マグネシウム合金の塑性加工プロセス

千野 靖正*・馬淵 守*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 51, No. 10 (2001), pp. 498-502

Plastic-forming processes for magnesium alloys

Yasumasa CHINO* and Mamoru MABUCHI*

Keywords: magnesium alloys, plastic forming, grain refinement, dynamic recrystallization, mechanical properties

1. 緒 言

マグネシウムは、実用構造金属材料中最も低密度 ($=1.7 \text{ Mg/m}^3$) であり、最近特に樹脂系材料の代替として注目されている。マグネシウムが次世代軽量材料として注目される理由は、樹脂系材料に匹敵するほど軽いこと、金属材料特有の優れたリサイクル性を有すること、資源も豊富に存在すること等から、次世代の循環型超軽量材料として低環境負荷 (物質循環型) 社会実現に貢献するための高いポテンシャルを有しているためである。

近年の日本におけるマグネシウム合金の需要拡大は、家電製品 (テレビ、パソコン、携帯電話等々) の筐体にマグネシウム合金が使われるようになったことに起因する^{1),2)}。マグネシウム合金が家電製品の筐体に採用された主な理由を列挙すると、

- (1) 軽量であること
- (2) (樹脂系材料に比べて) 高比強度、高比剛性であること
- (3) (樹脂系材料に比べて) リサイクル性に優れていること
- (4) 薄肉成形性に優れていること
- (5) (樹脂系材料に比べて) 熱伝導性に優れていること
- (6) (樹脂系材料に比べて) 電磁波シールド性に優れていること
- (7) (樹脂系材料に比べて) 高級感があること

等が挙げられる。現在までのところ、日本におけるマグネシウム製品の多くは、ダイキャスト³⁾やチクソキャスト⁴⁾等の鋳造法により作製されている。特に、チクソキャスト法により薄肉成形が可能となり、家電製品への工業化が著しく助長されたことが最大の要因である。

自動車産業においても、易リサイクル、軽量の理由から、ステアリングホイール、シリンダヘッドカバー、オイルパン等の部材にマグネシウム合金鋳造材が実用化されている。また、マグネシウム合金が有する高比強度、高比剛性を利用して、トランスミッションケース等のパワープラント骨格部品を製造するための研究開発が盛んに行われている⁵⁾。

以上のように、鋳造法を主とした生産プロセスによってマ

グネシウム成形品の生産量は増加している。しかし、現状の生産法にも問題がない訳ではない。たとえば、湯じわや引け巣等の鋳造欠陥を修正するため複雑な後処理が必要であり、また製造工程での不良率が比較的高く歩留りが低い³⁾。これら以外にも、テレビの筐体のような大型薄物部品の製造技術の確立や他の材料 (アルミニウム合金やチタン合金等) より格段に優れた高比強度、高比剛性の要求があるが、現状ではこれら要件を十分に満たしているとは言えない。

マグネシウム合金成形品の生産プロセスにおける鋳造法の重要性は誰もが認めるところであり、今後も一層増すだろう。しかし、鋳造法だけで社会の要求をすべて満たすことは難しいことも事実である。構造材としてのマグネシウム合金の用途を更に拡大するためには、機械的性質の一層の向上は不可欠である。塑性加工プロセスは成形と同時に高強度・高靱性化を図ることができることから、需要拡大のキーテクノロジーと言える。しかしながら、マグネシウム合金の鍛造、圧延、押出等の塑性加工プロセスに関する研究は、鋳造法に関する研究と比較してきわめて少ないのが実情である。

これまでマグネシウム合金の塑性加工プロセスの研究開発が活発でなかったのは、マグネシウムが最密六方格子構造のため延性に乏しく塑性加工性が悪いとされてきたことに一因がある。しかし、マグネシウム合金の機械的性質は結晶粒径に大きく依存し、結晶粒を微細化することにより、室温強度^{6)~8)}、延性⁹⁾の向上、更に超塑性による加工性の大幅な向上が達成される¹⁰⁾ことが報告されており、塑性加工技術はマグネシウム合金の新しいプロセスとして今後その重要性が増すと考えられる。

本稿では、種々の塑性加工プロセスにより作製されたマグネシウム合金加工材の機械的性質に関する最近の研究結果を述べるとともに、今後の課題についてふれることとする。

2. マグネシウム合金の高強度化

金属材料の強化機構にはいくつかあるが、マグネシウムの場合、結晶粒微細化による強化が有効である⁸⁾。この根拠は、以下のとおりである。

* 産業技術総合研究所基礎素材研究部門 (〒462-8510 愛知県名古屋市中区平手町 1-1)。Inst. for Structural and Engineering Materials, National Institute of Advanced Industrial and Science Technology (1-1 Hirate-cho, Kita-ku, Nagoya-shi, Aichi 462-8510)。

