アルミニウム単結晶の変形挙動に及ぼす ひずみ速度の影響*

向井 敏司^{*1}, 東 健司^{*2}, 谷村 眞治^{*2}

Influence of Strain Rate on Deformation Behavior of Aluminum Single Crystals

Toshiji MUKAI, Kenji HIGASHI and Shinji TANIMURA

The deformation behavior of aluminum single crystals (99.998% purity) was investigated using a compression test at room temperature. Static tests ($1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) were performed with an Instron machine, and dynamic tests were performed using a Hopkinson pressure bar system. The flow stress of a crystal properly oriented for double slip increases with increasing strain rate in the range of 1×10^{-5} to $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, while that of crystals properly oriented for single slip is independent of strain rate in the same range. Flow stress increases rapidly with increasing strain rate beyond $4 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ for all crystals. From observation with a scanning electron microscope, it is revealed that as the strain increase, the density of slip bands increases and the contrast of slip bands is weakened.

Key Words: Impact Strength, Material Testing, Dislocation, Aluminum Single Crystal, Orientation, Slip Bands, Strain Rate Sensitivity

1. 緒 言

近年の科学技術の進歩にともなう機械の性能の向上により、各部材に作用する荷重の種類は静荷重から衝撃荷重まで様々なものとなってきている。そのため様々な荷重下での機器の使用の安全性および信頼性を確保する上で、素材のひずみ速度に応じた強度を知ることが重要である。一般に、機械の部材に使用される金属は多結晶体であり、ほとんどの素材の機械的性質に関する研究は多結晶体について行なわれている。しかしながら、基礎的な金属の特性に関する知見を得るためには、金属が結晶の集合体であることは無視できない。それゆえ、各結晶粒の特性および結晶間の界面すなわち粒界の特性を調べる必要があるものと思われる。ここで各結晶粒の特性は、さまざまな方位を有する単結晶について、また、粒界の特性は特定数の粒界を有する双結晶等の特性を評価すれば良いものと思われる。それらの結果を結び付けて、多結晶体の変形挙動、特に衝撃的に変形させたときの強度等の挙動解明に応用できるものと考えている。単結晶や双結晶に関

して、異なる方位における変形挙動の差異や温度依存性については、数多くの研究がなされているが、それらは $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以下の比較的低いひずみ速度での評価が大多数を占める。ところが、単結晶について、変形応力のひずみ速度依存性に関する研究は数少ない^{(1)~(3)}。また、その評価も 10^{-3} s^{-1} 付近の準静的な低ひずみ速度の場合と 10^3 s^{-1} 付近の高ひずみ速度の場合についての比較に留まり、ひずみ速度の関数としての評価はされていない。

そこで、本研究では、高純度アルミニウムを用いて、方位の異なる単結晶試験片を作成し、室温において $1 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ の幅広いひずみ速度範囲で圧縮試験を行うことで、これらの圧縮強度に及ぼすひずみ速度の影響を調べた。また、表面観察によりひずみ 0.2 におけるすべり帯間隔を測定し、すべり帯間隔とひずみ速度の関係について検討した。

2. 実験方法

2-1 試料の準備 本研究で使用した試験片の供試材は、純度 99.998% の高純度アルミニウムである。単結晶の作成前に、圧延素材を焼鈍することで加工によるひずみを除去した。単結晶の作成は、真空中にて縦形の Bridgman 法により行い、3 種の方位を有する

* 原稿受付 平成 4 年 10 月 19 日。

*¹ 正員、大阪府立大学大学院 (〒593 堺市学園町 1-1)。

*² 正員、大阪府立大学工学部。

棒状単結晶を準備した。各棒材からの単結晶試験片の採取は放電加工により行った。試験後の表面のすべり線観察を容易にするため、試験片の形状は角柱形状(高さ8 mm, 一辺4 mmの正方形断面)とした。また、形状の違いによる試験誤差を抑えるために試験は、全ての条件について同一形状および寸法を有する試験片により行った。また、各単結晶の方位の測定は、背面ラウエ法により、圧縮軸方向の方位を測定した。各単結晶の圧縮軸方位を図1に示す。

試験後に試験片表面の観察を行うため、すべての試験片の表面を#1500のエメリーペーパーを用いて、流水中にて、ほとんど負荷をかけずに研磨した。その後、電解研磨を行って表面を鏡面状にするとともに、ペーパー研磨による加工層を除去した。

2・2 試験条件 すべての試験は室温にて行った。 $1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の低ひずみ速度範囲における試験には、インストロン試験機を用いた。また、 $4 \times 10^2 \sim 1.2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ の高ひずみ速度範囲における試験には、ホプキンソン棒法試験機を用いた。高速試験機の概略を図2に示す。

