マグネシウムの塑性変形に対するイットリウム添加の影響

カ久 弘 章^{1,*1} 森 貴 志^{1,*2} 津志田雅之² 北原 弘 基³ 安藤 新 二⁴

¹熊本大学大学院自然科学研究科

²熊本大学工学部技術部

³熊本大学パルスパワー科学研究所

⁴熊本大学先進マグネシウム国際研究センター

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 81, No. 10 (2017), pp. 458–466

© 2017 The Japan Institute of Metals and Materials

Influence of Yttrium Addition on Plastic Deformation of Magnesium

Hiroaki Rikihisa^{1,*1}, Takashi Mori^{1,*2}, Masayuki Tsushida², Hiromoto Kitahara³ and Shinji Ando⁴

¹Graduate School of Science and Technology, Kumamoto University, Kumamoto 860–8555

²Faculty of Engineering, Kumamoto University, Kumamoto 860–8555

³Institute of Pulsed Power Science, Kumamoto University, Kumamoto 860–8555

⁴Magnesium Research Center, Kumamoto University, Kumamoto 860–8555

In this study, tensile tests of Mg–Y alloy single crystals and polycrystals were carried out to investigate influence of yttrium on activities of $\langle c+a \rangle$ slip systems and a relationship between ductility of magnesium and active $\langle c+a \rangle$ slip systems. Tensile directions of the single crystals and the polycrystals were parallel to (0001) and its rolling direction, respectively. Both tests were carried out at room temperature. Yield stress and ductility of Mg–(0.6–1.1) at%Y alloy single crystals were higher than that of pure Mg and the crystals were yielded due to first order pyramidal $\langle c+a \rangle$ slip (FPCS). Mg–0.9 at%Y alloy polycrystals showed higher ductility than pure Mg. The number of grains in which second order pyramidal slip can be activated was larger than that of non-basal slips in pure Mg, while the number for FPCS was increased with increasing strain in Mg–0.9 at%Y alloy. We supposed that high ductility of Mg–0.9 at%Y alloy would be caused activation of FPCS by yttrium addition. [doi:10.2320/jinstmet.J2017016]

(Received March 27, 2017; Accepted June 19, 2017; Published July 28, 2017)

Keywords: magnesium alloy, single crystal, polycrystal, non-basal slip, rolling texture

1. 緒 言

マグネシウムは、軽量かつ高比強度であるため、輸送機器の構造材料として注目されている。しかしマグネシウムは冷間加工性が悪いという欠点を持つ。この原因としてマグネシウムの主すべり系である $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 底面すべり¹⁾ (Basal slip, 以下 BS) だけでは独立したすべり系が足りず、Von-Mises の条件²⁾ を満たすことができないことが挙げられる。すなわちマグネシウムが体積変化なしに変形するためには $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ 一次錐面すべり (First order pyramidal $\langle c+a \rangle$ slip, 以下 FPCS) や $\{11\bar{2}2\} \langle 11\bar{2}3 \rangle$ 二次錐面すべり (Second order pyramidal $\langle c+a \rangle$ slip, 以下 SPCS) のような $\langle c+a \rangle$ 方向の非底面すべりが必要になる。ここで安藤らは純マグネシウム単結晶を用いた $[11\bar{2}0]$ 引張試験^{3–6)} および $[0001]$ 圧縮試験^{6,7)} を行い、室温において SPCS の活動によって降伏し、変形することを報告している。したがってマグネシウムの延性改善にはこのような $\langle c+a \rangle$ の錐面すべりの活動が必要であると考えられる。

