

# マグネシウム合金の曲げ延性向上に対する合金元素の影響の解明

熊本大学 先進マグネシウム国際研究センター

教授 安藤 新二

(2018 年度 一般研究開発助成 AF-2018016-B2)

キーワード：結晶方位依存性，降伏応力，延性

## 1. 研究の目的と背景

近年の環境問題の観点から、各種輸送機器の軽量化のための構造材料として、軽量なマグネシウム(Mg)合金が注目されており、2000年頃から、ドイツ、韓国、中国を中心として世界各国で研究が行なわれている。日本でも従来の3倍の強度を持つ高強度耐熱性Mg合金や難燃性Mg合金の開発やその量産化研究が進められている。ここで、Mg合金を自動車等の構造部材や部品に加工する場合、曲げ加工性は重要な要素である。曲げでは、同時に引張と圧縮の応力が生じる。特にMgはhcp構造であるために、fccやbcc構造の金属と比べると変形挙動が大きく異なる。すなわち、Mgの主要な変形機構である底面すべりは、底面に垂直もしくは平行な応力が作用する場合には活動できない。またもう一つの活動的な変形機構である $\{10\bar{1}2\}$ 双晶は、底面に垂直な引張では容易であるが、逆に圧縮では活動しない。このようなことから、Mgの曲げ変形に強い結晶方位依存性が生じると考えられる。そこで本申請者は、純Mg単結晶および多結晶圧延材の3点および4点曲げ変形挙動の調査を行った。その結果、単結晶における結晶方位ごとの変形機構を明らかにした。また、多結晶圧延材の曲げ変形においても、単結晶に類似した結晶方位依存性を示し、曲げ変形において、中立面が曲げの外側(引張側)に大きく移動する特異な挙動を明らかにした<sup>1,2)</sup>。

通常Mgは、機械的特性向上のために合金として用いられている。しかしながら、添加元素と得られる機械的性質の関係は未だ十分にわかっていない。近年、Mg合金の室温での延性の改善に希土類元素の添加が有効であるとされ、イットリウム(Y)の添加による研究等がなされている。しかし、これが曲げ変形特性の向上につながるかどうかの研究は行われていない。そこで本研究では、Yを添加した単結晶および多結晶圧延材を用いて曲げ試験を行い、Mgの曲げ変形挙動に対する合金元素の影響と、その特性向上の機構を明らかにすることを目的とした。

## 2. 実験方法

純Mg(純度99.9%)および純Y(純度99%)のインゴットから、高周波誘導加熱真空炉を用いてMg-Y合金インゴットを铸造した。この合金から、高純度黒鉛るつぼを用いて、ブリッジマン炉によりMg-Y合金単結晶を作製した。組成はMg-(0.07, 0.15, 0.25)at.%Y(以下0.07Y, 0.15Y, 0.25Y)とした。この単結晶から、約 $3 \times 3 \times 25 \text{mm}^3$ の角柱試験片を作製した。試験片作製後、Arガス雰囲気中で熱サイクル焼

鈍(673-723K, 21.6ks $\times$ 8回)を行った。図1に本研究で用いた試験片の結晶方位を示す。前回の結果<sup>1,2)</sup>と比較しやすくするため、中立軸が $[11\bar{2}0]$ 、中立面が(0001)である試験片をB試験片とし、中立軸が $[11\bar{2}0]$ 、中立面が $(1\bar{1}00)$ である試験片をE試験片とした。

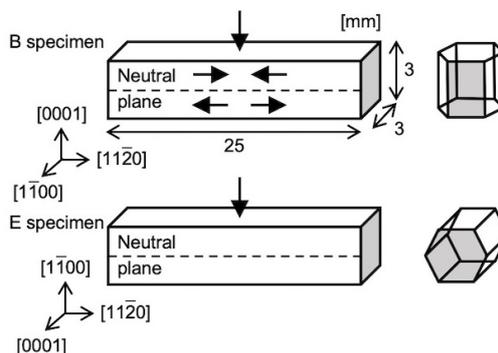


図1 単結晶試験片の結晶方位

次にMg-(0.23, 0.54, 0.93)at.%Y合金(以下0.2Y, 0.5Y, 0.9Y)を铸造後、623Kで熱間圧延し、773Kで680~980s熱処理を行い、粒径約 $50 \mu\text{m}$ の圧延材を作製した。また、比較として純Mgも同様に圧延し、673Kで640s熱処理し、同様な粒径をもつ圧延材を得た。作製した圧延材の(0002)極点図を図2に示す。いずれも $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 底面集合組織を持っているが、Y添加により集合組織の強度は減少していることがわかった。ただし、Y添加量の違いによる強度の違いはほとんどなかった。

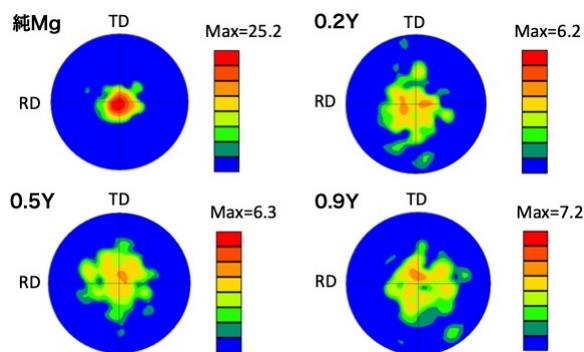


図2 Mg-Y合金圧延材の(0002)極点図

この圧延材より図3に示す試験片を作製した。RD, ND, TDはそれぞれ圧延方向、圧延面垂直方向、幅方向である。ここで、中立面が圧延面に平行なものをRTおよびTR試験片、

