Mg-Al-Zn 三元系鑄造用合金の性質*

石丸 博**・金子 純—***
菅又 信***

Properties of Mg-Al-Zn ternary cast alloys*

UCD : 669 : 7215 '17 '5-14 : 539.4 : 620.18

Hiroshi ISHIMARU**, Junichi KANEKO*** and Makoto SUGAMATA***

Ternary magnesium alloys containing aluminum 1.2 to 11% and zinc 0.8 to 12.5% were cast into permanent molds under atmospheric pressure and 2000 kgf/cm² to examine composition effects. The nonequilibrium solidification temperature range widens with increasing Al+Zn content due to the eutectic reaction with a ternary compound. The composition range for occurrence of hot tearing was determined. AZ91, AZ88 and ZA128 are unsusceptible to hot tearing. Among the gravity castings AZ91 and AZ63 are the highest in tensile strength, elongation and impact value. The density increases by 1% at most by high pressure casting. The relative increases in tensile strength and elongation by high pressure casting are larger for the alloys containing higher Al+Zn. High pressure castings of AZ88, ZA101 and ZA124 have tensile strength higher than those of AZ91. Relative increases in mechanical properties by high pressure casting are discussed in relation to the castability of the alloys.

(Received November 19, 1980)

1. 緒 言

マグネシウム合金は、主にダイカスト用合金として発展してきたが、現在ダイカスト用として一般に用いられているのは Mg-Al-Zn 系であり、なかでも AZ91 (Mg-9%Al-1%Zn) がそのほとんどを占めている。しかし、この合金だけでは、強度、耐熱性および鑄造性などの点を総合してみても、最良の合金とは言えない面もあり、よりすぐれた合金、とくにダイカスト用としては融点の低い合金の開発が望まれている。そこで近年、耐クリープ特性を改善した ZA124 (Mg-12%Zn-4%Al)、鑄造性を改善した低融点の AZ88 (Mg-8%Al-8%Zn) などの新しい合金が開発されている¹⁾。しかし、わが国においてはこの分野の研究開発はほとんど行なわれていないのが現状である。

本研究は、上記の合金をも含めて 8 種類の組成の Mg-Al-Zn 三元系合金について、鑄造用合金としての実験的評価を加えたもので、この系の鑄造用合金としての特性が合金組成とともにどのように変化するかを系統的に把握することを目的としたものである。大気圧下および 2,000 kgf/cm² の高圧下で金型鑄造した鑄塊について、金

属組織、比重、引張試験および衝撃試験を行なった。さらに、大気圧下での凝固熱分析とリング金型鑄造試験による鑄造割れ性の評価も行なった。

一般に、高圧下で鑄造することにより、より健全な組織の鑄塊が得られ、その機械的性質も向上することが知られている²⁾。したがって、本実験では大気圧下と高圧下の鑄造を平行して行ない、通常の状態とより健全な状態の 2 つの条件での鑄塊の諸性質を比較しながら検討を加えたことになる。

2. 試料および実験方法

本実験に用いた試験合金およびその化学組成を Table 1 に示す。試験合金は、工業用として実用されている AZ63 および AZ91 を含め、これより Al+Zn 量を種々に変化させ、Al+Zn 量の最も多い ZA128 (Mg-12%Zn-8%Al) までの計 8 種類の組成のものである。Mn 含有量は 0.2~0.4% の範囲、Si 含有量は 0.01~0.03% の範囲にすべて入っており、Fe, Cu, Ni の含有量はきわめて低いことがわかる。

これらの合金は、軟鋼製のつぼを用い電気炉により溶解した。市販のフラックスを用い脱さい・脱ガス処理を

* 軽金属学会第 58 回春期大会 (55-5) にて一部発表した。

** 日本大学大学院生産工学研究科 (習志野市)。現在、扶桑軽合金株式会社 (東京都)。Graduate School of Industrial Technology, Nihon University (Narashino). Presently at Fuso Light Alloys Co., Ltd. (Tokyo)

*** 日本大学生産工学部 (習志野市)。College of Industrial Technology, Nihon University (Narashino)。

Table 1 Chemical composition of Mg-Al-Zn alloys.

