降温多軸鍛造AZ80マグネシウム合金の衝撃破壊挙動

谷 啓貴*・青葉 知弥**・小林 正和**
高橋 明宏***・三浦 博己**Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 67, No. 8 (2017), 355–360
© 2017 The Japan Institute of Light Metals

Impact rupture behavior of AZ80 magnesium alloys fabricated by multi-directional forging under decreasing temperature conditions

Hirotaka TANI*, Tomoya AOBA**, Masakazu KOBAYASHI**
Akihiro TAKAHASHI*** and Hiromi MIURA**

A hot-extruded AZ80 magnesium (Mg) alloy was multi-directionally forged (Multi-Directionally Forged/MDFed) under decreasing temperature conditions from 673 K down to 433 K to cumulative strain of $\Sigma\Delta\varepsilon=5.6$ (i.e., 7 passes of MDFing) at maximum. The initial average grain size of $20.1\mu\text{m}$ was gradually reduced with increasing cumulative strain and average grain size of $0.4\mu\text{m}$ could be attained at cumulative strain of $\Sigma\Delta\varepsilon=5.6$. The Charpy impact tests of MDFed AZ80Mg alloys having various grain sizes were carried out. The impact value first increased up to $\Sigma\Delta\varepsilon=0.8$, however, it particularly and gradually decreased with increasing cumulative strain over $\Sigma\Delta\varepsilon=1.6$. Fracture surfaces of the hot-extruded and the MDFed samples to $\Sigma\Delta\varepsilon=0.8$ exhibited dimples indicating occurrence of ductile fracture. The MDFed samples to $\Sigma\Delta\varepsilon=3.2\sim 5.6$, however, showed rather flat appearances indicating occurrence of brittle fracture. Because bumps, which sizes were corresponding to grain sizes, were observed on the flat fracture surfaces, it is suggested that cracks propagated along grain boundaries. That is, crack propagation along grain boundaries resulted in the decrease in the impact value, and therefore, it gradually decreased with grain size.

(Received January 11, 2017 Accepted April 24, 2017)

Keywords: multi-directional forging; Charpy impact test; magnesium alloy; ultrafine grain; crack

1. 緒 言

マグネシウム (Mg) 合金は、実用軽量構造材料として期待され、輸送機器等への適用が検討されている。しかし、比強度は高いものの絶対強度が代替材のアルミニウム合金と比較して著しく低いことから、高強度化に関する研究が盛んに行われている。希土類添加型 Mg 合金は、その長周期構造により引張強度 400MPa 前後¹⁾、多軸鍛造 (Multi-Directional Forging/MDF) によって結晶粒を超微細化した Mg 合金では $500\sim 650\text{MPa}$ ^{2), 3)} が達成された。さらには、微量元素を添加して機械的特性を大幅に改善する手法も開発が進んでいる⁴⁾。

一方で、Mg 合金はその優れた衝撃エネルギー吸収特性が自動車構造部材、特にバンパーラインフォースメント等に適用していることも知られている⁵⁾。上述の高強度 Mg 合金の輸送機器への適用には、高強度化・高延性化のほかに、高靱性化や衝撃吸収特性の研究も重要である。しかし、著者らの知

る限り現時点ではほとんど行われていない。

一般的に、Mg 合金の耐衝撃性と結晶粒径には相関関係があり、結晶粒径の減少とともに衝撃値が上がるとされている^{6), 7)}。これは、結晶粒径微細化によって双晶の発生が抑制され、初期き裂発生 of 応力上昇がもたらされることに起因すると考えられている⁷⁾。また、降温 MDF によって作製された超微細粒 Mg 合金で、結晶粒径の減少に伴いひずみ速度感受性指数 m が増加する、すなわち、超微細粒材は粗大粒材に比べて静的・動的強度差が大きい^{8), 9)} という報告がある。したがって、Mg 合金の結晶粒微細化は強度上昇のみならず、耐衝撃性の向上をももたらす可能性がある。

本研究では、熱間・温間で鍛造パスごとに鍛造温度を下げながら MDF を行う降温 MDF を AZ80 マグネシウム合金 (以下 AZ80Mg 合金) に施し、様々な結晶粒径を有する Mg 合金を作製した。そして、得られた Mg 合金に対してシャルピー衝撃試験を行い、破壊挙動と温度依存性に及ぼす結晶粒径の影響について系統的な調査を行った。

* 豊橋技術科学大学大学院 機械工学専攻 大学院生 (〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1) [現在: (株)神戸製鋼所] Graduate Student, Department of Mechanical Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1 Hibiigaoka, Tempaku-cho, Toyohashi-shi, Aichi 441-8580) [Present: Kobe Steel, Ltd.]

