ちょう密六方金属の変形における温度と ひずみ速度の影響に関する研究

五 弓 勇 雄* 木 原 諄 二*

Isao Gokyu and Junji Kihara: High Strain-Rate Plasticity of Hexagonal Closed Packed Metals and Alloys. Using the counter-blowing type forging tester by which it is possible to compress metal specimens at various temperatures above room temperature at high strain rates of $2 \times 10^2 \sim 10^3/\text{sec}$, the flow stress behaviours of hexagonal closed packed metals and alloys, i.e., Mg, Mg-Cd alloys, AZ-31 alloy, Ti and Zr are investigated.

The main experimental results are as follows:

(1) Flow stresses of Mg and its alloys largely depend on both temperature and strain rate from room temperature to 250°C above the strain of 0.10, on the other hand, the temperature and strain-rate dependence of flow stress is as small as that of Al below the strain of 0.10.

(2) Yielding point phenomenon occurs by dynamic recovery when Mg alloys are rapidly deformed by the strain of about 0.15 and further deformed slowly.

(3) The temperature and strain-rate dependence of flow stress for Ti and Zr is much larger than that for Al, Cu and Mg. The difference increases with strain. In the differential test (changing strain rate) at room temperature, no yield point phenomenon is observed.

(4) It is concluded that the flow stress is determined by the amount of the possible dynamic recovery during deformation in the case of Mg and its alloys (from room temperature to 250°C) and, on the other hand, determined by the frictional resistance to moving dislocation in the case of Ti and Zr (from room temperature to $600^\circ\text{C} \sim 800^\circ\text{C}$).

(Received August 1, 1966)

I. 緒 言

われわれは先に「銅および鉄の加工硬化と変形抵抗におよぼすひずみ速度の影響」⁽¹⁾において、室温での高ひずみ速度における変形抵抗は銅も鉄も同じくひずみ速度に依存するが、銅の場合には変形後の硬度もひずみ速度に依存するのに対し鉄の場合はひずみ速度に依存しないということを明らかにした。われわれはその原因を変形機構に求め、銅においては交叉に伴う動的回復過程が変形においてかなり主要な役割をはたす一方、鉄の場合には、交叉にの段階はひずみ速度の大小によらず、変形は運動転位に対する摩擦によつて決定されるためであると考えた。

さて、ちょう密六方金属は室温付近におけるひずみ速度 $1/\text{sec}$ 以下での塑性の上から二つのグループに分けられている。すなわち、室温において多結晶状態ではあまり加工度を大きくとれない Mg, Zn, Mg 合金のグループであり、一方のグループは Ti, Zr のように室温での加工が容易なものである。これらのグループは軸比 (c/a) で特徴づけられると従来考えられていたが、近年軸比が小さい Be の塑性が Mg に似ていることがわかり⁽²⁾、たんにこれだけではきまらないのである。

一方 Ti に Al を 3.8% も添加するとその塑性が Mg と

同じになり室温で圧延できず、かなり温度を上げて圧延すると Mg を $200^\circ\text{C} \sim 250^\circ\text{C}$ で圧延する場合と同じ集合組織になることが見いだされている⁽³⁾。

そこでわれわれは高ひずみ速度において、これら二つのグループの金属の塑性がいかなるものであるかをしらべる目的で相打鍛造試験機⁽⁴⁾を用い、変形中の応力-ひずみ曲線と加工後の材質におよぼす温度とひずみ速度の影響についてしらべた。

高ひずみ速度における Mg 単結晶の塑性についての一つの実験が作井ら⁽⁵⁾によつてなされ、高ひずみ速度で引張加工された材料を低速で再引張りすると降伏点現象をおこすことが観察されている。

われわれは Mg 型の材料として Mg (99.99%), Mg-5% Cd 合金, Mg-10% Cd 合金 (ともに 4-9 合わせ), AZ-31 合金 (Al-4%, Zn-1%), Ti 型の材料として Ti と Zr とを使用し、両者の塑性を比較検討したので報告する。

II. Mg とその合金の変形における温度とひずみ速度の影響について

1. 実験材料および実験方法

実験材料の化学成分は、すでに緒言でふれたとおりである。試験片の形状は AZ-31 合金は熱間押し丸棒から 10

(3) C.J. McHardy and S.E. Adair et al: J. Metals, 5 (1953), 1199.

