

# 多軸鍛造マグネシウム合金の延性－脆性遷移挙動と延性破壊に 及ぼす応力三軸度の影響

都城工業高等専門学校 機械工学科  
教授 高橋 明宏

(2019 年度 一般研究開発助成 AF-2019025-B3)

キーワード：マグネシウム合金，応力三軸度，多軸鍛造，延性破壊挙動

## 1. 研究の目的と背景

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、他のすべり系が高温下(573~673K(300~400°C)程度)にならなければ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)</sup>ことを報告している。このように合金元素の添加や熱処理によって延性改善を図ることができる。このような研究報告の多くは、JIS等に準拠して平滑な標点間部位を有する引張試験片を用いて延性評価<sup>5)</sup>している。一方、多軸応力状態での変形評価等を行って、その成果を構造材料の製品設計に生かすことが多い。多軸応力下での力学試験は、幾何学的な切欠き部位を設けた引張試験片が用いられ、いわゆる応力三軸度の変化に対する終局破断ひずみを測定することで多軸応力下での延性評価を行っている。近年、極低温下での管理が必要とされるLNGやメタンハイドレート等の燃料を運搬する交通輸送には燃費効率を考慮すると、低密度であるMg合金の構造材への活用は大変合理的である。

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>。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。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最も高いMDF技術に注目が集まっている。

以上のように、高度設計に求められる多軸応力状態や温度依存性を関連づけたMg合金の研究成果は多くなく、極低温下での調査報告は皆無である。そこで本研究は、円周切欠きサイズを変化させた丸棒試験片を用いて室温と低温での引張試験を実施し、汎用的な展伸用Mg合金と多軸

鍛造を施したMg合金の応力三軸度と力学特性や延性破壊挙動の関連について特に詳しく調査した。また多軸鍛造Mg合金の衝撃試験を実施し、延性－脆性遷移挙動等の調査も行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

展伸用Mg合金の受け入れサンプルは、熱間押出を行ったAZ31Mg丸棒とAZ80Mg丸棒(ともに大阪富士工業株式会社製、押出比：13、押出温度：523-623K、押出速度：2000mm/min)を用いた。丸棒断面の平均結晶粒径は、それぞれAZ31Mgは16.7 $\mu$ m、AZ80Mgは17.9 $\mu$ mであった。今後、この受け入れサンプルを初期材と略記する。

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AZ31MgとAZ80Mg介在物物体積率 $V_f$ はそれぞれ1.9%と3.9%であり、ある程度の介在物が凝集配置を示すPólya-Eggenberger(ポリアーエッケンバーガー)分布を呈することがわかった。

### 2.2 多軸鍛造

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、矩形状の試料の高さを $H_0$ 、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 $\epsilon$ を用いて表すと式(1)となる。

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

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 $\Delta\epsilon = 0.8$ 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。すなわち鍛造パスごとに鍛造温度を逐

次降温させながら実施し、1パス目の鍛造温度は623K、2パス目は523K、そして3パス目は493Kとした。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。

図2は二種のMg合金の初期材( $\Delta\epsilon = 0.0$ )と2パス材( $\Delta\epsilon = 1.6$ )のマイクロ組織写真を示したものである。図2中のE.D.(押出方向)およびF.A.(鍛造方向)は図1を参照してほしい。

### 2・3 円周切欠き付き丸棒試験片の引張試験方法

図3は、本研究で使用した引張試験片の形状および寸法である。円周切欠き半径Rは、R=1, 3, 6, および12とした。比較のため標点部が平滑な丸棒試験片も準備した(図3(b))。すべての試験片は熱間押出方向が試験片の長手方向に同調するように採取・加工した。またMDFの1パス材~3パス材の試験片は鍛造方向(F.A.)が試験片長手方向になるようにした。引張試験は万能試験機(島津製作所製、容量50kN)を用い、負荷速度1mm/minにて行った。