** 豊橋技術科学大学 機械工学系 (豊橋市) Department of Mechanical Engineering, Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi)

*** 都城工業高等専門学校 (都城市) Department of Mechanical Engineering, National Institute of Technology, Miyakonjo College (Miyakonjo-shi, Miyazaki)

Fig. 1 Optical micrographs of AZ80Mg alloys: (a) hot-extruded and (b) multi-directionally forged to $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$. E.D. is the hot-extrusion direction, F.A. is the final forging axis.

Fig. 2 Transmission electron micrographs of multi-directionally forged AZ80Mg alloys to cumulative strains of (a) $\Sigma\Delta\epsilon=3.2$ and (b) $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$, respectively.

2. 実験方法

市販のAZ80Mg合金熱間押出角棒材（断面形状約 $31\times 46\text{mm}^2$ ，初期平均結晶粒径 $d_0=20.1\mu\text{m}$ ）を初期材とした。初期材から，押出方向（E.D.）が長手方向となるように $15\times 22.2\times 33.3\text{mm}^3$ の矩形状試験片を切り出した。降温MDFは，アムスラー型万能試験機を使用し，パス間ひずみ $\Delta\epsilon=0.8$ ，初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon}=3.0\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ，クロスヘッド速度一定条件で，最大で累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$ （7パス）まで行った。鍛造温度 T_{MDF} は $623\sim 433\text{K}$ とし³⁾，鍛造パスごとに逐次温度を下げた。以下では表記の簡略化のため，例えば累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ まで降温MDFを行った試験片は， $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材と表記することとする。

組織観察は，初期材のE.D.に平行な面および降温MDF材の最終鍛造軸方向（F.A.）に平行な面に対して，光学顕微鏡（Optical Microscopy/OM），透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscopy/TEM）を用いて行った。平均結晶粒径は，ラインインターセプト法を用いて測定した。

初期材および各降温MDF材から $6\times 6\times 33\text{mm}^3$ の四角柱状の試験片を切り出し，シャルピー衝撃試験に供した。この際，初期材は長手方向がE.D.となるように，降温MDF材は長手方向がF.A.に対して垂直となるように試験片を作製した。さらに，初期材はE.D.に対して垂直に，降温MDF材はF.A.に

対し平行に，かつ面の中心の位置に幅 0.5mm ，深さ 1.2mm のノッチをつけた。ノッチの導入には精密切断機を使用したため，ノッチ形状は切削ブレードの形状と同じであるが，先端の曲率半径の精密な測定はできなかった。作製した各試験片に対して，シャルピー衝撃試験機を用いて種々の温度（ $T_{\text{Charpy}}=77\sim 423\text{K}$ ）でシャルピー衝撃試験を行った。低温域では液体窒素およびメタノール，高温域ではシリコンオイルバスを用いた。シャルピー衝撃値はそれぞれ3回ずつ行った平均値とした。また，走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscopy/SEM），を用いて，破壊した試験片の破面観察を行った。

3. 実験結果

3.1 MDF材の組織観察

Fig. 1に初期材および $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材のOMによる組織観察結果を，**Fig. 2**に $\Sigma\Delta\epsilon=3.2$ 材および $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$ 材のTEMによる組織観察結果を示す。累積ひずみの増加に伴い結晶粒が均一に微細化していることが確認された。また**Fig. 3**に，測定した平均結晶粒径の変化を累積ひずみに対してまとめた結果を示す。初期材の平均結晶粒径が約 $20.1\mu\text{m}$ に対し，降温MDFを $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$ まで施すことで，平均結晶粒径約 $0.4\mu\text{m}$ の超微細粒組織が得られた。得られた結晶粒径は， $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ ， $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ ， $\Sigma\Delta\epsilon=3.2$ ， $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$ 材でそれぞれ約 8.1 ， 3.2 ， 1.0 ， $0.4\mu\text{m}$ であっ

Fig. 3 Changes in the average grain size during multi-directional forging under decreasing temperature conditions of AZ80Mg alloy.

Fig. 4 Changes in the impact value by Charpy impact tests at room temperature of the multi-directionally forged AZ80Mg alloys.

