ECAE 加工した Mg-Al-Zn 合金のミクロ組織と引張特性

吉田 雄*・山田 英明*
鎌土 重晴**・小島 陽**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 51, No. 10 (2001), pp. 556-562

Microstructures and tensile properties of
ECAE processed Mg-Al-Zn alloysYu YOSHIDA*, Hideaki YAMADA*
Shigeharu KAMADO** and Yo KOJIMA**

In this study, ECAE (equal-channel angular extrusion) processing was applied to Mg-Al-Zn alloys and subsequently secondary processing by hot rolling was carried out in order to investigate possible changes in properties of the ECAE processed alloys. In 4-pass ECAE processed specimens of a Mg-3%Al-3%Zn alloy, ductility improves remarkably compared to that of as-cast samples because the microstructures of the ECAE processed alloy have fine and equiaxed grains due to dynamic recrystallization during ECAE processing which was carried out at 523 K and because their basal plane orients towards 45° to the extrusion direction. On the other hand, many $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ $\{10\bar{1}1\}$ twins which cross at an angle of 60° to the rolling direction are observed in the microstructure of 4-pass-ECAE + rolled specimens. In this specimen, although the basal plane orients parallel to the rolled surface, tensile strength and 0.2% proof strength are improved significantly and good elongation is retained because twinning and basal slip in twins operate during tensile deformation. This result shows that ECAE processed materials exhibit good formability and it is possible to obtain superior mechanical properties by subjecting ECAE processed samples to secondary processing such as rolling and forging without heat treatment.

(Received May 2, 2001)

Keywords: ECAE process, Mg-Al-Zn alloy, tensile properties, texture

1. 緒 言

マグネシウムは、室温におけるすべり系が基底面のみであることから、冷間加工性に劣る。そのため、現在、マグネシウム合金で製造されている製品のほとんどが鋳造法によって製造され、塑性加工の適用は少ない。しかし、製品歩留まりや表面性状に優れ、材質改善も容易な塑性加工の適用により、マグネシウムの広範な需要が期待される。

マグネシウム合金の塑性加工性向上には、リチウム添加による結晶構造の変化^{1),2)}やジルコニウム³⁾等の結晶粒微細化効果を持つ元素を添加する方法などがある。しかし、これらの方法では合金組成が限定され、一般的な塑性加工性向上方法として用いるには制限がある。一方、強加工と熱処理を組合せる、いわゆる加工熱処理による結晶粒微細化によっても塑性加工性の向上を図ることは可能であり、合金組成には限定されない。また、マグネシウム合金の結晶構造は最密六方格子であるため、面心立方格子構造であるアルミニウムに比べ、大きなテイラー因子を持つことから、結晶粒微細化を行うことにより、加工性の向上だけでなく、高強度化も可能と

なる^{4)~6)}。

これまで結晶粒微細化したマグネシウム合金の高強度化および超塑性の発現に関する報告は数多くなされている^{7)~14)}。また最近では、ECAE 法^{15),16)}に代表される強加工法による結晶粒微細化が注目され、マグネシウム合金への適用例も報告されている^{17)~19)}。たとえば、Yamashita ら¹⁸⁾は ECAE 材の引張特性の結晶粒径依存性を調べ、Hall-Petch 則に従って、結晶粒径が微細化されることによりすべての特性とも改善されることを報告している。一方、マグネシウム合金の機械的性質は、その結晶配向にも強く影響されることも報告されている。すなわち、AZ31¹⁹⁾および ZK61¹¹⁾の押出材や圧延材などでは、基底面が加工方向と平行に配向しやすいため、引張強さおよび 0.2% 耐力は高いものの、延性は低い値を示すことが報告されている。それに対して、同じ結晶粒径を有する AZ31 合金の ECAE 材では、基底面が押出方向と角度を持って配向しやすいため、前述の押出材と比較すると、ECAE 加工方向（押出方向）に引張った場合、0.2% 耐力は低下するものの、延性が大きく向上することを報告している。このような押出、圧延等で得られる高い引張強さおよ