受理日: 平成13年 5 月 7 日

図1 AZ91マグネシウム合金および5083アルミニウム合金における0.2%耐力と結晶粒径の $-1/2$ 乗の関係

一般に金属材料の結晶粒微細化による強化機構は、次のHall-Petchの式で表せる。

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (1)$$

ここで、 σ は多結晶体の降伏応力、 σ_0 は単結晶体の降伏応力、 K は定数（結晶粒径依存性パラメータ）、 d は結晶粒径である。Armstrongら¹¹⁾は、テイラーの考えを拡張し、 K とテイラー因子 M の関係として次式を導いた。

$$K \propto M^2 \quad (2)$$

テイラー因子は材料の結晶構造に依存する定数であり、マグネシウムのような最密六方格子構造の金属は、体心立方格子構造の金属や面心立方格子構造の金属に比べてテイラー因子が大きい。たとえば、マグネシウムのテイラー因子は6.5¹¹⁾と大きい、面心立方格子構造であるアルミニウムのテイラー因子は3.06¹²⁾と小さい。以上のことから、マグネシウムの強度はアルミニウムより結晶粒径に強く依存することがわかる。

図1はAZ91 (Mg-9 mass% Al-1 mass% Zn) マグネシウム合金と5083 (Al-5 mass% Mg-0.5 mass% Mn) アルミニウム合金における0.2%耐力と結晶粒径の $-1/2$ 乗の関係を示したものである。結晶粒が粗大な場合は、マグネシウム合金の耐力はアルミニウム合金に比べて低い。しかし、結晶粒径が約2 μm 以下になるとマグネシウム合金の方が高い耐力を示すことがわかる。もちろん、粒界における転位のバイルアップ機構は複雑であり、結晶粒径依存性はテイラー因子だけで決定されるものではない。たとえば、集合組織や微視的方向因子が結晶粒径依存性に関与することが指摘されている^{13), 14)}。

しかし、いずれにしても、マグネシウムは本質的に結晶粒径依存性が強い材料であり、結晶粒微細化はマグネシウム合金の強度向上の有効な手段と言える。

3. 各種加工材の機械的特性

3.1 押出材

マグネシウム合金における塑性加工プロセスによる組織制御の利点は、熱間あるいは温間加工により動的に再結晶が生じ微細結晶粒組織が得られることである。特に熱間押出加工は、静水圧成分が大きいことから加工性に乏しいマグネシウム合金においても強加工を加えることができるため、微細結晶粒組織が得られやすい。

図2 AZ91マグネシウム合金押出材の組織(押出温度: 573 K)

表1 マグネシウム合金の鋳造材と押出材の室温引張特性

材	料	引張強さ (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	破断伸び (%)
鋳造材	AZ91 (F)	131	72	1-3
	AZ91 (T6)	235	108	3
鋳造材	ZK60 (F)	275	196	5
	ZK60 (T5)	314	265	4
押出材	AZ91	341	244	13
	ZK60	371	288	18

図2は、熱間押出後のAZ91合金の組織写真である¹⁵⁾。複雑な加工熱処理をすることなしに熱間押出を行うだけで5 μm 以下の微細な結晶粒組織が得られている。

表1に、鋳造材と押出材の引張特性の比較を示す¹⁶⁾。この結果からわかるように、押出材は鋳造材に比べ著しく高い強度を示す。さらに注目すべきことは、押出により伸びも大幅に向上することである。最近、向井ら¹⁷⁾は熱間押出により衝撃特性も向上することを報告した。押出により延性が向上するメカニズムに関して、Mohriら¹⁸⁾は微細結晶粒組織になると破壊形態が粒界破壊から粒内破壊になるためと報告している。しかし、今日まで結晶粒径と破壊機構の関係について十分な理解に至っておらず、延性と結晶粒径の関係に関して今後さらに検討する必要がある。

試料に大きなせん断ひずみを印加することができるECAE (Equal Channel Angular Extrusion) 法も、マグネシウム合金の新しい塑性加工プロセスとして注目される。ECAE法により加工したAZ91合金の組織を図3に示す¹⁹⁾。この図のように、ECAEによって約0.5 μm の超微細結晶粒組織を得ることができる。鎌土ら²⁰⁾は、ECAE加工と焼なまし処理を併用することによりマグネシウム合金の延性の飛躍的な向上を達成するとともに、ECAE加工により6061アルミニウム合金よりも優れた性質を示すZK31 ((Mg-3 mass% Zn-0.5 mass% Zr) マグネシウム合金の創製に成功している。ECAE法のもう一つの利点は、押出方向とは異なる方向に大きなせん断応力を負荷することができることである。通常の熱間押

