

(技術資料)

## 耐熱マグネシウム合金部材の製造技術

### Technology for Manufacturing Magnesium Alloy Components with Excellent Heat Resistance



浅川亮史\*1  
Ryoji ASAKAWA



蛭川謙一\*1  
Kenichi HIRUKAWA

Magnesium alloy forgings have been attracting attention for use in next-generation components with light weight and high heat resistance. A two-step process, consisting of casting small diameter rods and forging them, offers a viable solution for reducing the cost of forged Mg alloy products. To establish the process, we have developed technologies for continuously casting small diameter rods and for forging Mg alloys with low deformability.

まえがき＝地球温暖化対策として、輸送機の軽量化による燃費向上への取組が各方面で進められている。そうしたなか当社では、エンジン系部品にも適用可能な展伸用耐熱Mg合金の開発および製造技術の開発を行っている。

一般的にMg合金は軽量であるが、溶解・鋳造時は溶湯燃焼防止策を行う必要がある。また最密六方晶構造を有するため、立方晶構造を有するAl合金と比較して塑性加工性に乏しい。そのため、従来の製造技術（大径棒鋳造→押出→鍛造）では成形工程が多数回になって製造コストが割高になる。Mg合金の用途を拡大するためには製造コストの低減が不可欠である。

そこで、塑性加工性の改善に有効な微細結晶粒を有する鍛造素材を、生産性に優れた連続鋳造にて製造する新技術（小径棒鋳造→鍛造）の開発を行った。

本稿では鋳造材の鍛造特性、および小径連続鋳造棒の鋳造技術を紹介する。

#### 1. 長周期積層型Mg合金の特性

近年、Mgに適量のRE（レアアース）とZnを添加することで長周期積層構造という原子配列を持つMg合金が発見され、研究が進められている<sup>1)</sup>。この長周期積層型Mg合金は、高温で熱処理を施すことで析出する濃度変調を伴った長周期積層構造相と $\alpha$ -Mg相との二相から成る。また、長周期積層構造相は熱的に安定であり、塑性加工によってキンク変形することで優れた機械的性質を発現する。当社は、独立行政法人科学技術振興機構（JST）の主導によって平成18～23年度に実施された「地域結集型共同研究事業（次世代耐熱マグネシウム合金の基盤技術開発）」に参画し、長周期積層型Mg合金であるMg-2Gd-1Zn[at%]（Mg-11.5Gd-2.4Zn[wt%]）合金の製品化を目指して開発を進めている<sup>2)</sup>。

従来の耐熱Mg合金QE22、WE54、および耐熱Al合金

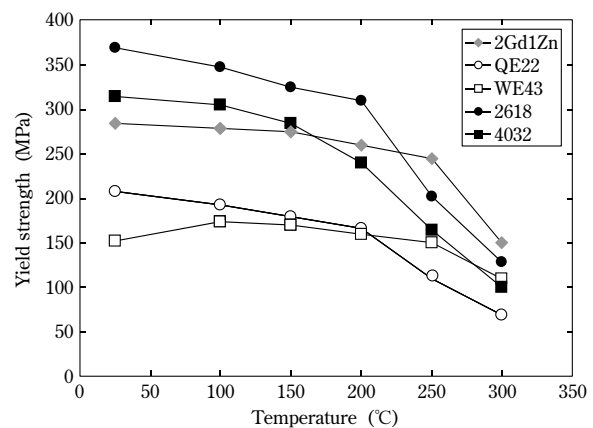


図1 開発Mg合金と各種汎用合金の温度-耐力値  
Fig. 1 Yield Strength of various Mg and Al alloys

2618、4032と本開発合金との耐力を比較したデータを図1に示す。従来の耐熱Mg合金と比較して室温から300℃に至るまで高強度であり、250℃以上では強度低下を示す耐熱Al合金より優位となる。この耐熱性および軽量性が要求される部材への適用が期待されている。