* 長岡技術科学大学大学院 (〒940-2188 新潟県長岡市上富岡町1603-1)。Graduate School, Nagaoka University of Technology (1603-1 Kamitomioka-machi, Nagaoka-shi, Niigata 940-2188)。

** 長岡技術科学大学 (長岡市)。Nagaoka University of Technology (Nagaoka-shi, Niigata)。

び0.2%耐力と、ECAE加工で得られる高延性を兼ね備えるようにする組織制御を試みた報告はない。

そこで本研究では、自動車の足回り部品等の構造部材に使用されている6061アルミニウム合金鍛造材並みの高強度化・高延性化を目的として、まず安価で耐食性が期待できるMg-Al-Zn系合金のAlとZn量を変化させたMg-7%Al-0.15%Mn合金(AM70)、Mg-5%Al-1.5%Zn-0.15%Mn合金(AZ52)、Mg-3%Al-3%Zn-0.15%Mn合金(AZ33)にECAE加工を施し、結晶粒の微細化を図るとともに、組織方位制御の観点から鍛造用素材としての評価を引張試験により行った。さらに、このECAE材を供試材として、鍛造のような二次加工した後の引張特性を把握するため、ECAE加工材に圧延を施し、その引張特性を評価した。

2. 実験方法

本検討合金の溶製は、電気抵抗炉を用いてSF₆とCO₂の混合ガス雰囲気中で行った。本検討合金の化学組成をTable 1に示す。

合金の溶製後、得られたインゴットから10×10×60 mmのECAE加工用試験片を切出し、加工性向上のため688 K・8 hの均質化処理を施した。ECAE加工はTable 2に示す条件で1回および4回行った。

二次加工後の特性把握のため、4回ECAE加工した試料(以下4パスECAE材と略す)を供試材として圧延(以下4パスECAE+圧延材と略す)を行った。また、as-cast材を圧延して比較材(以下cast-圧延材と略す)とした。圧延は、耳割れが発生しない条件としてAM70では623 K、AZ52およびAZ33合金では、573 Kの温度で、圧下率5%/pass、最終圧下率80%まで圧延を施した。

これらの加工を施した試料について、光学顕微鏡観察を行い、加工によって生じるマイクロ組織を調べた。また、引張試験後、破面近傍の光学顕微鏡観察およびSEMによる破面観察を行い、マイクロ組織が引張変形様式に及ぼす影響を考察した。

さらに、引張特性と試料の結晶配向の相関性を考察するために、ECAE材および圧延材についてX線回折を行い、各面の強度比からその結晶配向の程度を評価した。X線源にはCuK α 線($\lambda=0.15406$ nm)を用い、管電圧40 kV、管電流30 mAの条件で行った。回折角度(2θ)は20~140°, サンプリング幅は0.02°, 走査速度は2°/minとした。

引張試験は大気中、室温にて初期ひずみ速度 1.67×10^{-3} s⁻¹の条件で行った。引張試験片は、ECAE加工材では標点間距離10 mm、平行部直径4 mmの丸棒試験片に、圧延材は標点間距離10 mm、平行部の幅4 mm、厚さ2 mmの平板試験片に、NC旋盤でそれぞれ機械加工した。

Table 1 Chemical compositions of alloys prepared for this study (mass%)

Alloys	Al	Zn	Mn	Fe	Ni	Mg
AM70	7.1	—	0.13	0.002	0.001	bal.
AZ52	5.1	1.4	0.12	0.001	0.001	bal.
AZ33	3.1	3.0	0.12	0.001	0.001	bal.