図3 ECAP法により加工したAZ91マグネシウム合金のTEM観察結果（加工温度：523 K）

図4 WE43マグネシウム合金押出材のTEM観察結果（押出温度：673 K）

出とECAP法により加工されたマグネシウム合金の集合組織が異なるという報告もあり²¹⁾、マグネシウム合金の集合組織を制御する手段としてもECAP法は有効と考えられる。

マグネシウム合金の結晶粒微細化、集合組織制御以外の有効な強化機構として、析出強化が挙げられる。特に高温強度を上げるには、高温でも安定な析出物の制御が重要である。このようなマグネシウム合金としてWE (Mg-Y-RE) 系合金がある。ここでREはNd, Ce, Pr等のレアアースメタルを指す。最近WE43 (Mg-4 mass%Y-3 mass%RE) 合金押出材の機械的性質が報告された^{18), 22)}。図4は熱間押出した後のWE43合金の微視組織写真である。結晶粒径は約1.5 μmであり、また高温で安定なMg₁₁NdY₂相²³⁾が均一微細に分散していることがわかる。

WE43合金の引張強さおよび破断伸びと試験温度の関係を図5に示す。結晶粒微細化強化および析出強化の複合効果により、473 Kの高温においても350 MPa以上の高強度が得られている。

従来、耐熱マグネシウム合金の研究は合金成分の調整が主流であった。しかし、押出等の加工熱処理を利用した手法も、リサイクルの観点より、少ない成分にて目的の耐熱性を達成するための有力な手段として今後更なる研究が望まれる。

一方、熱間押出をリサイクルとして利用しようとする研究も行われている^{15), 24), 25)}。これはマグネシウム合金スクラップを熱間押出することにより、スクラップから直接素材材を

図5 WE43マグネシウム合金加工熱処理材の引張強さと試験温度の関係（上）および破断伸びと試験温度の関係（下）

表2 AZ91マグネシウム合金の固体リサイクル材、鋳放し材、バージン材の室温引張特性

材 料	押出温度 (K)	引張強さ (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	破断伸び (%)
固体リサイクル材	573	343.3	275.9	8.0
	673	378.0	280.3	7.7
	753	334.2	223.0	12.3
鋳 放 し 材		121.6	72.0	3.1
バージン材の押出材	573	339.7	274.0	5.0
	673	339.5	241.2	10.0

製造するものであり、再溶解をせず固体状態のままリサイクルすることから、“固体リサイクル法”²⁵⁾と呼ばれている。

表2にAZ91合金の工場内スクラップ（切削くず）を熱間押出により再生した材料（固体リサイクル材）の機械的性質を示す¹⁵⁾。再生材の引張強さ、破断伸びは鋳放し材に比べわけて高い。さらに注目すべきことは、再生材の強度がバージン材を同じ条件で熱間押出した材料より高いことである。このように、固体リサイクルでは、熱間押出による結晶粒微細化の効果とともに表面酸化物の均一微細分散の効果により、機械的特性に優れた再生材を得ることができる。

固体リサイクル法は、チクソモルディングで発生するランナ等のスクラップのリサイクルにも適用可能である²⁵⁾。これまでの研究では、適用できるスクラップは比較的汚染の少ない工場内スクラップに限定されるが、陽極酸化法等の表面処理が施されたスクラップ等にも適用可能な技術が開発されれば、用途は更に拡がると考えられる。

3.2 圧延材

マグネシウム合金圧延材のJIS規格²⁶⁾がすでに存在するよ

図6 AZ91マグネシウム合金圧延材のTEM観察結果
(圧延温度：673 K)

うに、以前は大型旅行カバンの内部補強材等として、最近ではポータブルMDプレーヤの筐体等²⁷⁾として、圧延加工されたマグネシウム合金展伸材が市場に送り出されている。しかしながら、圧延材の特性についての報告は比較的少ないのが現状である^{28),29)}。