た。また、Fig. 2より、粒界近傍に β 相 ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) の析出が観察された。これは、降温MDF時の温度低下による動的析出³⁾によると考えられる。

3.2 シャルピー衝撃試験

室温でシャルピー衝撃試験を行ったときの累積ひずみの増加に対する衝撃値の変化をFig. 4に示す。降温MDFを $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ (1パス) 施すことによって衝撃値は初期材に比べて上昇したが、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 以降では累積ひずみの増加に伴い衝撃値が急激に減少した。また、初期材は熱間押出材であり、底面集合組織の形成が考えられるが、降温MDF中の結晶粒微細化によって集合組織の強度は低くなり、結晶方位のランダム化が生じると報告されている³⁾。Mg合金の静的強度と延性は集合組織の影響を強く受け、結晶方位のランダム化は静的強度の低下と延性の増大をもたらす³⁾。しかし、衝撃値の変化 (Fig. 4) はその集合組織変化と対応していないように見受けられる。

次に、初期材および各降温MDF材に対して、試験温度を変化させてシャルピー衝撃試験を行ったときの累積ひずみと衝撃値の関係をまとめた結果をFig. 5に示す。初期材と $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材では、温度上昇に伴い衝撃値が直線的に増加した。しかし、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 材では衝撃値の上昇率が低くなり、 $\Sigma\Delta\epsilon=3.2$,

Fig. 5 Changes in the impact value by Charpy impact tests at various temperatures of the multi-directionally forged AZ80Mg alloys.

5.6材では温度と衝撃値の相関はほとんどなく、全温度域で非常に低い衝撃値を示した。また、いずれの試験片でもシャルピー衝撃試験時の温度変化に伴う延性-脆性の遷移は現れなかった。

平均結晶粒径が比較的大きな初期材および $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材においては、すべり変形による大きな塑性変形が容易であるものの、累積ひずみの増加に伴う結晶粒の超微細化によってすべり変形は次第に困難になっていく。さらに粗大粒材においては、温度上昇に伴い非底面すべりの活動も容易になり延性が増加する。したがって、高温域になるほど衝撃値が上昇したと推察できる。しかし超微細粒材では、このような高温域でのすべり変形による延性の増大は確認されなかった。この結果は、AZ系Mg合金の超微細粒材が静的試験下において、粒界すべりによって延性が著しく増大したとする報告^{2), 3)}とは対照的である。

3.3 破面観察

Fig. 6に初期材、Fig. 7に $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材のSEMによる破面観察結果を示す。Fig. 6およびFig. 7より、初期材と $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材では、破面全体で延性破壊によって生じるディンプルを主とした延性破壊の様相を示した。しかし、室温以下 ($T_{\text{Charpy}} \leq 298\text{K}$) の衝撃試験では、一部の領域で平坦な層状組織が観察された。さらに、Fig. 8に $\Sigma\Delta\epsilon=1.6, 3.2, 5.6$ 材の破面観察結果を示す。Fig. 8より、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6, 3.2, 5.6$ 材では、破面全体で一様な粒状の凹凸が観察された。また、累積ひずみの増加に伴って粒状の凹凸がより微細になった。しかし、一般的に脆性破壊によって発現するとされるリバーパターンは観察されなかった。

4. 考 察

降温MDFにより種々の結晶粒径に調整したAZ80Mg合金のシャルピー衝撃試験を行い、破壊挙動と温度依存性について系統的な調査を行った。衝撃値と破壊挙動は、結晶粒径と試験温度に大きく依存し変化した。以下では、その原因と機構について検討する。

Fig. 6 Fracture surface obtained by Charpy impact tests of the hot-extruded AZ80Mg alloy: (a) $T_{\text{Charpy}}=77\text{ K}$, (b) $T_{\text{Charpy}}=298\text{ K}$ and (c) $T_{\text{Charpy}}=423\text{ K}$.

Fig. 7 Change in the fracture surface obtained by Charpy impact tests at various temperatures of the multi-directionally forged AZ80Mg alloy to $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$: (a) $T_{\text{Charpy}}=77\text{ K}$, (b) $T_{\text{Charpy}}=298\text{ K}$ and (c) $T_{\text{Charpy}}=423\text{ K}$.

Fig. 8 Fracture surface obtained by Charpy impact tests at room temperature of the multi-directionally forged AZ80Mg alloy: (a) $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$, (b) $\Sigma\Delta\epsilon=3.2$ and (c) $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$.