(4) 五弓, 木原: 塑性と加工, 3 (1962), 825.

(5) 作井, 森, 佐藤: 本誌, 30 (1966), 412.

* 東京大学工学部冶金学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

(1) 五弓, 木原: 本誌, 29 (1965), 271.

(2) D.W. White et al: The Met. Beryllium, ASM (1955) G.L. Tuer and A.R. Kaufmann: 372.

mm×10 mm 径に切り出し、ほかの Mg 合金は径 12 mm で長さ 10 mm に切り出した円筒型である。試料はすべて 300°C×1 時間焼鈍した。実験は、ひずみ速度 $\sim 10^2/\text{sec}$ の塑性曲線の測定には相打鍛造試験機を使用し、室温から 250°C の温度で行なつた。また室温で、ひずみ速度 $\sim 10^{-3}/\text{sec}$ の変形をオルセンで行ない準静的塑性曲線を測定した。また文献 (1) の研究で使用した高ひずみ速度変形を所定ひずみでとめるための鋼製リングによつて、ひずみ 0.10, 0.14, 0.16, 0.18 および 0.20 まで高ひずみ速度で変形させた試料を得、これらを準静的に圧縮して塑性曲線を測定することも行なつた。

III. 実験結果と考察

Fig. 1 に Mg のひずみ速度 $\sim 10^2/\text{sec}$ 、室温から 200°C までの塑性曲線を示す。この図からわかることはつぎのと

Fig. 1 Stress-strain curves of Mg.

おりである。

(1) ひずみ 0.10 付近から加工硬化がはげしく起つている。

(2) ひずみ 0.10 以下では変形抵抗のひずみ速度依存性は小である。

(3) ひずみ 0.15 付近では変形抵抗のひずみ速度依存性は大きく、しかも温度が高くなるにつれて大となる。

(4) ひずみ 0.10 からの加工硬化は温度とともに小さくなる。

(5) ひずみ 0.05 の変形抵抗は温度依存性、ひずみ速度依存性はともに小であるが、一方、ひずみ 0.15 の変形抵抗は温度依存性、ひずみ速度依存性はともに大である。

これと同様の結果が Fig. 2 と Fig. 3 に示す Mg-Cd 合金の場合にも得られ、また Fig. 4 に示すごとく AZ-31 合金においても室温・ひずみ速度 1000/sec の場合を除いて得られている。一般にこの AZ-31 合金の室温から 250°C における変形抵抗はほかの試料の場合に比べて、同一条件で高い。したがって、Mg 型のちょう密六方金属にと

つて、この高い変形抵抗すなわち高応力状態が何を意味しているかということが、AZ-31 合金の室温・1000/sec の塑性曲線を説明することになるであろう。

文献 (1) でも示したごとく、材料の変形抵抗は転位のじりに対する摩擦抵抗と転位にかかる逆応力の両方から成っている。そこで AZ-31 合金を使用し、室温において高ひずみ速度で変形させてその塑性曲線について検討することにする。

Fig. 5 にひずみ速度 500/sec でひずみ 0.10 から 0.20 までの変形をさせ、それをさらにひずみ速度 $\sim 10^{-3}/\text{sec}$ で変形させたときの塑性曲線を示す。参考として、ひずみ速度 $\sim 10^{-3}/\text{sec}$ で変形させたときの塑性曲線をあわせてのせる。この図からつぎのことがわかる。

(1) ひずみ 0.10 まで高ひずみ速度で変形させると、低ひずみ速度に対する降伏強度は高ひずみ速度のひずみ 0.10 の変形抵抗よりやや上にくる。しかし、再変形させたときの加工硬化率ははじめから変形させたものに比して小である。

(2) ひずみ 0.14 および 0.16 までひずみ速度で変形させると、その後低ひずみ速度で変形させたとき、降伏点現象を起す。

(3) ひずみ 0.18 まで高ひずみ速度で変形させ、以後低ひずみ速度で変形させると、変形抵抗はひずみとともに減少する。

(4) ひずみ 0.20 まで高ひずみ速度で変形させ、低ひずみ速度で変形させようとするときと圧壊した。

Fig. 6 にひずみ速度 700/sec の場合のものを示すが、ほとんど Fig. 5 と同じである。ただひずみ 0.18 のものについても降伏点現象を起していることがわかる。

ひずみ速度 1000/sec の場合を Fig. 7 に示す。ひずみ速度 700/sec と 500/sec との場合の相異点はつぎのとおりである。

(1) ひずみ 0.10 でひずみ速度を高速から低速にかえた

Fig. 2 Stress-strain curves of Mg-5% Cd.