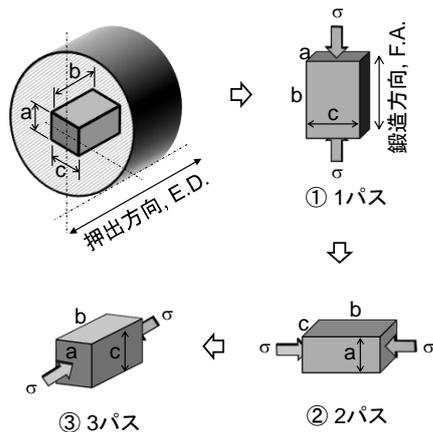


図1 多軸鍛造の概略を示した模式図

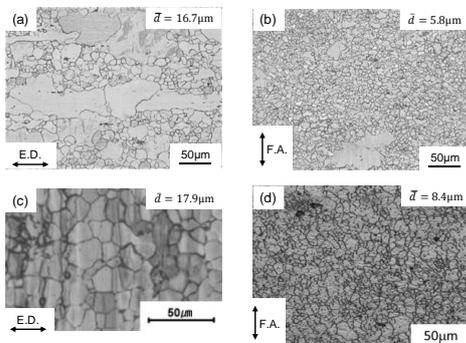


図2 AZ31Mgの(a)初期材と(b)2パス材そしてAZ80Mgの(c)初期材と(d)2パス材のマイクロ組織観察結果(各写真の右上に平均結晶粒径を示す)

ところで円周切欠き付き丸棒試験片では、通常図3(b)の平滑引張試験片のように平行な標点距離内で軸方向変位の測定ができない。そこで、引張塑性変形後の体積不変を前提とし、円周切欠きリガメントである断面最小直径のところの有効塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ を用いて延性を評価することにした。式(4)にBridgmanの解<sup>13)</sup>である $\bar{\epsilon}_p$ を示す。

$$\bar{\epsilon}_p = 2 \ln \left( \frac{d_0}{d_p} \right) \quad (4)$$

ここで $d_0$ は試験前の最小直径、 $d_p$ は変形途中の最小直径である。本研究では破断までの連続試験ではなく、負荷-除荷(load-unload)試験を実施した。まず円周切欠き付き丸棒試験片および平滑引張試験片を用いて破断に至るまでの軸変位を測定したベース曲線を得た。その後、ベース曲線に基づいて引張試験開始から破壊に達するまでの軸変位を20分割し、この20分割した軸変位ごとに試験を一旦停止するload-unload試験を採用した。つまり一旦試験を停止するごとに、その瞬間の引張荷重を記録しつつ試験片中央部の最小直径 $d_p$ を透過型レーザー変位形(測定精度0.1mm)にて測定した。なお、すべての試験をそれぞれ3本以上実施した。また別途準備した試験片を複数本準備して、破断直前と考えられる荷重レベルで除荷し、切欠きの最小断面部位を切断採取後、573K-30minの焼きなまし処理を行ってから超音波音響特性に基づく音弾性法を適用し、き裂発生点の同定<sup>14)</sup>を試みた。

多軸鍛造を施したAZ31MgとAZ80Mgの円周切欠き付き丸棒試験片について、図3(a)R=1とR=12の場合と同等の応力三軸度となるようにサイズを縮小して試験片を作製し、室温で試験を実施した。多軸鍛造材は次に説明する極低温試験は行っていない。