#### 2. 開発合金の成形性と強度に及ぼす粒径の影響

開発合金Mg-2Gd-1Zn-0.2Zr[at%]を溶解し、成形性への影響因子である粒径の影響を調査した。冷却速度、および微細化剤であるZrによって粒径の異なる素材を作製し、鍛造前熱処理520℃×2h→80℃焼入れ→400℃×1hを施した材料にて成形性や強度に及ぼす鍛造条件の影響を調査した。

##### 2.1 冷却速度と微細化剤が及ぼす粒径への影響

冷却速度2水準（砂型、銅金型）および微細化剤（以下、Zrという）2水準（添加、無添加）の合計4水準の粒径の異なる素材を作製した。砂型および銅金型の寸法は内径65mm、高さ200mmのものを用いた。図2に砂型

\*1 アルミ・銅事業部門 大安工場

および銅金型を用いて鋳造した際の冷却曲線を示す。温度測定にはφ1mmシース型熱電対を用い、固液間凝固速度を冷却速度とした。冷却速度は砂型が0.017°C/s、銅金型は0.34°C/sであった。図3は、冷却速度とZrの有無が粒径に及ぼす影響を示す。また図4は、冷却速度の違いあるいはZrの有無による鋳造材組織（粒径）の変化を示す。冷却速度の増加による結晶粒径への影響は、Zr無添加材において2,800μmから840μmへ微細化し、Zr添加材においては130μmから57μmへ微細化した。また、粒界3重点に見られる粗大な晶出物(Mg3Gd相)のサイズは冷却速度の影響が大きく、0.017°C/sから0.34°C/sに増加することにより、25μm程度であったものが7μm程度に微細化した。

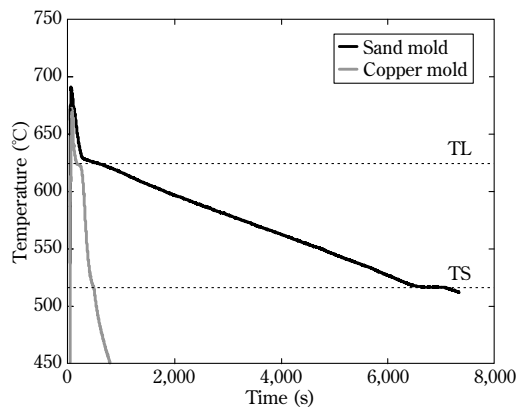


図2 砂型および銅金型の冷却曲線

Fig. 2 Cooling curve by sand mold and copper mold

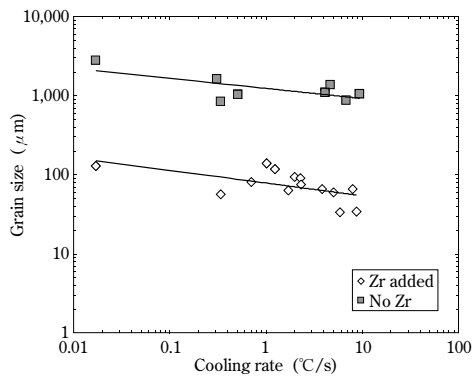


図3 冷却速度とZrが粒径に及ぼす影響

Fig. 3 Effect of cooling rate and Zr on grain size

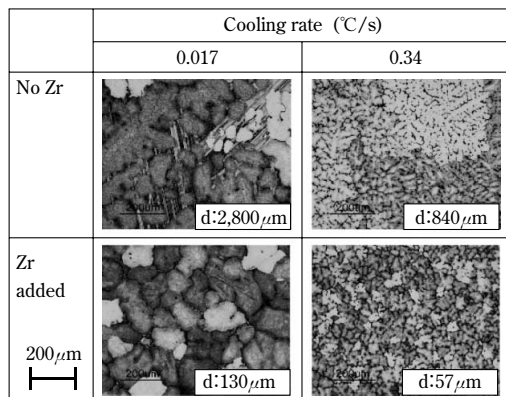


図4 冷却速度とZr添加別鋳造材組織

Fig. 4 Microstructure of each cooling rate and Zr (as-cast)

