傾斜冷却板を用いた AZ91D マグネシウム合金の半熔融鑄造^{*1}

矢野 英治^{*2} 和田 典也^{*3} 西川 直樹^{*4} 茂木 徹一

千葉工業大学工学部金属工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 66, No. 11 (2002), pp. 1131-1134
© 2002 The Japan Institute of Metals

Semisolid Casting of Magnesium Alloy AZ91D using Inclined Cooling Plate^{*1}

Eiji Yano^{*2}, Noriya Wada^{*3}, Naoki Nishikawa^{*4} and Tetsuichi Motegi

Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Chiba Institute of Technology, 2-17-1 Tsudanuma, Narashino, Chiba 275-0016

To obtain an ingot of AZ91D magnesium alloy containing granular primary crystals of magnesium in the cast structure, we performed semisolid casting using an inclined cooling plate. In this casting process, molten metal is flown onto the inclined cooling plate to induce the primary magnesium crystal nucleation on the cooling plate. The molten metal containing the primary magnesium crystals which is flown onto the inclined cooling plate is cast in a preheated mold, where the crystals grow into grains. Factors which affect the cast structures are pouring temperature, the angle of the incline, and the length of the cooling plate. Under optimal conditions, an ingot of fine grains is obtained. Next, under optimal conditions of mold casting, we performed continuous casting along a horizontal direction, and we obtained a billet with a diameter of about 40 mm and a length of about 600 mm. All of the cast structures obtained were composed of fine grains.

(Received April 23, 2002; Accepted September 19, 2002)

Keywords: semisolid, continuous casting, magnesium alloy, solidification, cast structure

1. 緒 言

マグネシウム合金は、リサイクル性や比強度などの点からプラスチックに代わる軽量材料として注目されており、近年、その成形法として、固体と液体が共存する状態のセミソリッド加工に関する研究が盛んである。一般にこの加工法は、完全な熔融状態からの成形法に比べ、低温であるために金型への熱負荷の減少、固相の存在による凝固収縮量の低減などの利点があり、高い寸法精度の製品が得られるといわれている。現在、アルミニウム合金のセミソリッド加工法には、レオキャスト法¹⁻³⁾およびそれにより作製した粒状結晶からなる組織を有するビレットを所定寸法に切断したスラグを加熱して、半熔融状態にして金型へ圧入するチクソキャスト法がとられている。しかしながら、このビレットの凝固組織を粒状晶にするために、電磁攪拌^{4,5)}を行うことから、大型かつ複雑な装置が必要である。

茂木⁶⁾らは、簡単な傾斜冷却板を用いて粒状化した初晶を有するセミソリッドスラリーを生成し、さらにこのスラリーを連続鑄造してビレットを作製する技術を開発し、AC4CHアルミニウム合金に適応して成功した。

本研究は、この技術を応用してAZ91Dマグネシウム合金のセミソリッドスラリーを金型鑄造して、その凝固組織を調べるとともに、水平連続鑄造によりビレットの作製を行うことを目的とした。

2. 実 験 方 法

2.1 傾斜冷却板を用いたセミソリッド金型鑄造

試料は Table 1 に示す組成の市販の AZ91D マグネシウム合金である。Fig. 1 は実験装置の模式図である。この装置は電気炉、純銅製の傾斜冷却板および鑄鉄金型から構成されている。試料は電気炉で溶解され、所定温度においてるつば底部に設置したストッパーを引き上げるることにより、溶湯を傾斜冷却板上に流下させ、金型に鑄造した。本装置では、溶湯

^{*1} 2002 年 3 月 28 日日本金属学会春期大会において発表

^{*2} 千葉工業大学大学院生(Graduate Student, Chiba Institute of Technology)

^{*3} 千葉工業大学学生、現在千葉工業大学大学院生(Graduate Student, Chiba Institute of Technology)

^{*4} 千葉工業大学大学院生、現在：旭テック㈱(Graduate Student, Chiba Institute of Technology, Present address: ASAHI TEC Corp.)

Table 1 Chemical composition of commercial AZ91D alloy (mass%).

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Be	Mg
8.9	0.7	0.25	0.03	0.01	<0.01	0.003	0.0013	Bal.

Fig. 1 Schematic representation of experimental apparatus for semisolid casting.