イットリウムはレアアース元素の1つであり、マグネシウムに少量添加することで、冷間加工性を改善できることが報告されている^{8,9)}。ここで峯田ら¹⁰⁾は Mg–0.8 at%Y 合金単結晶を用いた純粋せん断試験を行い、イットリウム添加によって $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 柱面 $\langle a \rangle$ すべり (Prismatic slip, 以下 PS) の臨界せん断応力 CRSS が低下することを報告している。しかし PS が活動するだけでは独立したすべり系は4つしか存在しないため、柱面すべりの活動が冷間加工性の向上に大きく寄与するとは考えにくい。これに対し S. Sandlöbes ら¹¹⁾は、Mg–3.0 wt%Y 合金多結晶材の引張試験を室温で行い、純マグネシウムと同強度のまま延性が5倍に増加すると報告している。また引張試験後、TEMにより転位を観察したところ底面すべりの活動による $\langle a \rangle$ 転位の他に多数の $\langle c+a \rangle$ 転位が観察されたとしている。そこで Mg の延性が向上する理由としてイットリウム添加によって $\langle c+a \rangle$ 転位の活動が活発化したことを挙げているが、この $\langle c+a \rangle$ すべり系の種類やイットリウム添加によるすべり系への影響は詳しく示されていない。そこで本研究では Mg–Y 合金単結晶および多結晶における引張試験を行い、マグネシウムの錐面すべりに対するイットリウム添加の影響を調査し、多結晶材の延性向上と非底面すべりの活動との関係について明らかにすることを目的とした。

*1 熊本大学院生 (Graduate Student, Kumamoto University)

*2 熊本大学院生、現在：愛知製鋼(株) (Graduate Student, Kumamoto University, Present address: Aichi Steel corp.)

2. 実験方法

2.1 単結晶引張試験

本研究では、高周波溶解炉を用いて Mg-0.9 at%Y 合金および Mg-1.1 at%Y 合金インゴットを鋳造により作製した。黒鉛のつばに Mg-Y 合金インゴットおよび種結晶を入れ、ブリッジマン炉を用いて板状の Mg-(0.6, 0.9, 1.1, 1.3)at%Y 単結晶を作製した。なお単結晶の組成は最終的に ICP 発光分光分析法により決定した。作製した単結晶は X 線背面反射ラウエ法により方位解析を行い、ステンレス線に硝酸を浸して単結晶を溶かしながら切断する酸切断機、および化学研磨液 ($\text{HNO}_3 : \text{H}_2\text{O}_2 : \text{C}_2\text{H}_5\text{OH} = 5 : 7 : 20$) を浸み込ませた布を用いて研磨を行う酸研磨盤により試料を作製した。試料作製後、過剰な転位や亜粒界を取り除くために一周期 21.6 ks、温度範囲 673~723 K の熱サイクル焼鈍を 8 周期施した。

次に単結晶引張試験で用いた試料の方位について説明する。3 つの非底面すべり系, FPCS, SPCS, PS において、引張方向が $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ で SPCS のシュミット因子が最大となり、引張方向が $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ から $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ に 15° 傾くと PS のシュミット因子が最大となる。そして引張方向が $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ で SPCS のシュミット因子が最も小さくなる。そこで非底面すべりに対するシュミット因子の影響を考慮し、Fig. 1 に示す 4 種類の方位で試料を作製した。ここで板面が (0001) で、引張方向が $[11\bar{2}0]$ であるものを A 試料、 $[11\bar{2}0]$ から 13° ずれたものを A13 試料、 $[10\bar{1}0]$ のものを G 試料とした。また板面が $(10\bar{1}0)$ で引張方向が $[11\bar{2}0]$ のものを B 試料とした。これらの試料は引張試験を行うため、Fig. 2(a) に示されるように試料の両端には長さ 10 mm、幅 5 mm、厚さ 5 mm の 18-8 ステンレス製のチャックをシアノアクリレート系瞬間接着剤で取り付けた。引張試験は温度を 293 K、クロスヘッドスピードを $8.3 \times 10^{-4} \text{ mm/s}$ とした。ここで初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ はクロスヘッドスピードを試料の長さ L で割った値とし、今回は $4.3 \sim 8.1 \times 10^{-5} / \text{s}$ とした。Table 1 に試験片の方位、組成、寸法、 $\dot{\epsilon}$ 、降伏応力 σ_y および破断ひずみ ϵ_f を示す。ここで試料番号の最初がイットリウムの組成、次のアルファベットが方位を示す。試験後はノマルスキー型微分干渉顕微鏡によりすべり線を観察した。