マグネシウム合金の常温加工性が悪いことは、最密六方格子構造に起因する。常温では、底面すべりの臨界分解せん断応力と非底面すべりのそれとの間には大きな差が存在し底面すべりのみが支配的となるため、Mg-Liのような特殊合金を除き一般的にマグネシウム合金は冷間圧延ができない。また、圧延加工は押出加工に比べ静水圧成分が小さいため、非底面すべりの臨界分解せん断応力が底面すべりのそれと比較し得る大きさとなる高温³⁰⁾まで加熱（一般に573 K以上）して圧延を行う必要があり、強加工を加えるような場合、圧延温度は押出温度より高く設定する必要がある。

最近、圧延材が変形中の動的再結晶により超塑性を示すことが報告された²⁸⁾。すなわち、粒内に多くの転位セル（図6）を含む結晶粒径約40 μmのAZ91合金圧延材の引張試験を温度573 (K)、ひずみ速度 1.5×10^{-3} (1/s)の条件で行うと、引張試験中に動的再結晶により結晶粒が9.1 μmまで微細化し、604%の超塑性伸びが得られた。マグネシウムは積層欠陥エネルギーが高く再結晶しにくいと言われてきたが、上記結果

図7 自由鍛造試験前のAZ31マグネシウム合金の組織
(a) as-received 材, (b) 押出材

は適切な条件で加工を加えることにより再結晶が生じ、微細結晶粒組織が得られることを示すものである。マグネシウムの再結晶挙動に関する研究データはきわめて少なく十分な理解がされているとはいえない。今後マグネシウムの再結晶のメカニズムや双晶との関係等、再結晶挙動の理解を深める必要がある。

3.3 鍛造材

最近、代表的な展伸材であるAZ31 (Mg-3 mass% Al-1 mass% Zn) 合金の鍛造特性と組織の関係について、結晶粒径を微細化することにより低温での加工性が向上することが報告された³¹⁾。以下にその要約を示す。

鍛造試験に供した試料のマイクロ組織を図7に示す。粗大な結晶粒と20 μm程度の比較的微細な結晶粒の混合粒組織の試料 (as-received 材) と、573 Kでの押出により結晶粒径を8 μmまで微細化させた試料 (押出材) について調べた。

これら試料を423, 473および573 Kで圧下率0.86まで自由鍛造を行った。その結果を図8に示す。混合結晶粒 (as-received) 材の場合、423 Kで鍛造を行った試料は同心円状に変形せずに試料表面の所々にき裂が発生した。一方、微細結晶粒 (押出) 材の場合、423 Kにおいても、試料端部に割れが発生せず、良好に鍛造できた。

これまで、マグネシウムはhcp構造のため加工性が乏しいと考えられてきた。しかし上記の結果は、結晶粒を微細かつ等軸にすることにより、優れた加工性が得られることを示し

図8 自由鍛造試験後のAZ31マグネシウム合金の外観
鍛造温度：(a) 423 K, (b) 473 K, (c) 573 K

ている。

また、自動車構造材として重要となる耐熱性マグネシウム合金の鍛造特性^{32),33)}、超軽量金属として注目される Mg-Li 系合金の圧下特性³⁴⁾、マグネシウム合金の深絞り特性等^{35),36)}の報告がなされ、徐々にではあるが鍛造技術にまつわる基礎的知見が蓄積され始めている。今後一層の研究が期待される。

4. おわりに

マグネシウム合金は循環型超軽量材料として需要の拡大が急速に進んでいるものの、現在までの国内需要は21,000トン程度(2000年1月~8月実績)³⁷⁾であり、アルミニウム合金(3,700,000トン(1999年)³⁸⁾)と比較すると非常に少ない。構造材料としてマグネシウム合金の需要を伸ばすためには、機械的特性、化学的特性(耐腐食性等)の一層の向上が必要である。本稿では、塑性加工プロセスが高強度、高延性を示す高性能マグネシウム合金創製に有効なプロセスであることを示した。

一般的にマグネシウム合金のデータは他の金属材料と比較して少ない。特に、構造材料としての信頼性を評価するのに必要な疲労特性や衝撃特性等のデータがきわめて少ない。マグネシウム合金の実用化を促進する上で、一層の高性能化とともに疲労、クリープ、衝撃、腐食など各種基礎データを集積するための基礎的研究が必要である。今後の研究に期待したい。

