

AZ91 マグネシウム合金鋳造鍛造材の機械的性質とミクロ組織

金森陽一* , 樋尾勝也**

Mechanical Properties and Microstructure of Forged Castings of AZ91 Magnesium Alloy

Yoichi KANAMORI , Katsuya HIO

In this study, effects of cast and forging conditions on surface quality, mechanical properties and microstructure of forged castings of AZ91 magnesium alloy were examined. As the grain size of casting was smaller, the forgeability of the castings increased. Tensile strength and 0.2% proof stress of forged casting increased with increase in the reduction rate. For example, tensile strength and 0.2% proof stress of forged casting (forging temperature : 623K , reduction rate : 50%) were about 340MPa and 200MPa, respectively. Castings of AZ91 magnesium alloy were recrystallized by the forging. The size of recrystallized grain was 19 μm (forging temperature : 663K , reduction rate : 50%).

Key words: AZ91 magnesium alloy, forged casting, microstructure, mechanical properties, cast and forging conditions

1. はじめに

マグネシウム(以下, Mg とする)合金は, 実用金属の中で最も軽量で, 比強度に優れることから, 軽量化を行う上で, 魅力的な材料である。しかし, Mg 合金は結晶構造が最密六方構造であるため, すべり系が少なく, 塑性加工性が悪い¹⁾。このため, 押出, 鍛造, プレスなどの展伸材は高価であり, Mg 製品の多くがダイカストなどの鋳造法により製造されている²⁾。しかしながら, Mg 展伸材は, 機械的特性に優れることから, その適用増加が強く望まれている^{3),4)}。

鋳造鍛造法は, 鋳造によりプリフォームを作製し, それを鍛造することにより, 製品を成形する新しい技術で, アルミニウム合金において実用化されてきている^{5),6)}。この方法は, 鍛造による鍛錬の効果により, 展伸材並の機械的特性を有する

製品が製造できる, 押出材などを素材とする鍛造法に比べ低コスト化が可能である, などの特徴がある^{5),6)}。特に, この方法は, 鍛造用素材の形状, 鍛造時の変形量の自由度が大きく, Mg 合金のような難塑性加工材の有効な成形技術であると考えられる。

鋳造鍛造法を実現するには, 鋳造性と鍛造性に優れた合金が必要である。Mg 合金で鋳造性と鍛造性を両立する合金としては, AZ91(展伸用合金は AZ80)合金, ZK61(展伸用合金は ZK60)合金などがある。なかでも, AZ91 合金は, ダイカストや高圧鋳造によるプリフォームの量産が可能であり, 鋳造鍛造法に適していると考えられる。

これまで, AZ91 合金鋳造材の鍛造としては, 鋳造材の鍛造による機械的性質, 組織の変化が報告されている^{7),8)}。しかし, これらの報告では, 鍛造前に鋳造材表面の切削を行っており, 鋳造鍛造法と条件が異なる。

* 金属研究室

** 財団法人 三重県産業支援センター

そこで、本研究では、Mg 合金への鋳造鍛造法の適用を目的として、各種条件で作製した AZ91 鋳造材に自由鍛造を行い、その成形性、機械的性質、ミクロ組織に及ぼす鋳造、鍛造条件の影響を調べた。

2. 実験方法

2. 1 鋳造材の作製

鋳造条件の異なる 4 種類 (A~D) の鋳造材 (A: 重力鋳造, B: 重力鋳造+結晶粒微細化処理, C: 高圧鋳造, D: 高圧鋳造+結晶粒微細化処理) を作製した。鋳造材の作製方法は以下の通りである。

市販の AZ91 合金(約 600g)を、SF₆ ガス雰囲気の中で鉄るつぼに入れて電気炉で溶解し、1023K で 300s 間保持した。その後、試験片 (75×30×25mm) 作製用金型に注湯し、0MPa(重力鋳造材) または 100MPa(高圧鋳造材)の圧力をかけながら凝固させた。なお、結晶粒微細化処理については、注湯前に、シヨ糖添加⁹⁾により行った。表 1 に作製した鋳造材の化学組成を示す。

作製した鋳造材については、鍛造の成形性を向上させるため、鋳造後に調質を行い、鍛造の供試材とした。なお、調質の条件は 693K ×172.8ks とした。

表 1 作製した鋳造材の化学組成 mass%

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
9.1	0.71	0.22	0.01	0.003	0.001	0.002	Bal.