が傾斜冷却板上を流下することにより臨界半径以上の結晶核が生成し、初晶マグネシウムが晶出する。そして下部に設置した金型に融液とともに流れ込んで、初晶が粒状に成長してセミソリッド状態を経て、凝固する⁷⁾。この場合、傾斜冷却板が铸造組織に影響を与える要因として、铸造温度、傾斜冷却板長さおよびその角度が挙げられる。

はじめに、铸造温度の影響を調べるために、アルミニウム合金の結果⁶⁾を参考にして、傾斜冷却板長さおよび角度を 150 mm および 60° とした。铸造温度は 878, 888, 898 および 908 K とした。なお、本試料合金の液相線温度は 869 K であり、铸造温度の過熱度はそれぞれ 9, 19, 29 および 39 K である。また、铸造温度はストッパーを引き上げる時の融液温度とした。1 回の実験で合金を約 0.2 kg 溶解し、所定の温度において融液を流下させた。予め 853 K に予熱した金型に铸造し、融液を 10 s 間保持した後、直ちに金型ごと水冷した⁸⁾。この条件で最も微細な粒状組織が得られた铸造温度において、以降、冷却板の長さ (50, 100, 150 および 200 mm) およびその角度 (40, 60, 80°) を変化させて実験を行い、初晶が微細かつ粒状化する最適な铸造条件を調べた。

2.2 水平連続铸造実験

セミソリッド連続铸造を行うための実験装置を Fig. 2 の模式図に示した。この装置は電気炉、傾斜冷却板、タンディッシュおよび連続铸造機から構成されている。なお、冷却板は 2.1 において使用したものと同様である。約 6 kg の AZ91D マグネシウム合金を溶解した後、融液表面高さを一定にすることによりろ過から融液をオーバーフローさせて流量を制御するために、ヒーター内蔵のステンレス鋼製丸棒を降下させた。傾斜冷却板上で晶出した初晶を含む合金融液はタンディッシュにおいて、一定高さまで溜められた後、水冷銅鑄型内のダミーバーを水平方向に引き抜くことにより連

Fig. 2 Schematic representation of semisolid continuous casting machine with the inclined cooling plate.

続铸造によりビレットを作製した。このタンディッシュ内において、初晶は粒状に成長した。連続铸造における冷却方法は、銅鑄型による 1 次冷却および水スプレーによる 2 次冷却からなっていて、前者はビレット表層の凝固殻生成、後者は主に内部組織を形成する機能を持つ。

本実験で使用したすべての試料溶解には、ろ過からの不純物の混入を防ぐため特級試薬の酸化マグネシウムをライニングした SUS430 ステンレス鋼ろ過つば⁹⁾を用いた。試料の結晶粒径の測定には、組織写真より初晶の面積の平均値を円相当径に換算し、その値を平均初晶粒径(μm)とした。

3. 実験結果および考察

3.1 傾斜冷却板による金型铸造組織

Fig. 3 は铸造温度を変化させたときの凝固組織である。粒状の組織は初晶マグネシウムであり、黒色の部分が共晶 ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12} + \alpha$) である。铸造温度が高い 908 K では、冷却板上において初晶の晶出は困難であり、わずかに晶出した初晶は保持中に粗大に成長し、金型の急冷によりデンドライト状に晶出した初晶および共晶が観察された。一方、铸造温度が低くなるに従い、微細な粒状の初晶数は増加した。初晶の晶出は、液相線温度から開始されるので、特に 878 K (過熱度 9 K) において、冷却板上での初晶の晶出が容易になり、その結果、粒状の初晶が微細に分散した組織が得られた。このことから、铸造温度は、878 K が初晶の微細化の最適条件である。

Fig. 4 は铸造温度 878 K としたときの粒状組織に及ぼす傾斜冷却板長さの影響を示したものである。傾斜冷却板は融液を強制的かつ連続的に冷却を行うので、冷却板の長さが凝固組織に影響する。冷却板長さ 50 mm の組織では、冷却が十分ではないため、傾斜冷却板上において晶出した初晶が少なく、金型内で大きく成長したことが考えられる。初晶が微細に分散した冷却板長さ 200 mm の組織では、冷却能力が付加され初晶の晶出量も増加したと考えられる。

Fig. 5 は铸造温度 878 K および傾斜冷却板長さ 200 mm

Fig. 3 Influence of pouring temperature on the cast structure.