極低温での円周切欠き試験は冷媒として液体窒素を用いて行った。丸棒試験片部の周辺を発砲ポリスチレン材で囲み、液体窒素を試験片に適量吹きかけるようにして実施

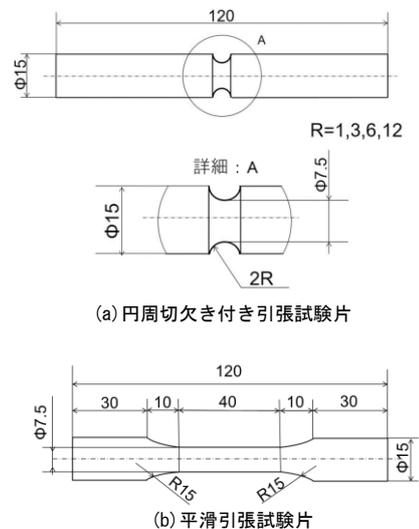


図3 引張試験片の形状および寸法

した (83K で安定して試験が実施できた)。その際、試験片表面に生成する霜を抑制するため、試験前に円周切欠き部に有機フッ素系樹脂を軽く塗布した。この極低温試験での最小直径の測定は、一旦試験を停止して 5 秒以内に実施した。その後、安定して 83K になった時点で試験を再開することにした。負荷速度は 1mm/min で行った。

## 2・4 応力三軸度

円周切欠き先端周辺における多軸応力状態を定量的に表現するために、式 (5) に示す Bridgman の式<sup>13), 15)</sup>による応力三軸度  $\sigma_m/\bar{\sigma}$  を用いた。

$$\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = \frac{1}{3} + \ln \left( 1 + \frac{a}{2R} \right) \quad (5)$$

ここで  $\sigma_m$  は平均応力、 $\bar{\sigma}$  はミーゼス応力 (有効応力)、 $R$  は図 3(a) に示す曲率半径、 $a$  は試験前の円周切欠きの最小断面の半径であり、透過型レーザー変位計での実測値から算出した。破断時の有効塑性ひずみである限界塑性ひずみ  $\bar{\epsilon}_f$  は、き裂発生源とみなした点における最小直径  $d_f$  を用いて式 (6) にて評価した。

$$\bar{\epsilon}_f = 2 \ln \left( \frac{d_0}{d_f} \right) \quad (6)$$

## 2・5 衝撃試験方法

図 4 は本研究で用いた衝撃試験片の形状および寸法を示したものである。V 切欠きの衝撃三点曲げ試験片であり、シャルピー衝撃試験のスタンダード試験片の形状を維持し寸法を縮小して設計した。すべての衝撃試験片は熱間押出方向が試験片の長手方向に同調するように採取・加工した。また MDF の 1 パス材～3 パス材の試験片は鍛造方向 (F.A.) が試験片長手方向になるようにした。

図 5 は本研究で用いた落錘式衝撃試験機 (模式図) とピエゾ式ロードセルを示したものである。鋼製の円柱打撃棒にピエゾ式ロードセル (容量 10kN) が組み込まれており、打撃棒はリニアガイドを通して試験片 V 切欠き背面に衝撃を与える構造となっている。低温試験では恒温槽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。いずれの試験でも、衝撃試験片やダミー試験片がずれ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>16)</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。

## 2・6 破面観察方法等

2.3 節および 2.5 節で説明した試験の後、走査電頭を用いて破面観察を行った。それら以外に各変形レベルでの試験片内部の様相について調査するため、試験片中央部を切り出して光学顕微鏡を用いて観察した。