4.1 結晶粒径と衝撃値および破面の関係

初期材および $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材においては、シャルピー衝撃試験の衝撃値は温度に比例して上昇した。これは高温域における、i) 非底面すべりの活動による延性の増大、ii) 下部組織の回復による延性増大、によると考えられる。実際、Fig. 6 および Fig. 7 の破面観察からも明らかのように、高温域ではデンプルを伴った延性破壊が支配的であった。非底面すべりの臨界分解せん断応力 (CRSS) は、熱的依存性が高く、温度上昇とともに減少することはよく知られており、423 K では 35 MPa 程度と報告されている¹⁰⁾。例えば、降温 MDF を施した Mg 合金の引張強度は 423 K で 80 MPa 以上であり、ひずみ速度上昇とともに急増することが報告されている¹¹⁾。したがって、本研究の衝撃試験中に非底面すべりは十分に活動可能だと考えられる。

ただし、初期材および $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材では、一部の破面にへき開破壊模様 (晶癖面状) の層状の組織も出現した。これは、特定の結晶面あるいは結晶方向におけるき裂進展によって生じたと考えられる。このような結晶方向に依存するき裂進展挙動は Mg 単結晶の疲労破壊において詳細な研究が進められ

ており、き裂先端の底面すべりが活動困難となると $[0001]$ 方向に進展することが明らかとなっている¹²⁾。この場合、破面は層状組織となり、本研究の観察結果 (Fig. 6 および Fig. 7) と一致する。したがって、粗大粒材は基本的に延性破面により構成されるが、特定の方位の結晶粒内部では $[0001]$ 方向にき裂が進展し、その場合には平滑な破面が発達すると考えられる。

一方、累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 以上の試験片では、初期材よりも低い衝撃値を示した。特に $\Sigma\Delta\epsilon=3.2, 5.6$ 材は全温度域で低い衝撃値を示し、温度と衝撃値の相関はほとんどないと判断された。Fig. 8 の破面観察結果より、全体が粒状の凹凸破面となっており、デンプルやリバーパターンは観察されなかった。また、粗大粒材で確認されたような晶癖面と関連すると考えられる平滑な破面は観察されなかった。ここで、破面に見られる粒状凹凸組織のサイズを測定したところ、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6, 3.2, 5.6$ 材でそれぞれ約 $3.1\text{ }\mu\text{m}, 1.2\text{ }\mu\text{m}, 0.5\text{ }\mu\text{m}$ であった。これらは組織観察で得られた Fig. 3 の平均結晶粒径の値とほぼ一致している。このことから、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 以降の破面の粒状凹凸はそれぞれの結晶粒に対応すると判断される。

Liao et al. は、結晶粒径を $1.5\sim 11\mu\text{m}$ に調整した AZ31BMg 合金の衝撃特性を調査し、結晶粒径が $3\mu\text{m}$ 以下になると衝撃靱性が急増したと報告している⁷⁾。さらに、結晶粒径減少による靱性の増加は、双晶発生抑制によると結論づけている。しかし、本研究の結果は、彼らの結果とは大きく異なり、平均結晶粒径 $3.2\mu\text{m}$ 以下では衝撃値が急減した。一方、結晶粒を超微細化した AZ80Mg 合金は、室温での塑性伸び 10% 以上の比較的良好な延性を有する³⁾。これらの衝撃特性の違いは、i) Liao et al. の用いた AZ31BMg の広い結晶粒径分布 (混粒組織)、ii) AZ31BMg 合金のより優れた塑性加工性、によってもたらされた可能性がある。実際、降温 MDF によって作製された均一微細粒 AZ31Mg 合金の衝撃特性は、平均結晶粒径 $3.3\mu\text{m}$ までは上昇した¹³⁾。

微細粒組織を有する Mg 合金では、粒界すべりが容易に発現することが知られており^{2), 14)}、特に、結晶粒径 $1\mu\text{m}$ 以下においては粒界すべりの発生が顕著であることが明らかとなっている¹⁴⁾。また、降温 MDF を施した AZ61Mg 合金の疲労試験において、結晶粒微細化に伴う粒界すべりの発現によって、き裂の発生および進展が粒界に沿って生じることが報告されている¹⁵⁾。したがって、高ひずみ速度域では粒界すべりは生じにくくなるとされるが¹⁴⁾、本研究における $\Sigma\Delta\varepsilon$

$=1.6$ 以上の試験片においても、粒界すべりの関与によりき裂が粒界に沿って進展することで粒界脆性破壊に至った可能性がある。また、き裂が粒界に沿って進展するため、結晶粒が微細化するほどき裂の直線的な進展が容易になる (Fig. 9)。結果として結晶粒微細化に伴って衝撃値は低くなり、巨視的にはより平滑な破面に近づくと考えられる。