Alloy	Composition (wt%)						
	Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu, Ni	Mg
AZ91	8.40	0.81	0.22	0.022	0.005	0.000	bal
AZ63	5.79	2.50	0.28	0.019	0.001		
AZ105	10.86	4.50	0.42	0.030	0.008		
ZA84	4.52	7.73	0.36	0.027	0.007		
AZ88	8.10	7.60	0.27	0.014	0.008		
ZA101	1.21	10.38	0.19	0.012	0.005		
ZA124	4.00	12.40	0.28	0.020	0.006		
ZA128	7.28	11.59	0.20	0.027	0.003		

行なつた後、液相線温度上100℃付近を鑄込み温度として金型に鑄造した。高圧下での鑄造（以下高圧鑄造と記す）は、**Fig. 1** に示す軟鋼製金型に、100トンの油圧装置を用い、プランジャー速度 1.7 m/min で、ランナー部より溶湯を注入後 2～4 秒後に 2,000 kgf/cm² に加圧し、そのまま凝固を終了させた。大気圧下での鑄造（以下重力鑄造と記す）は、同一形状寸法の金型を用い、これに押湯をつけて凝固させた。また、注湯時の溶湯の燃焼防止には、ふつ化マグネシウムといおうの 1 : 1 の混合粉を溶湯表面に散布した。鑄造時の金型は、高圧鑄造、重力鑄造とも約 200℃ に加熱した状態にした。

このようにして得られた鑄塊より、平行部の直径 14 mm、標点長さ 50 mm の引張試験片を同一鑄塊より 2 本ずつ、一合金一鑄造方式当り計 4 本、U ノッチ付の JIS 3 号衝撃試験片を同一鑄塊より 5 本ずつ、一合金一鑄造方式当り計 10 本採取した。鑄塊における試験片の採取位置を **Fig. 2** に示す。高圧鑄造材では、最終凝固部、すなわち本実験の場合円筒形鑄塊の中心、に偏析欠陥が集中するので³⁾、この図のように、そのような部分避けて各種試料を採取している。引張試験は室温にて引張速度 1 mm/min の下に行ない、抗張力、0.2% 耐力および伸びを求めた。衝撃試験は 5 kg・m のシャルピー衝撃試験機を用いた。なお、本実験の Mg-Al-Zn 三元系の合金は熱処理型の合金であるが、鑄造に直接関連した鑄塊の諸性質をしらべることを目的としたため、今回は鑄放し材についてのみ実験を行なつた。

マイクロ組織観察用の試料は、破断後の引張試験片のチャック部より切り出し、研磨後 3% HNO₃ アルコール溶液中で腐食し、光学顕微鏡組織を観察した。

各合金の鑄造欠陥に対する高圧鑄造の効果を調べるため、鑄塊の比重測定を行なつた。試料は、破断後の衝撃試験片を研磨し、アルコールで洗浄後、大気中と脱イオン水中での重量を精密天秤により測定することにより求めた。

Fig. 1 Mold used in this work. **(A)** for tension test. **(B)** for impact test.**Fig. 2** Sampling of test pieces.

凝固熱分析は、各合金を 700℃ 付近から鋼製の小るつぼ内で大気圧下で凝固させ、このときの冷却曲線を記録

Fig. 3 Ring mold used in this work.

