



A. Takahashi

## 降温多軸鍛造を施した展伸マグネシウム合金の機械的諸性質

高橋 明宏\*

### 1. まえがき

マグネシウム(Mg)合金の密度は、鉄鋼材料の22%、アルミニウム合金の63%であり、構造用材料としての利用が期待されている<sup>1)</sup>。しかしMgの結晶構造が最密六方晶であるため室温での塑性加工が困難である。これは最密六方晶のすべり系が体心立方晶(例えば炭素鋼)や面心立方晶(銅合金やアルミニウム合金)に比べて数が少ないためである。さらに臨界分解せん断応力(Critical Resolved Shear Stress, CRSS)が最も低い底面すべり<sup>2)</sup>は室温下で容易に活動できるが、高温下(573~673K(300~400°C)程度)にならなければ他のすべり系が活動しにくいといった特徴を持つ<sup>3)</sup>。室温での塑性変形能の低さに対して、SomekawaらはMgにマンガン(Mn)を添加することで延性が劇的に向上する<sup>4),5)</sup>ことを報告している。

ところでMg合金の力学特性改善に関して、三浦らはAZ80Mg合金に降温多軸鍛造(Multi-Directional Forging, MDF)を施すことで降伏応力530MPa、延性9%を達成した<sup>6)</sup>。さらに三浦らは展伸用Mg合金に冷間加工を施して高ひずみ導入後の結晶粒微細化効果等によって、これまでにない力学的性質の向上を達成している<sup>6)</sup>。強加工技術<sup>7)-10)</sup>は添加元素を必要としないため資源活用上の利点を有する。その中でも、繰り返し高ひずみ導入が可能であり、あわせて加工素材の歩留まりが良好な多軸鍛造技術に注目が集まっている。しかしながら多軸鍛造を施したMg合金の研究成果は多くなく、極低温下での力学特性に関する調査報告は皆無である。そこで本研究では、熱間押出材とそれに多軸鍛造を施したサンプルの引張試験、静的三点曲げ試験および衝撃試験を室温および極低温下で実施し、それらの結果に基づいてマイクロ組織、機械的諸性質と破壊挙動の関連について調査した。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試材

本研究では、表1に示す化学組成のAZ31マグネシウム合金(AZ31Mg合金と略記)丸棒(大阪富士工業株式会社製、熱間押出比:13、押出温度:523-623K、押出速度:2000mm/min)を用いた。今後、この受け入れサンプルを初期材と称することにする。初期材のビッカース硬度は59HVであった。サンプル製造の鋳造段階で生成されると考えられる粗大

表1 熱間押出AZ31Mg合金の化学組成(mass%)

Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Mg
2.98	0.93	0.38	0.01	≤0.001	≤0.001	Bal.

晶出物であるMg-Al系介在物の空間的分布状態を既報<sup>11),12)</sup>にしたがって調査した。その結果、介在物体積率 $V_f$ はそれぞれ1.9%であった。また、ある程度の介在物が凝集配置を示すPólya-Eggenberger(ポリア-エッゲンバーガー)分布を呈することがわかった。

#### 2.2 降温多軸鍛造法

図1は多軸鍛造に関して模式的に示したものであり、圧縮鍛造を3パス実施すると鍛造開始前に戻ることを意味する。多軸鍛造は、矩形の試料の高さを $H_0$ 、縦を単位長さ $a=1$ 、横を $b$ 、圧縮鍛造後の高さを $H$ とすると、 $H$ と $H_0$ の関係を真ひずみ $\varepsilon$ を用いて表すと式(1)となる。

$$\varepsilon = \ln \frac{H_0}{H} = 0.8 \quad (1)$$

したがって $H_0 = e^{0.8} \cdot H = 2.22H$  ( $e$ はネイピア数)となるため、式(2)と式(3)が成立する。

$$1 : b = b : 2.22 \quad (2)$$

$$b = (2.22)^{0.5} = 1.49 \quad (3)$$

そのため、試料における各辺の寸法比が $a : c : b = 1.00 : 1.49 : 2.22$ (図1)となった金型を準備すれば、毎回の鍛造パス間の真ひずみ $\Delta\varepsilon = 0.8$ を鍛造ごとに累積可能であり、その上、試料の寸法比を常に一定にできる。更に理論上無限回の鍛造が可能になる。なお、本研究では降温多軸鍛造を採用した。すなわち図2に示すような鍛造パスごとに鍛造温度を逐次降温させながら実施した。必然的に金属学的な動的回復・動的再結晶を形成しながら結晶粒微細化に向けてマイクロ組織が変化するという特徴を持っている。なお、 $n$ パス目( $n=1, 2, 3$ )の試料を $n$ パス材と略記する。