3. 実験結果

3.1 ECAE加工によるマイクロ組織

Fig. 1にAZ33合金の均質化処理材、1パスECAE材および4パスECAE材の組織写真を示す。1パスECAE材の組織は、2 μ m程度の微細な結晶粒と100 μ m以上の幅を持つ粗大な結晶粒から構成されている。微細結晶粒は、加工中に粒界に蓄積したひずみにより動的再結晶が生じ、その際に形成されたものと考えられる。試料中央部(B)では、粗大な結晶粒は押しつぶされた形状をしており、そのまわりに微細な結晶粒が多く観察され、大きなひずみを受けていることがわかる。一方、試料外側(A, C)では、粗大な結晶粒は等軸を保ったままで、動的再結晶により生じる微細結晶粒の数も少ない。これは、試料外側のコーナ部では、材料の拘束が弱く¹⁶⁾、せん断力が小さくなるためと考えられる。したがって、1回のECAE加工では、試料全域に均等にせん断力が加わらず、加工後の組織の均一化は不十分である。一方、4回のECAE加工を施すことにより、組織の大半は1~4 μ m程度の微細な動的再結晶粒により占められる。また、1パスECAE材で見られた組織の不均一性は改善され、試料全域で均一な組織が観察される。Fig. 2に4回ECAE加工したAZ52およびAM70合金の中央部のマイクロ組織を示す。両合金ともAZ33合金と同様に4回のECAE加工により結晶粒は微細化するが、一部に粗大な結晶粒も残留する。この傾向はAZ52合金で最も顕著に現れ、50 μ m程度の結晶粒が一部に観察される。また、AM70合金でも20 μ m程度の粗大粒が存在するが、その量はAZ52合金ほど多くはない。

3.2 圧延後のマイクロ組織

Fig. 3に各合金のas-cast材および4パスECAE材に最終圧下率80%までの圧延を施した試料(以下、cast-圧延材、4パスECAE+圧延材と略す)の圧延方向に対して平行な横断面のマイクロ組織をそれぞれ示す。AM70合金では、cast-圧延材、4パスECAE+圧延材ともほぼ同様な組織を示す。これは、623 Kと高い温度で圧延加工したことにより、供試材の状態が影響しなかったためと考えられる。両試料ともに組織は結晶粒径が20~60 μ m程度と、AM70合金4パスECAE材と比べて粗大な結晶粒によって構成され、粒内には、約

Table 2 ECAE processing conditions

Number of processing	1 st	2 nd	3 rd	4 th
Rotation angle of specimens (deg)	—	180	90	180
Extrusion rate (mm/s)	0.20~0.52	0.21~0.57	0.20~0.53	0.24~0.63
Extrusion force (kN)	40~90	25~55	18~65	20~45
Working temperature (K)	AM70 : 573 AZ52, AZ33 : 523

Fig. 1 Microstructures of homogenized and ECAE processed specimens of AZ33 alloy.

Fig. 2 Microstructures of 4-pass-ECAE processed specimens of AZ52 and AM70 alloys.

60°の角度で交差する X 字型の双晶が観察される。

AZ52, AZ33合金では, cast-圧延材と 4 パス ECAE+圧延材のミクロ組織は大きく異なる。4 パス ECAE+圧延材では, 圧延前の組織と比較すると, 結晶粒径は粗大になるが, 等軸粒を保ったままである。また, AM70合金と同様に交差する双晶が観察され, その量も多い。一方, cast-圧延材では, 圧延方向に引伸ばされた結晶粒が観察されるものの, 4

Fig. 3 Microstructures of specimens rolled using ECAE processed (left side) and as-cast samples (right side) of (A) AM70, (B) AZ52 and (C) AZ33 alloys.