## 2.2 冷却速度と微細化剤が及ぼす成形性への影響

鍛造試験方法は、φ60mmの円柱形試料を軸方向掘込み自由鍛造とし、圧下率50%、65%、および80%の3水準、鍛造温度380°Cで油圧プレスにより潰し鍛造を行った。成形性の評価方法は鍛造後の試験片外観より、×(上面に達する割れ)、△(側面へのひび)、○(割れ、ひびなし)の3段階とした。表1に潰し鍛造後の成形性評価結果を示す。冷却速度の影響は冷却速度0.017°C/sから0.34°C/sと急冷させることで成形性が向上した。また、Zr添加によって成形性が向上した。

さらに、マイクロ組織に及ぼす冷却速度とZr添加の影響を組織観察によって調査した(図5)。熱処理により粒界晶出物が固溶しているものの、鋳造材で見られた冷却速度の増加に伴って粒界晶出物が微細化する現象が、鍛造前熱処理材においても確認できた。同熱処理材の破断面形態(図6)が粒界割れを呈していたことから、この残留粒界晶出物は成形性の影響因子であると考えられる。

表1 冷却速度とZrが成形性に及ぼす影響  
Table 1 Influence of cooling rate and Zr on formability

| Cooling rate (°C/s) | Grain refiner | Reduction ratio |     |     |
|---------------------|---------------|-----------------|-----|-----|
|                     |               | 50%             | 65% | 80% |
| 0.017               | No Zr         | △               | ×   | ×   |
|                     | Zr added      | ○               | ○   | ×   |
| 0.34                | No Zr         | ○               | ×   | ×   |
|                     | Zr added      | ○               | ○   | △   |

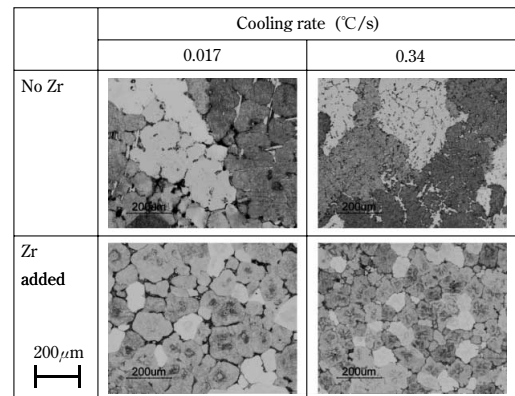


図5 冷却速度とZr添加別熱処理材組織

Fig. 5 Microstructure of each cooling rate and Zr (heat treated)

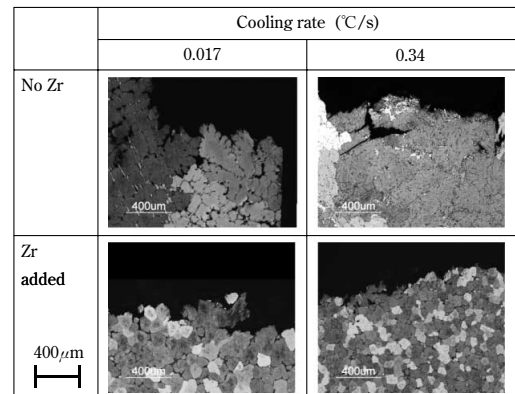


図6 冷却速度とZr添加別熱処理材破断面組織

Fig. 6 Fracture surface of each cooling rate and Zr (heat treated)