#### 2.3 引張試験および静的三点曲げ試験方法

図3および図4は引張試験片および静的三点曲げ試験片の形状および寸法を示したものであり、ともに万能試験機を用いて実施した。図5は試験片の採取方向を示したも

\* 都城工業高等専門学校 教授

のである。引張試験片の評点距離内にひずみゲージを貼付し、それをヤング率および降伏応力の計測用とした。また最終破断までの変形は非接触伸び計を用いて計測した。静的三点曲げ試験片はVノッチを付与し、形状および寸法はシャルピー標準試験片を参考にした。切欠き先端半径は0.25mmである。両試験ともに荷重負荷速度は1mm/minとし、室温大気中で実施した。

極低温での引張試験および静的三点曲げ試験は冷媒として液体窒素を用いて行った。試験片部の周辺を発砲ポリスチレン材製の極低温クライオスタットで囲み、液体窒素を試験片に適量吹きかけるようにして実施した(最終的に83Kで安定して試験が実施できた)。変位測定はクライオスタット外部に治具を取り付け、治具の移動量を試験片の変位量としてレーザー変位形を用いて測定した。この変位測定機構と引張試験片に貼付したひずみゲージを比較し、精度良く変位測定が達成できていることを確認した。なお、両試験ともに負荷速度は1mm/minで行った。

試験の後、走査電顕を用いて破面観察を行った。

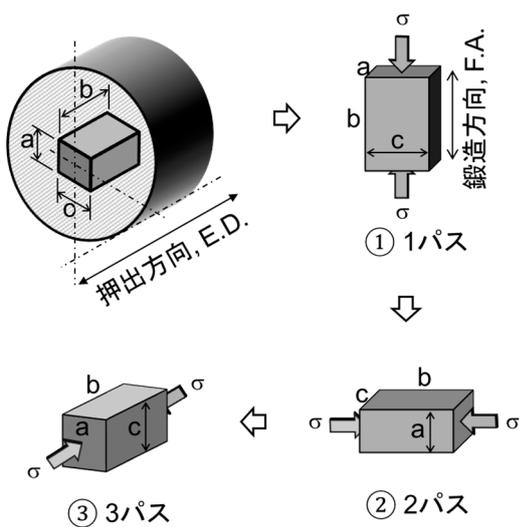


図1 多軸鍛造工程の概略を示した模式図

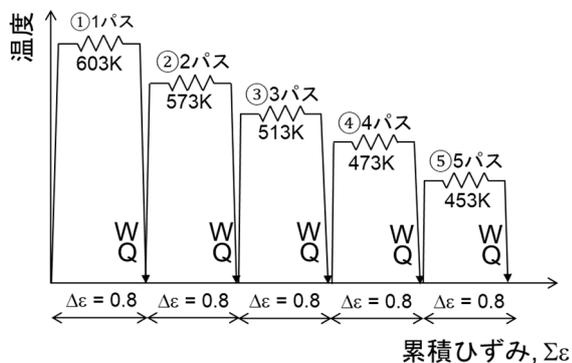


図2 降温多軸鍛造の加工温度履歴

## 2.4 衝撃三点曲げ試験方法

本研究で用いた衝撃試験片の形状および寸法は図4と同等とした。図6に落錘式衝撃試験機(模式図)と試験機に設置した極低温クライオスタットを示した。衝撃荷重測定のためのピエゾ式ロードセル(容量10kN)を打撃棒に組み込み、その打撃棒がリニアガイドを通して試験片V切欠き背面に衝突する構造となっている。極低温試験ではクライオスタット内に液体窒素を吹きこませ、試験片近傍のダミー試験片が所定温度(83K)に達した時に試験を開始した。室温以上の試験温度は、熱風機を用いて実施した。いずれも試験でも、衝撃試験片やダミー試験片にずれが生じないように慎重に行った。試験温度範囲は83Kから423Kであり、その範囲の7水準の温度で試験を実施した。初期衝撃負荷速度は1.0m/sとした。重りの重量は、小林らの提案<sup>13)</sup>に準じて破断までの吸収エネルギーよりも3倍以上の付加エネルギーとなるように調整した。