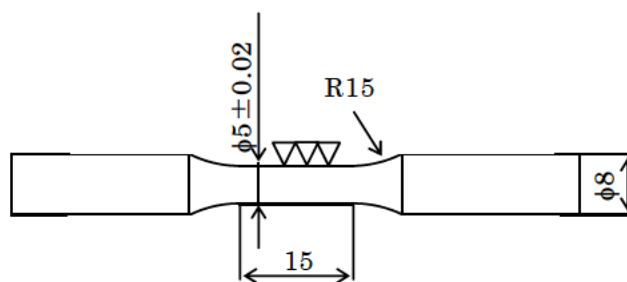
2. 2 鍛造

鍛造には、800t のナックルジョイントプレスを用いた。鍛造条件は、鍛造温度：473~663K、圧下率：0~75%の自由鍛造とした。鍛造の圧下方向は厚さ方向(25mm)とし、鍛造後の試料の厚さは圧下率：50%で約 12.5mm であった。潤滑剤には黒鉛系潤滑剤を用いた。

2. 3 評価

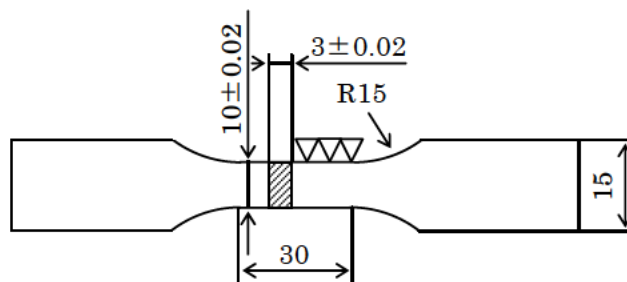
鍛造後の評価としては、外観評価、引張試験、組織観察、粒径測定を行った。

引張試験では、鍛造後の試料の厚さ：10mm 以上についてはφ8 丸棒試験片 (図 1)、10mm 未満の試料については平板試験片 (図 2) を試料中央部より作製し、クロスヘッド速度：0.017mm/s で



(単位：mm)

図 1 φ8 丸棒試験片



(単位：mm)

図 2 平板試験片

試験を行った。なお、耐力は 0.2%耐力とした。

組織観察及び粒径測定は試料中央断面について行った。

3. 実験結果と考察

3. 1 鋳造材

表 2 に、作製した鋳造材の調質後のミクロ組織と平均粒径を示す。

すべての鋳造条件において、調質後のミクロ組織は溶体化組織であり、鋳造時に晶出した Mg₁₇Al₁₂ 化合物は固溶されていた。Mn 化合物 (ミクロ組織写真内の黒い小さい点) については、調質により固溶されず、すべての鋳造条件において観察された。

調質後の結晶粒の平均粒径は、鋳造条件により異なり、A 材：327 μm が最も大きく、B 材：144 μm、C 材：98 μm、D 材：80 μm であった。この結晶粒の大きさの違いは、鍛造の成形性、機械的性質に大きく影響すると考えられる。