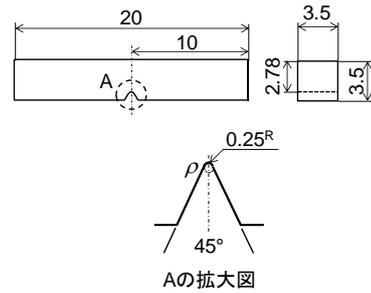


図 4 衝撃試験片の形状および寸法

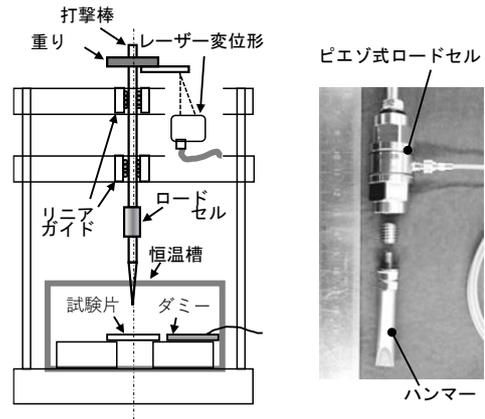


図 5 落錘式衝撃試験機とロードセル周辺構造

## 3. 実験結果および考察

### 3・1 有効塑性ひずみと応力三軸度

図 6 は AZ31Mg と AZ80Mg の円周切欠き付き丸棒試験片における室温での真応力-真ひずみ曲線を示したものである。図中の  $R$  の値は円周切欠き半径のサイズを示している。図 6 (a) AZ31Mg と (b) AZ80Mg とともに、Load-unload 実験でよく観察されるように、初期荷重段階の弾性域における応力ひずみ応答は明瞭な線形性を示していない。また両図ともに  $R$  値が低いほど降伏点や引張強さレベルは高くなる傾向が見られた。これは  $R$  値と塑性拘束との関連が深いことを意味している。またすべての試験片において、載荷が継続している途中の最高荷重にて破断が観察された。音弾性法によるき裂発生源は、ほぼ図 6 にある破断部の直前であったため、限界塑性ひずみ  $\bar{\epsilon}_f$  は破断点での円周断面の最小直径  $d_f$  を用いて算出した。

図 7 は AZ31Mg と AZ80Mg の円周切欠き付き丸棒試験片における 83K での真応力-真ひずみ曲線を示したものである。図 6 の結果に比べて、いずれの試験片においても圧倒的に延性が低下した。したがって Mg 合金の延性に関して、応力三軸度の変化よりも試験温度の依存性が高いことがわかった。また極低温の試験においても最高荷重のところで破断し、83K での引張強さは室温のそれに比べて高くなる傾向にあった。

図 8 は多軸鍛造を 2 パス施した AZ31Mg と AZ80Mg の円周切欠き付き丸棒試験片における室温での真応力-真ひ

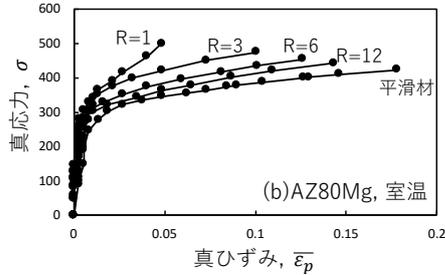
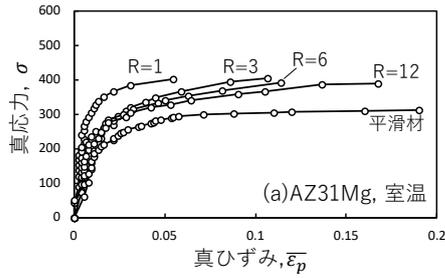


図6 室温で実施したLoad-unload試験による (a)AZ31Mg と (b)AZ80Mg の真応力-真ひずみ曲線

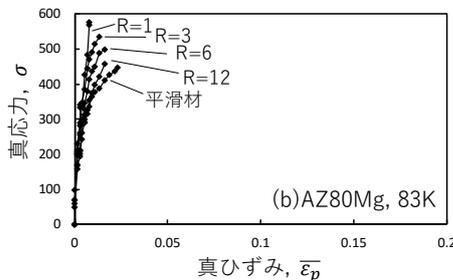
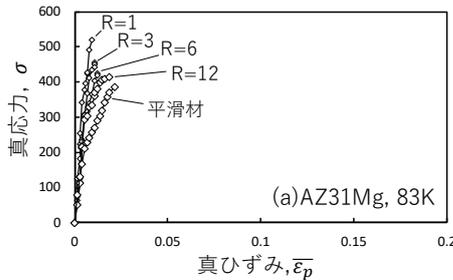