パス ECAE+圧延材で観察される双晶はほとんど見られない。

以上の結果から, 圧延時の変形様式は, cast-圧延材ではすべり変形が主であるのに対し, 4 パス ECAE+圧延材ではすべり変形に加えて双晶変形も大きな役割を持っているものと推測される。その原因としては, 1 パス圧延ごとに加熱する際の結晶粒の粗大化が考えられる。4 パス ECAE 材はもとも結晶粒は微細で, 後述するように圧延の際にすべり変形しやすい基底面が圧延方向に対して45°傾いている。そのため, 圧延初期の段階では, 容易にすべり変形が生じ, 粒界にはひずみが蓄積される。その後の再加熱時に結晶粒が粗大化するとともに, 圧延方向に基底面が揃うことにより, すべり変形は困難となり, 双晶変形が生じやすくなるものと考えられる。

3.3 引張特性

Fig. 4 に as-cast 材, 4 パス ECAE 材および圧延材の引張特性を示す。各合金ともに, 4 回の ECAE 加工による引張強さの向上はわずかであるが, 圧延を施すことにより大幅に向上する。圧延を施した試料では, AZ52合金の cast-圧延材で344 MPa と最も高い引張強さを示し, 4 パス ECAE+圧延材でも328 MPa を示す。

各合金の0.2%耐力は, 4 パス ECAE 材では, as-cast 材と比較してほぼ同等か若干低下する。しかしながら, 各合金とも圧延を施すことにより0.2%耐力は著しく向上し, 最も高

Fig. 4 Tensile properties of as-cast, 4-pass-ECAE processed and rolled specimens.

い値を示す AZ52合金の cast-圧延材では290 MPa に達する。4 パス ECAE 材を供試材とした圧延材の耐力も圧延前と比較して2倍以上となり、AZ52合金では274 MPa、AZ33合金では265 MPa に達し、cast-圧延材とほぼ同じである。

4 パス ECAE 材の伸びは AZ33合金で、23%と高い伸びを示し、as-cast 材より大きく向上する。AZ52合金4パス ECAE 材の伸びは as-cast 材より低下する。この原因としては後述するように、Fig. 2 で示した粗大粒の存在が考えられる。as-cast 材を供試材として圧延を施した試料は、圧延前と比較して伸びは低下する。一方、4 パス ECAE + 圧延材は、圧延前に有した伸びとほぼ同等な値を示す。

以上のように、4 パス ECAE 材に圧延を施すことで、各合金ともに引張強さおよび0.2%耐力が著しく向上し、しかも高い延性を示して強度とじん性を兼ね備えた特性を有するようになる。引張特性のバランスが最もよい合金は、AZ33合金で、引張強さ322 MPa、0.2%耐力265 MPa、伸び20%を示す。この値は6061アルミニウム合金鍛造材の引張特性の規格値²⁰⁾を大きく上回る。

4. 考 察

4.1 4 パス ECAE 加工材の破断面および結晶配向

4 パス ECAE 材の破断面近傍のマイクロ組織写真および破面の SEM 写真を Fig. 5 に示す。一例として、AZ33合金の破断した試験片の外観写真に示しているように、各合金とも

Outward appearance of AZ33 alloy specimen

Optical micrographs

SEM images

Fig. 5 Microstructures near the fractured surfaces (left side) and SEM images (right side) of 4-pass-ECAE processed (A) AM70, (B) AZ52 and (C) AZ33 specimens.

4 パス ECAE 材は引張方向に対して約45°の面でせん断破壊している。一方、破断面近傍のマイクロ組織に見られるように各合金とも破壊は微細粒領域で生じるが、AZ52合金では微細粒と粗大な未再結晶粒の界面でもき裂が生じている。SEM 観察の結果から、破面には、引張軸方向を向いたディンプルが形成され、この領域ではすべり変形による延性破壊が生じたことを示唆している。また、AZ52合金ではディンプルの少ない平坦な領域(写真左側部分)も観察される。これは、微細粒と粗大粒の界面に蓄積したひずみを起点としてその界面上をき裂が伝播した形跡と考えられる。AZ52合金では Fig. 2 からわかるように、粗大な未再結晶粒が多いためこのようなき裂伝播が多く発生し、その結果として as-cast 材より低い伸びを示したと考えられる。以上のことから、粗大粒が少ない AZ33合金では微細粒内で延性破壊を示し、高延性に大きく寄与しているものと推測される。