2.2 多結晶引張試験

単結晶の場合と同様に鋳造により作製した Mg-0.9 at%Y 合金に熱間圧延を施した。圧延温度は 523 K とし、1 パスあたりの圧下率を約 10% とし、断面減少率 75% まで圧延した。また比較材として純マグネシウムも同条件で圧延した。その後、Mg-0.9 at%Y 圧延材は 773 K で 480 s、純マグネシウム圧延材は 673 K で 360 s 焼鈍を行い、粒径が約 $60 \mu\text{m}$ になるようにした。これらの圧延材から Fig. 2(b) に示す形状の引張試験片を作製した。試料の平行部は #400~#4000 番のエメリー紙、研磨盤 MD-Nap (Struers 社) およびダイヤモンドスプレー $1 \mu\text{m}$ を用いて機械研磨を行い、単結晶試料の作製で用いた化学研磨液に浸すことで鏡面に仕上げた。その後、ND 面の結晶粒の方位を FE-SEM (JSM-7100F) と EBSD カメラ (TexSEM Laboratories 社) を用いて調査した。方位解析には OIM Analysis7 (TexSEM Laboratories 社) を使用した。引張試験は温度を 293 K、クロスヘッドスピードを $1.7 \times 10^{-2} \text{ mm/s}$ 、 $\dot{\epsilon}$ を $8.3 \times 10^{-4} / \text{s}$ として行った。Table 2 に多結晶試料の平均結晶粒径、寸法、 σ_y および ϵ_f を示す。ここで σ_y は 0.2% 耐力とした。試験後はノマルスキー型微分干渉顕微鏡によりすべり線および双晶の観察を行った。なお双晶は、後の Fig. 13(b) に示すようにすべり線とは違う形態であることから目視により区別した。

Fig. 2 Schematic illustration of (a) single crystal and (b) polycrystal specimens for tensile test.

Fig. 1 Orientation of A, A13, B and G-specimens relative to HCP unit cell.

Table 1 Composition, dimensions, initial strain rate and mechanical properties
Mg-Y alloy single crystals.

Specimen	Composition (at%)	L/mm	W/mm	T/mm	$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	σ_y/MPa	$\epsilon_f/\%$
0.6A-1	0.6	18.74	2.66	0.24	4.4×10^{-5}	140	6.3
0.6A-2		17.65	2.72	0.24	4.7×10^{-5}	141	26.7
0.9A13-1	0.9	10.34	2.81	0.10	8.0×10^{-5}	221	15.7
0.9A-1		11.94	2.98	0.22	7.0×10^{-5}	171	10.2
0.9A-2		10.79	2.94	0.21	7.7×10^{-5}	172	5.4
1.1A-1	1.1	12.67	3.14	0.25	6.6×10^{-5}	226	13.0
1.1A-2		11.83	3.28	0.17	7.0×10^{-5}	230	0.8
1.1A-3		12.31	3.01	0.17	6.7×10^{-5}	223	1.4
1.1B-1		13.85	3.03	0.17	6.0×10^{-5}	137	
1.1B-2		14.17	2.83	0.12	5.9×10^{-5}	158	2.3
1.1B-3		12.60	2.94	0.17	6.6×10^{-5}	180	6.5
1.3G-1	1.3	15.18	3.14	0.17	5.5×10^{-5}	173	183
1.3G-2		14.57	3.08	0.17	5.7×10^{-5}	183	

Table 2 Composition, grain size, dimensions and mechanical properties of
pure Mg and Mg-Y polycrystals.

Specimen	Composition	Grain size/ μm	GL/mm	W/mm	T/mm	σ_y/MPa	$\epsilon_f/\%$
M-1	Pure Mg	60.7	20.0	3.83	2.24	80	4.0
M-2		56.9	20.0	3.97	1.83	68	20.0
Y-1	Mg-0.9 at%Y	59.2	20.1	3.94	2.48	100	
Y-2		59.2	20.0	4.00	2.49	97	20.0

Fig. 3 Typical stress-strain curves of Mg-Y alloy single crystals.