図7 極低温で実施した Load-unload 試験による (a)AZ31Mg と (b)AZ80Mg の真応力-真ひずみ曲線

ずみ曲線(破線)を示し、初期材のそれらは実線にて示した。この結果からは破断までの延性が若干向上することがわかる。これは前述した図2の結果から、多軸鍛造を2パス施すことで結晶粒は微細化され、また初期材に比べて、多軸鍛造を施すと低いレベルで降伏応力を示したためと考えられる。元々初期材は熱間押出の加工材であり、Mg合金の底面集合組織が集中的に生成する。一方で、多軸鍛造によって底面集合組織が破壊され、結晶粒微細化によって集合組織の強度は低くなり、加えて結晶方位のランダム化も進んだためと考えられる<sup>17)</sup>。

以上の図6から8に基づいて、き裂発生時の応力三軸度 $(\sigma_m/\bar{\sigma})_f$ と限界塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ との関連をまとめたものが

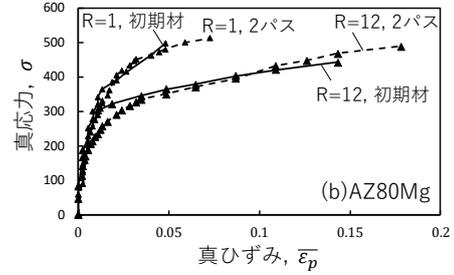
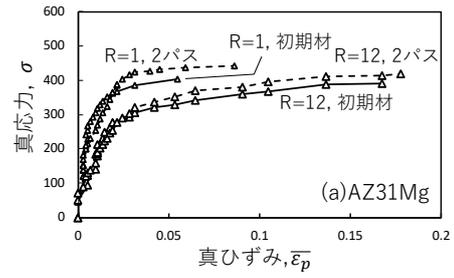


図8 室温での多軸鍛造 (a)AZ31Mg と (b)AZ80Mg の真応力-真ひずみ曲線

図9である。AZ31MgおよびAZ80Mgともに、応力三軸度の増加とともに限界塑性ひずみが低下した。また極低温の83Kでの結果も若干ではあるが低下傾向を示した。AZ31MgとAZ80Mgのそれぞれの近似曲線での低下傾向を比較すると、AZ80Mgにおいて特に高応力三軸度での低下傾向が強い。したがってAZ80Mgは応力三軸度(切欠き)に対して敏感といえる。

ディンプル破面を伴う延性破壊のポイド成長の動力学として有効塑性ひずみと応力三軸度を関連づけた Rice-Tracey によるモデル式(7)<sup>18)</sup>が以下のように表現される。

$$\frac{dR_V}{R_V} = 0.28 d\bar{\epsilon}_p \exp\left(1.5 \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad (7)$$

ここで $R_V$ は球形ポイド半径、 $d\bar{\epsilon}_p$ は有効塑性ひずみの増分である。このモデル式は完全な塑性体に球形状ポイドが存在する前提で与えられている。また係数の0.28と1.5を材料定数aとbにして式(8)のように書き換える。

$$\frac{dR_V}{R_V} = a d\bar{\epsilon}_p \exp\left(b \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad (8)$$

式(8)を積分すると以下ようになる。

$$\ln\left(\frac{R_V}{R_{V0}}\right) = a \bar{\epsilon}_p \exp\left(b \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad (9)$$

ここで $R_{V0}$ は初期ポイド径である。仮に延性き裂発生時の臨界ポイド径が一定であるとすれば、この式の左辺を定数と見なすことができる<sup>19)</sup>。したがって式(9)は、

$$\bar{\epsilon}_f = a' \exp\left(-b' \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad (10)$$

となる。ここで $a'$ および $b'$ は材料定数である。図9の2つの破線に対し、AZ31Mg(室温)は $a' = 0.24$ ,  $b' = 0.99$ , 相関係数  $R = 0.97$  であり、AZ80Mg(室温)は $a' = 0.26$ ,  $b' = 1.17$ ,  $R = 0.99$ であった。