4.2 切欠きの影響

赤穂らは、降温 MDF を施した AZ80Mg 合金において、ひずみ速度を変えた引張試験およびスプリット・ホプキンソン棒法衝撃試験による高速引張試験を行った⁹⁾。それによると、結晶粒の微細化に伴って降伏応力のひずみ速度感受性指数 m が増加したと報告している。しかし、この試験で得られたデータは、切欠きのない状態の試験片から得られたものであり、高速で破壊を行うときに切欠きの影響を考えることは非常に重要である。

そこで、本研究で作製した降温 MDF 材から、ノッチの深さが異なる試験片を作製して衝撃試験を行い、切欠き深さの影響を調査した。試験片は $\Sigma\Delta\varepsilon=0.8$, 5.6 材とし、ノッチ深さを $\Sigma\Delta\varepsilon=0.8$ 材は 0.3 mm, 0.1 mm, 0 mm (ノッチなし) とし、 $\Sigma\Delta\varepsilon=5.6$ 材は 0.3 mm, 0 mm とした。Fig. 10 にノッチの深さが異なる試験片のシャルピー衝撃試験の結果を示す。Fig. 10

Fig. 9 Schematic illustration of crack propagation depending on grain size: (a) coarse grained, (b) ultrafine grained Mg alloy.

Fig. 10 Changes in the impact value depending on notch depth of Charpy impact test samples prepared from multi-directionally forged AZ80Mg alloys.

Fig. 11 Fracture surfaces developed by Charpy impact tests at room temperature of multi-directionally forged AZ80Mg alloy samples: (a) $\Sigma\Delta\varepsilon=0.8$, notch depth 0.1 mm, and (b) $\Sigma\Delta\varepsilon=5.6$, without notch.

より、 $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材ではノッチの深さの減少に伴い衝撃値が上昇し、ノッチ深さ0mmの試験片において、本研究で利用したシャルピー衝撃試験機では破壊が生じなかった。また $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$ 材に関しても、ノッチ深さ0.3mmにおいて衝撃値がわずかに上昇し、ノッチ深さ0mmでは衝撃値が急上昇していることが確認された。Fig. 11にノッチ深さが異なる各試験片のSEMによる破面のマイクロ観察結果を示す。Fig. 7およびFig. 8とFig. 11を比較すると、ノッチ深さが異なる場合においても、破壊した試験片の破面に違いは見られなかった。

高尾らによると、工業用純チタン (Ti) の疲労試験において、hcp構造に起因して塑性拘束効果が大きく、き裂の発生・伝播には複数の結晶粒内でき裂が発生し、それらが連結する必要があることが報告されている¹⁶⁾。これにより、切欠き底からかなり厚い領域における平均応力によってき裂発生限界が支配されるため、純Tiは切欠き感度が非常に低いとされている¹⁶⁾。Mg合金もhcp構造を有するため、切欠き感度はTiのそれと近くなることが考えられる。しかし実際には、Mg合金中の α 相内の微小な欠陥からき裂が伝播するため、切欠き感度は高くなるとする報告がある¹⁷⁾。さらに、純TiよりもAZ92Mg合金の方が切欠き感度が高いとも報告されている¹⁷⁾。本研究で用いたAZ80Mg合金においても、ノッチ深さの減少に伴い衝撃値が上昇していることから、切欠き感度は高いと判断された。

衝撃試験において、破壊に要するエネルギーはき裂発生エネルギーとき裂伝播エネルギーの2つに分けて考えることができる¹⁸⁾。本研究では、前述のように、超微細粒材においては粒界に沿ってき裂が進展して破壊が生じやすい。このためノッチの有無にかかわらず、き裂伝播エネルギーは低いと考えられる。すなわち、ノッチ深さ0mmの $\Sigma\Delta\epsilon=5.6$ 材の衝撃値の上昇は、き裂発生エネルギーの上昇によるものと考えられる。

しかし、切欠きの影響を調査する場合は切欠き先端の曲率半径を考慮する必要がある。本研究では、精密切断機を用いてノッチを作製したため、ノッチ先端の曲率半径は全試験片で一定だった。このため、ノッチ先端の曲率半径の異なる試験片を作製し、シャルピー衝撃試験に供することで、より詳細な切欠きの影響の調査を行うことができると考えられる。この点は今後の課題としたい。