3. 2 鍛造の成形性

鍛造の成形性は、すべての鋳造条件において、鍛造温度が高いほど鍛造の成形性は良好であった。代表的な結果として、図 3 に D 材の結果を示す。

表 2 作製した鑄造材の調質後のマイクロ組織と平均粒径

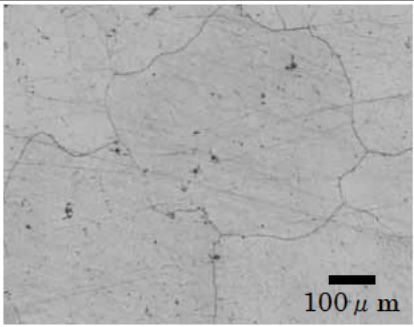
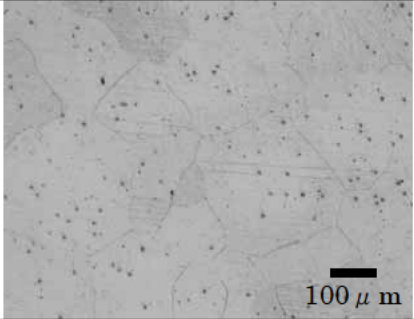
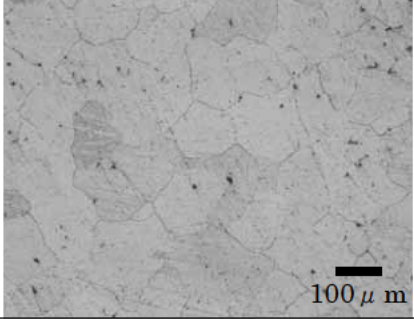
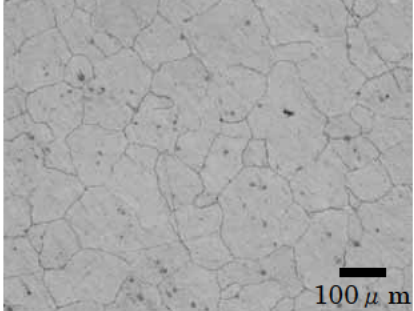
	調質後のマイクロ組織	平均粒径 μm
A 材		327
B 材		144
C 材		98
D 材		80

図 3 は、圧下率：50%，鍛造温度：473，573，623K で鍛造した後の D 材の外観写真である。473K では、大きな割れが発生し、成形できなかった。573K では、成形できたが、端部に小さな割れが発生した。623K では割れを生じることなく成形することができた。この結果の主な理由としては、高温（623K）になると、非底面すべりの臨界せん断応力が



図 3 D 材の鍛造後の外観写真
(圧下率：50%)

小さくなり¹⁰⁾、底面すべりに加え、非底面すべりも活動しやすくなることが挙げられる。

表 3 は、すべての鑄造条件について、鍛造の成形性をまとめたものである。表 3 では、試料の外観から成形性を以下の通り判定した。割れなく成形できたもの：○，成形できたが一部割れが生じたもの：△，大きな割れが生じ成形できなかったもの：×。

A～D 材の結果を比較すると、A 材（平均粒径：327 μm ）では、割れなく成形できる条件が極端に少なく、圧下率：25%，鍛造温度：623，663K の 2 条件であった。これに対し、B 材（平均粒径：144 μm ），C 材（平均粒径：98 μm ），D 材（平均粒径：80 μm ）の成形できる条件は、圧下率：25%，鍛造温度：573，623，663K，圧下率：50%，鍛造温度：623，663K の 5 条件であった。

表 3 各鑄造材の鍛造の成形性

		鍛造温度 K				
		473	573	623	663	
A 材	圧下率 %	75	/	/	△	△
		50	×	△	△	△
		25	×	△	○	○
B 材	圧下率 %	75	/	/	△	△
		50	×	△	○	○
		25	×	○	○	○
C 材	圧下率 %	75	/	/	△	△
		50	×	△	○	○
		25	×	○	○	○
D 材	圧下率 %	75	/	/	△	△
		50	×	△	○	○
		25	△	○	○	○

○: 割れなく成形できた
 △: 成形できたが一部割れが生じた
 ×: 大きな割れが生じ成形できなかった

B~D 材を比較すると、D 材では、圧下率：25%、鍛造温度：473K において、大きな割れが生じず一部の割れであり、B 及び C 材に比べ、わずかに成形性が良かった。

以上の結果から、鍛造の成形性は、調質後の結晶粒径に依存し、平均粒径が小さいほど向上すること、平均粒径：80~150 μ m の範囲ではその差は小さいこと、が明らかとなった。