Table 3 は AZ33合金の4パス ECAE 材の各断面から得られた X 線回折結果で、各結晶面の強度を示す。表中の強度はランダム配向していると想定される粉末を用いて測定された ASTM カードで最も高い強度を示す(1011)面の強度を100としたときの相対的強度である。また、各結晶面から得られた実験値と ASTM カードの相対的強度との比をとり、その

Table 3 X-ray diffraction pattern from various crystal planes of 4-pass-ECAE processed specimen of AZ33 alloy

(a) Parallel to the extrusion direction

Plane hkil	Intensity (arbitrary unit)		b/a
	a : ASTM value	b : Experimental value	
10 $\bar{1}$ 0	25	7	0.28
0002	36	17	0.47
10 $\bar{1}$ 1	100	100	1.00
10 $\bar{1}$ 2	15	14	0.93
11 $\bar{2}$ 0	12	5	0.42
10 $\bar{1}$ 3	16	7	0.44
11 $\bar{2}$ 2	13	17	1.31
20 $\bar{2}$ 1	8	5	0.63

(b) Transverse to the extrusion direction

Plane hkil	Intensity (arbitrary unit)		b/a
	a : ASTM value	b : Experimental value	
10 $\bar{1}$ 0	25	89	3.56
0002	36	55	1.53
10 $\bar{1}$ 1	100	100	1.00
10 $\bar{1}$ 2	15	10	0.67
11 $\bar{2}$ 0	12	43	3.58
10 $\bar{1}$ 3	16	12	0.75
11 $\bar{2}$ 2	13	11	0.85
20 $\bar{2}$ 1	8	21	2.63

(c) Perpendicular to the extrusion direction

Plane hkil	Intensity (arbitrary unit)		b/a
	a : ASTM value	b : Experimental value	
10 $\bar{1}$ 0	25	15	0.60
0002	36	31	0.86
10 $\bar{1}$ 1	100	100	1.00
10 $\bar{1}$ 2	15	59	3.93
11 $\bar{2}$ 0	12	9	0.75
10 $\bar{1}$ 3	16	39	2.44
11 $\bar{2}$ 2	13	18	1.38
20 $\bar{2}$ 1	8	7	0.88

大きさから結晶配向の度合を評価した。そのため、強度比、b/a が1より大きくなるほど、その結晶面が、測定した断面内に強く配向していることを示す。

押出方向に対して平行な横断面からの回折ピークは(10 $\bar{1}$ 0)面および(11 $\bar{2}$ 0)面などの柱面からの強度比が異常に高い。このことは、これらの面が強く配向していることを意味する。また、(0002)面や(20 $\bar{2}$ 1)面など底面、錐面からの強度の比もやや高い。これらは、4回のECAE加工を試料を回転しながら行っているため、前の段階で、すなわち、1および2回目のECAE加工で生じた集合組織が残留するためと考えられる。また、押出方向に対して垂直な断面では、回折強度の

Fig. 6 Schematic illustration of crystal orientation for 4-pass-ECAE processed specimen.

比は(10 $\bar{1}$ 2) (10 $\bar{1}$ 3)面および(11 $\bar{2}$ 2)面など錐面で高くなる。これに対応して、押出方向に平行な上面では(11 $\bar{2}$ 2)面のほかに、(10 $\bar{1}$ 1) (10 $\bar{1}$ 2)面のような錐面の強度比が1に近く、他の結晶面からの強度が大きく低下することから、これらの錐面が強く配向しているものと考えられる。