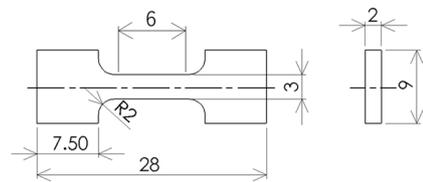


図3 引張試験片の形状および寸法

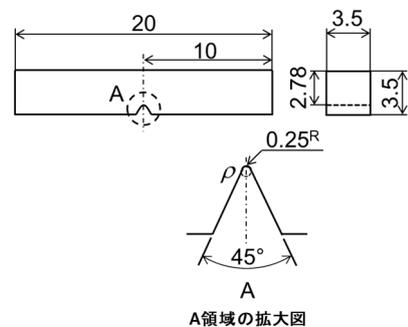


図4 静的および衝撃三点曲げ試験片の形状および寸法

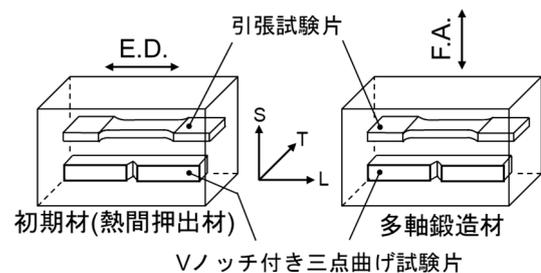


図5 各試験片の採取位置

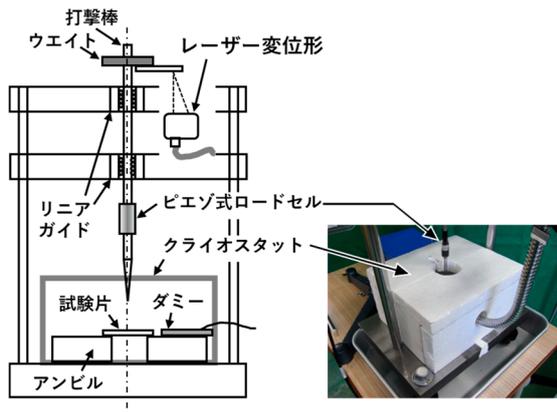


図6 落錘式衝撃試験機（模式図）とクライオスタット

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 ミクロ組織観察結果

図7は初期材（熱間押出材）および多軸鍛造を施したAZ31Mg合金のミクロ組織観察結果および平均結晶粒径を示したものである。なお、(e)および(f)は走査電顕および透過電顕を用いて観察した結果である。結晶粒は多軸鍛造のパス数が増えるにつれて微細化した。またマイクロビッカース硬さ(3.75N, 15秒)を測定した結果、多軸鍛造のパス数が増えると硬度が向上した。

#### 3.2 引張試験による応力-ひずみ曲線

図8は、AZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材の室温下での引張応力-ひずみ曲線である。初期材は、降伏応力(平均値)が206MPa、破断ひずみ(平均値)が0.258であり、いわゆる弾完全塑性体<sup>14)</sup>の応力ひずみ応答を示した。多軸

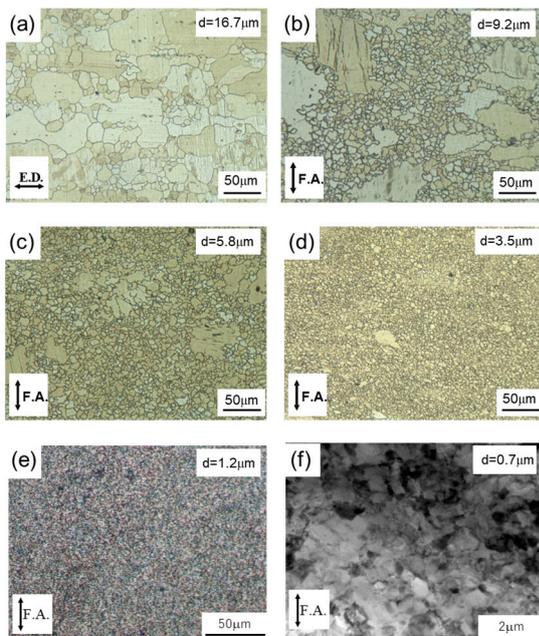


図7 AZ31Mg合金初期材（熱間押出材）および各パスの多軸鍛造材のミクロ組織

鍛造を1パス実施したときの応力ひずみ応答は、初期材のそれと比較して大きく変化した。降伏応力は顕著に低下し、加工硬化による塑性変形が顕著に現れた応答となった。その後累積ひずみの増加と共に降伏応力が増加し、 $\Sigma\Delta\varepsilon = 3.2$ (4パス)のところで、初期材よりも降伏応力が若干低くなるものの、引張強さおよび破断ひずみが向上した。しかしながら累積ひずみ $\Sigma\Delta\varepsilon = 4.0$ (5パス)では初期材に比べ降伏応力と引張強さが向上するものの、破断ひずみが大幅に低下する結果となった。

ところで初期材から1パスの多軸鍛造を行った場合に、降伏応力が大幅に低下したが、これは初期材の加工集合組織（熱間押出）が多軸鍛造によってスクラップされた影響の結果であると考えられる。その後のパス数の増加に伴う降伏応力および延性の増大は、多軸鍛造による累積ひずみの増加による結晶粒微細化や転位密度の増加がなされた総合的な効果と考えられる。三浦ら<sup>15)</sup>は、AZ61Mg合金に降温多軸鍛造処理を施した場合、高累積ひずみ $\Sigma\Delta\varepsilon = 7.2$ では顕著な延性値のひずみ速度依存性が現れ、高ひずみ速度になるほど延性が低下すると報告している。小林<sup>16), 17), 18)</sup>は長年にわたる材料の機械的性質や破壊に関する研究に基づき、材料強度はひずみ速度や切欠き効果に強く依存することを述べており、これらの効果に関する考察実験は今後の課題としたい。