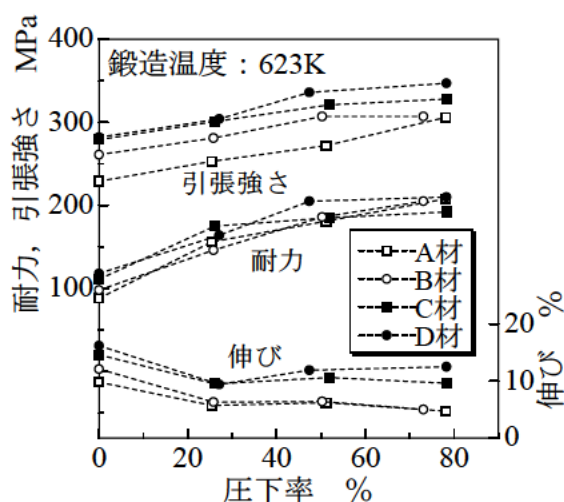


図 4 圧下率と機械的性質の関係

3. 3 鍛造後の機械的性質

図 4 に、鍛造温度：623K、圧下率：0~75%で鍛造したときの圧下率と機械的性質の関係を示す。すべての鑄造条件において、圧下率が大きくなるとともに、引張強さと耐力は向上し、伸びは低下した。

A~D 材の結果を比較すると、ばらつきはあるが、引張強さ、耐力、伸びともに C 及び D 材が大きく、B、A 材の順に小さくなった。C 材と D 材を比較すると、引張強さ、耐力及び伸びともにわずかに D 材の方が大きかった。

D 材の圧下率：50% (割れなく成形できる条件) において、引張強さ：約 340MPa、耐力：約 200MPa、伸び：約 12% が得られた。これらの値は、AZ80 押出合金棒 (ϕ 40mm 以下) の JIS 規格値 (引張強さ：295MPa 以上、耐力：195MPa 以上、伸び：10%以上) をすべて満たした。

鍛造の成形性及び機械的性質の結果から、検討した鑄造条件の中では、D 材が鑄造鍛造法に最も適した鑄造プリフォームであると判断できる。ただし、価格面を考慮し、C 材を選択することも可能である。

図 5 に、D 材を圧下率：50%、鍛造温度：573、623、663K で鍛造したときの鍛造温度と機械的性質の関係を示す。鍛造温度が高くなると、引張強さと耐力が低下し、伸びが向上した。この結果は、鍛造温度が高いほど、延性は向上するが、引張強さと耐力が低下するため、これらを両立する鍛造温度を選択する必要があることを示している。

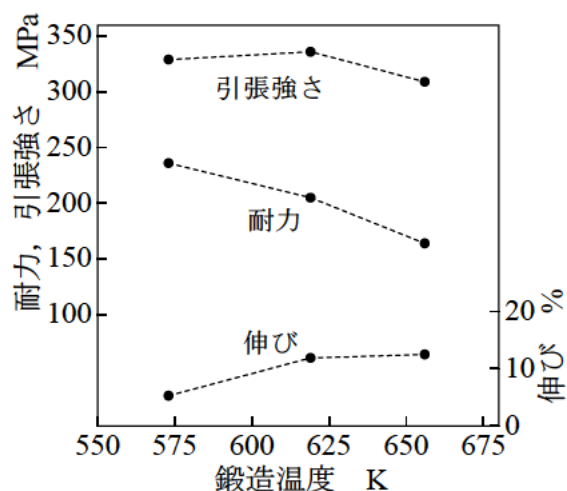


図 5 鍛造温度と機械的性質の関係 (D 材、圧下率：50%)

3. 4 鍛造後のミクロ組織

図6は、D材を鍛造温度：623K、圧下率：25、50、75%で鍛造した後のミクロ組織である。

圧下率：25%では、鍛造により結晶粒は変形し、その内部に双晶が生じていた。また、変形した結晶粒の粒界付近において、微細な結晶粒が確認された。AZ91合金の再結晶温度は、冷間圧延率：10%で、618K（焼きなまし時間：3.6ks）である¹²⁾。したがって、確認された微細な結晶粒は鍛造時に生じた再結晶によるものであると考えられる。同様の現象はAZ31合金などでも確認されている¹³⁾。