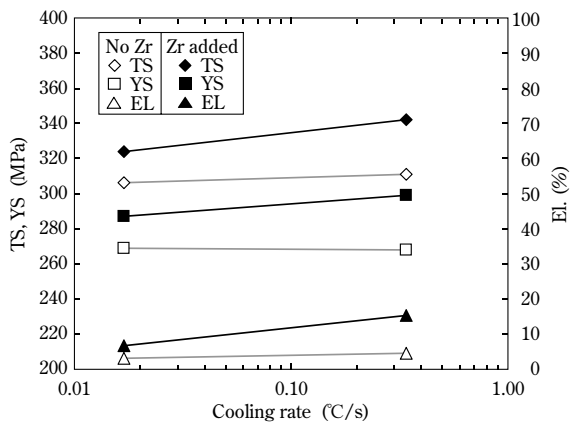


図7 冷却速度とZr添加別鍛造材引張試験結果  
Fig. 7 Effect of cooling rate and Zr on mechanical property (forged)

すなわち、冷却速度増加による粒径および粒界晶出物サイズの微細化は鍛造前熱処理後の残留晶出物起点割れを抑制し、成形性を向上させたと考えられる。また、Zr添加が粒界晶出物サイズに及ぼす影響は冷却速度より小さいが、結晶粒微細化による延性改善が成形性向上効果を一層顕著にさせると考えられる。

### 2.3 冷却速度と微細化剤が及ぼす強度への影響

図7に冷却速度とZrの有無による圧下率80%鍛造材の引張試験結果を示す。Zr無添加材においては冷却速度の増加により引張強度と伸びはわずかに向上し、Zr添加剤においては引張強度と伸び、さらには耐力が大きく向上した。例えばZr添加材において冷却速度0.017°C/sから0.34°C/sと増加することで、耐力は287MPaから299MPaとわずかに増加するのに対し、伸びは6.6%から15.4%と大きく増加している。この冷却速度とZrが及ぼす伸びへの影響は2.2節で述べた成形性への影響とも一致する。

## 3. 開発合金の成形性および強度に及ぼす鍛造条件の影響

ほとんどのMg合金の結晶は最密六方晶構造であり、常温におけるすべり面は(0001)のみのため、立方晶であるAl合金や銅合金に比べて成形性に乏しい<sup>3)</sup>。

そこで本章では、銅金型を用いて開発合金の鋳塊を作製した。その後、鍛造前熱処理(520°C×2h→80°C焼入れ→400°C×1h)を施した材料にて成形性、強度に及ぼす鍛造条件の影響を調査した。

### 3.1 プレス速度の成形性と強度への影響

プレス速度の影響を確認するため、鍛造温度350°C、圧下率30%、50%、80%の3水準にてメカニカルプレスおよび油圧プレスによる鍛造を行った。プレス速度はメカニカルプレスが250mm/s、油圧プレスが5mm/sである。2.2節と同様の方法で行った成形性評価結果を表2に示す。プレス速度250mm/sでは圧下率30%においてもひびが生じ、プレス速度5mm/sでは圧下率50%まで割れることもなく鍛造することができた。図8に各プレス速度による圧下率30%材の引張試験結果を示す。なおプレス速度250mm/s材の伸び値は標点外破断を呈したため除してある。プレス速度5mm/s材と比べてプレス速度250mm/s材は強度が劣っていた。

### 3.2 鍛造温度の成形性と強度への影響

圧下率を80%一定とし、鍛造温度を300°C、350°C、および400°Cとしたときの油圧プレスによる鍛造材の概観写真を図9に示す。鍛造温度300°Cでは全体に割れが入るのに対し、400°Cでは側面にひびが確認できる程度であり、鍛造温度の上昇に伴って成形性が向上している。圧下率80%、鍛造温度350°Cおよび400°Cでの油圧プレスによる鍛造材の機械的性質を図10に示す。鍛造温度による伸びへの影響は少ないが、鍛造温度が低いほど引張強度および耐力が向上する。鍛造温度400°Cでの耐力は約240MPaであるが350°Cでは約290MPaまで向上する。

表2 プレス速度別成形性評価試験結果  
Table 2 Effect of press speed on formability

| Press speed (mm/s) | Reduction ratio |     |     |
|--------------------|-----------------|-----|-----|
|                    | 30%             | 50% | 80% |
| 250                | △               | ×   | —   |
| 5                  | ○               | ○   | ×   |