中立面に対し圧延面が垂直なものをTNおよびRN試験片とした。試験片寸法は単結晶試験片と同じとした。

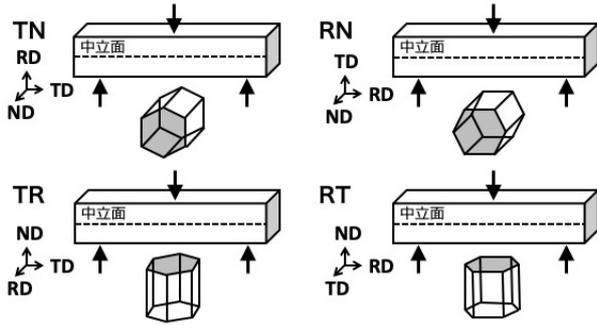


図3 多結晶圧延材の試験片の方位

3点曲げ試験は単結晶、圧延材共に中央圧子半径2.0mm、左右支持部の半径2.5mmの治具を用い、スパン長さLは16mmとした。試験は室温大気中、中央圧子の押し込み速度 $1.67 \times 10^{-2} \text{mm/s}$ で行った。3点曲げ試験における曲げ応力 $\sigma$ は式(1)で、曲げ歪 $\epsilon$ は式(2)で算出した。

$$\sigma = 3PL / (2bf^2) \quad (1)$$

$$\epsilon = (6dh) / L^2 \quad (2)$$

ここで $b$ は試験片幅、 $h$ は試験片高さである。また曲げ降伏応力 $\sigma_y$ は、 $\epsilon = 0.02\%$ における $\sigma$ とした。

単結晶および圧延材共に、表面のすべり線や双晶をノルスキー型微分干渉顕微鏡およびCCDカメラを用いて観察した。多結晶圧延材は、SEM/EBSD装置(JEOL, JSM-7001F, OIM Analysis7)を用いて結晶方位解析を行い、変形機構を調査した。また圧延材において、曲げ中立面を測定するために、図4に示すように、試験片表面にカラーグレーでドットパターンを塗布し、DIC法により画像解析で試験片の歪分布を求めた。DICにはGOM社のCorrelateを用いた。図4(b)のように、試験片の長手方向の歪を求め、歪が0となる位置を中立面とした。

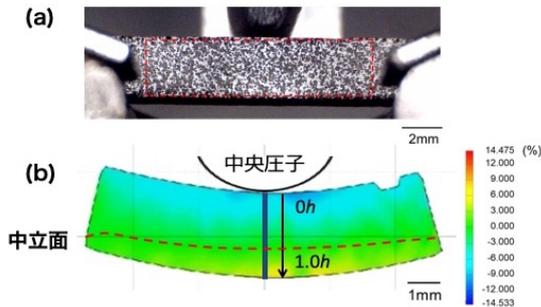


図4 (a)DIC法に用いた試験片と(b)中立面の決定法

### 3. 実験結果および考察

#### 3・1 Mg-Y単結晶B試験片の3点曲げ試験

B試験片の代表的な曲げ応力-曲げ歪曲線を図5に、Y添加量と $\sigma_y$ の関係を図6に示す。 $\sigma_y$ は0.07Yまではあまり変わらないが0.15Yでは増加した。B試験片は全て

降伏後、直線的な加工硬化を示し、Y添加によって加工硬化率が増加することがわかった。その後、試験片と治具が接触する $\epsilon = 35\%$ 程度までいずれも破断しなかった。

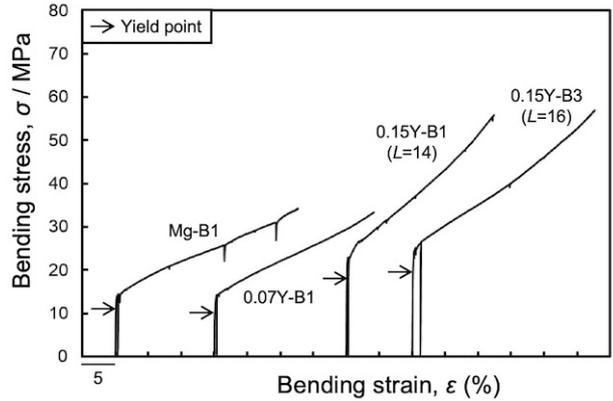


図5 B試験片の3点曲げ応力-歪曲線

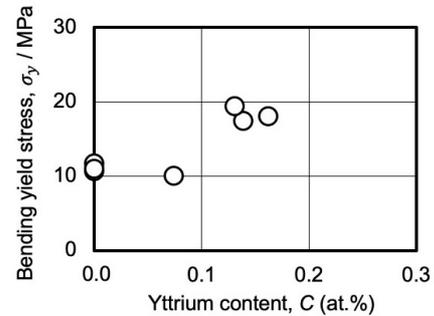


図6 B試験片の曲げ降伏応力とY添加量の関係

曲げ試験後の0.15Y-B試験片の形状を図7に示す。B試験片は「ひの字(Gull-shape)」状に変形し、図7(b)に示すように、左右支持部間で底面すべりが観察された。この挙動は純Mg<sup>1,2)</sup>と同じであり0.07Yも同様であった。よってMg-Y合金でも底面すべりで曲げ変形が生じることがわかった。

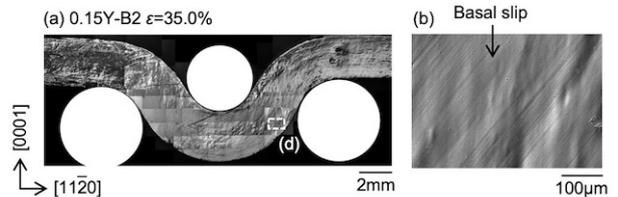


図7 0.15YのB試験片の曲げ変形後の形状

$\sigma_y$ の増加の原因を考えるため、前回の報告<sup>1,2)</sup>で提案した式(3)から底面上のせん断降伏応力 $\tau_y$ を計算した。

$$\tau_y = P / (2bh) \quad (3)$$

得られた値を図8に示す。また図には、報告されている純Mg<sup>3)</sup>およびMg-1.0at.%Y<sup>4)</sup>における底面すべりの臨界分解せん断応力CRSSも示した。この結果、 $\tau_y$ とCRSSの値が一つの直線に乗ることから両者は同じものであり、Y添加