また、き裂発生時の臨界ポイド成長率は式(9)の材料定

数  $a=0.28$ ,  $b=1.5$  として有効塑性ひずみ  $\bar{\epsilon}_p$  に限界塑性ひずみ  $\bar{\epsilon}_f$  を代入することで求めた<sup>20)</sup>.

$$\left(\frac{R_{Vcr}}{R_{V0}}\right)_{cr} = \exp\left\{0.28\bar{\epsilon}_f \exp\left(1.5\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right)\right\} \quad (11)$$

図 10 は式 (8) の臨界ポイド成長率  $(R_{Vcr}/R_{V0})_{cr}$  の理論値と応力三軸度との関係を示したものである。この結果、室温で試験をした場合、応力三軸度の増大とともに臨界ポイド成長率が増加した。室温での試験結果は応力三軸度が増加するにつれてディンプルが大きく成長するといった示唆を得た。一方、極低温 (83K) での試験結果からは、臨界ポイド成長は応力三軸度の影響をほとんど受けないことが認められた。小林ら<sup>21)</sup>はジルコニウム (Zr) 添加量を変化させた 7000 系 Al 合金について調査したところ、第二相粒子の体積率、サイズおよび分布状況などの粒子性状に直接関係なく、応力三軸度が増加するにつれてディンプルが大きく成長することを報告している。また、式 (11) の係数 0.28 は実測値から導出した場合に 0.90 から 6.27 と広範囲な値を示すと述べている。この係数は金属材料によって様々な値を示すことから、本研究で取り扱った Mg 合金についてもポイド核となる晶出物等の第二相粒子のサイズや分布などを考慮した検討、あるいは主に変形双晶に起因する破壊であれば、Rice と Tracey または Gurson<sup>22)</sup> の主張とは異なるモデルの適用が望まれる。

### 3・2 Mg 合金の衝撃試験結果

図 11 は、AZ31Mg および AZ80Mg の初期材と多軸鍛造材に対して試験温度を変化させて衝撃試験を行ったときの衝撃値を示したものである。両サンプルともに、多軸鍛造による結晶粒微細化に依存せず、極低温の 83K での衝撃値が最も低くなる結果となった。極低温の衝撃値は室温に比べて、AZ31Mg 合金で 56%, AZ80Mg 合金で 73%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、切欠き先端前方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。特に AZ80Mg に関して、多軸鍛造を施した 2 パス材と 3 パス材は衝撃値が低下する結果となった。三浦ら<sup>17)</sup>は多軸鍛造を施した AZ80Mg の衝撃値に関して本研究と同様な結果を報告している。また染川ら<sup>23)</sup>は純 Mg のナノイ