3. 実 験 結 果

3.1 単結晶試料の変形挙動

単結晶引張試験における各試料の代表的な応力－ひずみ曲線を Fig. 3 に示す．図中では縦軸を垂直応力 σ ，横軸を垂直ひずみ ϵ とし，横矢印が降伏点，下矢印が破断点を示している．ここで降伏点は弾性域から外れはじめた点とした．

0.6A-1は約 140 MPa で降伏し，降伏後は加工硬化せずに変形した．また0.9A13-1は約 220 MPa，1.1A-1は約 225 MPa で降伏し，降伏後は0.6A-1と同様に加工硬化を示さなかった．ここで1.1A-1と1.1B-3を比較すると組成と引張方向が同様にもかかわらず1.1B-3では降伏応力が約 180 MPa と低くなり，降伏後は急に流動応力が落下し，1.1A-1よりも早期に破断し

た．また1.3G-1は約 173 MPa で降伏し，降伏後は緩やかな加工硬化を示した．よって1.3G-1は他の組成の合金とは異なる変形機構が活動していると考えられる．ここで純マグネシウムの [11 $\bar{2}$ 0] 引張試験において，降伏応力は約 80 MPa，破断ひずみは約3.2%⁵⁾なのでイットリウムを添加することで降伏応力および破断ひずみが増加したと言える．

Fig. 4 に0.6A-1，0.9A13-1，1.1B-3および1.1G-2の試験後の試料全体の観察結果を示す．Fig. 4(a)に示す0.6A-1ではくびれが生じており，局所的に変形しているのが分かった．Fig. 4(b)に示す0.9A13-1では0.6A-1と比較するとくびれが広いため，より広い領域で変形したと言える．Fig. 4(c)に示す1.1B-3では破断部付近のみにすべり線が観察され，それ以外の箇所ではすべり線はほとんど観察されなかった．よって1.1B-3では局部的に変形し，早期に破断したと考えられる．

Fig. 4(d)に示す1.3G-2ではすべり線は試料全体で観察され、くびれを生じていないことから一様に変形したと言える。

Fig. 5 に各試料のすべり線の観察結果を示す。ここで図中の方位は試料の初期方位を示している。0.6A-2では降伏直後、Fig. 5(a)に示すように板面にすべり線が観察された。このすべり線は $[11\bar{2}0]$ に対して 60° の角度を持つことから FPCS に対応すると考えられる。またひずみ量が増加すると Fig. 5(b) に示すようにすべり線が明瞭になった。このようなすべり線以外のすべり線は観察されなかったことから、降伏後から破断まで FPCS のみで変形したと考えられる。また Fig. 5(c) (d) に示すように、同様のすべり線が0.9A13-1および1.1A-2にお

いて観察された。したがってイットリウム添加量が $0.6 \sim 1.1$ at% の範囲では、FPCS のみが活動すると言える。

1.1B-3の板面において観察されたすべり線を Fig. 6(a)に示す。このすべり線は $[10\bar{1}0]$ に対して垂直であるため PS に対応すると考えられる。また Fig. 6(b)に示すように、1.3G-2の板面において観察されたすべり線は $[1\bar{1}00]$ に対して 30° の角度を持ち、側面では垂直であるため1.1B-3と同様に PS に対

Fig. 4 Optical micrographs of (a) 0.6A-1, (b) 0.9A13-1, (c) 1.1B-3 and (d) 1.3G-2 after tensile test.

Fig. 6 Optical micrographs of slip lines due to PS observed at (a) 1.1B-3 and (b) 1.3G-2. These slip lines are parallel to $[0001]$.

Fig. 5 Optical micrographs of slip lines due to FPCS observed on (0001) surface of (a) 0.6A-2, (b) 0.6A-2, (c) 0.9A13-1 and (d) 1.1A-2.

Fig. 7 Relationship between yttrium content and CRSS of non-basal slips. CRSS of FPCS was increased with increasing Y content.

Fig. 8 Relationship between yttrium content and ductility. The specimens yielded due to FPCS showed larger elongation.