により底面すべりの CRSS が上昇したため  $\sigma_y$  は増加したといえる。また純 Mg では、底面転位が左右支持部上で堆積するため Gull-shape 状に変形すると報告した<sup>1,2)</sup>。Mg-Y 単結晶でも変形機構が変わらないため、Gull-shape 状に変形したといえる。

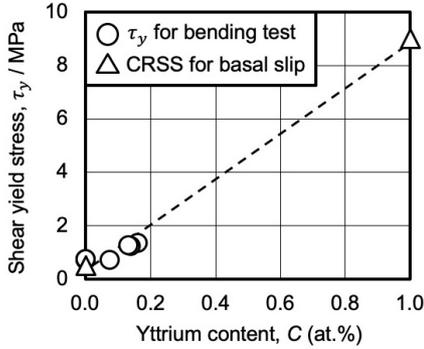


図 8 B 試験片における底面上のせん断応力の Y 依存性。

### 3・2 Mg-Y 単結晶 E 試験片の 3 点曲げ試験

E 試験片の曲げ応力-曲げ歪曲線を図 9 に示す。いずれの組成でも、 $\epsilon = 4\%$ 程度まで曲線上にセレーションが現れ、 $\epsilon = 8\%$ から急激に加工硬化し、き裂が生じた。図 10 に Y 添加量と  $\sigma_y$  および最大曲げ歪  $\epsilon_B$  の関係を示す。 $\sigma_y$  は 0.07Y までは純 Mg とあまり変わらないが、それ以上では Y 添加に伴い上昇した。また  $\epsilon_B$  も Y 添加により増加した。

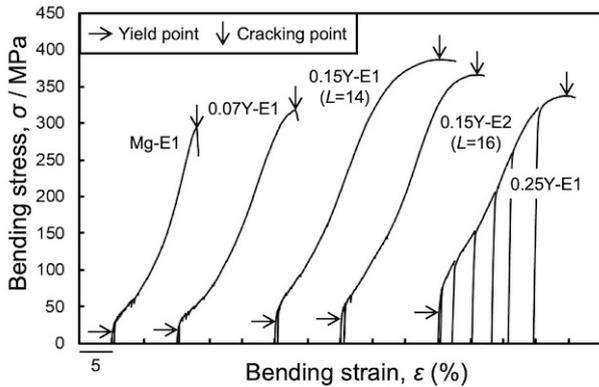


図 9 B 試験片の 3 点曲げ応力-歪曲線

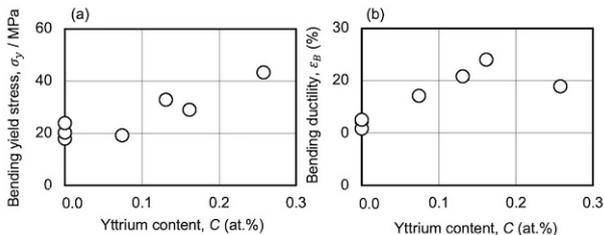


図 10 (a) 曲げ降伏応力および (b) 曲げ延性の Y 依存性

0.25Y の降伏時の中央圧子直下の様子を図 11 に示す。中央圧子近傍で  $\{10\bar{1}2\}$  双晶が発生し、その先端は引張側まで達しており、純 Mg<sup>1,2)</sup> と同様に他の Mg-Y 合金でも E 試験

片は  $\{10\bar{1}2\}$  双晶によって降伏した。ここで、圧縮側で発生した  $\{10\bar{1}2\}$  双晶の先端が引張側に達したことから、中立面の移動が生じており、これを考慮した E 試験片の変形機構を図 12 に示す。圧縮側の曲げ応力  $\sigma_c$  および引張側の曲げ応力  $\sigma_t$  を中立面の位置を考慮すると次式で表せる。

$$\sigma_c = MNc/I \quad (4)$$

$$\sigma_t = MNt/I \quad (5)$$

ここで  $M$  は曲げモーメント、 $I$  は断面 2 次モーメント、 $Nc$  は圧縮側からの、 $Nt$  は引張側からの中立面の距離で、それぞれ式 (6) と式 (7) と表せる。

$$Nc = 0.5h + xh \quad (6)$$

$$Nt = 0.5h - xh \quad (7)$$

ここで  $x$  は、 $h$  に対する中立面の移動量である。最終的に  $\sigma_c$  および  $\sigma_t$  は次式となる。

$$\sigma_c = (PL/4) (12/b \{2(0.5h + xh)\}^3) (0.5h + xh) = \sigma / (1+2x)^2 \quad (8)$$

$$\sigma_t = (PL/4) (12/b \{2(0.5h - xh)\}^3) (0.5h - xh) = \{\sigma (1-2x)\} / (1+2x)^3 \quad (9)$$