参 考 文 献

- 1) 上田修治: 工業材料, 46-10 (1998), 118.
- 2) NIKKEI MECHANICAL, 522 (1998), 46.
- 3) 白井正勝: 工業材料, 46-10 (1998), 106.
- 4) 附田之欣, 斎藤 研: 軽金属, 47 (1997), 298.
- 5) 吹沢一徳, 小池精一, 柴田一雄: まてりあ, 39 (2000), 17.
- 6) G. Nussbaum, P. Sainfor, G. Regazzoni and H. Gjestland: Scr. Metall., 23 (1989), 1079.
- 7) D. Lahaie, J. D. Embury, M. M. Chadwich and G. T. Gray: Scr. Metall., 27 (1992), 139.
- 8) M. Mabuchi and K. Higashi: Acta Mater., 44 (1996), 4611.
- 9) J. A. Chapman and D. V. Wilson: J. Inst. Met., 91 (1962-63), 39.
- 10) K. Kubota, M. Mabuchi and K. Higashi: J. Mater. Sci., 34 (1999), 2255.
- 11) R. Armstrong, I. Codd, R. M. Douthwaite and N. J. Petch: Philos. Mag., 7 (1962), 45.
- 12) 中島英治, 吉永日出男: 鉄と鋼, 77 (1991), 1399.
- 13) D. V. Wilson and J. A. Chapman: Philos. Mag., 8 (1963), 1543.
- 14) R. Armstrong: Metall. Trans., 1 (1970), 1169.
- 15) M. Mabuchi, K. Kubota and K. Higashi: Mater. Trans. JIM, 36 (1995), 1249.
- 16) 馬淵 守, 中村 守, 朝比奈正: 塑性と加工, 41 (2000), 309.
- 17) T. Mukai, M. Yamaoki and K. Higashi: Mater. Sci. Forum, 350-351 (2000), 97.
- 18) T. Mohri, M. Mabuchi, N. Saito and M. Nakamura: Mater. Sci. Eng., A257 (1998), 287.
- 19) M. Mabuchi, H. Iwasaki, K. Yanase and K. Higashi: Scr. Metall., 36 (1997), 681.
- 20) S. Kamado, T. Ashie, H. Yamada, K. Sanbun and Y. Kojima: Mater. Sci. Forum, 350-351 (2000), 65.
- 21) M. Mabuchi, Y. Yamada, K. Shimojima, C. E. Wen, Y. Chino, M. Nakamura, T. Asahina, H. Iwasaki and K. Higashi: Proc. Magnesium Alloys and Their Applications, (ed. K. U. Kainer), WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim, (2000), 280.
- 22) R. Kariya, H. Iwasaki, T. Mohri, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina and K. Higashi: Mater. Sci. Forum, 350-351 (2000), 93.
- 23) G. W. Lorimer: Proc. the International Conference on Magnesium Technology, (ed. C. Barker), The Institute of Metals, London, (1986), 47.
- 24) M. Nakanishi, M. Mabuchi, N. Saito, M. Nakamura and K. Higashi: J. Mater. Sci. Lett., 17 (1998), 2003.
- 25) 千野靖正, 岸原竜二, 下島康嗣, 山田康雄, 文 翠娥, 岩崎源, 馬淵 守: 日本金属学会誌, 65 (2001), 621.
- 26) 日本規格協会: JIS H4201 マグネシウム合金板, 日本規格協会, (1998).
- 27) URL: <http://village.infoweb.ne.jp/~oficjk/index01.htm>
- 28) T. Mohri, M. Mabuchi, M. Nakamura, T. Asahina, H. Iwasaki, T. Aizawa and K. Higashi: Mater. Sci. Eng. A290 (2000), 139.
- 29) 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.
- 30) H. Yoshinaga and R. Horiuchi: Mater. Trans. JIM, 5 (1964), 14.
- 31) Y. Chino, M. Mabuchi, K. Shimojima, Y. Yamada, C. E. Wen, K. Miwa, M. Nakamura, T. Asahina, K. Higashi and T. Aizawa: Mater. Trans. JIM, 42 (2001), 414.
- 32) 谷池茂弘, 北口 豊, 鎌土重晴, 小島 陽, 関伊佐夫, 久保田耕平: 軽金属, 47 (1997), 261.
- 33) 鎌土重晴, 北口 豊, 播磨克忠, 小島 陽, 谷池茂弘, 関伊佐夫: 軽金属, 48 (1998), 168.
- 34) S. Kamado, T. Ashie, Y. Ohshima and Y. Kojima: Mater. Sci. Forum, 350-351 (2000), 55.
- 35) H. Somekawa, M. Kohzu, S. Tanabe and K. Higashi: Mater. Sci. Forum, 350-351 (2000), 177.
- 36) 相田収平, 田辺 寛, 須貝裕之, 高野 格, 大貫秀樹, 小林勝: 軽金属, 50 (2000), 456.
- 37) 日本マグネシウム協会: マグネシウム, 30-1 (2001), 15.
- 38) URL: <http://www.aluminum.or.jp/al012.htm>