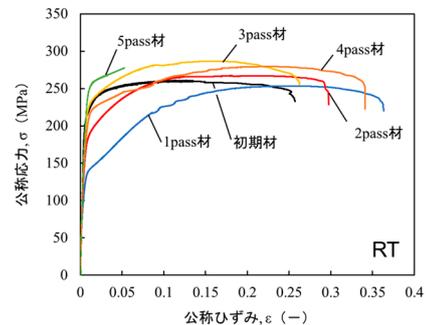


図8 室温下でのAZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材の引張応力-ひずみ曲線

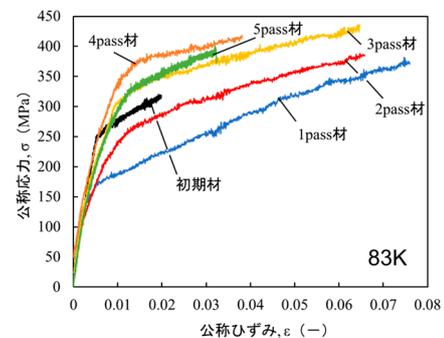


図9 極低温下でのAZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材の引張応力-ひずみ曲線

図9に極低温下における初期材および多軸鍛造材の応力-ひずみ曲線を示す。室温下での結果(図8)と比較すると、極低温下では延性が著しく低下し、引張強さ、0.2%耐力、ヤング率が増加することがわかった。また最大応力点での破断がすべての多軸鍛造材で確認された。成田<sup>19)</sup>はMg合金の低温脆性に関する調査結果から、双晶が高速伝播したり、すべり変形が生じにくい結晶では、双晶が障害に衝突した際に生じる応力集中をただちに緩和できず、き裂生成に至る場合があると報告している。そもそも、Mg合金の変形に寄与する微視的機構の一つに双晶形成がある<sup>20)</sup>点と、極低温下において原子の結びつきが強まると、結晶にすべりが生じにくくなり、多軸鍛造処理に依らず延性の低下と引張強さの増加を示したAZ31Mg合金には低温脆性があると考えられる。さらに、極低温下での応力-ひずみ曲線ではすべての試験片においてセレーション挙動が確認された。通常、極低温下における金属や合金の荷重-変位応答においてセレーションがよく確認されている<sup>21)</sup>。図10および図11は初期材に関する室温および極低温下での応力-ひずみ曲線、そして0.2%耐力付近の応力ひずみ応答を拡大したものである。これらの拡大図は、0.2%耐力の塑性ひずみ点を中心としたひずみ幅 $2\varepsilon_w = 0.002$ の範囲を示している。これらのセレーション挙動は最終的に破断するまで継続する<sup>22), 23)</sup>。図10の拡大図から、室温下において0.2%耐力付近のセレーションによる応力降下の

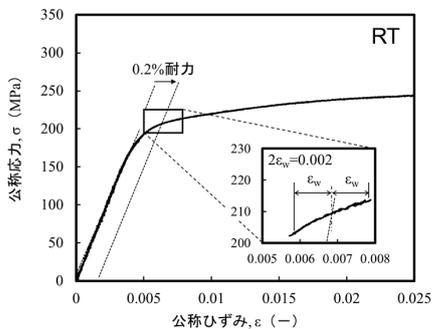


図10 室温下でのAZ31Mg合金初期材における応力-ひずみ曲線と0.2%耐力付近の拡大図

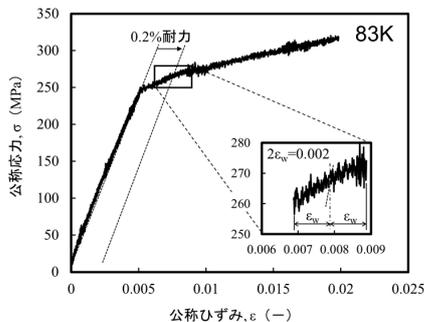


図11 極低温下でのAZ31Mg合金初期材における応力-ひずみ曲線と0.2%耐力付近の拡大図

振幅 $\Delta\sigma$ は小さく、室温で $\Delta\sigma=0.33\text{MPa}$ であった。一方、図11の拡大図から、0.2%耐力付近の $\Delta\sigma$ は室温のそれと比較して大きく、 $\Delta\sigma=3.3\text{MPa}$ であった。他の多軸鍛造材でも、結晶粒径の違いに依らず、セレーション挙動が確認されている。いずれの多軸鍛造材の $\Delta\sigma$ の差は、極低温下では室温下の約10倍程度大きくなっていることが認められた。これは転位の熱運動が起きにくくなる極低温では、変形による発熱が転位の熱運動を促すことで大きな変形が生じ、それに伴って生じる大きな応力降下が影響していると考えられる。