0.25Y-E1  $\epsilon = 0.41\%$

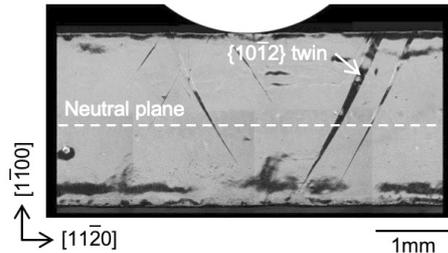


図 11 0.25Y-E 試験片の降伏時の曲げ変形の様子

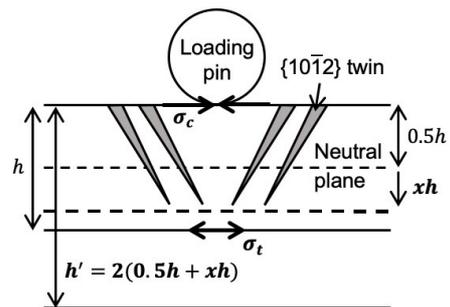


図 12 E 試験片における降伏時の曲げ変形機構

式 (8) から圧縮側の曲げ降伏応力  $\sigma_{cy}$  を求め、 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  圧縮における双晶のシュミット因子を用いて  $\{10\bar{1}2\}$  双晶の CRSS,  $\tau_{\text{twin}}$  を求めた。図 13 に Y 添加量と  $\tau_{\text{twin}}$  の関係を示す。この結果、 $\sigma_{cy}$  と純 Mg<sup>1,2)</sup> および Mg-Y 合金<sup>5)</sup> における  $\{10\bar{1}2\}$  双晶の CRSS が Y 添加量と比例関係を示した。したがって、Y 添加により  $\{10\bar{1}2\}$  双晶の CRSS が上昇したため E 試験片の  $\sigma_y$  は増加したといえる。

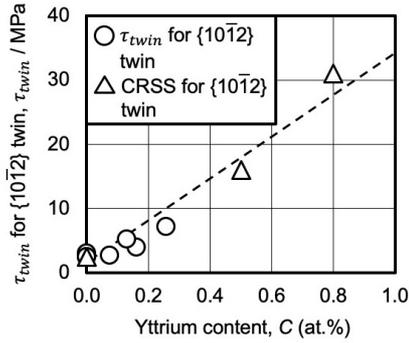


図13 双晶のCRSSとY添加量の関係

図14および図15に純Mgおよび0.15Yの変形後の様子を示す。B試験片と異なりE試験片は「V-shape」状に変形した。純Mgでは、圧縮側から引張側に向かって多数の $\{10\bar{1}2\}$ 双晶が発生していたが、図15のようにY添加により $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の領域は減少し、0.25Yではさら減少した。また図14(b)および図15(b)に示すように、 $\{10\bar{1}2\}$ 双晶内で底面すべりが観察された。これは双晶内の方位回転によるものである。さらに図15(c)に示すように、0.15Yでは引張側で一次錐面すべりおよび $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二重双晶が活動しており、これは0.25Yでも同様であった。

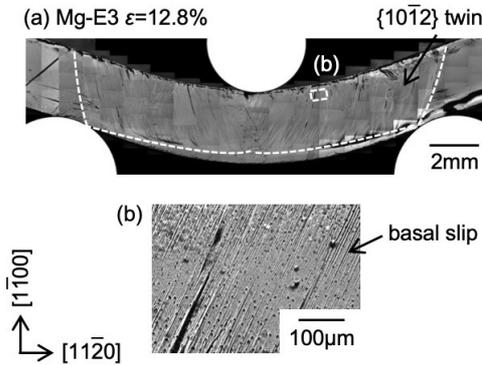


図14 純MgのE試験片における曲げ変形の様子

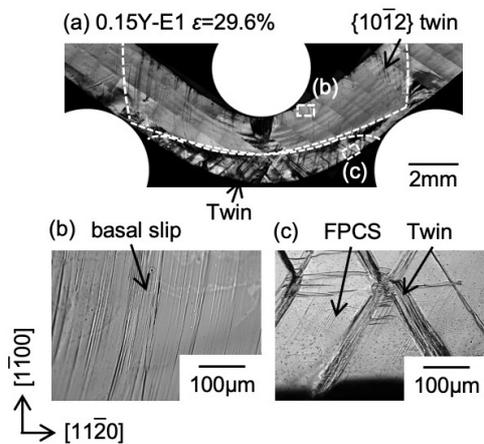


図15 0.15YのE試験片における曲げ変形の様子

図16にE試験片の変形機構を示す。純Mgでは $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の先端に中立面があり、Mg-Y合金では $\{10\bar{1}2\}$ 双晶と二重双晶の間に中立面が存在するとし、曲げ変形中の中立面の位置 $xh$ を測定した。その結果、図17に示すように、Mg-Y合金における中立面の移動は純Mgに比べて小さいことがわかる。Y添加は $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の活動応力を増加する<sup>5)</sup>ため、相対的に二重双晶や一次錐面すべりが引張側で活動しやすくなる。したがって $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の領域が狭くなり、中立面の移動が減少したといえる。

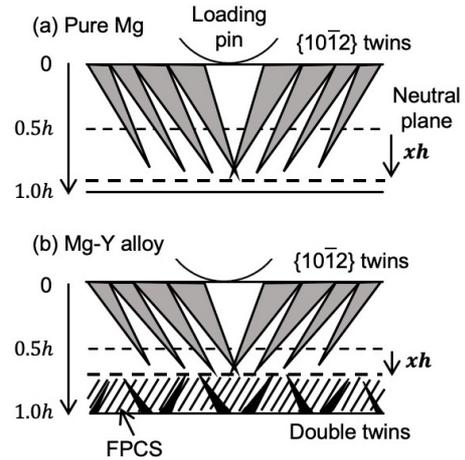


図16 E試験片における曲げ変形機構

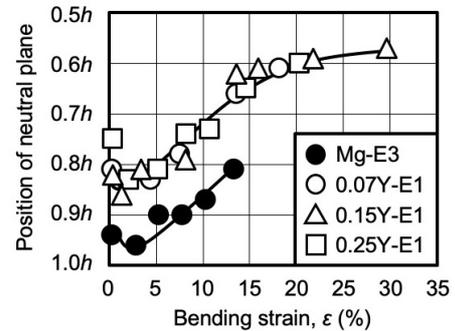


図17 E試験片における中立面とY添加量の関係

ここで、二重双晶の面積から二重双晶により生じる引張歪を求めたところ $\epsilon$ に比べ非常に小さかった。また安藤ら<sup>6)</sup>は、二重双晶からき裂が発生すると報告している。本研究でも、0.07Yでは $\epsilon=13\%$ で二重双晶が発生し、約17%でその双晶に沿ってき裂が生じた。一方0.15Yや0.25Yでは、 $\epsilon=5\%$ で二重双晶が発生したにもかかわらず、約20%までき裂が生じなかった。Mg-Y合金では、図15(c)に示すように、引張側で一次錐面すべりが生じている。したがって、0.15Yおよび0.25Yでは、二重双晶周辺で発生した多数の一次錐面すべりが二重双晶の界面での応力集中を緩和したため、き裂発生を抑制したと考えられる。以上の結果より、Mg-Y合金では、引張側における変形は一次錐面すべりによって生じるといえる。