以上のように、ECAE加工後の試料は強い結晶配向を示し、基底面は押出方向に対して角度を持つようになる。マグネシウムの基底面はせん断力の働く方向、すなわち押出方向に対して45°の方向に沿いやすいこと、横断面では(10 $\bar{1}$ 0)面および(11 $\bar{2}$ 0)面の強度比が高いことを勘案すると4パスECAE材の主な結晶配向はFig. 6のように2種類の配向が予測される。Aは、せん断面と平行に基底面が[11 $\bar{2}$ 0]方向に向いた結晶配向を示す。このとき押出方向に垂直な面には基底面との面間角を計算することにより(11 $\bar{2}$ 3)面が現れるものと推測される。なおこの面からの回折ピークは消滅則によりX線回折結果には現れない。また、Bでは[10 $\bar{1}$ 0]方向に沿って基底面が配向しており、押出方向に垂直な面には、(10 $\bar{1}$ 2)面が現れる。このような、2種類の結晶配向が混在する原因については以下のことが考えられる。マグネシウム合金圧延板の集合組織には、加工集合組織として(0001) [11 $\bar{2}$ 0]が、再結晶集合組織として(0001) [10 $\bar{1}$ 0]が生じる²¹⁾。すなわち圧延後焼なましを行うことで[0001]方向を軸として30°回転した集合組織を形成する。4パスECAE材で考えられるAとBの二つの組織も[0001]方向を軸として30°の関係にあることから、ECAE加工によって組織はAのような加工集合組織を形成した後、動的再結晶によりAの結晶が約30°回転した再結晶集合組織Bを形成し、一部Aの組織も残留するため両者が混在するようになるものと推測される。このとき、A、Bの組織が底面において[11 $\bar{2}$ 0]方向にすべると仮定したときのシュミット因子はそれぞれ約0.50、0.40と大きな値を示す。このように、室温ですべりやすい基底面が引張方向に対して45°方向、すなわち引張試験時に最大せん断応力が働く方向に配向しており、底面ですべり変形が容易に生じる。したがって、AZ33合金のas-ECAE材の破断はFig. 5の外観写真に示すように、引張方向に対して45°傾いた面で生じるとともに、低い耐力と高い延性を示すものと考えられる。AZ52およびAM70合金においても、同様の結晶配向をしているものと考えられるが、前述したとおりこれらの合金は粗

Fig. 7 Microstructures near the fractured surfaces (left side), the central part of the specimen (right side) and SEM images of fractured surface (center) of 4-pass-ECAE + rolled (A) AM70, (B) AZ52 and (C) AZ33 specimens.

大な結晶粒を多く含むため、延性は向上しない。このように、本検討合金の延性には結晶方位が大きな影響を及ぼしているものと考えられるが、高延性の達成のためには結晶粒の微細化も重要であり¹⁸⁾、均一かつ微細な結晶粒が高延性化に寄与しているものと考えられる。

4.2 4パスECAE + 圧延材の破断面および結晶配向

Fig. 7に4パスECAE材を供試材として圧延を施した試料の破断面の組織写真を示す。圧延材の光学顕微鏡観察では、破面近傍および内部とも引張試験前より多くの双晶が観察される。このことは引張試験中にも双晶が生じ、それが延性にも寄与することを意味する。SEM観察結果より、圧延材の破面は4パスECAE材と異なり、主に段差のついた平坦な面で構成されている。また、破断面の外観形状が平行断面中に存在したX字型双晶の形状と一致する。以上のことから、4パスECAE + 圧延材の変形様式は、双晶変形が主であり、破壊は交差する双晶界面および双晶と粒界からのき裂伝播により生じるものと推察される。

Table 4にAZ33合金の圧延材のX線回折結果を示す。供試材の違いによる回折強度の違いは見られず、両材とも圧延面からの回折強度は、ASTMカードの強度比と比較すると(0002)面および(0004)面で高く、従来報告されている圧延集合組織と同様に圧延面に平行に基底面が配向した集合組織を形成しているものと推測される。