させ、凝固開始および終了温度を求めた。また、鑄造割れ試験は、現在最も一般的に用いられているリング鑄造試験法によった。一合金につき、3～5個のリングをFig. 3に示す鋼製のリング金型に大気圧下で鑄込んだ。割れ長さの測定は、リング全表面に生じた割れ長さの合を計求め、その平均値で表示した。なお、鑄込み温度は各合金の液相線温度上100℃付近とし、このときの鑄型温度は150℃一定とした。

3. 実験結果および考察

3.1 比重測定

重力鑄造材および高圧鑄造材の比重測定の結果をFig. 4に示す。Mg-Al-Zn三元系合金では、AZ91やAZ63付近の組成で比重が約1.8であるのに対し、Al+Zn添加量の増加とともに比重は増加し、ZA128では約2.0となる。その他の合金では比重はその中間の1.9前後に位置している。したがって、ZA128にしてもその比重の増加は比較的小さく、低比重であるというマグネシウム合金の特長を依然として示している。

各合金について、重力鑄造材と高圧鑄造材の比重を比較すると、高圧鑄造により最大1%程度までの比重の増加が認められる。凝固開始時から凝固終了後まで高圧が加えられているので、凝固中の溶湯補給性が改善され、収縮欠陥やマイクロボロシティなどの発生はある程度抑えられるため、比重増加が得られたものと考えられる。しかし、合金によつては比重増加のほとんど認められないものもあり、このような効果も合金組成によつて変化することを示している。

3.2 凝固温度範囲

液相線温度の低い合金は、ダイカストなどの金型の寿命の増大や作業性の向上につながる。とくに、マグネシウム合金の場合は、酸化・燃焼の防止のためにも重要な因子となる。各合金の凝固熱分析の結果として、凝固開始および終了温度と凝固温度範囲を示したのがTable 2

Fig. 4 Specific gravity of gravity and high pressure castings.

である。Fig. 5にMg-Al-Zn三元系の液相面の状態図⁴を示す。Fig. 5からもわかるように、凝固開始温度は、AZ91が604℃と最も高い値を示し、Al+Zn量の増加とともに低くなり、AZ88では585℃でAZ91に比べて約20℃、ZA128は550℃で約50℃低下している。

凝固終了温度は、AZ91が540℃と高い。Mg-Al-Zn三元系状態図^{4), 5), 6)}から考えると、この合金ではMgとMg₁₇Al₁₂の一変共晶反応に達する前に凝固が完了することになる。そのため、凝固温度範囲は65℃と狭くなっている。これに次いで凝固終了温度が高いAZ105とAZ63は、平衡状態図より判断すると、Mg-Mg₁₇Al₁₂の一変共晶反応で凝固が終了し、さらに凝固終了温度が350℃前後と低い値を示した合金ではMg-Mg₃₂(AlZn)₄₉の一変共晶反応で凝固を終了しているものと思われる、凝固温度範囲もかなり広がってくる。

したがって、AZ91よりAl+Zn量を増して凝固開始温度を低くした場合、三元化合物との共晶反応で凝固を終了するようになり、凝固温度範囲はAZ91よりも広いものとなる。また、AZ91より凝固開始温度を下げるためには、ZA128にしてもせいぜい約50℃下がることからわかるように、かなりのAl+Zn量の添加が必要である。

3.3 鑄造組織

AZ105, AZ88, ZA84, ZA128の重力鑄造材と高圧鑄造材の金属組織をPhoto 1に示す。AZ105, AZ88, ZA128の3つの合金では、鑄造組織は類似しており、第2相

Table 2 Solidification temperature range of Mg-Al-Zn alloys. (°C)

Alloy	Temperature for starting solidification	Temperature for end of solidification	Solidification temperature range
AZ91	604.3	539.3	65.0
AZ63	602.5	383.2	219.3
AZ105	564.9	397.8	167.1
ZA84	588.2	350.2	238.0
AZ88	585.2	360.9	224.3
ZA101	600.4	332.7	267.7
ZA124	592.0	349.2	242.8
ZA128	549.4	360.2	189.2

Fig. 5 Liquidus surface diagram of Mg-Al-Zn ternary system⁴⁾.