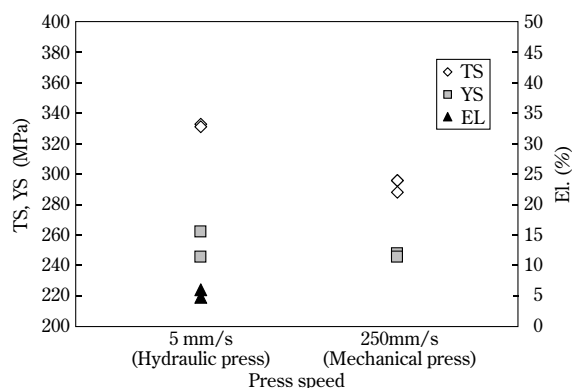


図8 プレス速度別引張試験結果  
Fig. 8 Effect of press speed on mechanical property

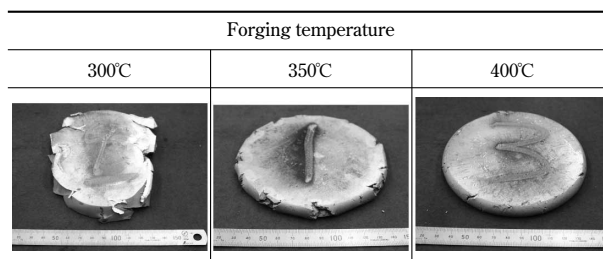


図9 鍛造温度別鍛造材外観  
Fig. 9 Effect of forging temperature on formability

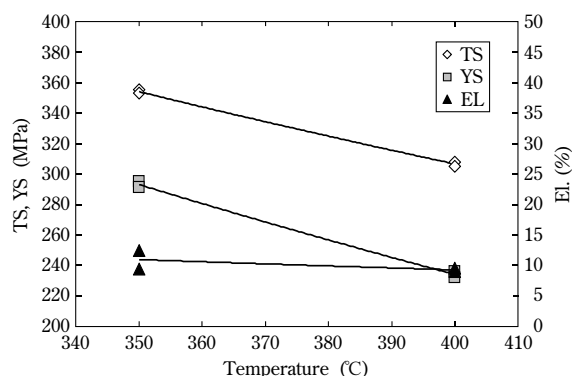


図10 鍛造温度別引張試験結果  
Fig. 10 Effect of forging temperature on mechanical property



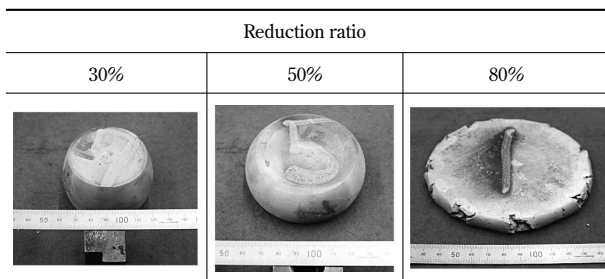


図11 圧下率別鍛造材外観  
Fig.11 Effect of reduction ratio on formability

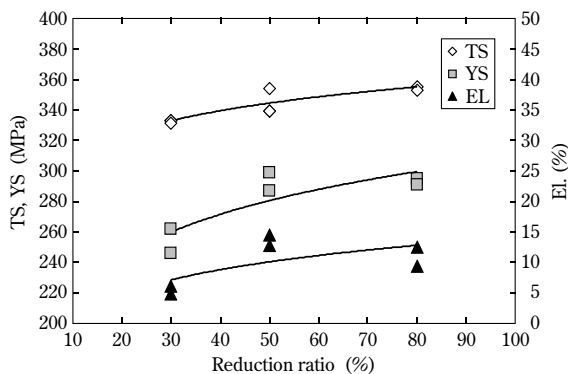


図12 圧下率別引張試験結果  
Fig.12 Effect of reduction ratio on mechanical property

### 3.3 圧下率の成形性と強度への影響

鍛造温度を350℃の一定とし、圧下率を30%、50%、および80%と変化させたときの油圧プレスによる鍛造材の外観写真を図11に示す。圧下率50%まではひびや割れが生ずることなく鍛造可能であるが、80%では割れが発生した。図12に各圧下率における引張試験結果を示す。圧下率と機械的性質は比例傾向であり、圧下率30%の耐力は約260MPaであるが圧下率50%および80%では約290MPaまで向上する。

## 4. 連続鋳造技術

連続鋳造は大別して縦型方式および横型方式がある。縦型方式は鋳造方向と重力方向が一致することから、一般的に鋳塊のマクロ偏析が少なく内部品質に優れ、大径にも対応可能な特徴がある。横型方式は、鋳造中に鋳塊を切断するため完全連続鋳造が可能であり、歩留りおよび生産性に優れるうえに、ピットなどが不要で設備が安価な特徴がある。小形鍛造部材の製造技術開発にあたっては、小径棒を大量生産する場合においてコスト的に有利な横型方式を採用し、図13に示す試作用横型連続鋳造機を製作した。