応すると考えられる。したがって、イットリウム添加量が 1.1 at% 以上になると PS により降伏すると言える。

イットリウム添加量と非底面すべりの CRSS をプロットしたものを Fig. 7 に示す。本研究では 0.6A, 0.9A, 0.9A13 および 1.1A において FPCS が活動し、シュミット因子から CRSS を計算したところ、それぞれ約 57 MPa, 70 MPa, 75 MPa および 90 MPa であった。ここで安藤ら³⁾の結果をもとに、純マグネシウムの SPCS および FPCS の CRSS を求めるとそれぞれ約 40 MPa, 53 MPa となった。0.6A, 0.9A, 0.9A13 および 1.1A では SPCS が活動しなかったことから、イットリウムを添加することで SPCS の CRSS が大幅に増加したと考えられる。また添加量の増加に伴い FPCS の CRSS は増加することが分かった。さらに 1.1B および 1.3G では PS が活動し、その CRSS はそれぞれ約 70 MPa, 80 MPa とイットリウムの添加量に対してあまり依存しないと言える。すなわちイットリウムを 1.1 at% 以上添加すると、FPCS の CRSS が PS の CRSS を上回ったため、PS により変形したと考えられる。

次にイットリウム添加量と延性との関係を Fig. 8 に示す。この図より FPCS が活動した試料は、SPCS や PS が活動した試料よりも高延性を示す傾向があり、イットリウムを 0.9 at% 添加した試料が最も高い延性を示しているのが分かる。したがって FPCS は高い延性に寄与するすべり系であると言える。

3.2 多結晶試料の変形挙動

多結晶試料の代表的な応力-ひずみ曲線を Fig. 9 に示す。純マグネシウムは約 80 MPa で降伏した後、急激に加工硬化した。それに対し Mg-0.9 at%Y では約 100 MPa で降伏した後、緩やかに加工硬化した。また Mg-0.9 at%Y は純マグネシウムよりも延性が約 5 倍増加していた。これは Sandlöbes¹¹⁾と同様な結果である。

Fig. 10 に試験前における両試料の組織 (Fig. 10(a) (b)) とその領域の IPF マップ (Fig. 10(c) (d)) および (0002) 極点図 (Fig. 10(e) (f)) を示す。Fig. 10(e) (f) よりいずれの試料でも圧延面に対し、底面が平行な集合組織を形成していることが分かっ

Fig. 9 Typical stress-strain curves of pure magnesium and Mg-0.9 at%Y alloy polycrystals. Mg-0.9 at%Y showed 5 times higher ductility than pure Mg.

Fig. 10 (a) (b) Optical micrograph, (c) (d) IPF map and (e) (f) the (0002) pole figure of pure magnesium (a) (c) (e) and Mg-0.9 at%Y alloy (b) (d) (f) before tensile test.

た。ここで純マグネシウムと Mg-0.9 at%Y のそれぞれの底面集合組織の強度を比較すると、Mg-0.9 at%Y の方が弱いことが分かる。このことについて Suzuki ら¹²⁾ も同種の報告をして

おり、イットリウムを添加することで底面集合組織が弱化すると言える。

試験後、Fig. 10(c) (d) の領域を光学顕微鏡で観察した結果

Fig. 11 Optical micrograph of (a) M-1 at $\epsilon = 4.0\%$, (b) Y-2 at $\epsilon = 5.2\%$.

Fig. 12 Optical micrograph of slip lines of non-basal slips observed on M-1. Slip lines of (a) FPCS and (b) SPCS were observed interior of the grains at $\epsilon = 4.0\%$.

Fig. 13 Optical micrograph of slip lines of non-basal slips observed on Y-2. Slip line of (a) FPCS, (b) SPCS and (c) PS were observed near the grains boundary at $\epsilon = 1.7\%$. Slip lines of (d) FPCS (e) SPCS and (f) PS were observed interior of the grains at $\epsilon = 5.2\%$.