の晶出量とその分布形態はほぼ同じである。ZA84 では、第2相の晶出量は他の合金に比べてかなり少なくなっており、Mgの基地はほぼ連続的になっている。同様に、ZA124でも、第2相の生成量は比較的少なかった。したがって、これらの合金の第2相の生成量は主としてAl含有量によっており、Zn量にあまり影響されないことがわかる。これは、鑄造組織でも明らかなように、生成される第2相が、これらの写真で白色を呈している化合物、 $Mg_{17}Al_{12}$ 相⁷⁾が主なものであるため、状態図^{4), 5), 6)}から考えても妥当であることがわかる。

重力鑄造材と高圧鑄造材を比較すると、後者では全体に微細な組織になっているほかは、第2相の形状や分布状態に本質的な差は認められない。第2相は初晶Mgのデンドライトの境界に生成されるから、高圧鑄造では微細なデンドライトが形成されること、すなわち凝固時の冷却速度が大きいことがわかる。これは、高圧力のため凝固進行中のメタルと金型の間の熱伝達が高まるため、高圧力の間接的な効果によるものといえる。高圧力

Photo 1 Microstructures of gravity and high pressure castings of AZ105, AZ88, ZA84 and ZA128.

left: gravity castings, right: high pressure castings.

の直接的な効果は、液相線や固相線温度の上昇とか、凝固進行中の残湯の補給性の向上など考えられるが、ミクロ組織に関する限り、このような効果は反映されてい

い。

3.4 鑄造割れ性

リング金型鑄造試験によるこれら合金の鑄造割れ長さの測定結果を合金組成に対して示したのが Fig. 6 である。図中の数値は、1 個のリング鑄物に現われた割れ長さの総計値の平均値である。この図でハッチした合金組成域で、鑄造割れの発生が認められ、AZ91, AZ88, ZA128 には鑄造割れは全く認められなかった。割れの発生の認められた合金の中では、AZ63, ZA101, ZA124 が顕著な鑄造割れを示している。割れの発生しない合金組成領域は、Mg-Al の二元系に近い領域と、AZ88 や ZA128 のように Al+Zn 量の多い領域となっており、Foerster¹³⁾の示したものとほぼ一致している。

一般に、凝固温度範囲の大きい合金ほど、鑄造割れを発生しやすい⁸⁾。そこで、各合金の鑄造割れ長さと凝固温度範囲との関係を考察したのが Fig. 7 である。共晶温度に達する前に凝固が終了する AZ91 を除いて、共晶反応で凝固を終了する他の合金は、凝固温度範囲が広いものほど鑄造割れを発生しやすくなる傾向が認められる。このように、三元化合物との共晶反応で凝固を終了する組成の合金では、AZ88 や ZA128 のように Al+Zn 量を増やして、凝固温度範囲を狭くすることが鑄造割れの防止に有効であることがわかる。

3.5 機械的性質

重力鑄造材および高圧鑄造材の抗張力の平均値を組成座標面に図示したのが Fig. 8 である。重力鑄造材では AZ91 が 16.0 kg/mm² で最も高い抗張力を示し、これと組成座標面上で最も離れた位置の ZA124 がこれに次ぐ抗張力を示している。一方、Al+Zn 量の大きい AZ105, AZ88, および ZA128 は試験合金の中では低い抗張力を示している。

高圧鑄造することにより、各合金とも抗張力の上昇が得られているが、とりわけ Al+Zn 量の多い合金での抗張力の上昇量が大きいことがわかる。この結果、高圧鑄造材では、ZA124 や ZA101 の抗張力は実用合金 AZ91 のそれを上回っていることが注目される。しかし、高圧鑄造による 0.2% 耐力の増加は抗張力の増加に比べてはるかに小さく、このような抗張力の増加は主として伸びの増加に起因している。

同様に伸びと合金組成の関係を示したのが Fig. 9 である。重力鑄造材では、Al+Zn 量の少ない AZ63, AZ91, ZA84 が比較的高い伸びを示し、Al+Zn 量の多い合金は低い伸びを示している。高圧鑄造材では重力鑄造材よりも伸びも全般的に増加しているが、Al+Zn 量による変化は重力鑄造材とほぼ同様な傾向を示している。前述のように、重力鑄造材と高圧鑄造材の鑄造組織は、とくに第 2 相の分布状態においてほぼ同じであることを

Fig. 6 Hot cracking range of Mg-Al-Zn alloys.