### 3.3 静的三点曲げ試験結果

図12に、室温下における初期材および多軸鍛造材の静的三点曲げ試験結果を示す。多軸鍛造のパス数が増えるにつれ顕著に最大荷重と降伏荷重が向上していることが認められた。一方4、5パス材では最大荷重に達するまでの変位が低くなった。初期材と多軸鍛造材と比較すると、最大荷重は初期材を基準に1パス材で28%の増加、5パス材では50%増加した。したがって多軸鍛造による結晶粒微細化によって、最大荷重が向上することがわかった。さらに荷重-変位波形を囲む吸収エネルギーをプラニメータで測定し、初期材と多軸鍛造材を比較した結果、初期材と比較して1パス材で31%増加し、5パス材では20%増加した。すべての多軸鍛造材において、初期材よりも高い吸収エネルギーの値を示しており、多軸鍛造による靱性の向上が確認できた。しかしながら、吸収エネルギー値は3パス材で最大を示し、4パス材と5パス材の吸収エネルギーは3パス材よりも低下した。これは最大荷重に達するまでの変位が低くなったためと考えられる。したがってパス数の増加に伴い降伏荷重が増加したため、切欠き先端付近での塑性域に広がり制限され、局所的な高ひずみ領域が優先的に発生し、それに伴うマイクロクラック等が生成したと予想している。故に本研究の多軸鍛造の一部の加工条件について、切欠き先端付近での塑性拘束と応力集中による早期破断の要因を含んだ破壊挙動を呈するものであったと定性判断できる。

図13は極低温下における静的三点曲げ試験結果を示したものである。その結果、初期材と1パス材を除く多軸鍛造試験片で最大荷重を示した直後に破断し、室温下の荷重-変位挙動と比べて吸収エネルギーの低下が顕著に認められた。すべての試験片において室温下の吸収エネルギーの40%にも満たさなかった。以上により、Mg合金の靱性は試験温度に強く依存することがわかった。さらに極低温下では多軸鍛造による吸収エネルギーの向上効果がほとんどは見られなかった。これは極低温下での最大荷重を示した後のき裂伝播エネルギーが占める割合が著しく低下したためであると考えられる。

### 3.4 衝撃三点曲げ試験結果

図14は、各試験温度におけるAZ31Mg合金の初期材と多軸鍛造材(1~3パス材)の衝撃値を示したものである。この結果、多軸鍛造による結晶粒微細化に依存せず、83K

での衝撃値が最も低くなる結果を得た。極低温の衝撃値は室温に比べて56%低下した。この点はMg合金のintrinsicな性質であると考えられる。逆に室温以上の高温域では基本的にヤング率および降伏応力が低下し、かつ延性が向上するため、切欠き先端付近での塑性域が拡大するために衝撃値が向上したと考えられる。三浦ら<sup>24)</sup>は多軸鍛造を施したAZ80Mg合金の衝撃値に関して本研究と同様な結果を報告している。また須藤ら<sup>25)</sup>は純Mgのナノインデンテーション評価を行い、粒界近傍の塑性硬さは粒内のそれより14%高いことを報告している。今回、多軸鍛造を施したサンプルのいずれの試験温度での破面からは、粒界をき裂経路とする様子が観察された。したがってMg合金は、粒界近傍に高ひずみ領域が残留しており、それをトレースするようなき裂伝播プロセスが生じた可能性は否定できない。今後、より詳細な調査が必要である。いずれにしてもMg合金に関して、極低温下で構造材に適用するためには、低い衝撃値を克服する必要がある。ところで本研究では423Kの高温まででの衝撃試験を行ったが、炭素鋼で観察される延性-脆性遷移挙動は現れなかった。

### 3.5 破壊挙動観察

図15は、AZ31Mg合金の初期材および多軸鍛造材の室温下で実施した引張試験後の破面観察結果である。破面観

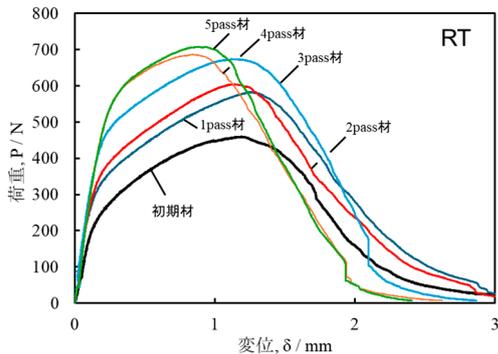


図12 室温下でのAZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材における静的三点曲げ荷重-変位曲線