圧下率：50%では、さらに再結晶が進行し、圧下率：25%より、微細結晶粒が多い混粒組織になっていた。また、圧下率：50%では、双晶は確認

されなかった。

圧下率：75%では、鍛造前の結晶粒が消滅し、ほぼ完全な微細結晶粒組織になっていた。この微細結晶粒の平均粒径は14 μm であり、鍛造前の平均粒径（80 μm ）に比べ大幅に小さくなった。

以上の結果から、623Kでの鍛造材の鍛造では、再結晶が生じ、変形量（圧下率）が大きいほど、再結晶が進行することがわかった。

図7に、D材を圧下率：50%一定で、鍛造温度を変えて鍛造した後のミクロ組織を示す。なお、圧下率：50%、鍛造温度：623Kのミクロ組織は、図6の圧下率：50%を参照。

鍛造温度：573Kでは、双晶を含む結晶粒と微細結晶粒の混粒組織になっていた。一般に変形量が大きくなるほど、再結晶温度は低くなることが知られている。したがって、圧下率：50%、鍛造温度：573Kにおいても、鍛造時に再結晶が生じたと考えられる。鍛造温度：623Kでは、573Kに比べ、再結晶がさらに進行した混粒組織になっていた。鍛造温度：663Kでは、鍛造前の結晶粒が消滅し、ほぼ完全な微細結晶粒組織になっていた。

この微細結晶粒の平均粒径は19 μm であった。これらの結果から、変形量一定では、鍛造温度が高いほど、再結晶がより進行することがわかった。

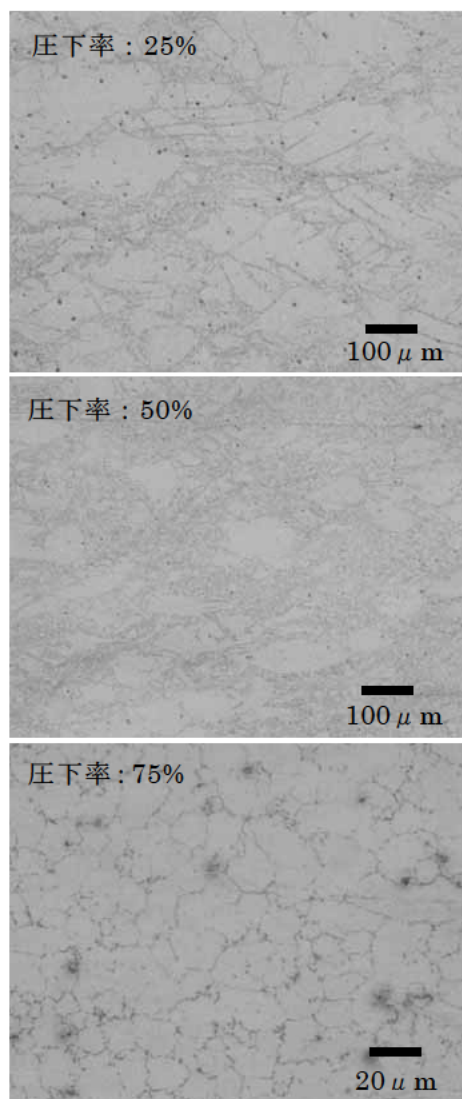


図6 D材の鍛造後のミクロ組織
(鍛造温度：623K)

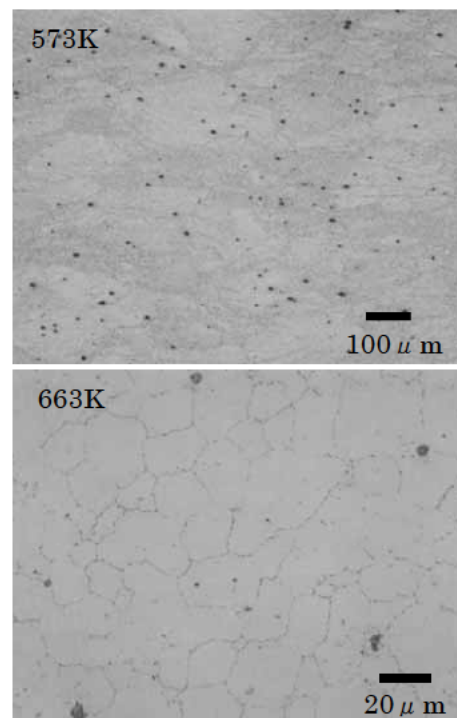


図7 D材の鍛造後のミクロ組織
(圧下率：50%)