Fig. 7 Relationship between solidification temperature range and hot tear length for Mg-Al-Zn alloys.

考えると、このような実験結果は妥当なものであると思われる。しかし、Al+Zn 量の大きい合金では伸びの向上率はほぼ 2 倍かそれ以上になっており、これに対応して抗張力の上昇率も大きくなっていることは前述の通りである。

次に、シャルピー衝撃値と合金組成の関係を示したのが Fig. 10 である。重力鑄造材では、AZ63 が最も高い衝撃値を示し、AZ91 や ZA101 がこれに次いでおり、Al+Zn 量の多い合金では衝撃値は低い値を示している。高圧鑄造することにより衝撃値も全般的に増加しているが、衝撃値の増加率は個々の合金によつて差があり、AZ88, ZA84, ZA124 など Al+Zn 量の比較的多い合金で高い増加率を示している。しかし、Al+Zn 量の最も多い合金である ZA128 では、衝撃値の増加率はそ

Fig. 8 Relationship between tensile strength and alloy composition for Mg-Al-Zn alloys, (a) gravity cast, (b) cast under high pressure.

Fig. 9 Relationship between elongation and alloy composition for Mg-Al-Zn alloys, (a) gravity cast, (b) cast under high pressure.

れほど大きくない。

したがって、衝撃値については、第2相の生成量の低いAZ63, ZA101などが高い値を示し、第2相の生成量が比較的多いAZ88, ZA84, ZA124などでは高圧鋳造によって衝撃値を改良することが可能である。しかし、第2相生成量がZA128のようにもつと多くなってくると、高圧鋳造による靱性の改良はあまり効果が無くなってくる。

3.6 高圧鋳造の効果と合金の鋳造性

鋳造性とは、鋳造欠陥を防止して健全な鋳物を得るための難易度をあらわす個々の合金の特性であるが、鋳造性に対する直接的な評価方法は現在のところ存在しない。そのため、一般には溶湯の流動性、引け性や鋳造割

れ性など個々の特性の評価によつていることは周知の通りであり、このうち、鋳造割れ性の評価を本実験でも行なつたわけである。

本報告において、種々の組成のMg-Al-Zn合金について重力鋳造材と高圧鋳造材の種々の性質について検討してきたが、高圧鋳造材の方が種々の特性において優れており、より健全な鋳物であることが示された。しかし、高圧鋳造材と重力鋳造材の特性値の差は合金によつて種々変化している。高圧鋳造材を鋳造欠陥の少ない健全なものであるとすると、重力鋳造材はその合金の鋳造性に対応して、なんらかの鋳造欠陥を含むものと思われる。したがって、重力鋳造材でも高圧鋳造材に近い特性値を有することは、その合金の鋳造性が優れていること

Fig. 10 Relationship between impact strength and alloy composition for Mg-Al-Zn alloys, (a) gravity cast, (b) cast under high pressure.

を一面で捕えているものと考えられる。また、両者の特性値の差の大きい合金では、重力鑄造の条件での鑄造性が劣り、高圧鑄造することによってはじめて健全な鑄塊が得られ、その合金本来の特性を示すようになる。本実験では、このような特性値としては比重のほかは引張特性および衝撃値などの機械的特性値を評価したことになる。