このような強い圧延集合組織が形成されているにもかかわらず、高延性が達成される理由として、圧延時に導入された双晶の存在が考えられる。マグネシウムの双晶は、力の加わる方向によって数種類存在することが報告されている^{22), 23)}が、本研究の圧延材で導入される双晶の形態としては、圧延時に圧縮応力が加わり、光学顕微鏡観察で見られたX字型

双晶の挟角が約60°であることから、Fig. 8に示すような $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ $\{10\bar{1}1\}$ 双晶が考えられる^{22), 23)}。この双晶が導入することにより、基底面は圧延方向に対して約7.8°の傾斜を持ち、そのせん断ひずみは約14%となる。その結果、双晶内の基底面にせん断力が働き、底面すべり変形が可能となり、延性が向上することが考えられる。しかし、双晶変形および双晶内における底面すべりだけでは20%という大きな伸びを説明するのは困難であることから、小池ら²⁴⁾がすでに報告しているようなa転位およびa+c転位の非底面すべりや粒界すべりの影響も考えられる。なお、この双晶内において、底面が引張方向と平行に7.8°傾いた方向にすべると仮定したときのシュミット因子は0.13とas-ECAE材の1/4~1/3程度であり、しかも圧延集合組織も形成されているため耐力が著しく向上するものと考えられる。

5. 結 言

本研究では、AZ33, AZ52およびAM70マグネシウム合金にECAE加工後、二次加工としての圧延加工を施し、各加工後の試料のミクロ組織および引張特性を評価した。その結果、以下の結論を得た。

(1) 本検討合金に、523~573 Kで4回のECAE加工を施すことにより試料全体がほぼ微細な結晶粒によって占められるようになるが、AZ52合金では50 μm程度の結晶粒も残留する。

(2) X線回折結果から、4パスECAE材では、押出方向に対して約45°傾いたせん断面と平行に基底面が揃い、(0001) $[11\bar{2}0]$ および(0001) $[10\bar{1}0]$ の2種類の集合組織が形成されることがわかった。これは、ECAE加工により前者の加工集合組織が形成された後、動的再結晶により、後者の再結晶集

Table 4 X-ray diffraction pattern from various crystal planes of AZ33 specimen rolled after ECAE processing. The rolling direction was parallel to the extrusion direction

(a) Cast-rolled specimen

Plane hkil	Intensity (arbitrary unit)		b/a
	a : ASTM value	b : Experimental value	
10 $\bar{1}$ 0	25	1	0.04
0002	36	100	2.78
10 $\bar{1}$ 1	100	5	0.05
10 $\bar{1}$ 2	15	1	0.07
10 $\bar{1}$ 3	16	4	0.25
0004	2	5	2.50
10 $\bar{1}$ 5	2	2	1.00
30 $\bar{3}$ 2	1	1	1.00
10 $\bar{1}$ 6	1	1	1.00

(b) 4-pass-ECAE + rolled specimen

Plane hkil	Intensity (arbitrary unit)		b/a
	a : ASTM value	b : Experimental value	
10 $\bar{1}$ 0	25	1	0.04
0002	36	100	2.78
10 $\bar{1}$ 1	100	5	0.05
10 $\bar{1}$ 2	15	2	0.13
10 $\bar{1}$ 3	16	3	0.19
0004	2	6	3.00
10 $\bar{1}$ 5	2	2	1.00
30 $\bar{3}$ 2	1	1	1.00
10 $\bar{1}$ 6	1	1	1.00

合組織が形成されるためと考えられる。その結果、4パスECAE材では、微細粒化とともに、底面すべり変形が生じやすくなり、0.2%耐力は低いものの、高い延性を示すようになる。

(3) 本検討合金の4パスECAE材に圧延を施すことで、各合金ともに引張強さ、0.2%耐力とも著しく向上する。しかも、cast-圧延材のように伸びの著しい低下は見られず、強度とじん性を兼ね備えた特性を有するようになる。AZ33合金では、引張強さ322 MPa、0.2%耐力265 MPa、伸び20%、AZ52では、引張強さ328 MPa、0.2%耐力274 MPa、伸び12%に達し、両合金ともに6061アルミニウム合金鍛造材の引張特性の規格値を大きく上回る。

