A22

マグネシウム合金半溶融成形に及ぼす成形温度とゲート速度の影響

Influence of Slurry Temperature and Gate Velocity on Semi Solid Molding of Magnesium Alloys

○正 福田 忠生(岡県大) 正 尾崎 公一(岡県大) 石田 晃一(岡県大・院)
辻 和也(日本製鋼所) 野本 誉人(日本製鋼所) 正 早川 悌二(岡県大)

Tadao FUKUTA, Koichi OZAKI, Koichi ISHIDA, Kazuya TSUJI, Takahito NOMOTO and Teiji HAYAKAWA
Okayama Prefectural University, 111 Kuboki, Soja-shi, Okayama, 719-1213

Key words : Thixomolding, Magnesium alloy, AZ91D, Density, Gate velocity, Slurry temperature

1 緒言

マグネシウム合金は実用金属中最も軽量でありプラスチック材料と比べると高剛性、高熱伝導性などの特性を持っている。近年、弱電分野を中心にマグネシウム合金の採用が増加しており、その一因としてマグネシウム合金射出成形機の実用化が挙げられる。この射出成形機は、シリンダ設定温度(成形温度)を変更することで自由に溶湯の固相率を調整し鑄込むことができる。本報では、各シリンダ温度、ゲート流速において射出成形された製品の充填率・固相率・硬さについて検討し、可視化金型を用いた水モデルによる充填挙動観察結果と併せて考察を行った。

2 試験方法

2.1 供試材、試験片形状および成形条件

供試材としては AZ91D マグネシウム鋳造合金を用い、これをチクソモールディング法マグネシウム射出成形機(日本製鋼所製 JLM75MG)を用いて図 1 に示す形状に成形した。試験片は、長さ 70 mm、幅 50 mm、厚さ 5 mm で、下部にはゲートとランナが、上部には長さ 10 mm、厚さ 1 mm のオーバーフローが付いている。なお、図における下向きが、成形時の鉛直下向きである。試験片の成形は、ゲート流速 $U = 0.4 \sim 6.0$ m/s、溶湯温度 $T_f = 853 \sim 903$ K の条件で行った。平衡状態図によると、溶湯は 853 ~ 863 K では固液共存状態、863 K 以上では液相状態である。

2.2 組織観察、固相率および密度分布測定

試験片を 10 mm 角(厚さ 5mm)に 35 分割し部分試験片とした後、組織観察、硬さ測定、固相率および密度の分布を調べた。固相率の測定は、光学顕微鏡により試験片中心付近の切断面のマイクロ組織を所定の間隔で 1 mm 幅観察し、固相の面積率

Fig. 1 Dimensions of Test Piece

を画像処理により求めた。密度はアルキメデス法で測定した。

3 実験結果および考察

3.1 組織観察

図 2 と 3 に、 $U = 0.4$ および 4.0 m/s における各溶湯温度での断面の組織画像をそれぞれ示す。白く見える小さな粒子が固相粒子、それ以外は金型内で液相が急速に凝固して生じた組織である。速度によらず、溶湯温度が上昇するにつれて固相の割合が減少しており、 $T_f = 863$ K では固相粒子は観察されない。また、固相粒子の大きさは、 $T_f = 853$ K および $T_f = 863$ K で 10~100 μm であり、温度の影響をあまり受けていない。さらに、 $U = 4.0$ m/s では巣の形成が多数見られた。

3.2 密度分布

図 4 は、 $T_f = 903$ K について各ゲート流速での密度分布を示したものである。ゲート流速が低速の図 4(a) および図 4(b) では、流れ方向に密度低下が見られる。一方、ゲート流速が高速の図 4(c) では、ゲート側の密度が低くなっている。これらの現象は以下のように説明できる。低速ではゲート部での急拡大の影響が小さく、ゲート側から上部へと順次充填されるが、高速の場合には慣性力が大きいため、ゲート側を完全に充填する前に上部に湯が至り、ゲート側の充填が遅れるためと考えられる。

