の範囲から実験的に求められる m の値は約 40 であり、高速変形領域のそれよりも大きい。すなわち、ひずみ速度の小さな静的変形では m の値が大きく応力のひずみ速度依存性は小さいが、ひずみ速度が大きくなるにつれ、ひずみ速度依存性が大きくなるということが出来る。

3. 変形の履歴に関する実験

長さ 20 mm の試験片をほぼ一定のひずみ速度で多数回変形させたときの応力-ひずみ曲線を Fig. 5 に示す。衝撃応力は約 14 kg/mm² で、ひずみ速度は $1 \sim 3 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$ の範囲である。各回の変形を重ね合わせた曲線 A は 1 回で変形させた曲線 B とほぼ同様な形を示し、一定のひずみ速度で変形を行えば、静的変形の場合と同様に動的変形の場合も変形の履歴は単純に積重ねることが出来る。曲線 B のひずみ速度は A のそれよりも約 3~4 倍大きく、A と B の変形応力の差はひずみ速度の影響として説明することができ

る。

衝撃前の材料の変形抵抗が衝撃応力に比較して相当小さ

Fig. 5 Stress-strain curves for a multiple dynamic loading test. The specimen length is 20 mm. The dotted curve is for a single loading test.

い場合は、荷重棒の中に残った反射波による 2 回目の衝撃変形が無視出来ない。このような場合は、1 回目の衝撃による応力-ひずみ曲線から算出される全ひずみ量は変形後の試料について実測したひずみ量よりも小さい。そのようなひずみ量の差は 2 回目の衝撃によって生ずるひずみであると解釈出来る。実際に、シンクロスコープの掃引を遅くして実験を行なうと 2 回目の変形の起つていることが認められる。曲線 A の 1 回目の変形後点数で示した部分はこの 2 回目の衝撃による変形を示す。それ以後は材料の変形抵抗が上昇するので実質的に 2 回目の衝撃変形は行なわれず、解析によるひずみ量と測定したひずみ量はほとんど完全に一致するようになる。

つぎにひずみ速度が異なる場合、変形の履歴にどのように影響するかを調べたのが Fig. 6 および 7 である。Fig. 6 は最初高ひずみ速度で圧縮変形した後引続いて静的に変形した場合の応力-ひずみ曲線である。動的変形応力が静的変形よりも大きいのは前に述べた通りであるが、続く静的変形でははじめから静的に変形した場合よりも変形応力が大きく、しかし動的変形の場合よりは小さな値を示す。Fig. 7 ははじめ静的に前ひずみを与えた後動的変形を行なった場合の応力-ひずみ曲線の数例を示したものである。いずれの例も、動的変形の際の応力は引続いて静的変形を

Fig. 6 Stress-strain curve for a dynamic-static loading test. The specimen length is 10 mm.

行なつた場合の応力に比べて明らかに大きい。以上の実験はいずれも、第 1 回の変形後試料を液体窒素中に保持して

常温時効を防いで 2 回目の実験を行なつた結果である。参考のために Fig. 7 に点線で示した結果は動的変形後常温で

Fig. 7 Stress-strain curves for static-dynamic-static loading tests. The specimen length is 10 mm for A, 7 mm for B and 4 mm for C, respectively.

8 日間放置した後、さらに静的変形を行なつたものである。Fig. 6 の結果に比較して、この場合、静的な変形応力は最初から静的変形させた場合の応力に近ずいており、これは明らかに常温放置による変化を示すものであろう。

以上の結果をまとめてみるとつぎのようになる。(1) 一定量のひずみを与えられた材料であつても、そのひずみが動的に与えられたものか、静的に与えられたものかによって異なつた変形応力を示す。換言すれば、変形応力はひずみ量とひずみ速度だけでなく、そのひずみ量を生ずるに至つたひずみ速度の履歴によつても影響を受ける。(2) 一定のひずみの状態 (ひずみ量のみでなく、そのひずみ量を生ずるに至つたひずみ速度の履歴も含めて一定) にある材料の変形抵抗はひずみ速度によつて異なる。すなわち、材料の変形抵抗に対するひずみ速度の影響は、(1) 一定の加工硬化構造の材料に対する変形抵抗のひずみ速度依存性と、(2) そのような加工硬化構造の形成に対するひずみ速度の影響の二つの効果に分けられる。このように、変形応力に対するひずみ速度の影響を二つに分けて考える必要のあることは McLean⁽¹⁴⁾ や作井ら⁽⁸⁾ もすでに述べているところである。

4. 試料表面のじり模様の観察

試料の側面を電解研磨して動的および静的な変形を行なった後、じり模様を観察した。Photo. 1 にその例を示す。じり模様は同一試料でも結晶粒によつて異なるため、ひずみ速度の影響を明確にとらえることはむずかしい。しかし、全体的にみて、動的変形の方が静的変形の場合よりもじり帯のコントラストが弱いことが認められる。

IV. 結果に関する検討

この実験による結果から、焼鈍状態の純アルミニウム多結晶においても、変形応力はひずみだけでなく、ひずみ速度にも依存することが確かめられた。最近発表された

(14) D. McLean : *Mechanical Properties of Metals*, John Wiley, (1962), p. 135.