図 18 に純 Mg および 0.25Y の曲げ応力-曲げ歪曲線と中立面位置から計算した  $\sigma_t$  の関係を示す. 図中の点線は, 純 Mg<sup>(7)</sup> および Mg-0.6at.%Y<sup>(8)</sup> の一次錐面すべりの活動応力を示している. ここで, 0.25Y の  $\sigma_t$  は純 Mg に比べて大きく,  $\epsilon = 11\sim 15\%$  で増加し, 一次錐面すべりの活動応力に近くなることからわかる. また  $\epsilon = 14\%$  以上で一次錐面すべりが観察されている.

以上のことから, Y 添加により  $\{10\bar{1}2\}$  双晶が起りにくくなるため中立面の移動が減少し, それに伴って引張側の引張応力が大きくなる. その結果, 一次錐面すべりが活動できるようになるため, 曲げ延性が向上したといえる.

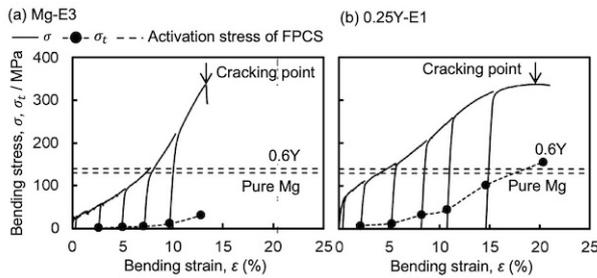


図 18 (a) 純 Mg および (b) 0.25Y における応力-歪曲線と曲げ引張応力  $\sigma_t$  の関係

### 3.3 Mg-Y 多結晶圧延材の 3 点曲げ試験

今回は 4 種類の試験片を用いて試験を行った結果, 中立面と圧延面が垂直である TN と RN, 中立面と圧延面が平行である TR と RN がそれぞれ同様の挙動を示した. そこでここでは, TN と TR における結果を示す.

図 19 に TN における曲げ応力-歪曲線を示す. Y 添加に伴い  $\sigma_y$  は増加し, 加工硬化後の延性が 0.5Y まで増加した. しかし 0.9Y では減少した. 図 20 に TR の結果を示すが, こちらも同様に  $\sigma_y$  は上昇し, 延性は 0.9Y まで増加した. 図 21 に Y 添加量と  $\sigma_y$  の関係を示す. いずれの試験片も, Y 添加量にはほぼ比例して  $\sigma_y$  が増加している. ここで, 純 Mg および 0.9Y の  $\sigma_y$  には試験片方位による差はあまり見られないが, 0.2Y および 0.5Y では, TN および RN に比べて TR および RT が 10MPa ほど高くなっている.

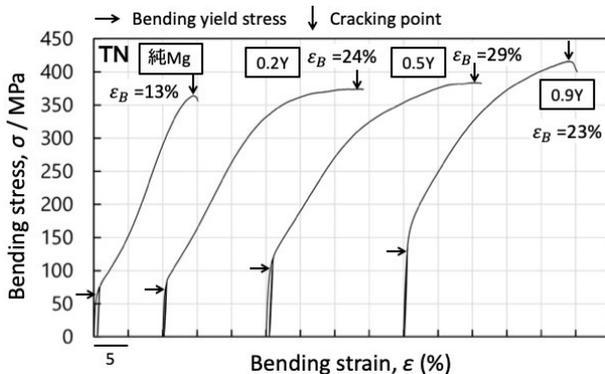


図 19 TN 試験片の 3 点曲げ応力-歪曲線

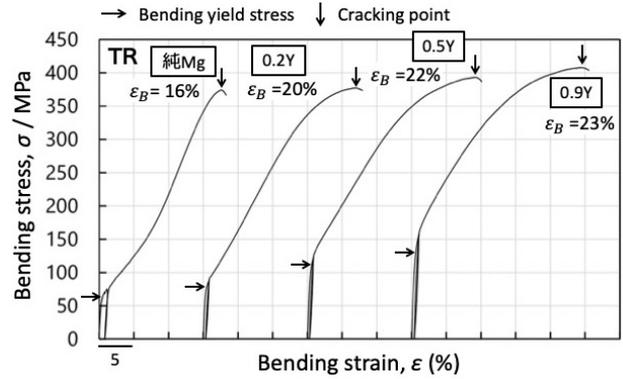


図 20 TR 試験片の 3 点曲げ応力-歪曲線

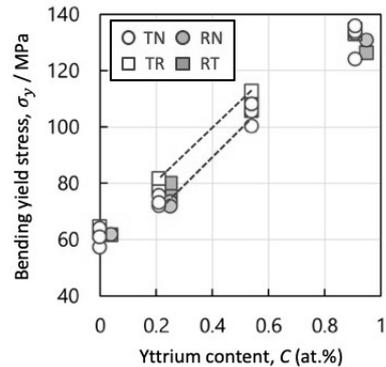


図 21 圧延材における曲げ降伏応力と Y 添加量の関係

図 22 に Y 添加量と  $\epsilon_B$  の関係を示す. 純 Mg に比べ, Mg-Y 合金はいずれも  $\epsilon_B$  が高くなっていることから, Y 添加は曲げ延性の改善に効果的であるといえる. しかし, TR および RT では,  $\epsilon_B$  は Y 添加量に依存せずほぼ一定となっているのに対し, TN および RN では Y 添加に伴って増加し, 0.5Y では約 1.5 倍の大きな値を示した. しかし, 0.9Y では減少し, TR および RT と同様な値となった.