とき低ひずみ速度での降伏強度は高速での 0.10 の変形抵抗に速くおよばない。しかし準静的塑性曲線よりかなり上

にある。

(2) ひずみ 0.14 でひずみ速度を高速から低速にかえたことは、ひずみ速度 1000/sec の場合、変形抵抗は温度依

とき、降伏点現象が起らず変形抵抗の変化量は 500/sec, 700/sec の場合より大である。

さて、つぎに変形抵抗の温度依存性について調べる。AZ-31 合金のひずみ 0.05, ひずみ 0.10 および 0.15 に対する変形抵抗-温度曲線を Fig. 8, Fig. 9 にひずみ速度 500/

存性においてもほかの場合と異なっていることがわかる。この場合を除けばひずみが 0.05 の変形抵抗は温度依存性がほとんどないことが期待される。一方、0.10 以上のひずみの変形抵抗は大きい温度依存性を有している。以上の結果を総合して、Mg とその合金の室

温から 250°C ひずみ速度 $\sim 10^2/\text{sec}$ における塑性についてつぎのことを考えることができる。

(1) ひずみ 0.10 以下では加工硬化率が小さく、変形抵抗の温度とひずみ速度依存性も小である。これは変形が底

面迂りを主体として双晶をつなぎとして起ると考えることによって理解できる。

Fig. 8 Stress-temperature curves of AZ-31 at strain rate $5 \times 10^2/\text{sec}$.

Fig. 9 Stress-temperature curves of AZ-31 at strain rate $10^3/\text{sec}$.

(2) ひずみ 0.10 でひずみ速度を 500/sec と 700/sec から $\sim 10^{-3}/\text{sec}$ にかえた場合、変形抵抗がかえる前に比して高くなることが認められた。このことは定性的につぎのように理解できる。すなわち、ひずみ 0.05 より 0.10 にかけて一般に加工硬化ははげしくなる。ここでは変形のつなぎとして働く双晶*が発生するための応力条件が底面迂りの転位の堆積による応力集中によつて充たされるとすれば、ひずみ速度をかえるための除荷が、変形に寄与する双晶に対する応力集中を解き、変形に作用する双晶系もしくは迂り系の活動が抑えられる可能性が考えられる。

*主として $(10\bar{1}2)$ 双晶と考えられる。単結晶では底面迂りをかなりさせた後、この双晶が発生して $(11\bar{2}0)$ キンク帯が形成されると報告されている⁽⁶⁾。

(3) ひずみ 0.14 から 0.20 までの変形抵抗はひずみ速度と温度に大きく依存し、Fig. 5 と Fig. 6 の結果から動的回復過程が変形抵抗の挙動を決定していることが予想される。これは面心金属単結晶の塑性曲線の第Ⅲ段階と対比されるものであつて、ラセン転位が交叉迂りする過程が温度とひずみ速度に強く依存し加工硬化を大きく左右していると考えることができる。この点は後に述べる Ti 型のグループと対照的である。Fig. 1 の Mg の場合の直線的硬化の

終る応力を面心立方金属単結晶の塑性曲線の第Ⅲ段階にあたる応力と対応させ、Seeger⁽⁷⁾の考え方にしたがつて積層

Table 1 Strain-rate dependence exponent, n and $A (=kT/n)$.