図 5 において、圧下率：50%，鍛造温度：573，623，663K の鍛造では、鍛造温度が高くなると、引張強さと耐力が低下し、伸びが向上することが明らかとなった。図 7 から、この結果は、再結晶の進行に伴う軟化が主な理由であり、鑄造材の鍛造による強度向上には加工硬化も大きく影響することを示している。したがって、強度向上を図るためには、必要以上に鍛造温度を上げず、加工硬化と再結晶による結晶粒微細化の効果を制御する必要がある。また、微細結晶粒組織を得るためには、鍛造温度及び圧下率を高くして、積極的に再結晶させることが有効である。

4. まとめ

各種条件で作製した AZ91 鑄造材に自由鍛造を行い、その成形性、機械的性質、ミクロ組織に及ぼす鑄造、鍛造条件の影響を調べた。その結果、以下のことが明らかとなった。

AZ91 鑄造材の鍛造の成形性は、鍛造温度、調質後の結晶粒径に依存し、鍛造温度が高く、平均粒径が小さいほど向上する。B,C,D 材では、5 条件（圧下率：25%，鍛造温度：573，623，663K，圧下率：50%，鍛造温度：623，663K）において、割れなく成形できた。

圧下率が大きく、鍛造温度が低いほど、引張強さと耐力は向上する。また、鍛造温度が高いほど、延性は向上する。D 材の鍛造温度：623K，圧下率：50%（割れなく成形できる条件）において、引張強さ：約 340MPa，耐力：約 200MPa，伸び：約 12%が得られた。

鑄造材の鍛造では、加工硬化とともに再結晶が生じ、変形量が大きく、鍛造温度が高いほど再結晶が進行する。D 材の鍛造温度：663K，圧下率：50%において、平均粒径：19 μm の微細結晶粒が得られた。

強度向上を図るためには、加工硬化と再結晶による結晶粒微細化効果の制御、微細結晶粒組織を得るためには、鍛造温度及び圧下率を高くして、積極的に再結晶させることが有効である。

参考文献

- 1)村上雄：“マグネシウム技術便覧”。日本マグネシウム協会。p115-116(2000)
- 2)村井勉：“マグネシウム合金の押出加工”。軽金属学会 第 65 回シンポジウム。p32-40(2001)
- 3)金子純一：“マグネシウム合金の応用と成形加工技術”。シーエムシー。p56-68(2001)
- 4)森宏治：“マグネシウム合金引抜き加工材の機械的特性”。軽金属学会 平成 17 年度関西支部シンポジウム。p30-36(2005)
- 5)西村徹三：“アルミニウム合金の Cast and Forge 法”。軽金属学会東海支部 平成 15 年度第 2 回講演会。p1-10(2004)
- 6)旭テック(株)技術設計部ほか：“6000 系合金によるアルミ鑄造鍛造工法”。素形材，45(1)，p22(2004)
- 7)マグネシウム委員会ほか：“AZ80 マグネシウム合金の鍛造比および加工流れ方向による機械的性質の変化”。軽金属，39(1)，p52-57(1989)
- 8)マグネシウム委員会ほか：“AZ80 マグネシウム合金鍛造材の組織と機械的性質”。軽金属，39(2)，p129-135(1989)
- 9)金森陽一ほか：“Mg 合金用結晶微細化材，鑄造用 Mg 合金材，鑄造体およびその製造方法”。特許 3793780(2006)
- 10)H.Yoshinaga：“On the Nonbasal Slip in Magnesium Crystals”。Trans.JIM，5，p14-21(1963)
- 11)JIS H 4203(2005)
- 12)村上雄：“マグネシウム技術便覧”。日本マグネシウム協会。p137-138(2000)
- 13)千野ほか：“自由鍛造された AZ31，ZK60 マグネシウム合金のミクロ組織と機械的特性”。材料，50(11)，p1228-1232(2001)