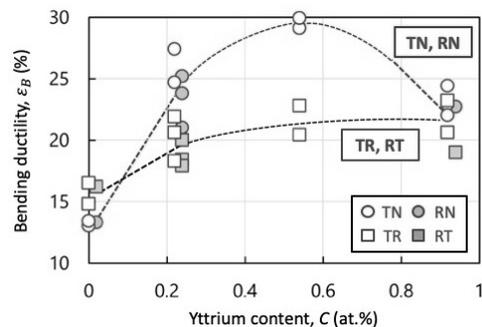


図 22 圧延材における曲げ延性と Y 添加量の関係

以上のように Y 添加により曲げ強度および曲げ延性が増加した理由を調べるために変形機構の調査を行った. TN における降伏時の変形の様子を図 23 に示す. 純 Mg では  $\{10\bar{1}2\}$  双晶のみであったが, Mg-Y では  $\{10\bar{1}2\}$  双晶に加え底面すべりも観察された. これは Y 添加により底面集合組織の程度が弱くなり, 引張方向に対する底面の傾きが大きくな

ったために底面すべりが起こりやすくなったといえる。さらに、0.9Y では $\{10\bar{1}2\}$  双晶がほとんど観察されず、ほぼ底面すべりのみであった。この傾向は TR 試験片でも同様であった。

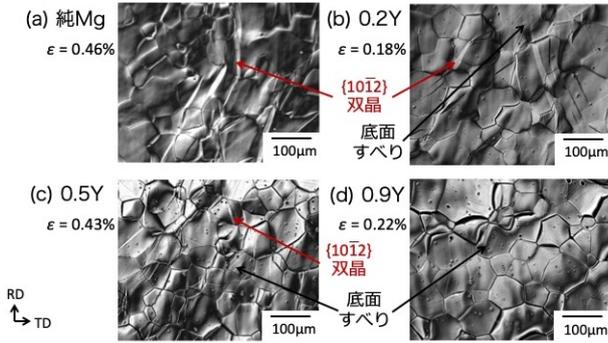


図 23 TN 試験片における降伏時の変形の様子

いずれの試験片とも降伏時には $\{10\bar{1}2\}$  双晶と底面すべりが活動することがわかった。Mineta ら<sup>9)</sup>は、Mg の底面すべりおよび $\{10\bar{1}2\}$  双晶の CRSS が Y 添加に伴い増加することを報告している。したがって、Mg の曲げにおける $\sigma_y$ が増加した理由は、これらの変形機構の CRSS が Y 添加で増加したためといえる。

図 21 に示したように、0.2Y および 0.5Y において結晶方位による $\sigma_y$ の違いがあった。そこで、0.2Y の中央圧子付近で $\{10\bar{1}2\}$  双晶が観察された範囲を図 24 示す。TN では半円形上に分布していたが、TR では圧子直下付近ではほとんど双晶が観察されず逆三角形上に分布していた。この圧縮側表面における双晶発生範囲を測定した結果を図 25 に示す。測定値はばらつきがあるものの、発生範囲は $\epsilon$ にほぼ比例して増加し、TN および RN に比べて TR および RT の方が広がった。前回の報告<sup>1,2)</sup>で述べたように、TR および RT では中央圧子による荷重負荷方向と hcp の c 軸が平行になる結晶粒が多くなる。この負荷応力が、曲げ圧縮応力で生じる $\{10\bar{1}2\}$  双晶面のせん断力を打ち消すことになる。そこで図 26 に示すように、圧子下部の双晶変形領域は、TR および RN では試験片中央部ではほとんど変

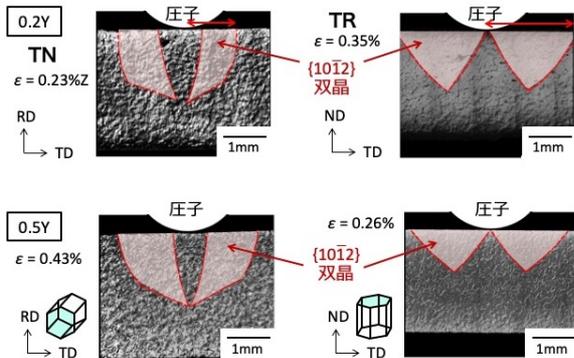


図 24 0.2Y における圧子直下の $\{10\bar{1}2\}$  双晶の範囲の比較

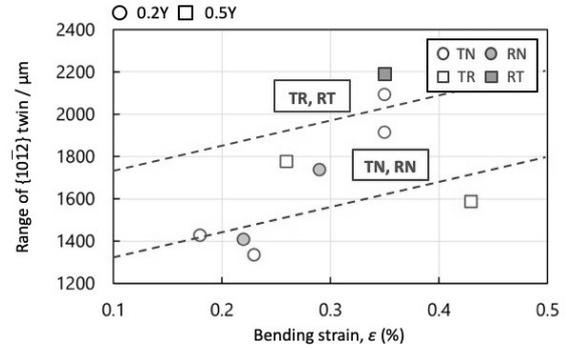


図 25 曲げ歪と圧縮側の $\{10\bar{1}2\}$  双晶の範囲の関係

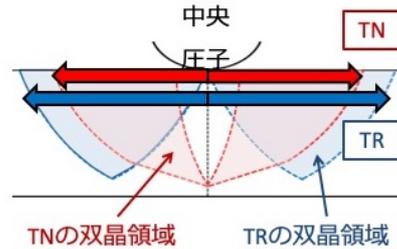


図 26 TN と TR における降伏時の $\{10\bar{1}2\}$  双晶範囲の比較

形できないため、その分双晶領域をより広げることで曲げひずみを生じさせなければならなくなる。したがって TR および RN では変形に高い応力が必要となり $\sigma_y$ が高くなったといえる。ここで、0.9Y では方位による $\sigma_y$ の差がなくなるが、0.9Y では $\{10\bar{1}2\}$  双晶がほとんど起こらなくなり、いずれの試験片でも底面すべりおよび非底面すべりで変形するために $\sigma_y$ に差がなくなったといえる。