Lindholm の工業純度アルミニウムに関する結果⁽⁶⁾ もこれと一致する。一方 Bell⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾ は純鈍した面心立方格子金属

一定の値に近づくことを示している。ところが、応力がひずみ速度に依存しないという Kármán の理論⁽¹¹⁾ からはこ

において、応力はひずみ速度に依存せず、ひずみのみに依存し、その間の関係は静的な実験で測定されたひずみ-応力関係と同一であるとしている。

このような結果の解釈における不一致の理由の一つは、Hauser も指摘している⁽¹⁵⁾ ように、Bell の実験においては応力 σ の値が直接測定されているのではなく、式

$$\sigma = \int_0^{\epsilon} \rho c_s^2 d\epsilon \quad (4)$$

(ただし、 ρ は材料の密度、 c_s はひずみ ϵ の伝播速度) によって計算されていることによるのであろう。Bell の得た実験結果の $\epsilon \sim c_s$ の関係が静的な $\sigma = f(\epsilon)$ 曲線から説明されるとすれば、この曲線を σ 軸方向に平行移動した任意の曲線 $\sigma = \sigma_0 + f(\epsilon)$ を応力-ひずみ関係にとつても同様に $\epsilon \sim c_s$ の関係を説明できるはずである。これを実験によって判別するためには、 ϵ の極めて小さな場合の c_s を正確に測定しなければならないが、これはなかなか困難であると思われる。

また後に述べるように、塑性変形は熱的な活性化を含む過程であると考えれば、原理的にもある応力 σ に対し瞬間的に一義的なひずみ ϵ が定まるとする考え方は不合理であつて、むしろあるひずみ ϵ と応力 σ の値に対してひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ が決まると考えるべきであろう。

Bell の実験において、試料のある一点におけるひずみ ϵ と時間の関係を測定した結果は ϵ が時間とともに漸近的に

のような場合、ひずみ ϵ はある有限の時間で一定となり、以後は変化しないという結果が出てくる。Bell のこのような実験結果はむしろ Malvern⁽¹⁶⁾, Rubin⁽¹⁷⁾ の取扱っている応力がひずみ速度に依存するという仮定に立つ理論の結果と一致するものである。

Hauser ら⁽⁵⁾ はアルミニウム多結晶の一定のひずみにおけるひずみ速度と応力の関係を $\ln \dot{\epsilon} \sim \sigma$ でプロットし、その関係が静的な変形の場合も含めて直線的であることから、この部分での塑性変形の機構は転位が外部応力によって助けられ熱的励起により転位林を切つて進む過程によって支配されているものと考えた。Lindholm⁽⁶⁾ も多結晶の鉛、アルミニウム、銅についての実験結果を同様の考え方で説明している。このような考え方は、金属の低温クリープや変形応力の説明のために Seeger ら⁽¹⁸⁾, Hirsch ら⁽¹⁹⁾ によって用いられているもので、ひずみ速度と応力の関係はつぎのような式で表わされる。

$$\dot{\epsilon} = N A b v_0 \exp \left\{ - \frac{U_0 - v(\tau - \tau_g)}{K T} \right\} \quad (5)$$

ここで

$\dot{\epsilon}$: 剪断ひずみ速度; N : このような過程に寄与する転位林の密度; A : 運動する転位が掃過する平均の面積; b :

(16) L.E. Malvern: J. Appl. Mech., **18** (1951), 203.

(17) R.J. Rubin: J. Appl. Phys., **25** (1954), 528.

(18) A. Seeger, S. Mader and H. Kronmüller: *Electron Microscope & Strength of Crystals*, (1963), p. 665.

(19) P. R. Thornton and P. B. Hirsch: Phil. Mag., **3** (1958), 738.

(15) F.E. Hauser: *Response of Metals to High Velocity Deformation*, 113.

バーガースペクトル; ν_0 : 頻度因子; U_0 : 運動する転位が転位林を構成する一つの転位を切るときの転位の収縮およびジョグの形成に要するエネルギー; τ_g : 転位の運動を妨げる弾性的内部剪断応力; τ : 転位に働く外部剪断応力; v : 活性化体積; K : ボルツマン常数; T : 絶対温度

われわれの結果を Hauser ら, Lindholm と同様に $\ln \dot{\epsilon} \sim \sigma$ の関係に表わしたのが Fig. 8 である. 図において, $\ln \dot{\epsilon} \sim \sigma$ が直線関係を示す部分から, 各々の ひずみ ϵ に対応する活性化体積 v を式 (5) にしたがって求めると Table 1 の

Fig. 8 Relation between the logarithm of the strain rate and the stress for polycrystalline aluminium.

Table 1 Calculated values of the activation volume for dynamically deformed aluminium.

ϵ %	1	2	4	8	16
V (10^{-21} cm ³)	5.6	3.8	3.4	3.0	1.8

ようになる. ただしこの場合, 平均的な剪断応力として圧縮応力の値の 1/2 をとって計算した. (5) 式の考え方によると $v = Lb^2$ (L は転位林の平均間隔) であるから, ϵ の増加による v の減少は転位密度の増加として理解できる. $\epsilon = 0.08$ に対しこれを計算すると $1/L = 2.7 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$ となり, Lindholm が $\epsilon = 0.06$ に対して求めた値 $1.3 \times 10^5 \text{ cm}^{-1}$ とほぼ一致する.