Temperature	$\approx 300^\circ\text{K}$	373°K	473°K
n	0.13	0.12	0.22
A in eV	1.9×10^{-1}	3.3×10^{-1}	2.2×10^{-1}

欠陥エネルギーを計算してみることにする。Table 1 にその応力とひずみ速度とを両対数でプロットしたときの勾配 n と、 kT (絶対温度の熱エネルギー) を n で割った値 A とを示す。 A の値として $2 \sim 3 \times 10^{-1}$ eV と考えてよい。これから Seeger のモデルにしたがつて底面上に拡張しているラセン転位の応力零のときの巾 η_0 を計算すると $2.5b \sim 6b$ 程度となり、この巾から積層欠陥エネルギーを求めると Cu の積層欠陥エネルギーの値といわれている $40 \sim 80 \text{ erg/cm}^2$ 程度となる。

IV. Ti と Zr の変形における温度とひずみ速度の影響について

1. 実験材料および実験方法

実験方法はすでに Mg とその合金のところで述べたとおりである。実験材料とその化学成分を Table 2 に示す。

Table 2 Chemical composition of Ti and Zr

	Ti	N	C	Fe	O	H	—
Ti (%)	>99.7	<0.02	<0.01	0.1	0.10	<0.01	
	Zr+Hf	Al	Fe	O	N	C	Hf
Zr (%)	99.7	0.01	0.15	0.09	0.002	0.01	2.5

径 10 mm の棒材から長さ 10 mm の試験片を切り出し、 $750^\circ\text{C} \times 1$ 時間の α 焼鈍を両者とも行なつた。

2. 実験結果と考察

Fig. 10 Stress-temperature curves of Ti.

(6) H. Yoshinaga and R. Horiuchi: Trans. Japan Inst. Met., 3 (1962), 220.

(7) A. Seeger et al: Z. Für Physik, 155 (1959), 247.

Fig.10 に Ti の室温から 820°C までの変形抵抗-温度曲線を示す。また Fig.11 から Fig.15 までに 300°, 400°,

り高ひずみの方が大となる。変形抵抗のひずみ速度依存性は低ひずみほど低温でなくなるようである。

Fig.11 Stress-strain curves of Ti at 300°C.

Fig.12 Stress-strain curves of Ti at 400°C.

Fig.13 Stress-strain curves of Ti at 600°C.

Fig.14 Stress-strain curves of Ti at 750°C.

600°, 750°C および 820°C における塑性曲線をひずみ速度 300/sec と 700/sec のものについて示す。これから以下のことがわかる。

(1) 変形抵抗のひずみ速度による差は一般に低ひずみよ

Fig.15 Stress-strain curves of Ti at 820°C.

(2) 変形抵抗-温度曲線は極大をもっておりその温度は、400°C である。実験に用いた Ti には主なる 格子間不純物として N, C, O および H が含まれている。このうち N については、降伏点現象を起す原因になると報告されているので⁽⁸⁾、この現象は低炭素鋼の青熱脆性と同じであると考えるとよいであろう。Ti の場合、軟鋼とは異なりひずみ速度 $\sim 10^2/\text{sec}$ の条件のもとでは Fig.3 からわかるように変形抵抗のひずみ速度依存性が大きい温度で青熱脆性が起っている。しかしこれと同じことは体心立方金属の Ta の場合にもおこり⁽⁹⁾、Ti の変形抵抗にひずみ速度依存性を与える熱力学的過程とが独立で、たまたま同じ温度域に両者が重なったと考えられる。

Ti の変形後の状態にひずみ速度がどのように影響するかを Mg 合金の場合と同じく室温でひずみ速度を変化させる試験を行なったが、その結果を Fig.16 に示す。この図

Fig.16 Stress-strain curves of Ti deformed statically after high speed deformation.

には参考のためにひずみ速度 500/sec と $\sim 10^{-3}/\text{sec}$ の塑性曲線をあわせてのせる。Fig.16 からつぎのことがわかる。

(1) 高ひずみ速度で各ひずみまで変形した材料の変形抵抗は、ほぼ低ひずみ速度での変形抵抗と同じ程度である。

(2) 500/sec の変形抵抗と $\sim 10^{-3}/\text{sec}$ の変形抵抗との差はひずみが大になるにつれて大きくなる。

一方、Zr についての実験結果を Fig.17 にひずみ 0.10 の変形抵抗-温度曲線、Fig.18 に各ひずみでひずみ速度を

(8) R.I.Jaffe: Progress in Met. Phys., 7 (1958), 103.