次に Y 添加により曲げ延性が増加した理由について示す。図 27 に純 Mg および 0.5Y の TN および TR の曲げ試験後の変形の様子を示す。TN および TR は、純 Mg では圧縮側で $\{10\bar{1}2\}$  双晶が生じているが、TR では底面すべりも広い範囲で活動していた。これは、TR では単結晶の B 試験片と同様の方位をもつ結晶粒が多いからであり、曲げにより底面にせん断応力が作用するためである。これに対し 0.5Y では、引張側で一次錐面すべり、二次錐面すべりおよび柱面すべりといった非底面すべりの活動が見られた。

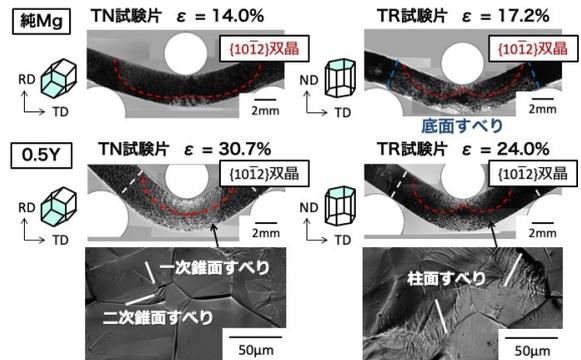


図 27 純 Mg および 0.5Y の TN, TR の曲げ変形の様子

そこで、試験片中央部の引張側において、約 100 個の結晶粒のうち、非底面すべりのすべり線が観察された結晶粒の数の割合をすべりの活動頻度として測定した結果を図 28 に示す。ε=12%において、純 Mg では 40%以下の結晶粒でしか非底面すべりは活動していないが、Y 添加に伴って活動頻度が増加し、0.9Y では 100%近い値になった。すなわち、Y 添加により引張側の変形機構として非底面すべりが活発化したことが延性増加の原因であるといえる。

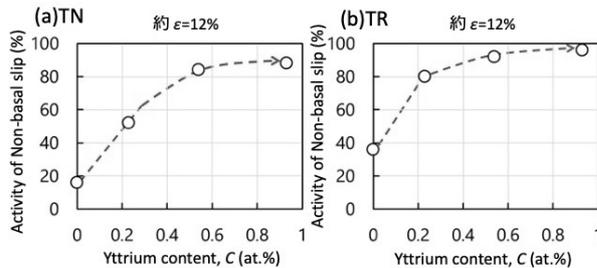


図 28 (a) TN および (b) TR における非底面すべりの活動頻度と Y 添加量の関係。

ここで図 22 の TR では、純 Mg に対し、0.2Y では ε<sub>B</sub> は急激に増加し、その後は Y 添加に対し緩やかに増加している。この傾向は図 28 (b) の非底面すべり活動頻度の傾向と一致している。しかし図 22 に示したように、TN では ε<sub>B</sub> は 0.5Y まで急激に増加し、その後 0.9Y では減少している。この傾向は、図 28 (a) の TN の非底面すべり活動頻度の傾向とは異なる。この原因を調べるために、DIC 法により曲げ変形中の中立面の位置を測定した結果を図 29 に示す。TN において、純 Mg では中立面が引張側にあり、これは単結晶 E 試験片の場合と同様に、圧縮側で発生した {10 $\bar{1}2$ } 双晶が引張側まで広がっていることを示す。この中立面位置は、Y 添加により試験片の中心に移動するようになり、0.9Y では一般的な 3 点曲げにおける中立面の変化の挙動を示した。これに対し図 29 (b) の TR では、いずれの合金でも純 Mg とほぼ同じになり、Y 添加による中立面の移動は起こっていない。

この結果から、TR と TN における曲げ延性の違いを考察した結果を図 30 に示す。まず、図 30 (a) に 0.5Y の TN と TR の中立面位置の模式図を示す。TR では中立面がほぼ試

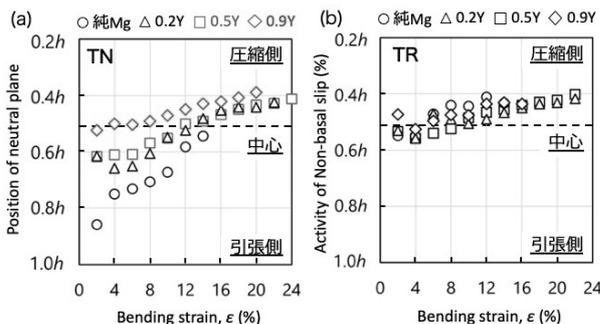


図 29 (a) TN および (b) TR における曲げ歪と中立面位置

験片中心にあるのに対し、TN では引張側に位置している。この場合、同じ曲げ歪において生じる引張歪は、図に示すように TR の方が大きくなる。TN と TR の試験片長手方向は圧延方向であるため、引張応力に対しては同じ結晶方位関係となる。そこで、いずれも一定の引張歪に達すると破壊すると考えられる。したがって、破壊が生じる引張歪に達する曲げ歪は TN の方が大きくなるため、TN の ε<sub>B</sub> が大きくなったといえる。しかし、0.9Y の TN では ε<sub>B</sub> が減少し、TN と TR の ε<sub>B</sub> は同程度となった。これは図 29 (a) に示すように、TN での中立面の位置が試験片中心に移動したため、図 30 (b) に示すように 0.5Y の時より引張歪が大きくなり、TR と同程度になることを意味している。したがって 0.9Y では ε<sub>B</sub> が減少し TR と同程度となったといえる。この TN における中立面移動の減少は、Y 添加により {10 $\bar{1}2$ } 双晶の CRSS が増加し、活動しにくくなったためである。TR においても {10 $\bar{1}2$ } 双晶は発生しているが、結晶方位の違いにより、曲げ試験片中央部では、中央圧子の荷重と曲げ圧縮応力の作用で {10 $\bar{1}2$ } 双晶発生が抑制されているため、Y 添加による中立面の変化が生じなかったといえる。