を Fig. 11 に示す。純マグネシウムではすべり線が全体の半分程度の結晶粒で観察され、矢印で示すような双晶が多数観察された。Mg-0.9 at%Y では、矢印で示す双晶は純マグネシウムと比較すると少なく、すべり線は全体の約97%で観察された。これらの理由として純マグネシウムでは強い底面集合組織を形成しており、底面と引張方向がほぼ平行となるため、底面すべりのシュミット因子が0に近くなり、底面すべりが活動しにくいと考えられる。それに対しリチウムを添加することにより底面集合組織が弱くなり、主すべり系である底面すべりが活動しやすくなったと考えられる。

次に、各結晶粒の方位と観察されたすべり線の角度を比較し、活動したすべり系を調査した。純マグネシウムにおける $\epsilon = 4.0\%$ で観察されたすべり線を Fig. 12 に示す。結晶粒内には主すべり系である BS のすべり線が主に観察された。しかし FPCS や SPCS のすべり線は数個程度の結晶粒でしか観察されず、PS のすべり線は観察されなかった。また FPCS や SPCS のすべり線は、どちらも結晶粒内で観察された。Mg-0.9 at%Y における $\epsilon = 1.7\%$ および 5.2% で観察されたすべり線を Fig. 13 に示す。ほとんどの結晶粒内には複数のすべり

線が観察され、主すべり系である BS の他に FPCS, SPCS, PS の 3 つのすべり線が観察された。ここで $\varepsilon = 1.7\%$ (Fig. 13 (a) (b) (c)) では、底面すべりによるすべり線が隣接する結晶粒の非底面すべりのすべり線とつながって見えるように観察された。しかし $\varepsilon = 5.2\%$ (Fig. 13(d) (e) (f)) では、粒内で単独にすべり線が観察された。ここで 3 つの非底面すべり系の活動性について後ほど考察で述べる。

4. 考 察

Mg-Y 合金の延性向上の要因について、単結晶引張試験と多結晶引張試験の結果をふまえて考察する。純マグネシウム多結晶と Mg-0.9 at%Y 多結晶の各ひずみ量における非底面すべりの活動頻度を Fig. 14 に示す。ここで非底面すべりの活動頻度は、観察領域中の結晶粒に対するすべり線が観察された結晶粒の数割合とした。今回、純マグネシウムおよび Mg-0.9 at%Y の観察した粒の数はそれぞれ 190 個、152 個である。純

マグネシウムでは SPCS が最も多く活動しており、FPCS や PS はごくわずかであった。これに対し Mg-0.9 at%Y では、 $\varepsilon = 1.7\%$ において FPCS, SPCS, PS の活動頻度はそれぞれ 12%, 10%, 14% であった。さらに変形が進むにつれ、PS と FPCS の活動頻度が増加するのに対し、SPCS はあまり増加しなかった。このことから Mg-0.9 at%Y では PS と FPCS が活動的であり、また全体的に非底面すべりの活動頻度が純マグネシウムより高いことが分かった。なお BS のすべり線は純マグネシウムでは 49%, Mg-0.9 at%Y では 97% の結晶粒で観察された。

次に各すべり系の活動応力について考察する。各結晶粒の方位より、活動したすべり系のシュミット因子を求め、負荷応力より非底面すべりに作用する分解せん断応力 RSS を算出した。各ひずみ量における各結晶粒の非底面すべりに作用する RSS を Fig. 15 に示す。また単結晶引張試験から得られた純マグネシウムおよび Mg-0.9 at%Y における FPCS, SPCS および PS の CRSS を破線で示す。純マグネシウムでは $\varepsilon =$

Fig. 14 Relationship between nominal strain and frequency of non-basal slip.

Fig. 15 Relationship between nominal strain and resolved shear stress (RSS) on non-basal slips.

4.0%においてSPCSのRSSがCRSSを上回っているためSPCSが活動できることが分かる。一方Mg-0.9 at%Yでは、 $\varepsilon = 1.7\%$ において、FPCSおよびPSのRSSがそれぞれのCRSSを下回っているにも関わらず非底面すべりが活動していた。したがってFig. 13(a)(b)(c)に示すように、降伏直後の変形初期段階では、底面すべりによる粒界への応力集中により非底面すべりが活動したと考えられる。しかし変形が進み、 $\varepsilon = 5.2\%$ になると非底面すべりのRSSがCRSSを上回り、Fig. 13(d)(e)(f)に示すように粒内で単独にすべりが活動できたと考えられる。