(4) 圧延により生じる集合組織は、圧延方向と基底面が平行な典型的な圧延集合組織となるが、圧延時に導入される $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ $\{10\bar{1}1\}$ 双晶がその面内における底面すべりを促進することが示唆された。

本研究の一部は、文部科学省科学研究補助金・基盤(A)(課題番号11305049)、特定領域研究(B)「高性能マグネシウムの新展開」の援助により行われたものである。

Fig. 8 Schematic illustration of $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ $\{10\bar{1}1\}$ twin in magnesium.

参考文献

- 1) J. H. Jackson, P. D. Frost, A. C. Loonam, L. W. Eastwood and C. H. Loring: Trans. AIME, 185; J. Met., (1949), 149.
- 2) W. E. Freeth, G. V. Raynor: J. Inst. Met., 82 (1954), 575.
- 3) 田村洋介, 河野紀雄, 茂木徹一, 佐藤英一郎: 軽金属, 47 (1997), 679.
- 4) 馬淵 守, 中村 守, 朝比奈 正: 塑性と加工, 41 (2000), 309.
- 5) R. Armstrong, I. Codd, R. M. Douthwaite and N. J. Petch: Philos. Mag., 7 (1962), 45.
- 6) 中島英治, 吉永日出男: 鉄と鋼, 77 (1991), 1399.
- 7) H. Watanabe, T. Mukai, M. Kohzu, S. Tanabe and K. Higashi: Acta Mater., 47 (1999), 3753.
- 8) M. Mabuchi and K. Higashi: Acta Mater., 44 (1996), 4611.
- 9) H. Watanabe, T. Mukai, M. Kohzu, S. Tanabe and K. Higashi: Mater. Trans. JIM, 40 (1999), 809.
- 10) 久田信彦, 菅又 信, 金子純一: 軽金属, 48 (1998), 375.
- 11) T. Mohri, T. Nishiwaki, T. Kinoshita, H. Iwasaki, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, T. Aizawa and K. Higashi: Mater. Trans. JIM, 41 (2000), 1154.
- 12) H. Watanabe, T. Mukai and K. Higashi: Scripta Mater., 40 (1999), 477.
- 13) H. Watanabe, T. Mukai, M. Mabuchi and K. Higashi: Scripta Mater., 41 (1999), 209.
- 14) A. Bussiba, A. Ben Artzy, A. Shtechman, S. Ifergan and M. Kupiec: Mater. Sci. Eng., A302 (1998), 56.
- 15) 堀田善治, 古川 稔, T. G. Langdon, 根本 實: までりあ, 37 (1998), 767.
- 16) J. R. Bowen, A. Ghoslinia, S. M. Roberts and P. B. Prangnell: Mater. Sci. Eng., A287 (2000), 87.
- 17) M. Mabuchi, K. Ameyama, H. Iwasaki and K. Higashi: Acta Mater., 47 (1999), 2047.
- 18) A. Yamashita, Z. Horita and T. G. Langdon: Mater. Sci. Eng., A300 (2001), 142-147.
- 19) T. Mukai, M. Yamanoi, H. Watanabe and K. Higashi: Scripta Mater., 45 (2001), 89.
- 20) 鈔軽金属協会編: アルミニウムハンドブック (第5版), (1994), 305.
- 21) 五弓勇雄: 日本機械学会誌, 67 (1964), 488.
- 22) M. H. Yoo: Met. Trans. A, 12A (1981), 409.
- 23) 佐藤裕之: マグネシウム技術便覧, 日本マグネシウム協会・マグネシウム技術便覧編集委員会編, カロス出版, (2000), 106.
- 24) J. Koike, T. Kobayashi, T. Mukai, K. Higashi, M. Suzuki and K. Maruyama: Scripta Materialia, to be submitted.