以上のような観点から、高圧鑄造による抗張力の上昇率を取り上げ、これと鑄造割れ長さに対応させたのが Fig. 11 である。ZA128 と AZ88 を除いた合金について両者の間に弱い正相関関係が認められるのがわかる。つまり、鑄造割れの起こしやすい合金は高圧鑄造による抗張力の上昇率が大きい傾向を示している。一方、ZA128 と AZ88 は、鑄造割れを起こさないにもかかわらず抗張力の上昇率がきわめて大きい。これは、引け性、溶湯補給性など他の鑄造特性が劣ることを反映しているものと推察される。

抗張力以外の特性値をとつてみても、鑄造割れ性との対応関係はあまり明らかではない。しかし、このような鑄塊の機械的性質までを反映するような鑄造性の評価は従来あまり例を見ないものであり、上昇率と鑄造性との対応関係についてさらに詳しい検討が必要であると考えられる。

4. 結 言

8 種類の組成の Mg-Al-Zn 三元系合金を大気圧下および高圧下で金型鑄造し、鑄塊の性質と合金組成の関係について種々の検討を加えた。得られた結果をまとめると次の通りである。

(1) 実用合金である AZ63, AZ91 は比重約 1.8 である

Fig. 11 Relationship between relative increase in U.T.S. by high pressure casting and hot tear length for Mg-Al-Zn alloys.

のに対し、ZA128 では約 2.0 と増加する。他の合金 AZ105, AZ88, ZA84, ZA101, ZA124 は比重約 1.9 であった。2,000 kgf/cm² の高圧下の鑄造により鑄塊の比重は増加したが、その増加量は合金によって異なる値を示したが、たかだか 1 % であった。

(2) 凝固開始温度は AZ91 に比べ、AZ88 で約 20℃、ZA128 で約 50℃ 低下した。しかし、三元化合物との共晶反応で凝固を終了するようになり、凝固温度範囲は広いものとなった。

(3) リング金型鑄造試験における鑄造割れは、凝固温度範囲の狭い AZ91 と、Al+Zn 量の多い AZ88 と ZA

128を除く合金に発生し、ZA124 は顕著な鑄造割れを発生した。

(4) 重力鑄造材では、抗張力、伸び、衝撃値ともにAZ91 や AZ63 を上回る合金は得られなかった。高圧鑄造により、Al+Zn 量の多い合金での抗張力、伸びの向上率が大きく、抗張力では AZ88, ZA101, ZA124 が AZ91 を上回る値を示した。衝撃値も、高圧鑄造材では、ZA84, ZA101, ZA124 は AZ91 に匹敵する値となった。

(5) 高圧鑄造による機械的性質の上昇率は合金の鑄造性に対応するものと思われた。しかし、抗張力の上昇率と鑄造割れ性との対応は必ずしも良くない。このような鑄物の機械的性質までを反映する鑄造性の評価はあまり例を見ないものであり、今後さらに検討する必要があるものと考えられる。

おわりに、本研究に用いました合金地金は宇部興産株式の御厚意によりました。同社の中村剛務、江村信之の両氏には種々の御指導を賜りましたことを深く感謝致します。また、有益な御助言を賜りましたマグネシウム

ダイカスト委員会堀内良委員長に謝意を表します。なお、本研究の一部はマグネシウム委員会試験研究費の補助により行なわれました。

参 考 文 献

- 1) G. S. Foerster: 8th SDCE Int. Die Casting Congress, Paper No. G-T75-112, Michigan, (1975).
- 2) たとえば、鈴木：日本金属学会報, **7** (1971), 464.
- 3) 雄谷、ほか4名：軽金属, **16** (1968), 377.
- 4) W. Köster and W. Dullenkopf: *Z. Metallkde.*, **28** (1936), 363.
- 5) C. S. Roberts: *Magnesium and its alloys*, John Wiley, (1960), 71.
- 6) E. F. Emley: *Principles of magnesium technology*, Pergamon Press, (1966) 969.
- 7) 森永卓一編：非鉄金属顕微鏡写真集, 日刊工業, 1972.
- 8) A. R. E. Singer and P. H. Jennings: *J. Inst. Metals*, **73** (1947), 197.