本章では、開発したMg合金用の連続鋳造技術を、当社で既に製造しているAl合金用の連続鋳造技術と比較して記す。

### 4.1 溶解歩留り

Al合金と異なりMg合金の溶湯は非常に活性であるため、空気中の酸素と反応して容易に燃焼する。燃焼による減失、およびカバーフラックスによるメタル持出しを防ぐため、溶解保持炉からタンディッシュまで不活性ガスによる溶湯保護を行った。炉内およびタンディッシュ内の気密性を確保し、カバーガスによる適切な置換を行

うことで溶解歩留り95%以上を可能とした。

### 4.2 鋳造速度・表面性状

鋳造速度は生産に直結する能力であり、高速であることが望まれる。しかし、連続鋳造というプロセス上、鋳型からの冷却による溶湯の凝固速度が釣合う範囲を超えることはできない。また、鋳造速度が凝固速度以下であれば鋳造は可能であるが、鋳型の一次冷却能が過剰になると横型連続鋳造特有のリプル肌が深くなり、ピーリング代の増大を招く。

表3にMgとAlの物性を示す。MgはAlと比較して比熱は大きい密度がそれ以上に小さいため、容積比熱は小さい。適度な鋳造速度と平滑な鋳肌を確保するために、Mg合金の物性に見合った冷却能を持つ鋳型の材質選定および設計を行う必要がある。例として図14に異なる材質の鋳型により鋳造した鋳造棒表面外観写真を示す。鋳型の冷却能が高い鋳型Aでは深いリプル肌を示し、冷却能が低い鋳型Cでは平滑な肌を示している。

### 4.3 連続鋳造材の成形性

連続鋳造材の成形性を確認するために、開発合金を鋳塊径φ65mmおよびφ168mmにて鋳造し、前述の鍛造前熱処理後に鍛造温度380℃、圧下率50%、65%、および80%の3水準にて油圧プレスによる鍛造を行った。前述の方法による成形性評価結果を表4に示す。φ168mmの素材に比べて小径であるφ65mm素材の方が成形性に優れており、前述(2.2節)で最も成形性に優れていた銅金型鋳込みZr添加材と同等であった。図15に鋳塊径