また、試験後に試験片の側面を走査電子顕微鏡

図1 各単結晶の圧縮軸方位

図2 高速試験機の概略図

(SEM)を用いて観察した。

3. 実験結果

3・1 各方位における圧縮特性 [111]に近い方位を有する試験片(type A)の応力-ひずみ曲線を図3に示す。一般に、単結晶の応力とひずみの関係は、分解せん断応力と分解せん断ひずみによって示されることが多い。しかしながら本研究では、各方位における変形応力のひずみ速度依存性を評価することをその主たる目的としているため、変形応力の評価は真応力と真ひずみの関係について行った。type Aの応力-ひずみ曲線の形状は多結晶アルミニウムの場合にみられるような、降伏点の判別が困難な、上に凸の放物線となっている。また、ひずみ速度が高くなるに従って、流動応力は増加している。

次に、type Bの単結晶試験片の応力-ひずみ曲線を図4に示す。この方位の単結晶についても、type Aの場合と同様に、ひずみ速度が高くなるに従って、流動応力は増加している。ところが、応力-ひずみ曲線の形

図3 単結晶 type A の応力-ひずみ曲線

図4 単結晶 type B の応力-ひずみ曲線

状は type A の場合とは異なっている。すなわち、低ひずみ速度で試験したときは放物線形状とはならず、変形初期ではひずみが増加しても流動応力は、ほとんど変化しない形状となっている。いわゆる、単結晶の加工硬化曲線における第一階段が明確に現れている。その後、流動応力は変形とともに徐々に増加し、下に凸の形状の応力-ひずみ曲線となる。しかし、高ひずみ速度で試験したときは、type A の場合と同様に上に凸の放物線形状となっている。

最後に、 $[111] - [110]$ 境界近傍の方位を有する type C の単結晶試験片における応力-ひずみ曲線を図

図 5 単結晶 type C の応力-ひずみ曲線

5 に示す。この方位においても type A の場合と同様に、ひずみ速度に依らず上に凸の放物線形状となっている。また、ひずみ速度が高くなるに従って、流動応力は増加しており、先の 2 種の単結晶と比較して、低ひずみ速度でも明らかな応力の増加が認められる。

3.2 すべり帯の観察 圧縮試験後、試験片側面を SEM により観察した。type A, B および C の単結晶をひずみ 0.2 まで圧縮したときの表面の様子を図 6 (a)~(c)、図 7 (a)~(c) および図 8 (a)~(c) に示す。ここで、(a)、(b) および (c) はそれぞれ、ひずみ速度 1×10^{-5} 、 1×10^{-3} および $7 \times 10^2 \text{ s}^{-1}$ にて変形させた結果について示した。type B の方位を有する単結晶では、ひずみ速度によらず、すべり帯が局所的に密集しており、すべり帯の疎密領域を形成している。また、type C の方位を有する単結晶では、ひずみ速度によらず、二重すべりがおこり、各すべり帯の分布は一樣になっている。ここで注意を要するのは、このような 500 倍程度の観察では、1 本とみられているすべり帯が、実際には多数の単一すべりの集合体である⁽⁴⁾ということである。

また、すべての単結晶に共通して言えることは、ひずみ速度の増加とともに、そのすべり帯間隔が小さく

図 6 ひずみ 0.2 における単結晶 type A の表面の様子

図 7 ひずみ 0.2 における単結晶 type B の表面の様子

なっていること、および各すべり帯のコントラストが弱くなっていることである。よって、ひずみ速度の高低よりもむしろ、結晶の方位に依存して、その変形機構が大きく変化するものと思われる。ひずみ速度の高低によるこれらのすべり帯の差異は、他の報告においてもみられている⁽¹⁾⁽²⁾。

4. 考 察

4・1 流動応力のひずみ速度依存性 一般に、アルミニウム等の面心立方金属の室温における強度は、ひずみ速度にそれほど大きく影響されないと言われている⁽⁵⁾。ところが、本研究で用いた高純度アルミニウム単結晶では、流動応力の高いひずみ速度依存性がみられた。そこで、前述の応力とひずみの関係をもとにして、各単結晶の流動応力とひずみ速度の関係を調べた結果を図9に示す。ここでは、例としてひずみ0.1における結果を示した。type A および type B には共通した傾向がみられる、すなわち低ひずみ速度域ではひずみ速度が増加しても流動応力はわずかに増加する程度である。ところが、高ひずみ速度域ではひずみ速度の増加とともに流動応力の急激な増加がみられる。ただし、流動応力の絶対値はtype A の単結晶のほうが高くなっている。また、type C の単結晶に関しては先の2種の単結晶とは異なる傾向がみられた。すなわ