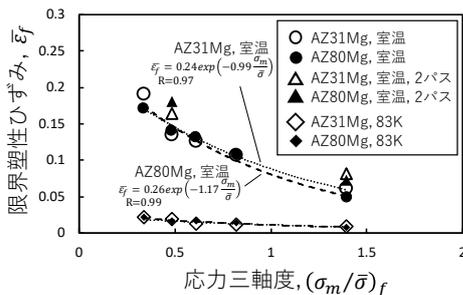


図 9 限界塑性ひずみと応力三軸度の関係

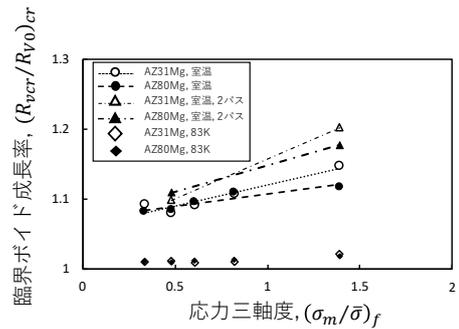


図 10 臨界ポイド成長率と応力三軸度の関係

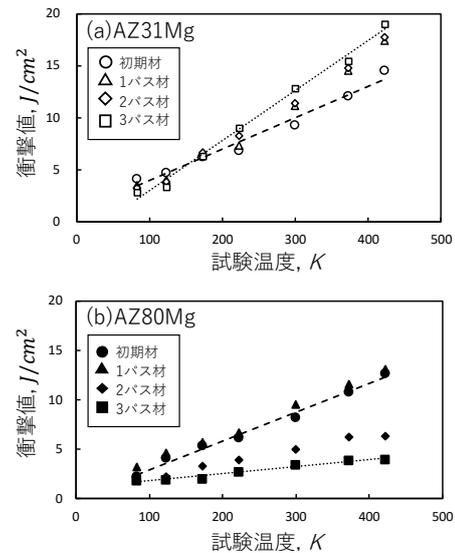


図 11 AZ31Mg と AZ80Mg の衝撃試験結果

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 の高温域までの衝撃試験を行ったが、炭素鋼におけるシャルピー衝撃試験時の試験温度変化に伴う延性-脆性遷移挙動は現れなかった。そのため DBTT を評価できなかった。

## 4. 結言

本研究では、Mg 合金の延性破壊挙動に及ぼす応力三軸度の影響を調査することを目的として、83K と室温で円周切欠き付き丸棒試験片を用いた負荷-除荷試験を実施し、その試験から求めた有効塑性ひずみを応力三軸度や延性破壊挙動に関連付けて評価した。また多軸鍛造を施した Mg 合金について 83K から 423K までの試験温度範囲下でシ

シャルピー衝撃試験を行った。本研究にて得られた結果を以下にまとめる。

- 1) 室温で試験したときの AZ31Mg および AZ80Mg 合金は、応力三軸度の増加に伴い有効塑性ひずみが低下した。一方、極低温で試験したときの限界塑性ひずみは室温のそれに比べ圧倒的に低下した。
- 2) 室温で試験をした場合、Rice-Tracey による臨界ポイド成長率は応力三軸度の増加に伴って増大した。一方、極低温 (83K) での試験結果からは、臨界ポイド成長は応力三軸度の影響をほとんど受けないことが認められた。
- 3) 極低温の衝撃値は室温それに比べて、AZ31Mg 合金で 56%, AZ80Mg 合金で 73%低下した。423K から 83K の温度範囲にて炭素鋼で現れる延性-脆性遷移挙動は観察されなかった。

### 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-2019025-B3) によって行われました。ここに付記し、財団および関係各位に深く感謝の意を表します。また豊橋技術科学大学三浦博己教授ならびに小林正和教授に厚く御礼申し上げます。

### 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. 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.
- 6) H. Somekawa : Effect of Alloying Elements on Fracture Toughness and Ductility in Magnesium Binary Alloys: A Review, Mater. Trans., Vol. 61, (2020), 1-13.
- 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) P. W. Bridgman : Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, New York, (1952), 9-37.
- 14) 高橋明宏, 小林俊郎, 戸田裕之: 2091 アルミニウム合金の層状割れ発生基準, 軽金属, Vol. 46, (1999), 249-252.
- 15) P. W. Bridgman : The Stress Distribution at the Neck of a Tension Specimen, Trans. ASM, Vol. 32 (1944), 553-574.
- 16) 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.
- 17) 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, までりあ, Vol. 54, (2015), 105-109.
- 18) J. R. Rice and D. M. Tracey : On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 17, (1969), 201-207.
- 19) 山田剛久, 山下洋一, 漢那宗平: 日本機械学会論文集, Vol. 82, (2016), 1-12.
- 20) 小林俊郎, 村中康成, 山田伸弥: 鑄造工学, Vol. 69, (1997), 924-929.
- 21) 小林俊郎, 新家光雄, 安達真: Al-Zn-Cu-Zr 系合金の延性破壊形態におよぼす応力 3 軸度とマイクロ組織パラメータの影響, 日本金属学会誌, Vol. 52, (1988), 26-33.
- 22) A. Gurson : Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth, J. Eng. Mater. Tech., Vol. 99, (1977), 2-15.
- 23) 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.