これらのことを踏まえ、マグネシウム多結晶の変形過程について考察する。純マグネシウムでは、SPCSのCRSSがFPCSのCRSSよりも低いためSPCSが活動しやすいと言える。しかし単結晶引張試験より得られた応力ひずみ曲線は、SPCSの活動によって急激な加工硬化を示し、また $\varepsilon = 3.0\%$ 程度で破断することが報告されている^[3]。したがって純マグネシウム多結晶の引張試験では、SPCSが活動するが急激な加工硬化を示し、数%程度変形しただけで早期に破断したと考えられる。一方Mg-0.9 at%Y単結晶は、FPCSのみで変形することが分かった。そのCRSSは純マグネシウムのSPCSのCRSSよりも高いものの、ほとんど加工硬化を示さず数十%の高い延性を示した。したがって多結晶材の場合、降伏直後では底面すべりによる粒界への応力集中によりFPCSが活動し、変形が進むとRSSがCRSSを上回るため粒内で単独にFPCSが活動できるようになると言える。すなわちイットリウム添加によるCRSSの相対的な変化からFPCSが活動的になり、FPCS自体が高い延性に寄与するすべり系であるため、延性が向上したと考えられる。

5. 結 言

室温でMg-(0.6~1.3)at%Y合金単結晶およびMg-0.9 at%Y多結晶の引張試験を行い、以下の結果を得た。

(1) Mg-(0.6~1.1)at%Y合金単結晶では一次錐面すべりに

よって降伏し、降伏後は加工硬化をせずに変形した。

(2) Mg-(1.1~1.3)at%Y合金単結晶では柱面すべりによって降伏し、降伏後は加工硬化をしながら変形した。

(3) イットリウムの増加に伴い一次錐面すべりのCRSSが増加した。

(4) Mg-0.9 at%Y合金多結晶では、底面すべりの粒界への応力集中により、CRSSよりも低いせん断応力で非底面すべりが活動した。

(5) Mg-0.9 at%Y合金多結晶では、変形が進むにつれ一次錐面すべりおよび柱面すべりの活動頻度が増加した。

以上の結果より、一次錐面すべりが降伏直後から破断するまで活動し続けることで、Mg-0.9 at%Y合金多結晶の延性が向上したと言える。

本研究の一部は公益財団法人軽金属奨学会の補助金により実施したものである。ここに深く感謝の意を表する。

文 献

- 1) H. Yoshinaga and R. Horiuchi: Trans. JIM **3**(1962) 220-226.
- 2) R. Von Mises: Z. Agnew. Math. Mech. **8**(1928) 161-185.
- 3) S. Ando, K. Nakamura, K. Takashima and H. Tonda: J. JILM **42**(1992) 765-770.
- 4) A. Kutsukake, S. Ando, M. Tsushida, H. Kitahara and H. Tonda: Key Eng. Mater. **345-346**(2007) 137-140.
- 5) S. Ando, M. Tanaka and H. Tonda: Mater. Sci. Forum **419-422**(2003) 87-92.
- 6) S. Ando, M. Tsushida and H. Kitahara: Mater. Sci. Forum **654-656**(2010) 699-702.
- 7) T. Kitahara, S. Ando, M. Tsushida and H. Kitahara: Key Eng. Mater. **345-346**(2007) 129-132.
- 8) S. R. Agnew, M. H. Yoo and C. N. Tome: Acta Mater. **49**(2001) 4277-4289.
- 9) N. Stanford, R. K. W. Marceau and M. R. Barnett: Acta Mater. **82**(2015) 447-156.
- 10) T. Mineta, S. Miura, T. Mukai, M. Ueda and T. Mohri: J. Japan Inst. Met. Mater. **77**(2013) 466-472.
- 11) S. Sandlöbes, S. Zaefferer, I. Schestakow, S. Yi and R. Gonzalez-Martinez: Acta Mater. **59**(2011) 429-439.
- 12) T. Suzuki, D. Ando, Y. Sutou and J. Koike: J. JILM **65**(2015) 259-262.