(9) I.Gokyu and J.Kihara: Trans.I. S. I. J., 6 (1966), 196.

500/sec から $\sim 10^{-3}$ /sec にかえたときの塑性曲線を示す。これからわかることは、Zr の場合と Ti の場合とほとんど

Fig. 17 Stress-temperature curves of Zr.

Fig. 18 Stress-strain curves of Zr deformed statically after high speed deformation.

同じであることである。

Ti, Zr の変形抵抗のひずみ速度依存性の原因は Mg 型の場合と全く異なり、転位に対する摩擦応力によると考えられる。変形抵抗のひずみ速度依存性の大きさから、転位の切り合いは考えにくい、この量がひずみとともに増大することから Peierls 力のような格子本来の原因を考えることはできない。現在いえることは、Ti 型の材料の変形において

(1) 動的回復すなわちラセン転位の交叉迂りが材料の加工硬化を熱的に支配する過程は考えなくてよいということ。

(2) 転位の迂りに対する障害は変形とともに増大することは、熱的活性による転位交叉過程とか jog dragging 過程と同様であるが、変形抵抗のひずみ速度依存性がこれらの過程とするには大きすぎるということである。

後者の転位の迂りに対する障害を転位交叉とか jog dragging を考える上の難点は変形抵抗のひずみ速度依存性

が大であることであるが、この難点は Ti 型金属の jog 生成エネルギーや空孔生成エネルギーがかなり大きく、したがって変形抵抗レベルが高くなり活性化体積が小になるためと考えるならば克服できる可能性はある。Ti の場合ひずみ速度 $10^{-3} \sim 10^{-4}$ /sec における flow stress の温度依存性が $300^\circ \sim 400^\circ \text{C}$ の高温ではじめてなくなるという事実⁽¹⁰⁾はこの可能性を増している。

V. 結 論

Mg とその合金、Ti と Zr を室温以上の温度、ひずみ速度 $\sim 10^2$ /sec で変形抵抗を測定した。併せて、室温でひずみ速度 $\sim 10^{-3}$ /sec での変形抵抗の測定をひずみ 0.10, 0.14, 0.16, 0.18 および 0.20 まで高速変形したものについて行ない、また準静的 ($\sim 10^{-2}$ /sec) 塑性曲線を測定した。測定結果を考察した結果、ちょう密六方金属の変形におよぼす温度とひずみ速度の影響について以下の結論に達した。

(1) Mg とその合金の変形抵抗はひずみ 0.10 以上では、内部構造の温度とひずみ速度依存性によつて温度およびひずみ速度に依存する。

(2) Mg とその合金のひずみ 0.10 以下の変形抵抗のひずみ速度依存性と温度依存性は小さく、2S アルミニウムの変形抵抗の温度とひずみ速度依存性に等しい⁽¹¹⁾。

(3) Ti と Zr は変形抵抗のひずみ速度依存性が大きく、ひずみが大になるにつれて増大する。

(4) Ti と Zr の変形抵抗の温度とひずみ速度依存性は、転位の迂りに対する摩擦抵抗の温度とひずみ速度依存性によつてきまるが、その原因は転位交叉や jog dragging 過程のような、障害がひずみとともに増大するものと思われる。しかし、変形抵抗のひずみ速度依存性は大きく、活性化体積は小であつて、このことは上述の二過程を機構と考える上での難点である。

(5) Mg 型と Ti 型との差異は、動的回復が変形抵抗を支配するか否かという点である。これは積層欠陥エネルギーの大小によると考えられ、Mg 型は積層欠陥エネルギーが低く、交叉迂りが熱的活性過程であるのに反し、Ti 型では積層欠陥エネルギーが高く交叉迂りは変形条件に依存しないためであると考えることができる。この考えは積層欠陥エネルギーの大小を非底面迂りの難易と関係づける考えと通ずるものである。Mg 型のちょう密六方金属は銅と同様であり Ti 型の金属は鉄と同様である。

おわりに、本研究の進行の過程において、討論の機会を与えられた宇宙航空研究所堀内助教授、吉永博士に感謝の意を表する。

(10) Ref. (8) p.105.

(11) 五弓, 木原: 本誌投稿中.