Fig. 4 Influence of inclined cooling plate length on the cast structure.

Fig. 5 Relation between the grain size and inclined angle of the cooling plate.

において casting した平均初晶粒径に及ぼす冷却板角度の影響を示したものである。Fig. 5 より本研究でのセミソリッド casting の最適な casting 条件は casting 温度 878 K (過熱度 9 K)、冷却板の長さ 200 mm および冷却板角度が 60° であるといえる。

Fig. 6 Appearance of continuous casting billet (A), surface (B) and microstructure (C).

傾斜冷却板は、融液から臨界半径以上の結晶核の発生および初晶として晶出する状態まで冷却する過程であるので、融液の抜熱量が casting 組織に影響する。抜熱量は融液が冷却板に接触する時間、すなわち冷却板の長さおよび角度に影響される。最適な casting 条件 (融液の過熱度 9 K) における融液の抜熱量は、約 430 J であった。つまり、冷却板上でのこの抜熱量が、結晶核の発生による初晶の晶出量に作用し、微細な粒状組織が得られたといえる。また抜熱は、冷却板の材質に起因する比熱、熱伝導率等の物性値に影響されるので、その材質が本研究で用いた純銅から他の材質に変わると casting 条件は変化すると思われる。

3.2 セミソリッドスラリーの水平連続 casting

金型実験においての最適 casting 条件にもとづいて、傾斜冷却板により得られたセミソリッドスラリーの水平連続 casting を試みた。すなわち、スラリーは傾斜冷却板の直下においたタンディッシュ内で初晶の種子結晶を粒状に成長させた後、連続 casting を行い、 $\phi 40$ mm、全長 600 mm 程度のビレットを得た。Fig. 6 は得られたビレットの外観および内部の凝固組織を示したものである。凝固組織は初晶形状が金型試料と同様に粒状を示しており、また結晶粒径は約 $60 \mu m$ であった。これらの結果は、茂木ら⁶⁾が AC4C アルミニウム合金を用いて行ったものと同様であった。このことから固液共存領域の大きい合金には、本方法が粒状組織の生成に有効であるといえる。また、ビレットの外周部には 1 次冷却による急冷により形成されたデンドライト層が約 5 mm 程度観察された。表面には、リップルと呼ばれる表皮欠陥が観察されたので、今後、 casting 型の形状、1 次および 2 次冷却に関して詳しく検討する必要がある。

4. 結 言

AZ91D マグネシウム合金を用いて、傾斜冷却板によるセミソリッド鑄造を行った結果、以下の結論を得た。

(1) 傾斜冷却板を用いて鑄造を行うと、凝固組織に現れる初晶が均質かつ微細な粒状組織になる。

(2) 最適鑄造条件として鑄造温度 878 K、傾斜冷却板長さ 200 mm および角度 60°において初晶の平均結晶粒径が、最も微細な約 60 μm となった。

(3) 傾斜冷却板を用いた水平連続鑄造により、 $\phi 40$ mm、長さ約 600 mm のビレットが得られ、初晶が微細かつ粒状化した組織が安定して得られる。

文 献

- 1) S. Okano: J. JILM **47** (1997) 598–604.
- 2) K. Ichikawa: Journal of JSTP **25** (1984) 961–969.
- 3) K. Ichikawa, S. Ishizuka and Y. Kinoshita: J. Japan Inst. Metals **49** (1985) 663–669.
- 4) Y. Kojima and M. Furui: J. JILM **43** (1993) 335–345.
- 5) R. Shibata, T. Kaneuchi, H. Yamane and T. Umeda: J.F.S. **69** (1997) 892–898.
- 6) T. Motegi, N. Ogawa, K. Kondo, C. Liu and S. Aoyama: *Proc. 6th Int. Conf. on Aluminum Alloys*, (ICAA6), **1** (1998) 297–302.
- 7) A. Ohno, T. Motegi and H. Soda: Trans. ISIJ **11** (1971) 18–23.
- 8) N. Nishikawa, E. Yano and T. Motegi: Collected Abstracts of the 2001 Spring Meeting of the Japan Inst. Metals (2001) 391.
- 9) K. Kaito, T. Motegi and E. Sato: J. JILM **45** (1995) 708–712.