以上は高速変形の結果だけに注目して議論したのであるが, 準静的および静的変形の結果も合わせてまとめて Fig. 9 のようにプロットしてみると, 同一ひずみ量に対する $\ln \dot{\epsilon} \sim \sigma$ の関係は必ずしも同一の直線関係で律することはできないことが判る. とくにひずみ量が大きくなるとこのことは明らかである. この点は III-3 で述べたように, 一定のひずみ量の試料でもひずみ速度の履歴によつてその加工硬化構造は異なっていることから当然予想されることであろう.

ひずみ速度が $2 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$ 以上になると $\ln \dot{\epsilon} \sim \sigma$ の関係は

一次的な関係からずれて $\dot{\epsilon}$ の増加に対し σ の増加が著しくなることは Hauser らの結果⁽⁵⁾にもわれわれの結果にも同様に認められる. Hauser らは一応この傾向を転位の速度が限界値に近づくものとして説明したが, 実験結果から導かれる限界速度は理論的な転位の限界速度である剪断的な弾性波の速度の 1/50 程度にすぎなかった.

Hauser らのように転位の理論的な限界速度を考えなくとも, (5) 式には適用限界が存在することはつぎのように考えられる. すなわち, 高速変形の場合, $\dot{\epsilon}, \tau$ が増大して

Fig. 9 Relation between the logarithm of the strain rate and the stress for polycrystalline aluminium, including the data for quasi-static deformation.

(5) において $v \sim U_0 + v\tau_g$ となれば, 転位林との切り合いによる転位の運動障害は極めて小さくなって, (5) 式は適用できなくなると考えられる. すなわち, 運動する転位は, この場合, 自由に転位林を通過できるようになるから, たとえ転位速度が理論的な限界速度よりはるかに小さくても, 転位の運動に対する別種の障害が転位速度 (またはひずみ速度) を支配するようになることが予想される. すなわち, ひずみ速度がある程度以上になると, ある種の摩擦的な (Viscous) 障害が転位の運動を妨げ, 応力がひずみ速度に対して急に上昇する可能性が考えられる. しかし Lindholm が述べているようにひずみ速度が $2 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$ 以上の範囲に入ると, この実験でも, 試料内のひずみ分布の一様性の仮定は不正確となるおそれが多分にあるから, この部分の実験結果は今後十分検討する必要がある, 断定的な結論を下すことはできない.

ひずみ速度は, 実験結果から明らかのように, 実際はその瞬間における応力とひずみの値のほかひずみ速度の履歴の影響を受けることが明らかになった. (3) 式のような

実験式はひずみ速度が比較的狭い範囲では近似的に成り立つが、一般にひずみ速度の広い範囲では成り立たず、ひずみ速度の履歴の影響がとり入れられねばならない。

このように、高速変形における材料の挙動を理解するためには、単に現象論的に、ひずみ、ひずみ速度、応力の関係を一定の関数関係で結びつけ、いわゆる mechanical equation of state であらわすだけでは不十分である。より深い理解のためには、変形のミクロな機構を考えに取り入れて議論しなければならない。

V. ま と め

棒の衝突を利用した高速変形実験装置を用いて、焼鈍したアルミニウム多結晶の常温における高速変形の挙動を調べ、その動的な応力-ひずみ曲線を求め、つぎのような結果を得た。

(1) 動的応力-ひずみ曲線は静的な曲線と同様に、ひずみの増加に対して応力は抛物線的に増加する。その変形応力は静的な値よりも常に大きく、明瞭なひずみ速度依存性を示す。

(2) ひずみ速度が $1 \times 10^2 \sim 2 \times 10^3 \text{ sec}^{-1}$ ひずみが 1~16% の実験範囲内で得られた実験結果をまとめると、焼鈍した多結晶アルミニウムの応力-ひずみ-ひずみ速度の関係は

$$\sigma (\text{kg/mm}^2) = 12.8 \cdot \varepsilon^{0.33} \cdot \dot{\varepsilon}^{1/16} (\text{sec}^{-1})$$

とあらわされる。

(3) 一定のひずみ速度の条件で変形を繰り返して与えた場合、静的な変形におけると同様に、変形の履歴は重ね合わせることができる。

(4) 一定のひずみ量を与えられた試料でも、静的に与えられたものと動的に与えられたものとはその変形応力は異なり、動的に変形したものの方が静的に変形したものより変形応力は大い。すなわち、材料の変形抵抗を決定するものはひずみとひずみ速度だけでなく、ひずみ速度の履歴もまた影響を与える。

終りに臨み、本研究に当り、有益な助言と討論を下された東京工業大学金属工学科、作井誠太教授、中村正久教授および森 勉博士、ならびに金属材料技術研究所、河田和美博士、武内朋之技官に厚く感謝の意を表する。また終始実験に協力された関野泰宏技官に感謝する。