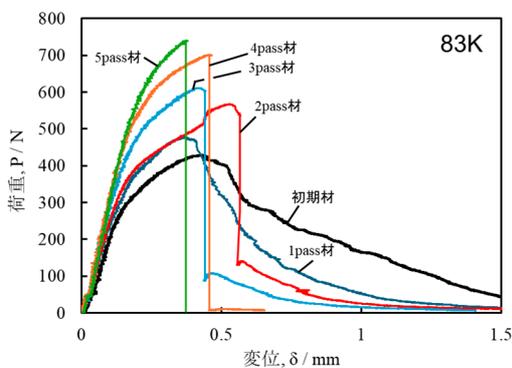


図13 極低温下でのAZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材における静的三点曲げ荷重-変位曲線

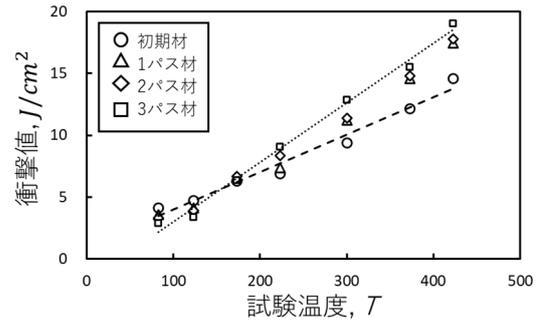


図14 各試験温度におけるAZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材(1~3パス材)の衝撃値

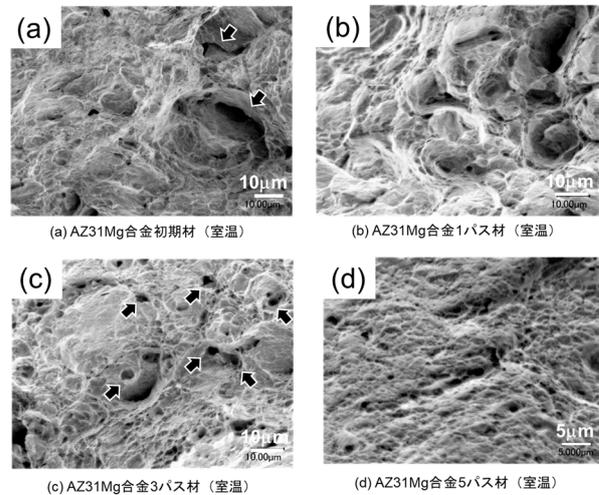


図15 室温下でのAZ31Mg合金初期材および多軸鍛造材の引張破面観察結果

察方向は引張負荷方向と一致させて観察した。同図(a)は初期材の破面であり、大小様々なディンプルと、矢印で示した部分では、へき開破壊と考えられる金属結晶学的な状態を反映させた鋭いき裂が紙面に対してやや垂直な方向に深くまで生成しているのが観察された。図8の結果から、多軸鍛造を一回実施した累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon = 0.8$ (1パス)の場合、初期材よりも降伏応力が低下したが、破断ひずみは0.344であり初期材の1.3倍になった。これは初期材の加工集合組織が多軸鍛造によって破壊され、図7(b)に認められるような結晶成長方位がランダムに配列した動的再結晶粒が多数形成し、それらが低い転位密度であるが故に降伏応力の低下と破断ひずみの増加につながったと考えられる。脆性挙動を呈さず早期破壊を及ぼさない材料に対して、平面ひずみ下における塑性域寸法 $w$ <sup>26)</sup>は以下の式(4)で表される。

$$w = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

ここで $K_I$ はモードIの開き裂モードにおける応力拡大

係数であり、 $\sigma_y$  は降伏応力である。降伏応力が低下すると、塑性域寸法  $w$  の値が大きくなるため、き裂発生前に塑性域が大きく広がることを意味する。したがって破壊に対する抵抗エネルギーが増大することになり、これは初期材よりも 1 パス材の吸収エネルギーが 31% 向上した図 12 の結果と一致する。今後、多軸鍛造処理を受けた Mg 合金について、破壊に対する吸収エネルギーや強度の切欠き先端性状依存性について調査するべきと思われる。同図 (c) は累積ひずみ  $\Sigma\Delta\epsilon = 2.4$  (3 パス) の多軸鍛造材の破面であり、同図 (a) および (b) よりも等軸に発達したディンプルが多数観察された。これは多軸鍛造が継続されて高累積ひずみ状態においてランダム方位に発達した微細な結晶粒が増大し、ランダムなすべり変形が最終的に等軸ディンプルを形成するに至ったと考えられる。またこの図中に矢印で示したように、微小ではあるが他のディンプルとは特徴が異なるポイド欠陥が多く観察された。同図 (d) は、累積ひずみ  $\Sigma\Delta\epsilon = 4.0$  (5 パス) の多軸鍛造材の破面であり、平坦な破面が観察された (他図と比べ、スケールの大きさが異なる)。また同図 (c) と同様なポイド欠陥が高密度で生成しており、それらのポイドが最終破断に影響を及ぼしていることが示唆される。