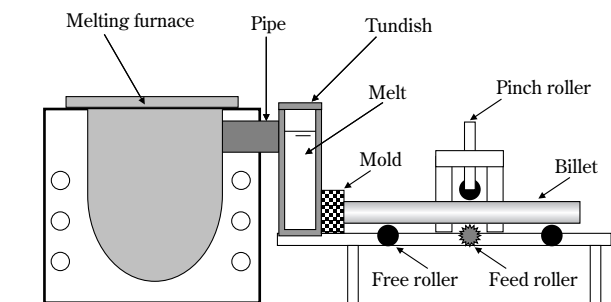


図13 横型連続鋳造機概要図  
Fig.13 Horizontal continuous casting machine

表3 Mg, Alの物性値  
Table 3 Physical properties of Mg and Al

| Material | Density (kg/m <sup>3</sup> ) | Specific heat (J/kg/K) | Volumetric specific heat (J/m <sup>3</sup> /K) | Latent heat (kJ/kg) |
|----------|------------------------------|------------------------|--|---------------------|
| Mg       | 1,738                        | 1,050                  | 1,825×10 <sup>3</sup>                          | 368                 |
| Al       | 2,700                        | 920                    | 2,484×10 <sup>3</sup>                          | 385                 |

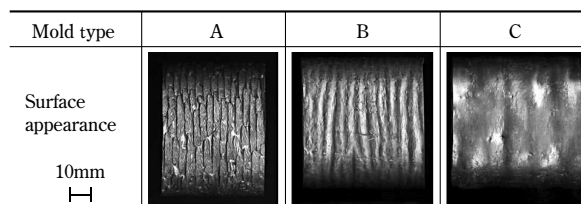


図14 鋳型種別による鋳造棒表面外観写真  
Fig.14 Influence of mold material on billet surface appearance

表4 連続鋳造径別成形性評価結果

Table 4 Formability effect of each continuous casting diameter

| Casting diameter | Reduction ratio |     |     |
|------------------|-----------------|-----|-----|
|                  | 50%             | 65% | 80% |
| φ 65mm           | ○               | ○   | △   |
| φ 168mm          | ○               | △   | ×   |

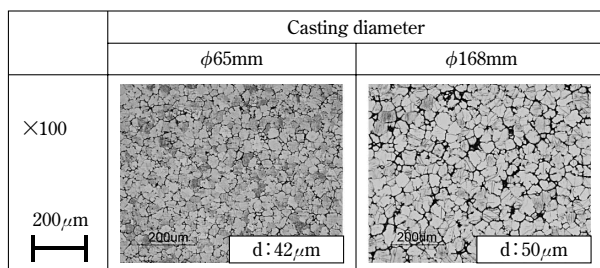


図15 連続鋳造径別鋳造材組織

Fig.15 Microstructure of each continuous casting diameter (as-cast)

φ 65mmおよびφ 168mmの鋳造材組織を示す。鋳塊径によらず粒径は約50 $\mu$ mと小さいが、粒界晶出物サイズはφ 168mmからφ 65mmへと小径となることで、11 $\mu$ mか

ら6 $\mu$ mへと微細になった。この結果、2.2節で述べた鍛造前熱処理による残留晶出物起点割れを抑制し、成形性を向上したと考えられる。

むすび=本稿では、輸送機器への適用に向けた耐熱Mg合金の特性および鍛造技術、低コスト製造プロセスである小径連続鋳造棒の鋳造技術と成形性について紹介した。当社では本開発Mg合金をAl合金に次ぐ将来の軽量化部材と位置付けており、ユーザーズであるコストをはじめ、諸問題に対して改善を行うことで貢献し、幅広い用途拡大に寄与していく所存である。

#### 参考文献

- 1) 河村能人. 軽金属. 2004, Vol.54, No.11, p.503-504.
- 2) 独立行政法人科学技術振興機構. 次世代耐熱マグネシウム合金の基盤技術開発.  
[http://www.jst.go.jp/chiiiki/kesshu/kadai\\_shoukai/c-h18-kumamoto/c-h18-kumamoto.pdf](http://www.jst.go.jp/chiiiki/kesshu/kadai_shoukai/c-h18-kumamoto/c-h18-kumamoto.pdf) (参照 2012-03-05)
- 3) 日本マグネシウム協会. マグネシウム技術便覧. 第1版, カロス出版, 2000, p.490.