ち、低ひずみ速度域においても、明確な流動応力のひずみ速度依存性がみられたことと、高ひずみ速度域における急激な応力の増加はみられなかったことである。

以上のことから、単一すべり系が支配的な、いわゆる層状すべりが起こる方位の単結晶に関しては次のような流動応力のひずみ速度依存性があるものと思われる。①低ひずみ速度域では流動応力はほとんど変化せず、低いひずみ速度依存性を示すが、高ひずみ速度域では、低ひずみ速度の場合の約2倍程度まで急激に流動応力が増加し、顕著なひずみ速度依存性を示す。②また、すべり帯が一樣に分布する方位の単結晶よりも、疎と密な領域に分かれるような分布をするもののほうが流動応力の絶対値は高い。また、二重すべりが起こる方位の単結晶に関しては、以下のような流動応力のひずみ速度依存性がみられた。低ひずみ速度域においても、ひずみ速度の増加とともに流動応力が増加するという明確なひずみ速度依存性がみられた。この現象は単一すべり系が支配的な単結晶にはみられなかった。このようなひずみ速度依存性が現れた一因として以下のようなことが考えられる。3・2節の表面観察結果からわかるように、単一すべりが支配的な場合と二重すべりが支配的な場合ともにひずみ速度の増加とともにすべり帯の間隔は短くなっている。ここで、単一すべりが支配的な場合には、変形とともに発生する各転位は主として、単一のすべり面上を移動するため相互作用を起こしにくい。ところが、二重すべりが支配的な場合には、異なる二つのすべり面上で活動する転

図8 ひずみ0.2における単結晶type Cの表面の様子

図9 各単結晶の流動応力とひずみ速度の関係

位が相互作用を起こしやすい。さらに、ひずみ速度の増加とともにすべり帯の間隔は短くなってゆくために、相互作用を起こす頻度が高くなる。このため、二重すべりが起こる単結晶では、低ひずみ速度域においてもひずみ速度の増加にともなう、流動応力の増加が明確に現れたものと思われる。

4.2 すべり帯間隔とひずみ速度の関係 本研究に用いた単結晶では、図6～8からわかるように、どの方位に関しても、ひずみ速度の増加とともにすべり帯の間隔は小さくなる傾向がみられた。そこで、単結晶 type B について、ひずみ0.2の変形を与えた後に、試験片側面の平均すべり帯間隔を求めた。平均すべり帯間隔とひずみ速度の関係を図10に示す。ここでは、参考のため同一のひずみにおける流動応力とひずみ速度の関係も併せて示した。この図より、ひずみ速度の増加とともにすべり帯間隔は減少するというひずみ速度依存性が明らかになった。また、この図より、すべりが集中するすべり帯の間隔はひずみ速度の増加とともにある一定値に収束するのではないかと思われる。そのために高ひずみ速度で試験した場合には、単位面積当たりのすべり帯の数が飽和してくるため、限られた数のすべり帯に変形が集中する。その結果、変形とともに発生する転位が集積しやすくなり、変形抵抗が増加する。これは、高ひずみ速度域でひずみ速度の増加とともに流動応力が顕著に増加するという実験事実によく対応しているものと思われる。

5. 結 言

方位の異なる高純度アルミニウム単結晶を広範囲にわたるひずみ速度域にて圧縮試験し、以下のような知見を得た。

(1) 変形後の表面観察により、方位に依存して、単一すべりおよび二重すべりが起こることが確認された。また、ひずみ速度の増加とともにすべり帯間隔は小さくなり、各すべり帯のコントラストは弱くなる傾向を示した。

(2) 単一すべりが起こる方位の単結晶では、 10^{-1} s^{-1} 以下の低ひずみ速度域において、その流動応力はわずかなひずみ速度依存性しか示さない。ところが、二重すべりが起こる方位の単結晶では同様の低ひずみ速度域においても、流動応力は明確なひずみ速度依存性を示す。また、単一すべりが起こる方位の単結晶では、高ひずみ速度域において急激な応力の増加が

図10 単結晶 type B における流動応力および平均すべり帯間隔とひずみ速度の関係 ($\epsilon=0.2$)

みられ、高いひずみ速度依存性を示した。

(3) 均一に単一すべりが起こる方位の単結晶では、そのすべり帯間隔は、ひずみ速度の増加とともに小さくなるというひずみ速度依存性が確認された。

本研究を行うにあたって、素材の提供ならびに方位解析にご協力下さった住友軽金属工業(株)技術研究所の平野清一氏、松田真一氏に深く感謝の意を表する。また、試験片の放電加工にご協力下さった、大阪市立工業研究所の石川皓一氏、杉岡正美氏に深く感謝の意を表する。

文 献

- (1) 作井・角間・森, 日本金属学会誌, **29** (1965), 903.
- (2) 吉田・永田, 日本金属学会誌, **30** (1966), 879.
- (3) Lindholm, U. S. and Yeakley, L. M., *J. Mech. Phys. Solids*, **13** (1965), 41.
- (4) 日本金属学会編, 転位論の金属学への応用, (1957), 83, 丸善.
- (5) 例えば, 作井・森, 精密機械, **31** (1965), 525.