三浦と小林は、AZ80Mg 合金に本研究と同様な降温多軸鍛造を施し、累積ひずみ  $\Sigma\Delta\epsilon = 4.8$  (6 パス) を導入して引張試験にて 5% の塑性ひずみが達成されたことを報告しており、これは動的再結晶による結晶方位のランダム化と室温粒界すべりの結果と結論づけている<sup>24)</sup>。図 15 (d) は微小なディンプルが生じているが、ディンプルの大きさが図 7 (f) の平均結晶粒径とおおよそ一致し、且つ微小ディンプルのリッジ部が絞られた様相が観察されたことから、室温粒界すべりが多軸鍛造を施した AZ31Mg 合金における支配的な変形機構と考えられる。

図 16 は室温および極低温下での静的三点曲げ試験後の破面観察結果であり、初期材と 5 パス材の結果をそれぞれ示している。図 16 (a) と (b) では、両者に加工集合組織および双晶変形が強く関与した破壊形態が観察された。角張った筋状の破面と全体的に凹凸を呈していたため、図 12 と 13 における初期材の高いき裂進展抵抗に整合した破面であると考えられる。一方、図 16 (c) および (d) では、両者ともに微細化した結晶粒の粒界割れに対応した破壊様相となっていた。図 16 (c) では、浅く丸みを呈したディンプルの最終破断部跡が形成されていたが、図 16 (d) ではそれが一切観察されず、急激なき裂伝播過程を伴って破断したと考えられる。多軸鍛造によって結晶粒微細化が達成される。き裂が粒界に沿って進展することで、主き裂に偏向のない直線的なき裂進展挙動となると考えられる。故に、図 13 に示した極低温下における 5 パス材の低いき裂進展抵抗と図 16 (d) の破面と良く一致している。

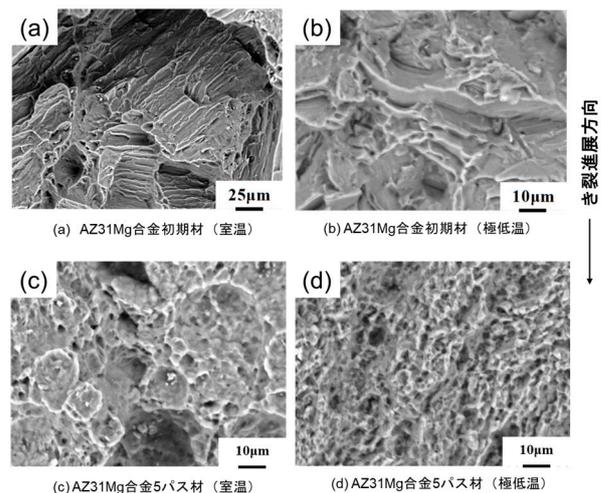


図 16 極低温下での AZ31Mg 合金初期材および多軸鍛造材における静的三点曲げ試験後の破面観察結果

#### 4. 結び

本研究では、降温多軸鍛造を施した展伸用 AZ31Mg 合金の材料組織学的な統一的理解を目指すことを目的として、マイクロ組織的な変容に対する静的負荷速度および衝撃速度を付与したときの室温および極低温下の機械的諸性質について調査した。以下にその結果を述べる。

- 1) 本研究の降温多軸鍛造によって、AZ31Mg 合金の結晶粒は微細化した。多軸鍛造は初期材の加工集合組織をスクラップする効果を有する動的再結晶現象を活用したマイクロ組織制御法といえる。
- 2) 多軸鍛造は Mg 合金の室温における機械的性質の向上を促す有効な手法であると考えられる。
- 3) 一方で極低温下における Mg 合金の破壊に対する抵抗は室温のそれに比べ顕著に低下した。これは多軸鍛造を施した場合であっても同様であった。

#### 謝 辞

本研究は、公益財団法人天田財団からの一般研究助成 (こ交付番号 AF-2016021 および AF-2019025-B3) により実施した研究に基づいていることを付記するとともに、同財団に感謝いたします。

#### 参考文献

- 1) 日本塑性加工学会: マグネシウム加工技術, (2004), 16, コロナ社
- 2) 沼倉宏: HCP 金属・HCP 基規則合金中の転位-atomistic な視点から-, までりあ, Vol. 37, (1998), 117-124.
- 3) 加藤健三: 金属塑性加工, (1975), 228, 丸善
- 4) H. Somekawa, A. Kinoshita and A. Kato: Great Room Temperature Stretch Formability of Fine-Grained Mg-Mn Alloy, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 697, (2017), 217-223.