5. 結 言

AZ80Mg合金に降温多軸鍛造 (Multi-Directional Forging/MDF) を施し、結晶粒を超微細化した試験片に対して種々の温度でシャルピー衝撃試験を行った。得られた知見を以下にまとめた。

(1) 累積ひずみ $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材 (平均結晶粒径 $8.1\mu\text{m}$) では初期材よりもシャルピー衝撃試験の衝撃値が上昇したが、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 以上 (平均結晶粒径 $3.2\mu\text{m}$ 以下) の試験片では累積

ひずみの増加に伴って衝撃値が減少した。

(2) 試験温度を変化させると、初期材・ $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ 材では温度上昇に伴い衝撃値が比例的に上昇したが、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 材では衝撃値の上昇が緩やかになり、 $\Sigma\Delta\epsilon=3.2, 5.6$ 材では温度と衝撃値にほとんど相関はなかった。

(3) 初期材・ $\Sigma\Delta\epsilon=0.8$ ではディンプルを伴う延性破壊が主であるが、一部に粒内割れによって生じた層状組織を含む破面となった。しかし、 $\Sigma\Delta\epsilon=1.6$ 以上では、巨視的には平滑な破面であるが、微視的には全域で粒状凹凸を伴う破面であった。また、この凹凸のサイズは結晶粒径と対応した。

(4) 結晶粒の微細化に伴い、き裂は粒界に沿って伝播するようになり、粒界破壊さらには脆性破壊が起こりやすくなった。同時に、結晶粒微細化に伴ってき裂の直線的な進展が容易になり、衝撃値は低くなった。

(5) 超微細粒Mg合金は切欠き感度が高く、ノッチ深さを小さくすることで衝撃値は急上昇した。

謝 辞

本研究は、JST産学共創基礎基盤研究「ヘテロ構造制御」プログラムおよび公益財団法人軽金属奨学会の研究費支援によって行われました。ここに記し感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) Y. Kawamura, K. Hayashi, A. Inoue and T. Masumoto: Mater. Trans., **42** (2001), 1172–1176.
- 2) H. Miura, G. Yu and X. Yang: Mater. Sci. Eng. A, **528** (2011), 6981–6992.
- 3) 三浦博己, 小林正和: まてりあ, **54** (2015), 105–109.
- 4) L. B. Tong, M. Y. Zheng, S. W. Xu, S. Kamado, Y. Z. Du, X. S. Hu, K. Wu, W. M. Gan, H. G. Brokmeier, G. J. Wang and X. Y. Lv: Mater. Sci. Eng. A, **528** (2011), 3741–3747.
- 5) 上田哲也, 長尾昌樹, 池尾直子, 鷲尾宏太, 木下昭人, 加藤昇, 向井敏司: 日本金属学会誌, **78** (2014), 142–148.
- 6) 廖金孫, 堀田真, 閻師昭彦, 金子貫太郎, 近藤勝義: まてりあ, **49** (2010), 23–25.
- 7) J. Liao, M. Hotta, K. Kaneko and K. Kondoh: Scr. Mater., **61** (2009), 208–211.
- 8) 清水太一, 渡邊千尋, 門前亮一, 上路林太郎, 三浦博己: 軽金属学会第123回秋期大会講演概要, (2012), 385–386.
- 9) 赤穂篤志, 渡邊千尋, 門前亮一, 三浦博己: 軽金属学会第125回秋期大会講演概要, (2013), 327–328.
- 10) 吉永日出男: 軽金属, **59** (2009), 450–457.
- 11) 三浦博己, 松本洸太, 小林正和: 日本金属学会誌, **79** (2015), 295–302.
- 12) 安藤新二, 池尻幸繁, 飯田直美, 津志田雅之, 頓田英機: 日本金属学会誌, **70** (2006), 634–637.
- 13) 中嶋翼斗: 豊橋技術科学大学卒業論文, (2016).
- 14) J. Koike, R. Ohyama, T. Kobayashi, M. Suzuki and K. Maruyama: Mater. Trans., **44** (2003), 1–7.
- 15) Y. Uematsu, T. Kakiuchi, H. Miura and T. Nozaki: Mater. Trans., **57** (2016), 1454–1461.
- 16) 高尾健一, 楠川量啓: 材料, **40** (1991), 1422–1427.
- 17) 楠川量啓, 高尾健一: 日本機械学会論文集 (A編), **68** (2002), 1092–1097.
- 18) 小林俊郎: 軽金属, **54** (2004), 333–347.