次に図 5 に $T_f = 853$ K での各ゲート流速での密度分布を示す。図 4 と図 5 より、ゲート速度によらず溶湯温度の低下によ

Fig. 2 Micrographs for Various Slurry Temperature at $U = 0.4$ m/s

Fig. 3 Micrographs for Various Slurry Temperature at $U = 4.0$ m/s

Fig. 4 Density Distribution for $T_f = 903$ K

Fig. 5 Density Distribution for $T_f = 853$ K

り密度が上昇していることがわかる。また、図 5(c) ではゲート速度が高速であるにもかかわらず、流れ方向に密度が低下している。これは、固相粒子の存在により溶湯の見掛け粘性が増大し、慣性力の影響が相対的に小さくなるためと考えられる。

図 6 に溶湯温度 t_f と平均密度 ρ_m の関係を示す。各ゲート速度において $T_f = 863$ K までは溶湯温度の上昇に伴って平均密度の低下が見られる。そして、 $T_f = 873$ K 付近で密度の急激な減少が見られ、それ以上の溶湯温度では密度は一定となっている。これは、温度の上昇に伴う固相率の低下による凝固収縮量の増大以外にも、固相粒子による溶湯粘性の増加が影響していると考えられる。

図 7 に見掛け Re 数 Re_a と平均密度率 ρ_m/ρ_s の関係を示す。 Re_a は以下の式で求めた。

$$Re_a = UD_e/\nu_a \quad (1)$$

ここで D_e はゲートの等価直径、 $\nu_a = \{1 + 1.56f_s/(0.52 - f_s)\}\nu_0$ は見掛け粘性⁽¹⁾、 ν_0 は液相状態での溶湯の動粘性係数である。図 7 において、まず、 $T_f = 853$ K のデータを見ると、 ρ_m/ρ_s は Re_a に伴い緩やかに低下している。次いで、 $T_f = 858$ K のデータを見ると、 $Re_a < 1.3 \times 10^4$ では $T_f = 853$ K の場合とほぼ等しい ρ_m/ρ_s であるが、 $Re_a \approx 2.0 \times 10^4$ で急激な ρ_m/ρ_s の低下が見られる。他の T_f についても同様な傾向を示すが、 ρ_m/ρ_s が急激に低下する Re_a は、 T_f の上昇、すなわち固相率の減少に伴い小さくなっている。以上のことより、 ρ_m/ρ_s に与える U と f_s の影響は、低流速域では Re_a によりまとめられると言えよう。しかし、ある Re_a を超えると、急激な ρ_m/ρ_s の低下が見られることから、固相粒子による乱れの抑制効果は、ある Re_a になると急激に減少することや、この Re_a は固相率が高いほど大きいことが分かる。

3.3 硬さ分布

半溶融成形品の強度特性を推し量るため、ビッカース硬さの測定を行った。なお、出来るだけ巣の影響を受けないよう、 $\rho_m/\rho_s > 0.98$ となるゲート流速が $U = 0.4$ m/s の場合を対象

Fig. 6 Relationship between ρ_m and T_f

Fig. 7 Variation of ρ_m/ρ_s with Re_a

Fig. 8 Distribution of Hardness

とした。図 8 に、硬さの厚さ方向分布を示す。測定位置はゲートより 35 mm、左側面より 20 mm であり、厚さ方向に 0.2 mm 間隔である。また、測定位置が固相粒子である場合 (α 相) とそうでない場合 (β 相) を区別して、データをプロットしてある。いずれの T_f に関しても、厚さ方向の硬さ分布に明確な傾向は観察されない。また、 α 相は $HV = 56.2 \sim 87.2$ であるのに比べて、 β 相は $HV = 66.5 \sim 101$ と高い。HV の平均値 m と標準偏差 σ は、 $T_f = 853$ K では $(m, \sigma) = (77.5, 9.57)$ 、863 K では $(79.2, 8.91)$ 、873 K では $(83.4, 8.57)$ であり、 T_f の上昇に伴って、硬さは高くなり、かつ変動は小さくなっている。従って、本測定結果からは、 T_f の高い場合に高強度が得られると推察される。

参考文献

- (1) Mori and Ototake, Kagaku Kogaku (in Japanese), 20 (1956), 488.