以上のように Y 添加で Mg 圧延材の延性は向上するが、0.5Y までは結晶方位による差が大きく異方性を示すことになる。しかし 0.9Y になると延性が低下するが、結晶方位による差が少なくなり、等方的になった。これは Y 添加が {10 $\bar{1}2$ } 双晶の CRSS を増加させるため、双晶変形が活動しにくくなることが原因であるといえる。

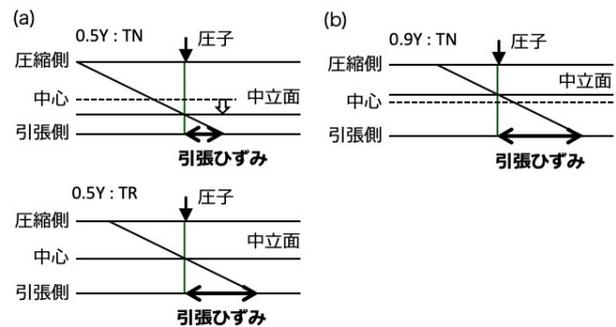


図 30 TN および TR における中立面位置と引張歪の関係。

## 4. 結言

純 Mg および Mg-(0.07~0.25)at.% Y 合金単結晶、および Mg(0.7~0.9)at.% Y 合金多結晶圧延材の 3 点曲げ試験を行い、各結晶方位における曲げ変形挙動に対するイットリウムの影響を調査した。その結果を以下に示す。

### 4.1 Mg-Y 単結晶の 3 点曲げ試験

1. 中立交が [11 $\bar{2}0$ ]、中立面が (0001) の B 試験片では底面すべりによって Gull-shape 状に変形し、イットリウムを 0.15at.% 添加しても変形機構に変化はなかった。曲げ降伏応力は 0.15at.% のイットリウムの添加によって上昇した。これは底面すべりの CRSS 増加によるものである。

- 中立軸が $[11\bar{2}0]$ であり, 中立面が $(1\bar{1}00)$ のE試験片では圧縮側から発生した $\{10\bar{1}2\}$ 双晶によって降伏し, 曲げ降伏応力はイットリウム添加に伴い上昇した. これはイットリウムの添加による $\{10\bar{1}2\}$ 双晶のCRSSの増加によるものである. また, 曲げ延性もイットリウムの添加によって増加した. これは, 純Mgは $\{10\bar{1}2\}$ 双晶と底面すべりによって変形するが, Mg-Y合金ではこれに加えて引張側で一次錐面すべりが活動するためである.

#### 4・2 Mg-Y多結晶圧延材の3点曲げ試験

- 中立面が圧延面に平行なTR, RTおよび垂直なTN, RNにおいて, イットリウム添加に伴い曲げ降伏応力は増加した. 0.2 at.%Yと0.5 at.%Yでは, 曲げ降伏応力はTN, RNよりTR, RTの方が大きかった.
- いずれの試験片においても, イットリウム添加に伴い底面すべりおよび $\{10\bar{1}2\}$ 双晶のCRSSが増加したため, 曲げ降伏応力は増加した.
- 曲げ延性は, TR, RTではY添加に伴い増加した. これに対しTN, RNでは, 0.5 at.%Yまで増加したが0.9 at.%Yで減少した. いずれの試験片も, イットリウム添加に伴い一次錐面すべりの活動が増加したため, 曲げ延性は増加した.
- TRの中立面は中心付近にあったが, TNでは引張側に移動し, その移動量はイットリウム添加に伴い減少した. 中立面が引張側にあるため, TNの曲げ延性はTRよりも高くなったが, 0.9 at.%Yでは中立面が0.5 at.%Yよりも圧縮側になったため曲げ延性は減少し, TNとTRの曲げ延性は同程度になった.

以上の結果より, イットリウム添加は曲げ強度, 曲げ延性を向上させることがわかった. また0.5 at.Yでは曲げ延性に異方性が生じるが, 0.9 at.Yでは $\{10\bar{1}2\}$ 双晶の発生が抑制されるため, 延性は等方的になることがわかった.

#### 謝 辞

本研究は, 公益財団法人天田財団の一般研究開発助成AF-2018016-B2によって実施したものである. ここに深く感謝する.

#### 参考文献

- 安藤新二:平成 26年度一般研究開発助成研究報告書AF-2015037
- H. Kitahara, M. Tsushida and S. Ando: J. Japan Inst. Met. Mater. 80 (2016) 102-107.
- R. L. Bell and R. W. Cahn: Proc. Roy. Soc. A 239 (1957) 494-521.
- S. Miura, S. Imagawa, T. Toyoda, K. Ohkubo and T. Mohri: Mater. Trans. 49 (2008) 952-956.
- T. Mineta, S. Miura, T. Mukai, M. Ueda and T. Mohri: J. Japan Inst. Met. Mater. 77 (2013) 466-472.
- D. Ando and J. Koike: J. Japan Inst. Metals 71 (2007) 684-687.
- S. Ando, K. Nakamura, K. Takashima and H. Tonda: J. JILM 42 (1992) 765-771.
- H. Rikihisa, T. Mori, M. Tsushida, H. Kitahara and S. Ando: J. Japan Inst. Met. Mater. 81 (2017) 458-466.
- T. Mineta and S. Miura: MRS proc. 1741 (2015) aa02-04.