- 5) H. Somekawa : Effect of Alloying Elements on Fracture Toughness and Ductility in Magnesium Binary Alloys: A Review, *Mater. Trans.*, Vol.61, (2020), 1-13.
- 6) H. Miura and W. Nakamura : Microstructure and Mechanical Properties of Mg-8Al Alloy Fabricated by Room Temperature Multi-Directional Forging, *Phil. Mag.*, Vol.93, (2013), 601-607.
- 7) J. Xing, X. Yang, H. Miura and T. Sakai : Mechanical Properties of Magnesium Alloy AZ31 after Severe Plastic Deformation, *Mater. Trans. J.*, Vol. 49, (2008), 69-75.
- 8) H. Watanabe, A. Takara, H. Somekawa, T. Mukai and K. Higashi : Effect of Texture on Tensile Properties at Elevated Temperatures in an AZ31 Magnesium Alloy, *Scr. Mater.*, Vol.52, (2005), 449-454.
- 9) M. Kai, Z. Horita, T. G. Langdon : Development Grain Refinement and Superplasticity in a Magnesium Alloy Processed by High-Pressure Torsion, *Mater. Sci. Eng. A.*, Vol.488, (2008), 117-124.
- 10) H. Zhang, Z. Xu, S. Yarmolenko, L. Kecskes and J. Sankar : Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Mg-6Al Alloy Processed by Differential Speed Rolling upon Post-Annealing Treatment, *Metals*, Vol.11, (2021), 926.
- 11) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治, 井上直也 : 破壊力学シミュレーションによる金属基複合材料の破壊じん性評価とマイクロ組織制御法の提案, *日本金属学会誌*, Vol. 59, (1995), 198-205.
- 12) H. Toda, T. Kobayashi and A. Takahashi : Mechanical Analysis of Toughness Degradation Due to Premature Fracture of Course Inclusions in Wrought Aluminium Alloys, *Mater. Sci. and Eng. A*, Vol.280, (2000), 69-75.
- 13) T. Kobayashi, I. Yamamoto and M. Niinomi : On the Accuracy of Measurement of dynamic Elastic-Plastic Fracture Toughness Parameters by the Instrumented Charpy Test, *Eng. Frac. Mech.*, Vol.26, (1987), 83-94.
- 14) 吉田総仁 : 弾塑性力学の基礎, (1997), 117, 共立出版
- 15) 三浦博己・松本洸太・小林正和 : 金型を用いた降温多軸鍛造 AZ61Mg 合金の組織と機械的性質, *日本金属学会誌*, Vol.79, (2015), 295-302.
- 16) 小林俊郎 : 計装化シャルピー衝撃試験における進歩, *材料*, Vol. 51, (2002), 771-779.
- 17) 小林俊郎 : 先端材料の強度と靱性の展望, *ふえらむ*, Vol. 4, (1999), 468-473.
- 18) 小林俊郎 : アルミニウム合金の強度と破壊の研究, *軽金属*, Vol. 54, (2004), 333-347.
- 19) 成田舒孝 : 金属・合金における双晶変形, *日本金属学会会報*, Vol. 24, (1985), 984-982.
- 20) 小池淳一・宮村剛夫 : 多結晶マグネシウム合金における塑性変形の微視的機構, *軽金属*, Vol. 54, (2004), 460-464.
- 21) H. Yamada, T. Kami N. Ogasawara : Effects of Testing Temperature on the Serration Behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy with Natural and Artificial Aging in Sharp Indentation, *metals*, Vol.10, (2020), 597.
- 22) M. Pozuelo, Y. W. Chang, J. Marian, J. M. Yang : Serrated Flow in Nanostructured Binary Mg-Al Alloys, *Scr. Mater.*, Vol. 127, (2017), 178-181.
- 23) W. H. Wang, D. Wu, S. S. A. Shah, R. S. Chen, C. S. Lu : The Mechanism of Critical Strain and Serration Type of the Serrated Flow in Mg-Nb-Zn Alloys, *Mater., Sci., and Eng. A*, Vol. 649, (2016), 214-221.
- 24) 三浦博己, 小林正和 : 冷間多軸鍛造マグネシウム合金の組織と特性, *まてりあ*, Vol. 54, (2015), 105-109.
- 25) 須藤海志, 松中 大介, 染川英俊 : ナノインデンテーションによるマグネシウムの粒界近傍での局所塑性特性, *日本金属学会誌*, Vol. 85, (2021), 1-6.
- 26) 東郷敬一郎 : 材料強度解析学, (2004), 92. 内田老鶴圃